

# Schlussbericht

---

zu IGF-Vorhaben Nr. 20289 N

## Thema

Bestimmung der Zusammenhänge zwischen dem Crashverhalten stranggepresster Aluminiumprofile und den Herstellungsprozessen durch Experimente und numerische Simulation

## Berichtszeitraum

01.11.2018 bis 30.04.2021

## Forschungsvereinigung

Stifterverband Metalle e.V.

## Forschungseinrichtung(en)

Nr. 1: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM  
Nr. 2: Forschungszentrum Strangpressen (FZS), TU Berlin  
Nr. 3: Institut für Kraftfahrzeugtechnik und Mechatronik (ikm),

Gefördert durch:

## Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben „Bestimmung der Zusammenhänge zwischen Crashverhalten stranggepresster Aluminiumprofile und Fertigungsprozessen durch Experimente und Simulation“, IGF-Projekt Nr. 20289 N, der Forschungsvereinigung Stifterverband Metalle e.V., Wallstr. 58/59, 10179 Berlin wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

## Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Zur Bearbeitung des Projektes wurden 28,5 Monate wissenschaftlich-technisches Personal (A1) beim Fraunhofer IWM, 23,5 Monate wissenschaftlich-technisches Personal (A1) beim Forschungszentrum Strangpressen (FZS), Technische Universität Berlin und 26 Monate wissenschaftlich-technisches Personal (A1) beim Labor Umformmaschinen und Leichtbau Fügetechnik (LUM-LFT) Hochschule Heilbronn eingesetzt. Die Arbeiten wurden gemäß dem Forschungsantrag durchgeführt. Die für das Forschungsprojekt geleisteten Arbeiten waren angemessen und zur Erreichung des Forschungszieles notwendig.

Es wurden keine Geräte beschafft. Für die Simulation des Strangpressens sowie der Abkühlung wurde als Leistungen Dritter eine Mietlizenz der Software HyperWorks herangezogen.

## Angaben über gewerbliche Schutzrechte

Es wurden im Rahmen des vorliegenden Projektes keine gewerblichen Schutzrechte erworben. Eine Anmeldung eines gewerblichen Schutzrechtes ist nicht beabsichtigt.

---

## Kurzzusammenfassung

Drei stranggepresste Profilgeometrien, die über 18 unterschiedliche Prozessvarianten hergestellt wurden, unter unterschiedlichen Spannungszuständen statisch charakterisiert. Neben den globalen Größen wie z.B. Kraft, Verschiebung wurden lokale Dehnungsfelder während der Versuche ermittelt.

Die mechanischen Kennwerte und die maximal möglichen Biegewinkel wurden für alle untersuchten Prozessvarianten bestimmt und systematisch verglichen. Zusätzlich wurden die Einflüsse der Mehrachsigkeit auf die Bruchdehnungen bei Scherung, einachsigen Zug, ebener Dehnung bis zum biaxialen Zug quantifiziert. Hierbei wurde die Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften erfasst.

Die mechanischen Eigenschaften der Pressprofile wurden im Wesentlichen durch die Pressgeschwindigkeit, die Abkühlung und die Wärmebehandlung beeinflusst. Mit zunehmender Pressgeschwindigkeit nimmt die Fließspannung deutlich ab. Dieser Effekt konnte jedoch bei Scherbelastung nicht festgestellt werden.

Die Einflüsse der Prozessparameter des Strangpressens auf die Mikrostruktur wurden anhand von Licht- und REM-Untersuchungen sowie EBSD-Analyse untersucht. Die Verteilungen der Korngröße und der Kornorientierung wurden ermittelt.

Die Einflüsse der einzelnen Prozessparameter auf die mikrostrukturellen Eigenschaften und damit auf das mechanische Verhalten wurden bestimmt. Den stärksten Einfluss auf die Festigkeit (Dehngrenze, Zugfestigkeit, Härte) hat erwartungsgemäß die Warmauslagerung (T6). Bei gleicher Wärmebehandlung (T6) wirken sich die mittlere Korngröße im Kerngefüge sowie der Grobkorn-Anteil auf die mechanischen Eigenschaften aus.

Ein Versagensmodell wurde für unterschiedliche Prozessvarianten kalibriert und durch die Simulation verschiedener Probenversuche überprüft.

Die Komponentensimulationen mit den kalibrierten Materialparametern sind in der Lage, das Verformungs- und Versagensverhalten von Profilen aus verschiedenen Prozessen vorherzusagen.

Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde somit erreicht.

---

## Inhaltsverzeichnis

|       |   |    |
|-------|---|----|
| 1     | Einleitung.....   | 7  |
| 1.1   | Problemstellung.....  | 7  |
| 1.2   | Motivation .....  | 9  |
| 1.3   | Zielsetzung .....   | 9  |
| 1.4   | Vorgehensweise.....   | 10 |
| 2     | Stand der Technik.....  | 13 |
| 2.1   | Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften.....                                    | 14 |
| 2.2   | Anforderungen an Crashverhalten von Aluminiumprofilen .....   | 16 |
| 2.3   | Beschreibung von physikalischen Zusammenhängen zwischen<br>Prozessparametern und Produkteigenschaften ..... | 18 |
| 2.4   | Integrierte Simulation mit Mikrostrukturmodellierung.....   | 19 |
| 2.5   | Alternative Ansätze zur Beschreibung der Einflüsse von Prozessparametern<br>auf Produkteigenschaften .....  | 21 |
| 3     | Experimentelle Untersuchungen zum Strangpressen von Hohlprofilen.....                                       | 24 |
| 3.1   | Auslegung der Profilgeometrien .....  | 24 |
| 3.2   | Ermittlung von Umformkennwerten für die Strangpresssimulation .....   | 24 |
| 3.3   | Direktes Strangpressen von Hohlprofilen.....  | 25 |
| 3.4   | Ermittlung der Abkühlrate nach dem Strangpressen .....  | 27 |
| 3.5   | Modellierung des Strangpressens und der Profilkühlung .....   | 41 |
| 4     | Bestimmung der Mikrostruktur und standardisierter Kennwerte .....   | 47 |
| 4.1   | Untersuchung des Gefüges unter Licht- und Rasterelektronenmikroskop .....                                   | 47 |
| 4.2   | Bestimmung der Kornorientierung mit Hilfe der EBSD-Analyse.....   | 50 |
| 4.3   | Lokale Härtemessung an Schlifflinien.....   | 64 |
| 4.4   | Zug- und Biegeversuche.....   | 65 |
| 4.4.1 | Zugversuche .....   | 66 |
| 4.4.2 | Biegeversuche (Plättchen-Biegeversuch) .....  | 80 |
| 5     | Aufbau eines KNN (Strangpress-Modell) für die Vorhersagen mechanischer<br>Eigenschaften .....               | 86 |
| 5.1   | Auswahl geeigneter Ansätze für die Modellerstellung und Abschätzung der<br>erforderlichen Daten.....        | 86 |
| 5.2   | Aufbau und Erprobung des KNN .....  | 87 |
| 5.3   | Anpassung des Prozess-KNN für die Abbildung unterschiedlicher<br>Profilgeometrien.....                      | 94 |

---

|     |   |     |
|-----|---|-----|
| 6   | Probenversuche und Modellierung zum Einfluss des Spannungszustands auf das Versagensverhalten .....   | 94  |
| 6.1 | Statische Scherzug-, Kerbzug- und Durchstoßversuche.....  | 94  |
| 6.2 | Zug- und Stauchversuche an Kleinproben zur Charakterisierung der Eigenschaften der Pressnaht.....   | 107 |
| 6.3 | Modellentwicklung und Ermittlung von Versagensparametern durch inverse Simulation.....  | 109 |
| 6.4 | Kalibrierung der Elementgrößenabhängigkeit der Versagensparameter .....   | 124 |
| 7   | Komponentenversuche und -simulationen an Profilen .....   | 125 |
| 7.1 | Statische Stauch- und Biegeversuche .....   | 125 |
| 7.2 | Komponentensimulationen zur Analyse lokaler Verformungs- und Versagensvorgänge .....  | 128 |
| 8   | Erstellung eines zweiten KNN (Crashtest-Modell) zur Verknüpfung von Prozessparametern und mechanischen Eigenschaften mit Crasheigenschaften der Profile ..... | 133 |
| 8.1 | Auswahl geeigneter Ansätze für die Modellerstellung und Abschätzung der erforderlichen Daten.....   | 133 |
| 8.2 | Aufbau und Erprobung des KNN .....  | 133 |
| 8.3 | Anpassung des KNN-Crashtest-Modells für die Abbildung unterschiedlicher Profilgeometrien .....  | 137 |
| 9   | Erstellung und Validierung des Gesamtmodells .....  | 139 |
| 9.1 | Verknüpfung der KNN aus AP 3 und AP 6 und Validierung und Abgleich des KNN .....  | 139 |
| 9.2 | Umsetzung, Erstellung einer Java-basierten Applikation für das Prozessmodell.....   | 139 |
| 9.3 | Anwendung der gesamten Methode für das zweite Profil .....  | 140 |
| 10  | Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse .....  | 140 |
| 11  | Ergebnistransfer in die Wirtschaft .....  | 141 |
| 12  | Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts .....   | 144 |
| 13  | Danksagung .....  | 145 |
| 14  | Literaturverzeichnis .....  | 146 |

---

# 1 Einleitung

## 1.1 Problemstellung

Komponenten Aluminiumwerkstoffe finden im Trend zum Leichtbau aufgrund des ausgezeichneten Verhältnisses von Festigkeit zu Gewicht und der großen Vielfalt von Halbfertigprodukten (Bleche, Strangpressprofile, Druckgussteile) zunehmende Anwendungen im Automobilbau. Insbesondere zeigen stranggepresste Aluminiumprofile aus neuen optimierten Legierungen großes Potenzial für komplexe Konstruktion, gutes Verformungsverhalten (Crashworthiness) und funktionale Integration und sind deswegen für kostengünstige Massenproduktion sehr geeignet [HIR14]. Moderne duktile Aluminiumlegierungen bieten ausgezeichnete Eigenschaften hinsichtlich der Energieaufnahme bei Unfällen. Bei entsprechend gutem Design kann Aluminium über 30 kJ pro kg des Gesamtgewichtes eines Strukturelements absorbieren. Dies unterstreicht die Tatsache, dass OEMs zukünftig auf den Leichtbauwerkstoff Aluminium, insbesondere in den Verarbeitungsformen der stranggepressten Aluminiumprofile sowie der umgeformten Aluminiumbleche, setzen werden [EAA12].

Die widersprüchlichen Anforderungen hinsichtlich gleichzeitiger Gewichtsreduzierung und Erhöhung der Crashesicherheit stellen eine große Herausforderung beim Automobildesign dar. Wesentliche Fragestellungen für die Lieferanten von Aluminiumkomponenten und die Automobilhersteller betreffen die optimale Kombination von Festigkeit, Duktilität und Geometrie eines Profils für eine Crashanwendung. Automobilhersteller haben bereits technische Lieferrichtlinien [AUD05] für unterschiedliche Festigkeitsklassen erarbeitet. Allerdings reichen die heutigen technischen Lieferrichtlinien nicht aus, um die Konstrukteure bei der Entwicklung von Karosserien mit Aluminium-Strangpressprofilen hinreichend zu unterstützen, weil die Verformungsgrenzen und Anisotropie-Kennwerte unbekannt sind.

Die finalen mechanischen Eigenschaften von Aluminiumprofilen hängen von der chemischen Zusammensetzung, den Parametern des Strangpressens, den anschließenden Wärmebehandlungen (Abschreckung, Warmauslagerungen) und der Belastungssituation ab. Da die Anzahl der Einflussfaktoren umfangreich und das Prozessfenster nicht deutlich ist, sind keine einfachen Beziehungen zwischen den möglichen Legierungen, den Prozessparametern und den gewünschten mechanischen Merkmalen für ein optimiertes Crashverhalten vorhanden.

Derzeit versucht jeder Hersteller eigene Teilerfahrungen zu sammeln und die Kundenwünsche mit dem Verfahren „Versuch und Irrtum“ zu erfüllen. Dies wird dadurch erschwert, dass immer mehr neue optimierte Legierungen in den 6000er und 7000er Serien auf den Markt kommen und die Crasheigenschaften mit ergänzenden aussagefähigeren Versuchen wie z.B. mit Biegewinkel-, Scherzug- und Durchstoßproben charakterisiert werden müssen. Aus dieser Situation ist abzuleiten, dass eine systematische Untersuchung zur Erfassung der Zusammenhänge zwischen den Legierungen, den verschiedenen Fertigungsprozessen und den ausgewählten Merkmalen für das optimale Crashverhalten notwendig ist.

---

Ein hoher Anteil aktueller Fragestellungen bei der Prozessanalyse ist mit der Entwicklung des Werkstoffgefüges bei Formgebungsprozessen verbunden. Diese resultiert sowohl aus der Werkstoffzusammensetzung als auch aus der Herstellungs- und Verarbeitungshistorie [BER13]. Die Simulation von Fertigungsprozessen kann hierzu entscheidende Informationen zur Planung aktueller Fertigungsprozesse und zukünftiger Produkte liefern. Dabei werden insbesondere die Auswirkungen von veränderlichen Eingangs- und Zustandsgrößen auf das Ergebnis des Prozesses betrachtet [BOO11]. Neben der Legierungs- und Prozessentwicklung kann die Prozesssimulation auch im Rahmen eines virtuellen Qualitätsmanagements eingesetzt werden. Dieser Aspekt ist insbesondere für KMU interessant, deren Schwerpunkt auf der Halbzeug-Herstellung und Prozessoptimierung liegt und die keine eigene Legierungsentwicklung betreiben.

Durchgängige Konzepte zur simulationsgestützten Material- und Prozessentwicklung (ICME: Integrated Computational Materials Engineering) [SCH11] erfordern einen sehr hohen zeitlichen und personellen Aufwand [BAR04], der nur von Großunternehmen mit entsprechendem Mengengerüst erbracht werden kann. Für die Analyse der einzelnen Prozessschritte werden Spezialisten benötigt. Multiskalen-Ansätze sind gegenwärtig noch sehr zeitaufwendig und im Bereich der langfristigen Vorentwicklung einsetzbar. Für KMU ist der ICME-Ansatz i.d.R. nicht mit den begrenzten Ressourcen realisierbar, so dass sich der Wissensabstand gegenüber Großunternehmen und Konzernen weiter vergrößert.

Die numerische Simulation des Strangpressens ist im Vergleich zu anderen Halbzeug-Prozessen wie dem Flachwalzen wesentlich aufwendiger, da deutlich mehr Elemente zur Diskretisierung der beteiligten Kontaktkörper verwendet werden und sehr viele Berechnungsschritte notwendig sind, bis der Prozess einen "quasistatischen Zustand" erreicht. Eine repräsentative Aussage zu den Produkt- und Gefügeeigenschaften ist erst nach einer vergleichsweise langen Berechnungszeit möglich. Für die Betrachtung von Prozessketten wie dem Strangpressen von Aluminiumprofilen und nachfolgender Prozesse ist zu berücksichtigen, dass die Eingangsparameter für den Folgeprozess durch die vorherigen Prozessschritte determiniert werden. Mit der Simulation von Prozessketten können daher nur stichpunktartig bestimmte Kombinationen von Einzelschritten betrachtet werden. Mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung (DoE) kann jedoch der Umfang der Untersuchungen deutlich reduziert werden [HOR12]. Eine umfassende Abbildung aller Parameterkombinationen ist mit der derzeit verfügbaren Hard- und Software nicht möglich. Zur Gewährleistung der Crashsicherheit von Automobilkomponenten aus Aluminiumprofilen ist eine zuverlässige Versagensmodellierung mit Berücksichtigung der Einflüsse der Fertigungsgeschichte und des Spannungszustands auf die Schädigungsentwicklung erforderlich. Hierzu werden eine systematische Werkstoffcharakterisierung unter crashrelevanter Belastung und die Anwendung eines übertragbaren Versagensmodells benötigt [SUN10]. Mit Hilfe der Vorausrechnungen des kalibrierten Versagensmodells kann die Materialdatenbasis für die Analyse und Beschreibung der Zusammenhänge zwischen Fertigungsprozessen und Crashverhalten deutlich vergrößert werden.

---

## 1.2 Motivation

Als zentrales Forschungsergebnis wird angestrebt, eine zuverlässige und effiziente Methode zur Beschreibung der Einflüsse von Strangpressparametern auf mechanische Eigenschaften eines Strangpressprofils von Aluminiumwerkstoffen zu erstellen und zu überprüfen. Dabei werden die Parameter des Fertigungsprozesses, systematisch variiert und die Auswirkungen der Prozessänderung auf die Mikrostruktur und mechanische Kenngröße, Versagensparameter und Crashmerkmalen von Komponenten genau ermittelt. Die Besonderheit des Projekts liegt in der Bestimmung der Zusammenhänge zwischen Fertigungsprozessen, mechanischen Eigenschaften und Crashverhalten mit Hilfe eines künstlichen neuronalen Netzwerkes (KNN).

## 1.3 Zielsetzung

Das Ziel des vorgeschlagenen Projekts ist die Entwicklung einer Methodik zur Bewertung der Crashtaughigkeit stranggepresster Aluminiumprofile auf Basis von Prozessparametern und spezifischen mechanischen Merkmalen. Mit der Methode soll insbesondere eine Optimierung von Fertigungsprozessen hinsichtlich der Crashtaughigkeit erfolgen und die zu erwartenden Crasheigenschaften bei variierenden Prozessparametern vorhergesagt werden können.

Die Arbeitshypothese des Projektvorschlags besteht darin, dass das Crashverhalten von Aluminiumprofilen von der Legierungszusammensetzung und Fertigungsschritten insbesondere von Strangpressprozessen stark beeinflusst wird und die Zusammenhänge mit Hilfe von ausgewählten Merkmalen aus Proben- und Komponentenversuchen und Prozess- und Struktursimulation unter Einsatz mathematischer Prozessmodelle wie künstlichen neuronalen Netzwerken zuverlässig zu ermitteln sind. Es wird angenommen, dass zur Erfassung dieser Zusammenhänge ein zweistufiger Ansatz mit den Teilprozessen Profilverfertigung und Crashversuch notwendig ist. Für die Teilprozesse sollen auf Basis experimenteller und numerischer Untersuchungen geeignete Ersatzmodelle gebildet werden, die als Basis für eine praxisorientierte Prozessplanung und -optimierung in Echtzeit eingesetzt werden können. Quantitativ erfassbare Profileigenschaften bilden hierbei die Schnittstelle zwischen beiden Teilmodellen.

Zur Erstellung einer ausreichenden Datenbasis für die Analyse mit KNN sind systematische Strangpressversuche, Charakterisierung von Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften sowie Crashversuche erforderlich. Strangpressversuche werden an einer ausgewählten Legierung z.B. EN AW 6082 mit unterschiedlichen Prozessparametern wie z.B. Temperatur, Pressgeschwindigkeit und Pressverhältnis durchgeführt. Die Mikrostruktur in den stranggepressten Profilen wie z.B. Korngröße und rekristallisierter Phasenanteil wird mit Hilfe von Metallographie und EBSD-Analyse bestimmt. Durch Einsatz von analytisch-mathematischen Modellen soll eine reproduzierbare Fertigung der Profile mit Einstellung einer bestimmten Mikrostruktur und damit der Eigenschaften ermöglicht werden. Zur Ermittlung der crashrelevanten Merkmale sollen neben den technischen Kennwerten Biegewinkel, Scherbruchdehnung, Kerbschlagbiegearbeit und Risszähigkeit einbezogen werden. Zur Erfassung der Beziehungen zwischen den

mechanischen Merkmalen und dem Crashverhalten von Profilen werden Proben- und Komponentenversuche unter verschiedenen Belastungen durchgeführt. Zur Analyse der Einflüsse des Spannungszustands auf das Versagensverhalten und zur Erweiterung der experimentellen Datenbasis werden Proben- und Komponentensimulationen mit Versagensmodellierung bei unterschiedlichen Belastungen durchgeführt.

Schließlich wird ein empirisches Modell zur Bestimmung der gesamten Zusammenhänge zwischen Prozessparametern, mechanischen Merkmalen und Crasheigenschaften unter Benutzung eines künstlichen neuronalen Netzwerkes entwickelt und validiert.

## 1.4 Vorgehensweise

Die Vorgehensweise im vorgeschlagenen Projekt wird in Abbildung 1-1 schematisch dargestellt. Das vorgeschlagene Projekt beinhaltet eine Untersuchungskette von der Herstellung von stranggepressten Aluminiumprofilen über die Ermittlung ihrer mechanischen und Mikrostruktur-Merkmale bis zur Bestimmung ihres Crashverhaltens. Dabei werden neben umfangreichen makroskopischen und mikroskopischen experimentellen Untersuchungen Crashsimulationen und mathematische Analysemethoden zur Identifizierung von verschiedenen Merkmalen und zur Bestimmung der Korrelationen zwischen diesen Merkmalen und dem Crashverhalten der Profile eingesetzt.

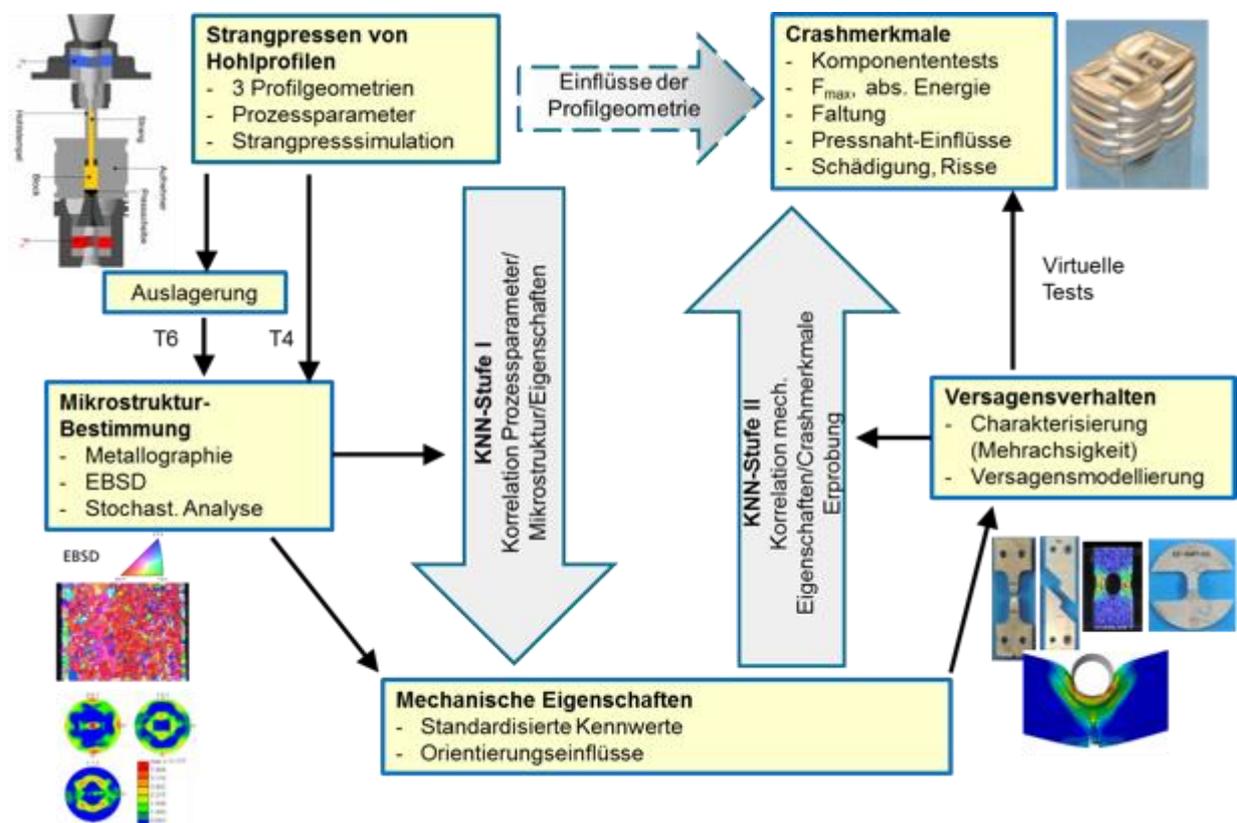


Abbildung 1-1: Schematische Darstellung der Vorgehensweise des Projekts

---

Die Untersuchungen zur Bestimmung der Korrelation zwischen Prozess- und Materialparametern einerseits und den Crasheigenschaften von Profilen andererseits bestehen aus den folgenden Schritten:

A) Strangpressen von Hohlprofilen mit verschiedenen Prozessparametern (AP1/FZS)

Verschiedene Profilgeometrien wie z.B. Ein- oder Zweikammer-Hohlprofile werden für Strangpressversuche ausgewählt und die Prozessparameter wie Press-Geschwindigkeit, Temperatur und Pressverhältnis sowie Abkühlgeschwindigkeit werden in einem großen Bereich variiert. Die ausgewählten Parameter-Kombinationen werden als Referenzdaten für weitere Analysen benutzt. Es wird ausschließlich das für die Herstellung von Crashprofilen verwendete, direkte Pressverfahren durchgeführt. Vor dem Strangpressversuch werden Bolzeigenschaften mit Druckproben charakterisiert. Während eines Strangpressversuchs werden die Press- und Reibkräfte, Verschiebungen und lokale Temperaturen gemessen. Die gemessenen Merkmale werden zwischen allen Varianten verglichen und analysiert. Dabei werden zwei Wärmebehandlungszustände (T4 und T6) untersucht. Nach dem Strangpressen werden die Profile entweder durch Luft oder Wasser direkt abgekühlt. Zum Erreichen des T6-Zustands wird ein Teil der mit Wasser abgekühlten Profile warmausgelagert. Zur Erstellung der Korrelation von Gefügeentwicklung und den lokalen Zustandsgrößen (Dehnung, Dehnrage, Temperatur etc.) wird das Strangpressen der Hohlprofile mittels der Finite Elemente Methode mit der Software HyperXtrude® modelliert.

B) Charakterisierung der Mikrostruktur in stranggepressten Profilen (AP2/FZS, IWM)

Zur Charakterisierung der Verteilungen von Mikrostruktur in verschiedenen Profilen werden metallografische und EBSD-Untersuchungen durchgeführt. Schliffe aus verschiedenen Positionen in unterschiedlichen Profilen werden angefertigt und unter Rasterelektronenmikroskop (REM) analysiert. Dadurch sollen Gefüge-Merkmale wie Korngröße, rekristallisierter Phasenanteil und Texturbildung ermittelt werden. Zur Identifizierung von Ausscheidungen und zur Ermittlung ihrer Verteilungen werden Untersuchungen mit Transmissionselektronenmikroskop (TEM) durchgeführt. Damit sollen die Einflüsse des Strangpressverfahrens und der Prozessparameter auf das Gefüge auf verschiedenen Skalen quantitativ erfasst werden. Mikrohärtemessungen werden zur Abschätzung der Einflüsse der Mikrostruktur auf mechanische Eigenschaften und zur Charakterisierung von Festigkeitsgradienten über Wanddicke bzw. Position durchgeführt.

C) Werkstoffcharakterisierung und -modellierung an Proben aus Profilen (AP4/IWM)

Zur Ermittlung von Merkmalen für crashrelevante mechanische Eigenschaften werden verschiedene Versuche zur Charakterisierung von Festigkeit, Duktilität und Risszähigkeit, die sich zusammen auf Energieabsorption und Rissbildung auswirken, durchgeführt. Dazu gehören Zug-, Scherzug-, Biegewinkel-, Punch- und Kerbschlagbiegeversuche. Dadurch werden die Einflüsse des

---

Spannungszustands und der Orientierung auf das Versagensverhalten berücksichtigt. Während eines Versuchs werden lokale Dehnungsfelder im kritischen Bereich mit einem optischen Messverfahren (ARAMIS) gemessen und daraus lokale Bruchdehnungen für den jeweiligen Spannungszustand ermittelt. Der Spannungszustand wird anhand der Mehrachsigkeit charakterisiert. Für die Charakterisierung der Eigenschaften der Pressnaht werden Zug- und Stauchversuche an Kleinproben mit Pressnaht durchgeführt. Zur Erweiterung von experimentell ermittelten Merkmalen z.B. um die Bestimmung der Versagenskurve (Bruchdehnung als Funktion der Mehrachsigkeit) und zur Ermittlung von Modellparametern für Komponentensimulation werden ausgewählte Probenversuche simuliert. Dabei wird ein geeignetes Werkstoffmodell z.B. ein anisotropes Modell nach Barlat in Kombination mit einem übertragbaren Versagensmodell z.B. dem GISSMO-Modell in LS-Dyna verwendet.

#### D) Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Crashverhalten der Profile (AP5/IWM)

Das Crashverhalten der Hohlprofile, die mit verschiedenen Prozessparametern hergestellt werden, wird durch Stauch- und Biegeversuche experimentell bestimmt. Neben den Kraft-Verschiebungskurven werden absorbierte Energien, Faltenform, Rissbildungen und Reproduzierbarkeit ermittelt. Zur Verfolgung und Analyse der Verformungs- und Schädigungsvorgänge werden Video-Aufnahmen während jedes Komponentenversuchs von verschiedenen Positionen gemacht. Zum Erreichen einer reproduzierbaren Faltenbildung wird eine kleine geometrische Imperfektion (z.B. eingedrückte Kerbe oder ein in V-Form abgearbeitetes Ende) in das Hohlprofil vor dem Stauchversuch eingebracht. Zur Erfassung der Einflüsse der Pressnaht werden Modell-Stauchversuche an Abschnitten der Profile mit Pressnähten unter Druckbelastung durchgeführt. Die Crashversuche an Profilen werden zur Validierung des in Schritt C) kalibrierten Werkstoffmodells simuliert. Anschließend wird das Werkstoffmodell für die Vorausrechnung des Komponentenverhaltens unter anderen Belastungen zur Erweiterung der experimentellen Datenbasis verwendet.

#### E) Erstellung eines zweistufigen mathematischen Prozessmodells auf Basis der vorher berechneten und validierten Datensätze (AP3, AP6/HHN/LUM-LFT)

Für ein Strangpressprofil, das in Abstimmung mit dem PbA auszuwählen ist, wird ein zweistufiger Modellansatz entwickelt, mit dem eine Korrelation zwischen den Werkstoffeigenschaften, Strangpressparametern und den Crasheigenschaften der Profile aufgestellt wird.

Das erste Teilmodell bildet hierbei den Strangpressprozess ab und liefert quantitative Aussagen zu den Profilmertmalen. Diese Werte stellen gleichzeitig die Eingangsgrößen für das Crashtest-Modell (zweites Teilmodell) dar, mit dem die Crashmerkmale bestimmt werden.

Die Struktur der beiden Teilmodelle wird in einer ersten Designphase, vgl. Abbildung 1-2 auf Basis vorhandener Daten aus ähnlichen Untersuchungen separat entwickelt. Ziel ist die Bestimmung der benötigten signifikanten Eingangs- und Ausgangswerte, einer geeigneten Layeranzahl sowie der benötigten Neuronen in Bezug auf eine hohe Ergebnisqualität und Konvergenz. Darüber hinaus wird geprüft, ob eine Transformation von Versuchsdaten wie z.B. der

Blocktemperatur oder der Pressgeschwindigkeit, die einen wesentlichen Einfluss auf die thermodynamischen Vorgänge im Gefüge haben, erforderlich ist. Auf Basis dieser Vorbetrachtungen wird die benötigte Datenmenge für das Trainieren und Validieren der beiden KNN-Teilmodelle bestimmt. Die hierfür erforderliche Anzahl an Versuchsreihen für das Strangpressen und der Crashversuche wird jeweils mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung (DoE) unter der Prämisse einer möglichst großen Signifikanz der Einflussgrößen festgelegt.

Die Parameter der Teilmodelle (die Gewichtungsfaktoren der Neuronen) werden anschließend mit Hilfe experimenteller Versuchsdaten trainiert und validiert. Über metallphysikalische bzw. mechanische Gesetzmäßigkeiten sollen darüber hinaus Plausibilitätsprüfungen für diejenigen Parameterkombinationen erfolgen, die nicht durch experimentelle Untersuchungen belegt sind.

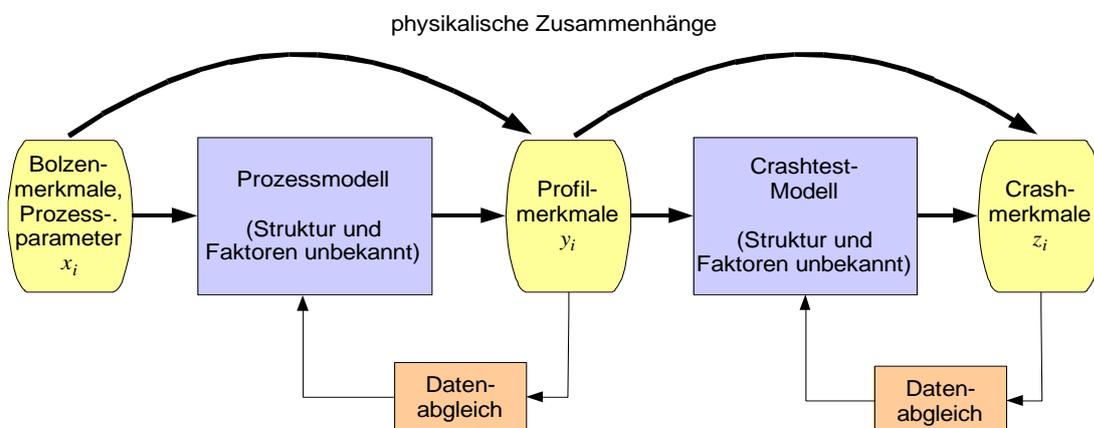


Abbildung 1-2: Struktur eines zweistufigen Prozessmodells für die Bestimmung von Crasheigenschaften von Strangpressprofilen

#### F) Validierung des Gesamtmodells durch Untersuchungen an einem anderen Profil (AP7/HHN/LUM-LFT, IWM)

Das in E) aufgebaute Prozessmodell soll in einem weiteren Schritt auf andere Profilquerschnitte erweitert werden, um den Anwendungsbereich für die Praxis zu vergrößern. Hierzu wird die Datenbasis aus den Untersuchungen aus E) auf Ergebnisse des neuen Profils ausgedehnt. Für die Beschreibung des Profils sind hierfür die entsprechenden Merkmale zu identifizieren. Für das generalisierte Modell erfolgen Training und Validierung wie für die in E) untersuchte Profilgeometrie.

Ergänzende Versuche und Simulationen werden ggf. zur Vervollständigung der notwendigen Merkmale oder für das Trainieren durchgeführt. Zur Erleichterung der Anwendung des KNN-Modells wird ein auf Java basiertes Modul erstellt und validiert. Die vom KNN-Modell vorhergesagten Crashmerkmale werden mit den experimentellen Ergebnissen verglichen und ggf. wird das KNN-Modell erweitert.

## 2 Stand der Technik

Die prädiktive Bestimmung finaler Produkteigenschaften auf Basis einer kombinierten Werkstoff- und Prozessanalyse z.B. ICME ermöglicht die zielgerichtete Entwicklung

---

neuer Werkstoffe und geeigneter Prozessketten [SCH11] sowie die Gestaltung neuer Produkte [ALL13]. Integrierte Prozessmodelle verbinden mehrere sequentiell ablaufende Prozessschritte von der Erstarrung über primäre und sekundäre Umformstufen bis hin zu Wärmebehandlungen [SCH11], [HIR11]. Neben dieser horizontalen Verknüpfung erfolgt eine vertikale Integration von Prozessmodellen für die jeweiligen Einzelschritte über mehrere Größenordnungen (Skalen) [ALL13], [BER13].

Mit Hilfe der Prozesssimulation lassen sich Zustandsgrößen und Gefügemerkmale metallischer Werkstoffe örtlich und zeitlich unter definierten Anfangs- und Randbedingungen bestimmen. Die Ergebnisse stellen hierbei Stichproben im untersuchten Parameterraum dar. Bei variierenden Prozessparametern und verketteten Vorgängen steigen die Komplexität des Gesamtsystems und der notwendige Berechnungsaufwand stark an. Ein Ansatz, um die integrierte Werkstoffsimulation für die Produktentwicklung zu nutzen besteht darin, die Komplexität der gesamten Prozesskette zu reduzieren, indem diese z.B. in die Hauptbereiche Herstellung und Einsatz unterteilt wird. Die Materialeigenschaften bilden hierbei die Schnittstelle zwischen beiden Bereichen [ALL13].

## **2.1 Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften**

Unter Beispielweise wird beim Strangpressen der Legierung EN AW-6082 in der Regel ein Fasergefüge im Pressprodukt eingestellt, dessen Entstehung auf der geometrisch dynamischen Rekristallisation (gDRX) beruht. Dabei werden die Körner des Ausgangsgussgefüges unter dem Einfluss der massiven plastischen Verformung gestreckt, wobei die während der Homogenisierung der Pressbolzen gebildeten Mn- und Cr-haltigen Dispersoide die statische Rekristallisation des gDRX-Gefüges durch den Mechanismus des Zener-Pinnings unterbinden. Die Korngröße quer zur Faser und die Faserlänge sind dabei hauptsächlich abhängig vom lokalen Umformgrad. Ab einem kritischen Umformgrad nähert sich der Faserdurchmesser der Größe der Subkörner an und es kommt zum Abtrennen einzelner Faserbereiche unter der Bildung von Großwinkelkorngrenzen, also zur Entstehung neuer Körner [FOY13]. Im Randbereich der Pressprodukte kommt es in der Regel zur Ausbildung einer Grobkornzone (PCG - peripheral coarse grain), da hier bedingt durch die Reibung entlang der Werkzeugoberfläche ein sehr hoher lokaler Umformgrad in der Randzone erzielt wird. Die gespeicherte Verformungsenergie in diesem Bereich führt zu einer erhöhten Korngrenzenmobilität, welche die Rückhaltekraft durch den Zener-Pinning-Effekt überwiegt.

Im Hinblick auf eine gute Crashbarkeit gilt eine ausgeprägte Grobkornzone auf Grund ihrer Anfälligkeit zur Rissbildung als nachteilig. Demnach sollte eine möglichst geringe Ausprägung der PCG angestrebt werden. Die Voraussetzungen für eine geringe PCG sind eine hohe Abkühlgeschwindigkeit der Profile und eine nicht zu hohe Produktgeschwindigkeit. Ein weiterer entscheidender Faktor zur Minimierung der Grobkornzone ist der Homogenisierungsprozess. Dabei werden die rekristallisationshemmenden Dispersoide gebildet. Es gilt, je niedriger die Homogenisierungstemperatur, desto feiner verteilt liegen die Dispersoide in der Matrix vor. Niedrige Homogenisierungstemperaturen führen allerdings zu einer

---

unzureichenden Einformung der primären  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, welche durch ihren spröden und plattenförmigen Charakter sowohl die Pressbarkeit als auch die Crashfähigkeit durch vorzeitige Rissbildung negativ beeinflussen können. Hierbei muss durch die sich gegenseitig beeinflussenden Mechanismen der bestmögliche Kompromiss gefunden werden.

Sollen die Profile nach dem Strangpressen gesondert lösungsgeglüht werden, um einen genau definierten Lösungsglühzustand einzustellen und das Potenzial für die Festigkeitssteigerung maximal auszunutzen, so muss auf das Wachstum der Grobkornzone Acht gegeben werden. In Untersuchungen von Birol [BIR06] an EN AW-6082 konnte der signifikante Einfluss sowohl des Mangangehaltes als auch der Lösungsglühtemperatur auf das Wachstum der Grobkornzone gezeigt werden. Hierbei führten zu hohe Temperaturen bei gleichzeitig zu geringen Mn-Gehalten zu einer ausgeprägten Zunahme der Grobkornzonendicke. Zudem ist die Abschreckgeschwindigkeit relevant für die Ausnutzung des Festigkeitspotenzials, da die EN AW-6082 eine starke Abschreckempfindlichkeit gegenüber bspw. EN AW-6005A und EN AW-6060 aufweist [MIL12]. Bei der Erreichung einer sehr hohen Abkühlrate ist jedoch auf Verzug der Profile zu achten.

Für die Vorhersage wesentlicher Gefügemerkmale bei mehrstufigen thermo-mechanischen Produktionsketten können Ansätze auf mikrostruktureller Ebene oder im mesoskalen Bereich eingesetzt werden [BER13]. Die Bestimmung der Werkstoffeigenschaften erfolgt entweder als entkoppelte nachgeschaltete Analyse aus den transienten Zustandsgrößen oder alternativ durch eine schrittweise integrierte Berechnung z.B. mittels repräsentativer Volumenelemente sowie statistischen Ansätzen. Bei dieser Vorgehensweise wird z.B. bei dem Materialmodul StrucSim die Fließkurve in-situ aus der Rekristallisationskinetik und Erholungsvorgängen bestimmt [BER13]. Auf Basis der Gefügeentwicklung können z.B. die Festigkeitseigenschaften der Produkte mit Hilfe von Materialmodellen berechnet werden.

Integrierte Berechnungsmodelle ermöglichen prinzipiell eine geschlossene und durchgängige Analyse der Gefüge-Veränderungen. Aufgrund des gestiegenen Berechnungsaufwandes pro Inkrement wird die Berechnungsdauer deutlich erhöht, so dass dieser Ansatz gegenwärtig hauptsächlich im akademischen Bereich verfolgt wird. Die der Prozesssimulation nachgeschaltete Gefügeberechnung ermöglicht demgegenüber eine deutliche Reduzierung der Berechnungszeit mit hinnehmbaren Einschränkungen in Bezug auf die Ergebnisqualität [BER13]. Einen Kompromiss zwischen beiden Ansätzen stellt die entkoppelte direkte Berechnung der Gefügeentwicklung z.B. nach dem JMAK-Modell dar, bei der keine Rückkopplung der Zustandsgrößen auf die Fließkurven erfolgt [POE07].

Strangpresssimulation mit Gefügeberechnung ermöglicht, die Einflüsse von Prozessparametern (z.B. Bolzentemperatur, Geschwindigkeit, Pressverhältnis, Kühlgeschwindigkeit...) auf Mikrostrukturbildung z.B. rekristallisierten Anteil und Korngröße quantitativ zu erfassen und damit eine Basis zur Berechnung von Eigenschaften zu erstellen [OCK12]. Zur Beschreibung von Aushärtungen sind andere Modelle vorhanden [MYH14]. Allerdings sind die vorhandenen Modelle für die Berechnung von mechanischen Eigenschaften aus der Mikrostruktur noch nicht reif für Anwendungen.

---

## 2.2 Anforderungen an Crashverhalten von Aluminiumprofilen

Die Anforderungen an Crashverhalten von Aluminiumprofilen bestehen hauptsächlich in einer maßgeschneiderten Kombination von hoher Festigkeit und ausreichender Duktilität. Dazu gehören je nach Anwendung gute Tragfähigkeit, ausgezeichnete Energieabsorption und hohe Formbarkeit z.B. gleichmäßige Faltung ohne Rissbildung. Bisher wird die Crashtauglichkeit eines Aluminiumprofils in erster Linie durch statische Stauchversuche untersucht. Hierbei wird eine Kraft-Weg-Kurve mit Angabe der Energieaufnahme erfasst. Dabei ist gefordert, dass sich mehrere Stauchfalten gleichmäßig bilden und keine Rissbildung stattfindet oder die Rissbildung darf die Funktion des Bauteils nicht beeinträchtigen. Bei den ständig ansteigenden Festigkeitsvorgaben wird es immer schwieriger, Rissbildung zu vermeiden. Deswegen ist die Behandlung der Rissbildung und des anschließenden Versagens bei Konstruktion und Crashbewertung von Profilen erforderlich. Abbildung 2-1 zeigt einen Ausschnitt eines für Craschanwendungen optimierten Aluminium-Doppelkammerprofils aus AA6060-T79 nach einem Stauchversuch [KRA15]. Zwischen dem Mittelsteg und der Rückwand treten kleine Risse auf. Da das Schädigungsverhalten stark vom Spannungszustand abhängig ist, können Biegeversuche zusätzliche wertvolle Hinweise über das Komponentenverhalten liefern. Abbildung 2-2 zeigt unter Biegung gebildete Risse in einem Dreikammer-Profil aus EN AW 6082 T6 [FAL12]. Aufgrund des anisotropen Verhaltens und der unterschiedlichen Beanspruchungssituation kann die Rissempfindlichkeit eines Profils unter Biegung deutlich anders als unter Stauchung sein



Abbildung 2-1: Ausschnitt eines gestauchten Aluminiumprofils [KRA15]

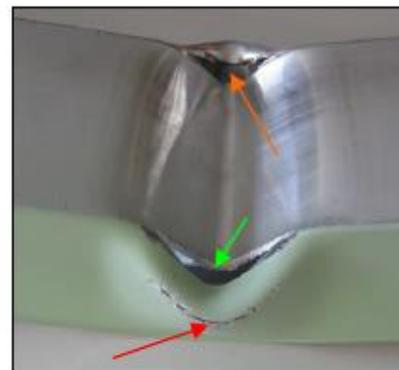


Abbildung 2-2: Rissbildung in einem Aluminiumprofil unter Biegung [FAL12]

Neben Komponentenversuchen können verschiedene Probenversuche zur Bestimmung des Crashverhaltens eingesetzt werden. Die zentrale Frage ist, welche Merkmale von Eigenschaften dafür relevant sind. Die technischen Kennwerte aus konventionellen Zugversuchen bilden keine ausreichende Basis für die Bewertung der Crashtauglichkeit eines Profils. Zur Bewertung der Duktilität wird häufig der Biegewinkel über einen Biegeversuch gemessen. Die technischen Lieferrichtlinien fordern abhängig von der Festigkeitsklasse einen Mindestbiegewinkelwert. Außerdem liefert die Risszähigkeit eines Werkstoffs eine wichtige Information über das Crashverhalten. Dafür können bruchmechanische Versuche an Proben mit einem

anfänglichen Riss oder einer scharfen Kerbe wie bei der Kahn-Probe [SUN15] verwendet werden. Auch instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche können zur Bestimmung der Risszähigkeit eingesetzt werden [SUN95]. Bisher gibt es jedoch noch keine abgeleiteten Beziehungen zwischen den verschiedenen mechanischen Merkmalen und den Crasheigenschaften wie z.B. Lasttragfähigkeit, Energieaufnahme und Formungsgrenzen für die Rissbildung.

Eine zuverlässige Methode zur Bewertung des Crashverhaltens eines Profils beruht auf einer Kombination zwischen crashrelevanter Werkstoffcharakterisierung und Versagensmodellierung [SUN13]. Dabei werden die Einflüsse des Spannungszustands und der Probenorientierung mit speziellen Versuchen an Zug-, Scherzug-, Torsions-, Kerbzug- und Biaxialzugproben experimentell erfasst. Anschließend wird ein geeignetes Werkstoffmodell mit Versagen entwickelt, durch Simulation dieser Probenversuche kalibriert und für die Bauteilsimulation bereitgestellt. Das kalibrierte Werkstoffmodell beschreibt sowohl die Verformung als auch das Versagen und berücksichtigt die Abhängigkeit der Modellparameter von der Mehrachsigkeit und Elementgrößen [SUN10].

Wegen der starken Wechselwirkung zwischen Verformungen und Versagen muss das verwendete Werkstoffmodell zunächst das Verformungsverhalten des untersuchten Werkstoffs genau wiedergeben. Beispielweise kann die bei Aluminiumprofilen häufig beobachtete anisotrope Verformung mit den Modellen nach Hill 48 und Barlat-3-parameter [AND14] zufriedenstellend modelliert werden, so dass hiermit ein vertretbarer Kompromiss zwischen Einfachheit und Genauigkeit des Modells erreicht wird. Bei der Versagensmodellierung sind Modelle mit unterschiedlicher Komplexität vorhanden (z.B. phänomenologische, mikromechanische, oder kontinuum-schädigungsmechanische Modelle). Die meisten bei der Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle basieren auf der erreichbaren Bruchdehnung (Formänderung bis zum makroskopisch erkennbaren Materialversagen), die u.a. stark von der Spannungsmehrachsigkeit abhängig ist. Abbildung 2-1 zeigt die aus verschiedenen Versuchen und inversen Simulationen ermittelte Versagenskurve für den Aluminiumwerkstoff AA6060-T79 [KRA15, SUN16]. Abbildung 2-2 zeigt die damit simulierte Verformung und Schädigung des Profils unter Stauchung, die mit experimentellen Ergebnissen (Abbildung 2-1) übereinstimmen.

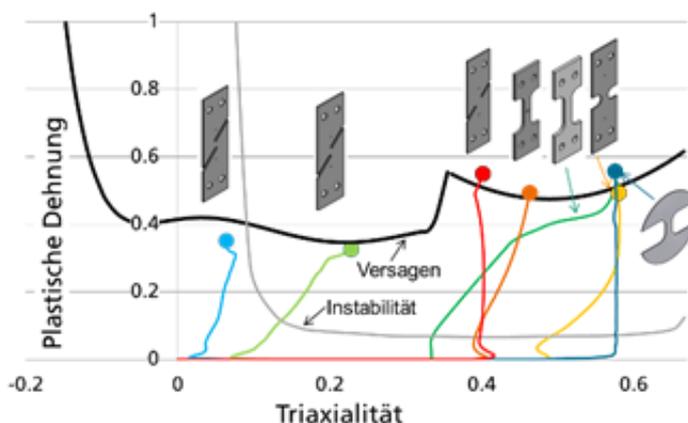


Abbildung 2-3: Bruchdehnung als Funktion der Mehrachsigkeit aus Experiment und Simulation, farbige Kurven: Lastpfade, Punkte: Bruchdehnungen aus inverser Simulation [KRA15]

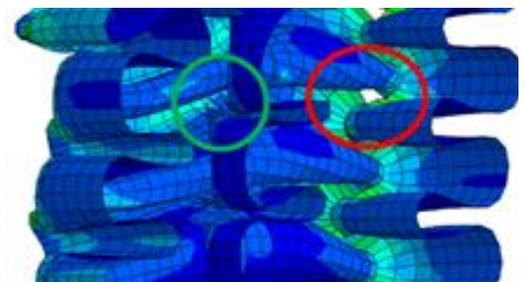


Abbildung 2-4: Simulierte Verformung und Schädigung eines Ausschnitts eines Aluminiumprofils unter Stauchung [KRA15]

## 2.3 Beschreibung von physikalischen Zusammenhängen zwischen Prozessparametern und Produkteigenschaften

Der Zusammenhang zwischen Materialeigenschaften und Prozessparametern einerseits und den finalen Bauteileigenschaften von Crashprofilen andererseits lässt sich mit Hilfe des Funktionsstrukturmodells schematisch darstellen (Abbildung 2-5).

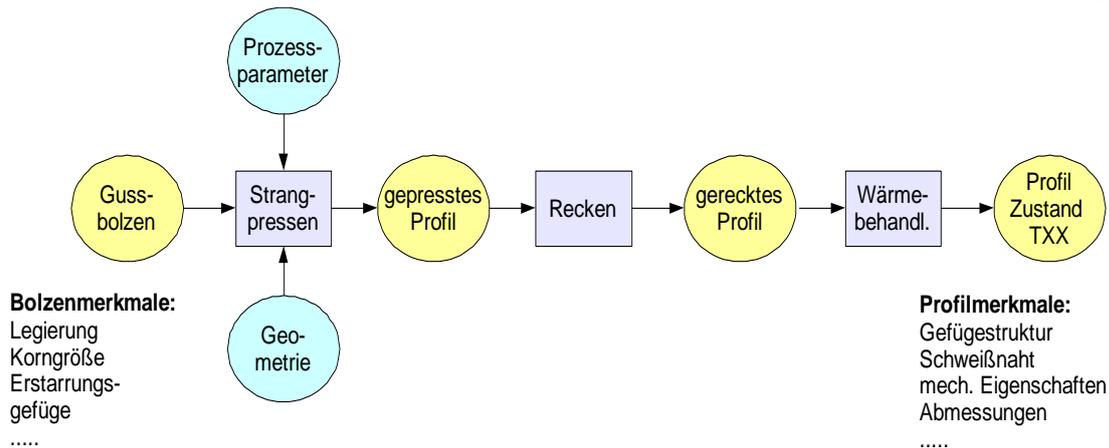


Abbildung 2-5: Funktionsstruktur für das Strangpressen von Aluminiumprofilen

Bei jedem Prozessschritt werden die Eigenschaften des Endprodukts durch die jeweiligen Vorgänge im Werkstoffgefüge, wie z.B. Versetzungsbildung und -bewegung, Ausscheidung von festigkeitssteigernden Phasen usw. beeinflusst. Mit der Unterteilung in einzelne Teiloperationen lassen sich geeignete Simulationsmodelle zu einem Gesamtsystem kombinieren [MYH14]. Die Crasheigenschaften werden in standardisierten Stauch-, Fall- oder Biegeversuchen ermittelt und liefern als Ergebnis eine material-, geometrie- und verfahrensabhängige Aussage über Energieaufnahmen, maximale Kräfte und Versagensbilder. Die Crashversuche stellen hierbei eine weitere Operation in der Gesamt-Prozesskette dar. Für diese lässt sich der Zusammenhang zwischen Profilmertalen und Crasheigenschaften ebenfalls durch eine Funktionsstruktur darstellen.

Eingangsparameter für den Stauchprozess sind hierbei die Merkmale des eingesetzten Profilschnittes bzw. dessen Materialeigenschaften. Beim Stauchvorgang entstehen örtlich hohe plastische Verformungen unter mehrachsigen Spannungszuständen, wobei in der Regel makroskopisch messbare Versuchsergebnisse ausgewertet werden. Das Versagen erfolgt durch plastische Instabilität bzw. Rissbildung des Profils. Für beide Versagensformen besteht zurzeit kein Ansatz für einen quantitativen Zusammenhang mit den Profilmertalen (Mikrostruktur, mechanische Eigenschaften, Pressnaht und Geometrie). So kann insbesondere der Einfluss der Pressnaht auf die Crasheigenschaften derzeit durch Simulationen nicht abgebildet werden.

Durch das Strangpressen und ggf. nachfolgende Recken werden die crashrelevanten Merkmale von Aluminiumprofilen determiniert, wenn keine weiteren Wärmebehandlungen durchgeführt werden. Wärmebehandlungen können entweder

---

bei der Halbzeugherstellung (z.B. Zustand T6) sowie ggf. im eingebauten Zustand beim Karosseriebau durchgeführt werden. Bei den üblichen Strangpresstemperaturen werden die festigkeitssteigernden Phasen vollständig gelöst, so dass die Profile direkt aus der Presshitze an Luft oder Wasser abgeschreckt werden können, um eine anschließende Kalt- bzw. Warmauslagerung durchzuführen.

Die finalen Produkteigenschaften werden hierbei von der Mikrostruktur des Halbzeugs und dem Temperatur-Zeit-Verlauf der Wärmebehandlung eingestellt.

Zwischen den Profilmertmalen und der Prozessführung lässt sich mit Hilfe metallphysikalischer Zusammenhänge/Gesetzmäßigkeiten ein qualitativer Zusammenhang herstellen. Eine quantitative Korrelation zwischen Material- und Prozessparametern einerseits und anwendungsorientierten Profilmertmalen andererseits ist aufgrund der Komplexität des Strangpressprozesses und ggf. auftretender Wechselwirkungen zurzeit nicht möglich. Die Prozesssimulation mit ggf. adaptierter Gefügeberechnung ermöglicht jeweils nur eine stichprobenartige Betrachtung des Prozesses. Die mechanischen Eigenschaften der Profile werden häufig durch standardisierte Verfahren geprüft, die Ergebnisse auf makroskopischer Ebene (Anriss) liefern.

Das Strangpressen stellt somit einen komplexen multifaktoriellen Prozess dar, bei dem die einzelnen Einflussgrößen direkt und über Wechselwirkungen (z.B. Geschwindigkeit auf Presstemperatur) den Prozess beeinflussen. Ansätze für diskrete mathematische Prozessmodelle für das Strangpressen können analog zu anderen komplexen thermo-physikalischen Formgebungsprozessen aufgestellt werden. Von Varmanai et al [VAR13] wurde für das Reibschweißen der Einfluss der Prozessparameter auf die erreichbare Festigkeit und Härte der Fügestelle von Stahl-Kupfer Verbindungen auf Basis experimenteller Untersuchungen durch ein statistisches ANOVA-Modell abgebildet. Hierdurch konnte eine Vorhersage der Eigenschaften innerhalb des Parameterraums mit einem Vertrauensbereich von 95% erreicht werden. Von Horstemeyer [HOR12] wurde DoE/ANOVA u.a. zur Bestimmung duktilen Versagens erfolgreich eingesetzt

## **2.4 Integrierte Simulation mit Mikrostrukturmodellierung**

Die integrierte Simulation von Produktionsprozessen mit prädiktiver Vorhersage der Produkteigenschaften ist ein wesentlicher Aspekt zukünftiger Forschungsgebiete [SCH11]. Für die durchgängige Analyse der Prozesskette von der Erstarrung bis zu sekundären Umformoperationen konnte bereits für ausgewählte Aluminiumlegierungen ein Prototyp eines quantitativen physikalisch basierten Simulationsmodells erstellt werden [HIR11], das namhafte europäische Aluminiumhersteller auf ihre individuellen Anforderungen hin anpassen können.

Für die Simulation des Werkstoffverhaltens wurden unterschiedliche, mehrstufige Prozessmodelle entwickelt, die einerseits die Gefügeveränderungen des Werkstoffes und andererseits das hieraus resultierende Materialverhalten, insbesondere Fließkurven, während der Herstellung und Verarbeitung vorhersagen. Von Bariani et al. [BAR04] wurden die unterschiedlichen Ansätze zusammenfassend aufgeführt. Der Einsatz dieser Modelle wird jedoch durch den sehr hohen experimentellen Aufwand zur Bestimmung der notwendigen Modellparameter eingeschränkt. Darüber hinaus werden die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Strangpressprofilen durch

---

die Ausscheidungskinetik bei der Wärmebehandlung signifikant beeinflusst und die entsprechenden quantitativen Zusammenhänge sind schwierig nachzubilden.

Zur Vorhersage der Eigenschaften warm umgeformter Bauteile können die o.g. Ansätze in die Prozesssimulation mit Finiten Elementen integriert werden. Eine Korrelation prozessabhängiger Produkteigenschaften wie z.B. der Festigkeit von Pressnähten stranggepresster Hohlprofile wurde von Bakker et al. [BAK15] anhand von Modellversuchen an stranggepressten Flachprofilen aufgestellt. Für die Vorhersage der Tragfähigkeit sind zurzeit jedoch keine geschlossenen Berechnungsmodelle verfügbar. Für heterogene Materialeigenschaften wurde von Dørum et al. [DOR10] ein multiskaler Ansatz zur integrierten Betrachtung der Auswirkung der Wärmeinflusszone beim Schweißen auf das plastische Materialversagen entwickelt und anhand von Zugproben untersucht.

Für die Simulation der Ausscheidungshärtung von Aluminiumlegierungen der 6XXX Serie wurden Simulationsmodelle auf Basis mikrostruktureller Ansätze wie 3IVM+ nach [BRU10] oder mikro-chemischer Ansätze (NaMo) von Myhr et al., [MYH10] entwickelt, und für ausgewählte AlMgSi-Varianten angewendet. Bei den genannten Modellen wird z.B. der zeitliche Verlauf der Partikelgröße, deren Anteile und Verteilung anhand von spezifischen Materialparametern und Kenngrößen für die Ausscheidungskinetik innerhalb eines geschlossenen Systems bestimmt [HIR12]. Auf Basis von Partikelverteilung und Versetzungsdichte werden anschließend die zu erwartenden Materialeigenschaften (Härte, Fließgrenze bzw. Fließkurve) auf makroskopischer Ebene bestimmt.

Der allgemein formulierte Ansatz des NaMo -Modells, bei dem u.a. die Verfestigungsmechanismen Kaltverfestigung, dynamische Erholung und Versetzungsaufstau sowie die Elementkonzentration kombiniert werden, lässt sich auf unterschiedliche Legierungssysteme übertragen, wobei ggf. Unterschiede bei der Ausscheidungskinetik Anpassungen erfordern [HOA15]. Für die Berechnung müssen einzelne Parameter aufwendig experimentell bestimmt oder abgeglichen werden. Die Modelle basieren auf vereinfachenden Annahmen, wie z.B. kugelförmigen Ausscheidungen, dem vorherrschenden Ausscheidungstyp, um die Komplexität zu begrenzen [BRU10]. Der Einfluss der Auslagerungsdauer auf die Fließgrenze wird abgebildet. Fließkurven können teilweise mit guter Genauigkeit vorab berechnet werden, wobei das Ergebnis von der Zusammensetzung, insbesondere dem Anteil von Magnesium und Silizium, sowie der Auslagerungsdauer bzw. -zustand beeinflusst wird. Die Sensitivität gegenüber geringen Variationen der Zusammensetzung ist noch gering [SCH12]. Von Hoang et al. [HOA15] wurde mit Hilfe eines mikrostrukturellen Modells die Fließspannung einer AA6060-Legierung nach Strangpressen, Abschrecken und Warmauslagerung berechnet. Die Fließkurve wurde als Eingangsparameter für die Simulation des Crashfalls eingesetzt.

Die genannten mikromechanisch und mikrochemisch basierten Ansätze erfordern eine aufwendige experimentelle Bestimmung der notwendigen Berechnungsparameter, die teilweise auf numerischen Anpassungen bzw. Kalibrierungen beruhen. Die Anwendung der Modelle beschränkt sich daher auf den bei der Validierung betrachteten Parameterraum, d.h. eine mögliche Interpolation zwischen bekannten Grenzen. Für den industriellen Einsatz dieser Modelle werden sehr hohe Anforderungen an das betriebliche Knowhow gestellt, so dass der Einsatz der Prozessmodelle weitestgehend auf den Forschungsbereich beschränkt ist

---

[BAR04]. Ein anderes Defizit derzeitiger integrierter Simulationen ist die fehlende Beschreibung des Versagensverhaltens. Die Ansätze konzentrieren sich auf das Verformungsverhalten und erlauben keine Aussage über das Versagen.

Für eine breite industrielle Anwendung der Prozessmodelle zur Prozesssteuerung und Qualitätskontrolle sind kontinuierliche Prozessmodelle wie Multiskalen-Modelle in Verbindung mit der Finite-Elemente-Analyse aufgrund der hohen Berechnungsdauer und des hohen zeitlichen und finanziellen Aufwands für die benötigten Prozessdaten nicht einsetzbar. Die gezielte Anpassung multifaktorieller Prozesse hinsichtlich der geforderten Crasheigenschaften der stranggepressten Profile erfordert somit eine Vorgehensweise, die auf statistischen Methoden wie z.B. der Multivariaten Datenanalyse (MVDA) oder ANOVA beruht.

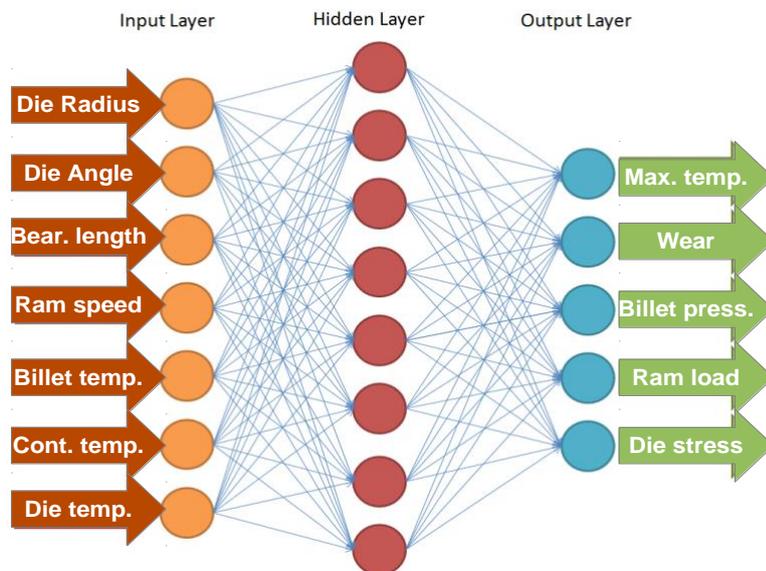
## **2.5 Alternative Ansätze zur Beschreibung der Einflüsse von Prozessparametern auf Produkteigenschaften**

Im Unterschied zu geschlossenen aufwendigen mikrostrukturellen Ansätzen sind diskrete Prozessmodelle auf Basis des maschinellen Lernens (Machine Learning) zur prädiktiven Planung des Strangpressprozesses für eine praxisorientierte Prozessplanung und -optimierung in Echtzeit möglich. Beispielsweise kann ein künstliches neuronales Netzwerk (KNN) oder alternative Ansätze wie Fuzzy-Modelle, Support Vector Machines, Entscheidungsbäume, oder Gaussprozesse verwendet werden. So weisen insbesondere Deep Learning Modelle wie überwachte KNN gegenüber multiplen Regressionsverfahren eine Reihe von Vorteilen auf [GOO16]. Insbesondere können hiermit sehr komplexe nichtlineare Beziehungen transformiert und mit guter Genauigkeit abgebildet werden [GOH95], [BAS00], [KAS10], [FRO16].

Der Einsatzbereich künstlicher neuronaler Netzwerke erstreckt sich über weite Anwendungsbereiche der Datenanalyse und -auswertung von der Bilderkennung bis zu ökonomischen Fragestellungen [ZEL94], [KAS00], [RAF01], [GOO16]. Hierbei können sowohl quantitative als auch qualitative Parameter (z.B. Form, Material- oder Stofftypen) mitberücksichtigt werden. Unzureichend bestimmbar oder ungesteuerte Prozessparameter, wie z.B. die Reibung zwischen Block und Aufnehmer beim Strangpressen, werden bei KNN implizit mit abgebildet, vgl. Abbildung 2-6.

Im Bereich der angewandten Werkstofftechnik wurden KNN z.B. für die Bestimmung von Prozessparametern wie der Presskraft und der Werkstücktemperatur bei Warmumformprozessen erfolgreich eingesetzt [LI04], [LI00], [LUC10]. Von Hsiang und Kuo [HSI05] konnte eine gute Vorhersage der Ergebnisgrößen beim Strangpressen von Flachprofilen aus Magnesiumlegierungen erreicht werden. KNN können darüber hinaus eingesetzt werden, um z.B. das thermo-mechanische Verhalten von Werkstoffen als Eingangsparemeter für numerische Simulationsrechnungen (FEM) zu beschreiben oder um Materialeigenschaften wie Festigkeitswerte und Fließkurven in Prüfverfahren abzubilden, [CHU99], [KAS00], [KON00], [HSI05], [SHE07], [MUS10]. Li et al [LI02] konnten mit Hilfe des KNN den Einfluss der Umformparameter auf die Zugfestigkeit einer TiAlV6-Legierung nach dem Schmieden mit einer Abweichung von unter 3,4% abbilden. Die Vorhersage des duktilen Materialversagens [BRE07] oder des Zeitstandverhaltens [FRO16] sind weitere Anwendungen für komplexe Beanspruchungsformen.

Abbildung 2-6:  
Schematische Struktur  
eines künstlichen  
neuronalen Netzwerkes  
(KNN) für das  
Strangpressen von  
Aluminium-Crashprofilen  
[RIN15]



KNN bestehen aus mehreren Schichten (Layer), deren Zellkerne (Neuronen) einzelne Informationen wie Eingangs- oder Zwischenwerte miteinander verknüpfen [BAS00], [GOO16]. Die gewichteten Werte werden an den Neuronen summiert und mit Hilfe einer Übertragungsfunktion normiert, Abbildung 2-7 In der Regel werden Multilayer Perceptron (MLP) Modelle mit mehreren Layern (Deep Learning Modelle) eingesetzt, wobei angestrebt wird, die Anzahl der Layer auf das notwendige Mindestmaß zu begrenzen, damit der Berechnungsaufwand für den Lernprozess in vertretbaren Grenzen bleibt. Abbildung 2-6 zeigt hierzu exemplarisch die Struktur eines Feedforward KNN für das Strangpressen mit sieben Prozessparametern als Eingabeschicht und fünf charakteristischen Merkmalen des Strangpressprofils als Ausgangsschicht sowie einer verborgenen Zwischenschicht (Hidden Layer) nach [RIN15]. Die Prozessparameter stellen hierbei die Eingangsschicht des Prozessmodells dar. Über die Struktur und die Anzahl von Zwischenschichten werden die Ursache-Wirkungs-Zusammenhänge abgebildet.

Mit dem Lernprozess (Training) werden die einzelnen Gewichtungsfaktoren iterativ angepasst (trainiert), so dass die berechneten Ergebnisse mit einer Teilmenge der experimentell bestimmten Ergebniswerte bis zu einer zulässigen Fehlergrenze übereinstimmen. Als leistungsfähige Iterationsverfahren haben sich hierbei Gradientenverfahren wie die Backpropagationmethode (BP) erwiesen, so dass Feedforward-Netzwerke effizient zur Approximation nichtlinearer Zusammenhänge eingesetzt werden können [GOH95], [BAS00], [GOO16]. Die Validierung erfolgt mit der restlichen Teilmenge des Datensatzes. Bei der Wahl der Parametersätze ist zu beachten, dass diese auch Extremwerte bzw. deren Kombinationen aufweisen, damit das KNN über weite Bereiche des Parameterraums eine ausreichende Qualität der berechneten Ergebnisse liefern kann. Bedingt durch die maximale Steigung der Aktivierungsfunktion in der Mitte des auftretenden Wertebereiches ist dort die Genauigkeit für prädiktive Berechnungen am höchsten. Über eine geeignete statistische Verteilung der eingesetzten Datensätze lassen sich Over- und Underfitting-Effekte vermeiden. Ziel ist die Reduzierung des Fehlers bei der Anwendung des Netzwerkes auf neue Datensätze (generalization) [GOO16].

Um nichtlineare physikalische Einflüsse wie bspw. thermisch aktivierte Prozesse zu berücksichtigen, sind ggf. notwendige Transformationen der Eingangsparameter notwendig [GOO16]. Eine Vorhersage möglicher Ausgabewerte mit diskreten Prozessmodellen wie dem KNN ist daher nur innerhalb eines definierten Parameterraumes möglich.

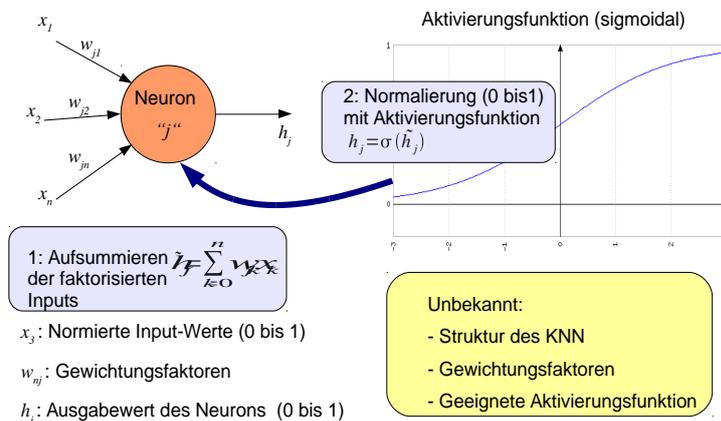


Abbildung 2-7: Bestimmung von Ausgangswerten eines Neurons aus normierten Eingangswerten und einer Aktivierungsfunktion

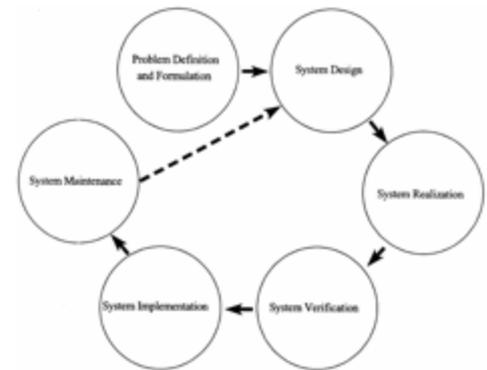


Abbildung 2-8: Phasen für die Entwicklung eines KNN nach Basheer und Hajmeer [BAS00]

Die Entwicklung von KNN zur Modellierung von Datenkorrelationen kann nach Basheer und Hajmeer [BAS00] in sechs Projektphasen eingeteilt werden, vgl. Abbildung 2-8.

Von besonderer Bedeutung ist hierbei die Designphase (Phase 2), in der die Daten aufbereitet und der Typ des KNN festgelegt sowie die erforderliche Anzahl an Datensätzen für Training und Validierung bestimmt werden.

Von den Antragstellern [RIN15] wurde für die Analyse des Strangpressens bleifreier umweltfreundlicher Messingwerkstoffe ein KNN auf Basis von FEM-Simulationsergebnissen erstellt und mit experimentellen Untersuchungen validiert. Das hierauf basierende Prozessmodell ermöglicht die Vorhersage wesentlicher Prozessparameter für wechselnde Multi-Parameterkombinationen in Quasi-Echtzeit.

### 3 Experimentelle Untersuchungen zum Strangpressen von Hohlprofilen

#### 3.1 Auslegung der Profilgeometrien

In Abstimmung mit den beteiligten Industriepartnern wurden, wie in Abbildung 3-1 dargestellt, drei Profilgeometrien realisiert. Der in Abbildung 3-1 b) schematisch dargestellte Profilquerschnitt dient als Benchmark. Ausgehend von diesem Profil soll einerseits der Einfluss der Wanddicke (somit Einfluss Pressverhältnis, lokaler Umformgrad, Abkühlgeschwindigkeit) mittels eines dünnwandigen Profils in Abbildung 3-1 a) untersucht werden. Andererseits wird ein an die Realität angelehntes Doppelkammerhohlprofil (Abbildung 3-1 c)) betrachtet. Dieses Profil unterscheidet sich von dem in Abbildung 3-1 b) durch einen zusätzlichen Vertikalsteg in der Mitte, so dass der Gesamtumformgrad vergleichbar bleibt, sich jedoch ein unterschiedlicher, weil komplexerer Materialfluss zur Bildung dieses Steges einstellt. Das Hauptaugenmerk liegt allerdings bei den erwarteten unterschiedlich hohen Abkühlgeschwindigkeiten des Randbereichs im Vergleich zu dem Steg, was zu unterschiedlich stark ausgeprägten statischen Rekristallisationsprozessen führen kann. Der Einfluss dessen und der veränderten Steifigkeit des Profils durch das Einbringen eines Steges soll somit in die Beurteilung der Crashbarkeit einfließen.

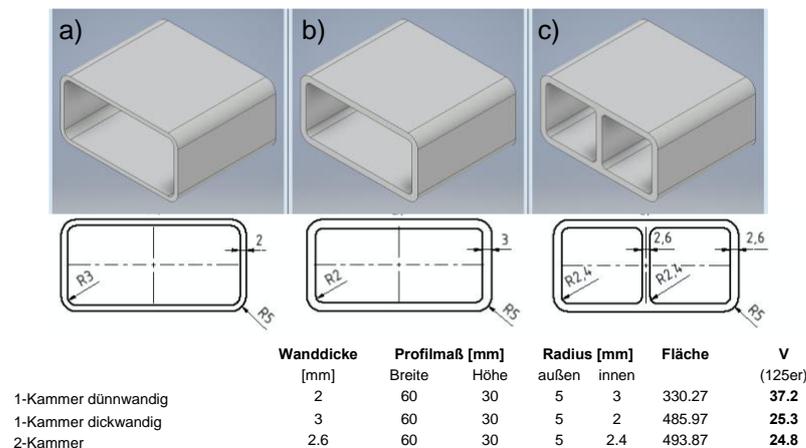


Abbildung 3-1: Profilgeometrien für die Strangpressversuche: a) 1-Kammer-Profil mit großem Pressverhältnis, b) 1-Kammer-Profil mit kleinem Pressverhältnis, c) Doppelkammerprofil mit ähnlichem Pressverhältnis wie Profil in b)

#### 3.2 Ermittlung von Umformkennwerten für die Strangpresssimulation

Ausgehend von den Erkenntnissen aus AP 1.2 wurden Proben beider Legierungen zur Ermittlung der Umformkennwerte herangezogen. Dafür wurden Warmdruckversuche bei Dehnraten  $0,01 \text{ s}^{-1}$ ,  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ,  $1 \text{ s}^{-1}$  und  $10 \text{ s}^{-1}$  sowie bei Temperaturen von  $440 \text{ °C}$ ,  $480 \text{ °C}$ ,  $520 \text{ °C}$  und  $560 \text{ °C}$  durchgeführt. Die ermittelnden Daten wurden mittels Zener-Hollomon-Ansatzes ausgewertet.

Die aus den Warmumformkennwerten ermittelnden Materialmodelle der beiden Legierungen, die als Materialdaten für die Simulation benötigt werden, sind in Tabelle 3-1 dargestellt.

Tabelle 3-1: Zener-Hollomon-Parameter der beiden Legierungen

|          | EN AW-6005A              | EN AW-6082               |
|----------|--------------------------|--------------------------|
| $\alpha$ | 0,0299 MPa <sup>-1</sup> | 0,0333 MPa <sup>-1</sup> |
| Q        | 176937 J/mol             | 131220 J/mol             |
| n        | 4,8645                   | 4,893                    |
| A        | 3,6E+11 s <sup>-1</sup>  | 1,9E+8 s <sup>-1</sup>   |

### 3.3 Direktes Strangpressen von Hohlprofilen

Die Strangpressversuche über Kammerwerkzeuge zur Herstellung der Hohlprofile werden unter Variation der Bolzentemperatur, Pressgeschwindigkeit und Abkühlgeschwindigkeit sowie der Wegstrecke bis zum Eintreten in das Kühlmedium durchgeführt. Die Bolzeneinsatztemperaturen betragen dabei 450 °C, 480 °C, 510 °C, die Profilaustrittstemperaturen 5 m min<sup>-1</sup>, 10 m min<sup>-1</sup>, 15 m min<sup>-1</sup>. Durch in die Matrize im Bereich des Presskanals montierten Thermoelementen wurden die Profilaustrittstemperaturen dokumentiert. Die Profilkühlung erfolgte über einen Sprühnebel oder in einem Wasserbad, das sich direkt hinter der Presse befand.

Die Abbildungen 3-2, 3-3 und 3-4 zeigen exemplarisch die Kraft-Weg-Diagramme für das dickwandige Einkammer-Hohlprofil mit konstanter Blockeinsatztemperatur ( $T_B = 480$  °C) und unterschiedlicher Profilgeschwindigkeiten dar. Bei allen drei Pressungen steigt die Matrizenkraft zunächst bis zu einem lokalen Maximum an und fällt kontinuierlich bis auf einen annähernd konstanten Wert ab, dem sogenannten stationären Bereich.

Die Temperatur sinkt am Anfang leicht auf ein Minimum und steigt anschließend kontinuierlich über den gesamten Pressvorgang hinweg an. Die Abnahme der Temperatur lässt sich durch die niedrigeren Starttemperaturen in der Matrize erklären.

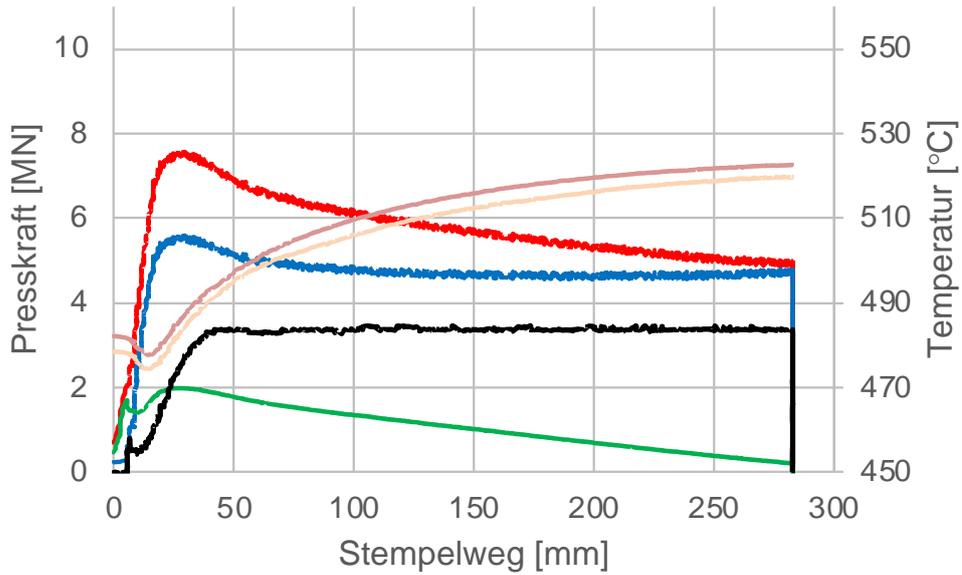


Abbildung 3-2: Kraft-Weg-Diagramm des dickwandigen Hohlprofils, Bolzentemperatur 480 °C, Profilgeschwindigkeit 5 m/min

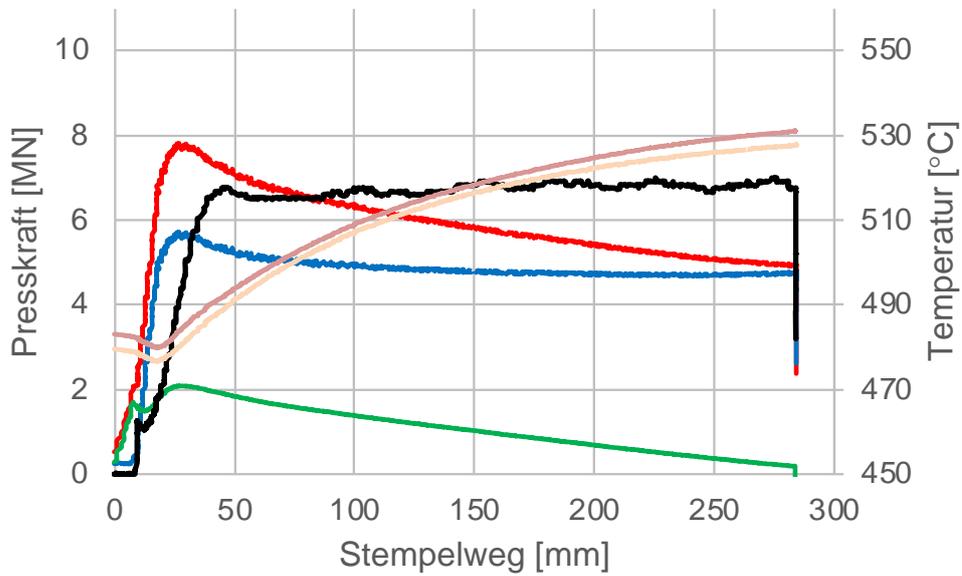


Abbildung 3-2: Kraft-Weg-Diagramm des dickwandigen Hohlprofils, Bolzentemperatur 480 °C, Profilgeschwindigkeit 10 m/min

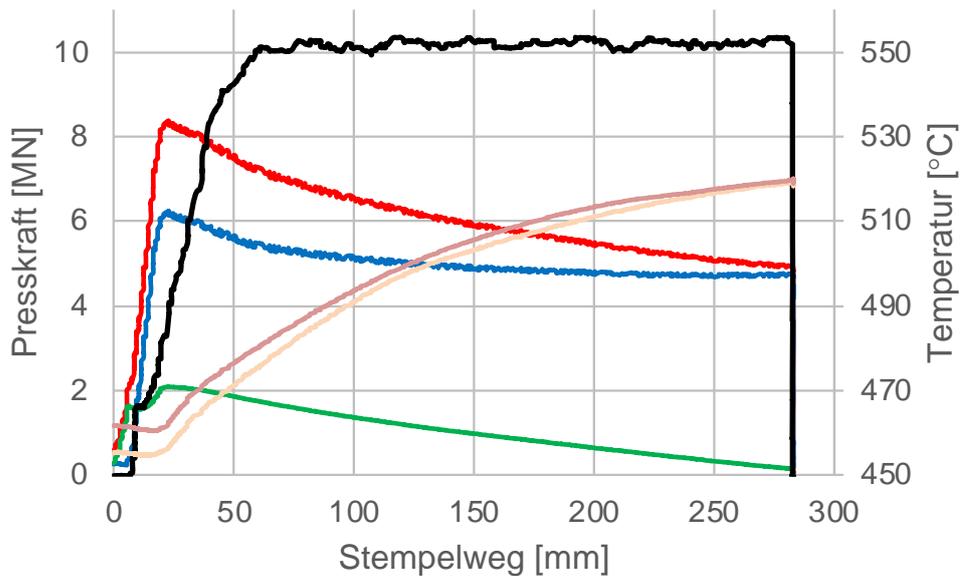


Abbildung 3-4: Kraft-Weg-Diagramm des dickwandigen Hohlprofils, Bolzentemperatur 480 °C, Profilgeschwindigkeit 15 m/min

### 3.4 Ermittlung der Abkühlrate nach dem Strangpressen

#### *Wärmeleitfähigkeit*

Zunächst wurden zur Bestimmung der Wärmekapazität Messungen an eindimensionalen Stäben beider Legeirungen durchgeführt. Es wurden jeweils drei Messungen der Wärmekapazität des Kalorimeters über die Mischtemperatur und eine Messung des Umwelteinflusses durchgeführt. Diese Mischtemperatur bzw.  $dQ/dt_{Gesamt}$  wurde graphisch ermittelt. (siehe Abbildung 3-5 und 3-6).

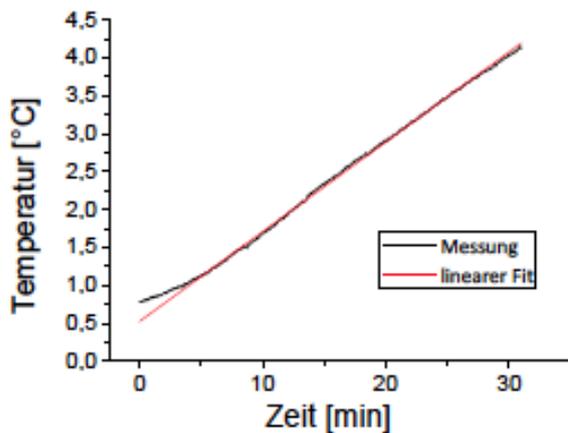


Abbildung 3-5: Grafische Ermittlung des Wärme-Verlustes an die Umwelt

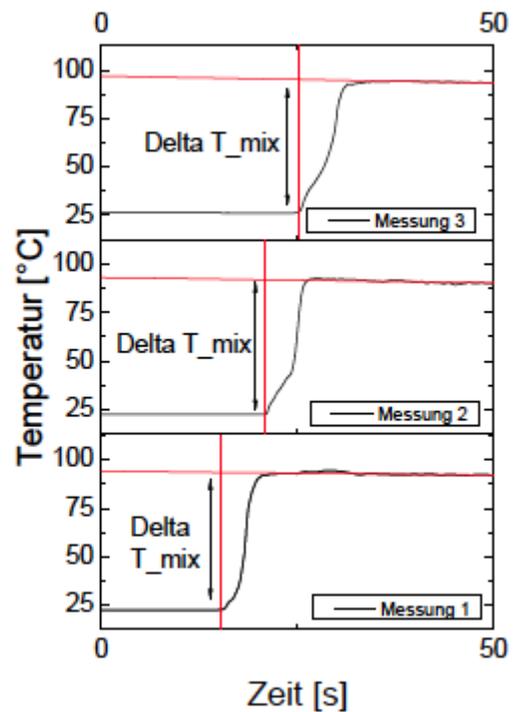


Abbildung 3-6: Grafische Ermittlung der Mischtemperatur

Es wurde das arithmetische Mittel aus den Werten der Wärmekapazität des Kalorimeters gebildet. Das Ergebnis dieses Vorversuches wurde weiterführend für die Rechnungen zu beiden Legierungen verwendet.

Entsprechend der beschriebenen Anordnung wurden mittels einer Regressionsanalyse Werte für  $dQ/dt_{Gesamt}$  ermittelt. (siehe Abbildung 3-7) Diese Ergebnisse wurden für die jeweilige Legierung arithmetisch gemittelt.  $dQ/dt_{Wasser}$  wurde aus der Subtraktion der Regressionsgeraden  $dQ/dt_{Umwelt}$  von dem Durchschnitt der Werte von  $dQ/dt_{Gesamt}$  errechnet. Das Einsetzen von  $dQ/dt_{Gesamt}$  in die Formel (Gl. 3-1)

$$L = \frac{\pi^2}{3} \left( \frac{k_B}{e} \right)^2 = 2,44 * 10^{-9} \frac{W\Omega}{K^2}$$

3-1

liefert die in Tabelle 3-2 gezeigten Messwerte.

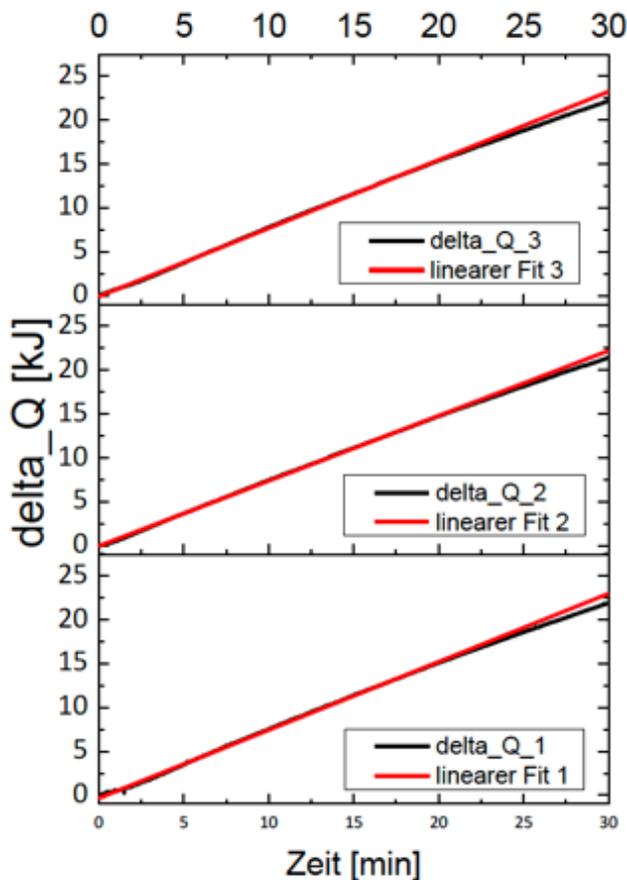


Abbildung 3-7: Grafische Ermittlung des Gesamtwärmestroms

Tabelle 3-2 Ergebnisse der Wärmeleitfähigkeitsmessung am eindimensionalen Zylinder

| EN AW-6005A        | EN AW-6082         |
|--------------------|--------------------|
| $145 \frac{W}{mK}$ | $128 \frac{W}{mK}$ |

Für eine unlegierte Aluminiumlegierung mit einer Zusammensetzung von Al99,99 gibt Osterman et al. [OST14] eine Wärmeleitfähigkeit von 235 W/mK bei einer Umgebungstemperatur von 20°C an. Da mit steigenden Legierungsanteilen, die Wärmeleitfähigkeit abnimmt, kann also angenommen werden, dass die Wärmeleitfähigkeit der Legierungen EN AW-6082 und EN AW-6005A niedriger ausfallen. Dies wird untermauert von den Angaben verschiedener aluminiumverarbeitender Unternehmen. Die hier in der in Abbildung 3-8 dargestellten Daten zeigen, dass die gegebenen Werte der Wärmeleitfähigkeit für EN AW-6005A in einem Bereich zwischen 175 W/mK und 200 W/mK liegen. Die Spannweite der Wärmeleitfähigkeit der Legierung EN AW-6082 definiert sich von 160 W/mK bis 220 W/mK.

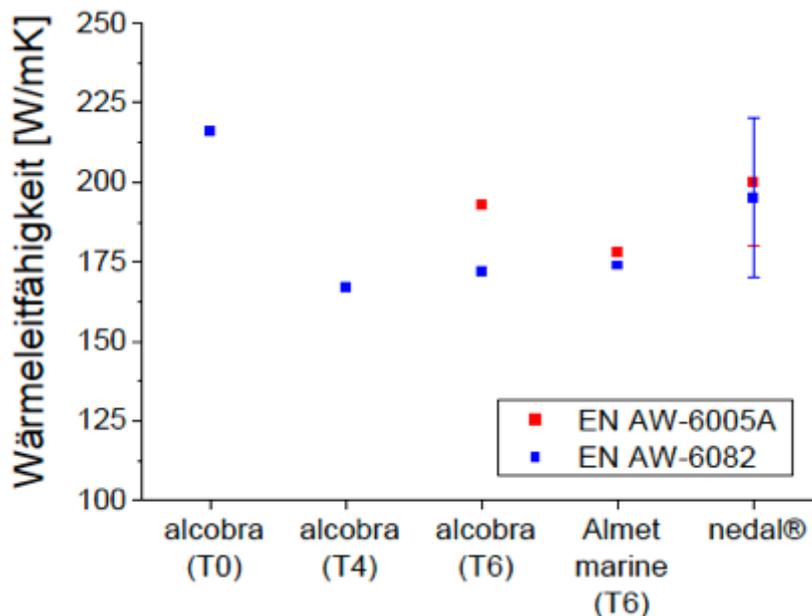


Abbildung 3-8: Wärmeleitfähigkeiten aus den Datenblättern aluminiumverarbeitender Unternehmen

Die in den Experimenten ermittelten Wärmeleitfähigkeiten sind niedriger als die von der Industrie gegebenen Werte. Die Abweichung vom Median liegt bei einem Absolutwert von respektive 45 W/mK (EN AW-6082) und 48 W/mK (EN AW-6005A). Beide Werte sind als Extremwerte gegenüber der betrachteten Datenbasis anzusehen (>3-facher Quartilsabstand). Die gemessenen Werte unterscheiden sich demnach signifikant von den Angaben der aluminiumverarbeitenden Unternehmen.

Es ist jedoch zu beachten, dass die Wärmeleitfähigkeit stark abhängig vom Werkstoffzustand ist. Mit einer zunehmenden Anzahl an Diffusionshindernissen wie Korngrenzen, matrixfremden Atomen und Mischkristallphasen sinkt die Wärmeleitfähigkeit. Demzufolge zeigt sich ein deutlicher Unterschied zwischen den Wärmeleitfähigkeiten der unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände. Der Zustand der gemessenen Probestäbe war „as-extruded“.

Aufgrund der großen Temperaturdifferenz, die während des Strangpressens durchlaufen wird, ist es notwendig die Wärmeleitfähigkeit des Probenmaterials auch als Funktion der Temperatur zu erfassen. Dies wurde über die Ausnutzung des Wiedemann-Franz Gesetzes erreicht. Dem Gesetz zufolge ist das Verhältnis zwischen thermischer und elektrischer Leitfähigkeit bei Metallen proportional zur Temperatur.

Es wurden insgesamt 8 weitere Wärmeleitfähigkeitsmessungen mittels eines 4-Punkt-Widerstandsversuches durchgeführt. Davon entfielen 4 Messungen auf die jeweiligen Legierungen EN AW-6005A und EN AW-6082. Pro Legierung wurde eine Messung an der Probe im „as-extruded“ Zustand und drei Messungen an der für 24h bei 450 C vorgeglühten Probe durchgeführt. Aufgrund der impliziten Zustandsänderung, die die Probe während der Erhitzung erfährt, konnte die Messung im as-extruded-Zustand nur ein Mal pro Probe durchgeführt werden.

Basierend auf der Formel (Gl. 3-2)

$$\lambda_{probe}(T) = L\sigma(T) * T = L * \frac{\pi * D_{probe}^2 * I}{l_{probe} * U_V(T)} * T_{probe}$$

3-2

wurden die ermittelten Messwerte der Potentialdifferenz in Wärmeleitfähigkeiten umgerechnet. Die Messintervalle, in denen der as-extruded-Zustand betrachtet wurde, waren aufgrund der geringen Probenmenge kleiner gewählt, um eine höhere Datenmenge zu erhalten. Die errechneten Werte der Messungen des as-extruded-Zustands, sowie des vorbehandelten Zustands sind in den Graphen in Abbildung 3-9 einzusehen. Die Messwerte bei Raumtemperatur wurde dabei als Ausgangswert jeder Messkurve hinzugefügt und sind als separate Angaben der Tabelle 3-3 zu entnehmen. Die Erstellung der Graphen der Wärmeleitfähigkeit erfolgte mittels der Statistiksoftware OriginPro 8G.

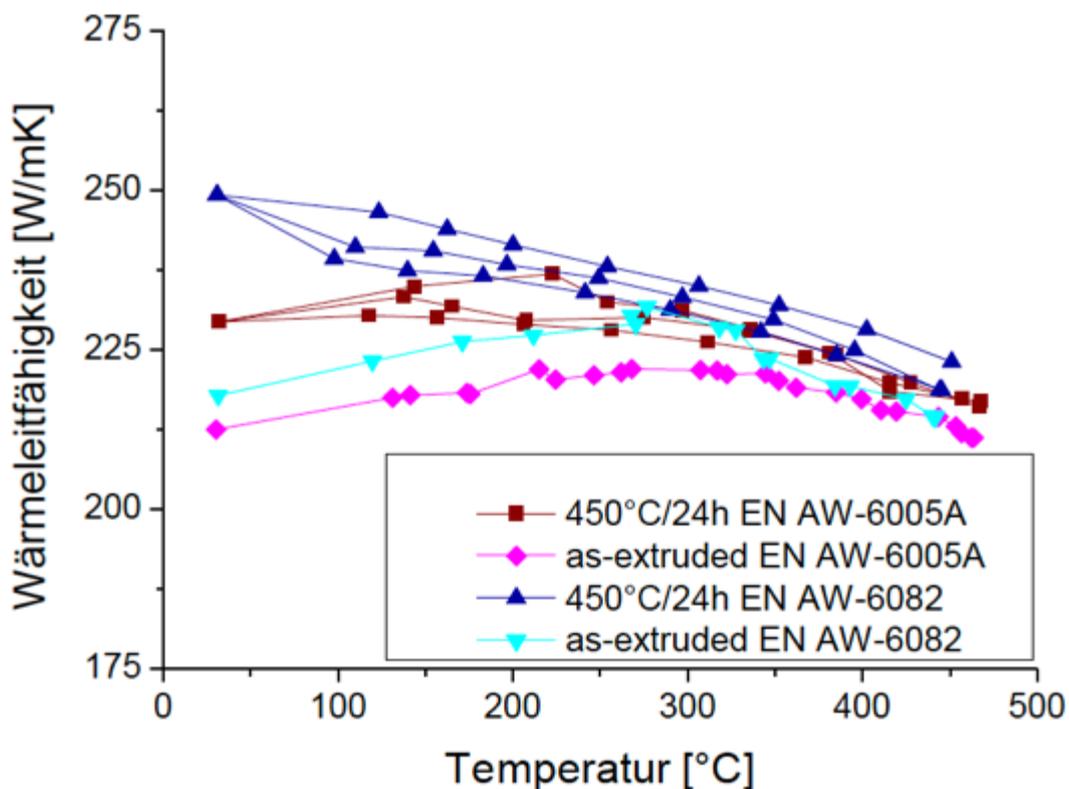


Abbildung 3-9: Zusammenstellung der über die elektrische Leitfähigkeit berechneten Wärmeleitfähigkeiten

Tabelle 3-3: Über die elektrische Leitfähigkeit berechnete Wärmeleitfähigkeiten bei Raumtemperatur

|  | EN AW-6005A |           | EN AW-6082  |           |
|--|-------------|-----------|-------------|-----------|
|  | as-extruded | 450°C/24h | as-extruded | 450°C/24h |
| Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur [ $\frac{W}{mK}$ ] | 212         | 229       | 218         | 249       |

Der Vergleich der Messwerte bei Raumtemperatur mit den Herstellerangaben zeigt, dass die Ergebnisse sowohl des as-extruded-Zustands als auch die vorbehandelten Proben am oberen Ende der Skala angesiedelt sind. Die Messergebnisse der bei 450°C vorbehandelten Proben liegen dabei außerhalb der Spanne der Herstellerangaben, wogegen die Proben im as-extruded-Zustand knapp innerhalb der gegebenen Marge liegen (siehe Abb. 3-10 und 3-11).

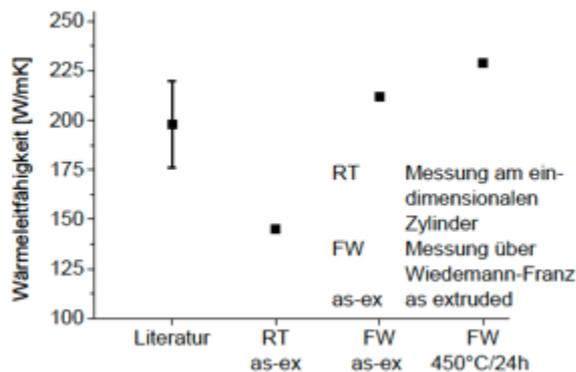


Abbildung 3-10: Einordnung der Ergebnisse der Legierung EN AW-6005A bzgl. der Herstellerangaben

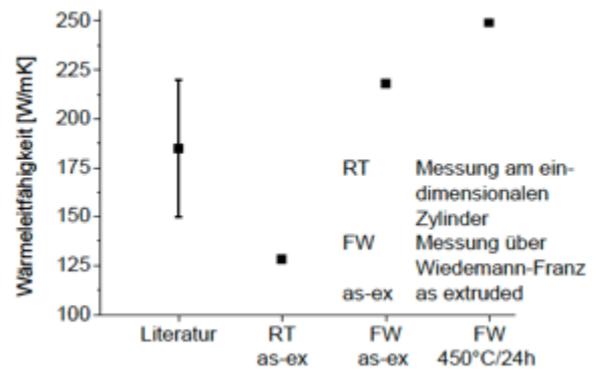


Abbildung 3-11: Einordnung der Ergebnisse der Legierung EN AW-6082 bzgl. der Herstellerangaben

Wird die Wärmeleitfähigkeit als Funktion der Temperatur aufgetragen, bestätigen sich die Messergebnisse. So bringt der Vergleich zwischen den bei 450°C für 24h vorbehandelten Proben hervor, dass die gemessene Wärmeleitfähigkeit der Legierung EN AW-6082, die bei Raumtemperatur um 20 W/mK höher ausfällt, als die der Legierung EN AW-6005A, auch bei höheren Temperaturen über dem Wert der EN AW-6005A liegt. Dabei nimmt die Wärmeleitfähigkeit der EN AW-6082 monoton ab. Die EN AW-6005A weist bis ungefähr 200°C einen geringen Anstieg der Wärmeleitfähigkeit auf. Ab 200°C sinkt diese wieder ab. Beide Graphen nähern sich einer Wärmeleitfähigkeit von 220 W/mK bei einer Temperatur von 450°C an.

Das Verhalten des Graphen der Legierung EN AW-6005A 450°C/24h spiegelt sich im Verlauf der Wärmeleitfähigkeiten wider, die von den Proben im as-extruded-Zustand aufgenommen wurden. Auf einen monotonen Anstieg der Wärmeleitfähigkeit folgt, sowohl bei der Legierung EN AW-6082, als auch bei der Legierung EN AW-6005A, ein Absinken des Messwertes ab einer Temperatur von 250°C. Die Wärmeleitfähigkeit beider as-extruded-Graphen erreicht einen Wert von 212 W/mK

Untersuchungen im Rahmen der Arbeit von Rauta et al. [RAU16] und Bouffioux [BOU04] zeigen einen monotonen Anstieg der Wärmeleitfähigkeiten der Legierung EN AW-6082. (siehe Abbildung 3-12) Dies deckt sich nicht mit den über das Wiedemann-Franz Gesetz im Rahmen dieser Arbeit bestimmten Wärmeleitfähigkeiten. Rauta et. al nutzte ein Hot Disk TPS 2500 S Instrument zum Testen der Wärmeleitfähigkeit der EN AW-6082 Legierung die Fehlermarge wurde mit 5% angegeben. [HOT20] Die Proben wurden aus unbehandelten Gussstücken entnommen. Bouffioux ermittelte seine Daten über die Verrechnung der Dichte mit einer durch Laser-Flash ermittelten thermischen Diffusität und der über eine Differential Scanning Calometry geprüften Wärmekapazität. Die Proben wurden nach

dem Strangpressen abgekühlt und in diesem Zustand geprüft. Dies entspricht weitgehend dem as-extruded- Zustand der in dieser Arbeit betrachteten Proben.

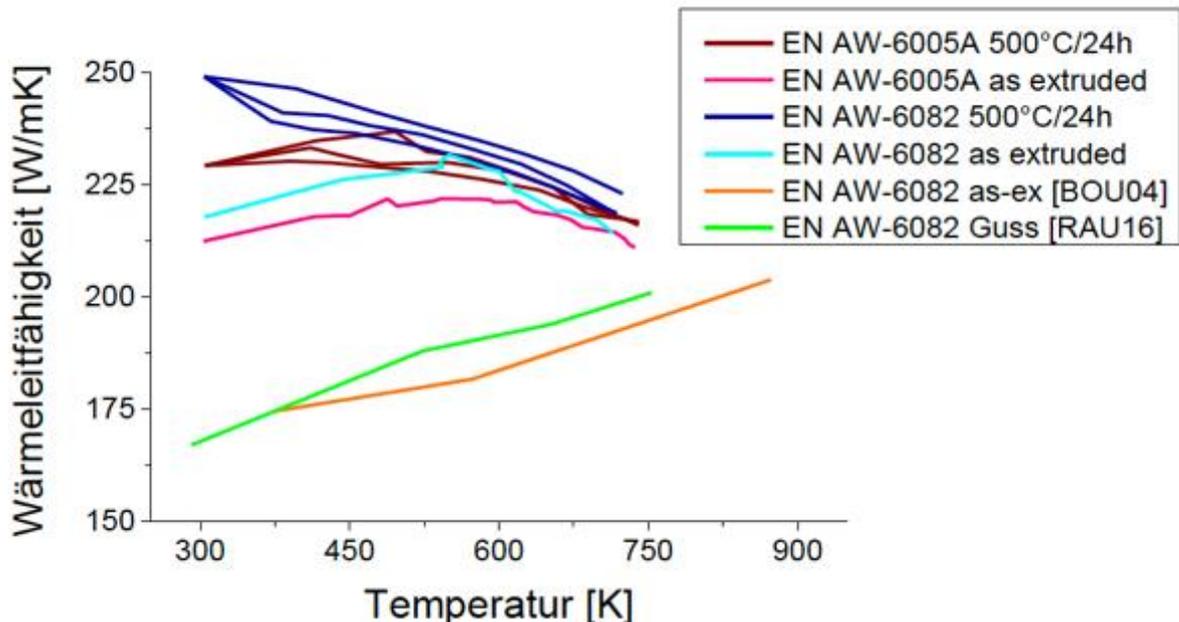


Abbildung 3-12: Vergleich der Messwerte der Wärmeleitfähigkeit über das Wiedemann-Franz Gesetz mit den Arbeiten von Bouffieux und Rauta et al.

Der treibende Mechanismus der Wärmeleitung in Metallen, die Elektronenleitung, nimmt mit steigender Temperatur ab. Der dazu korrespondierende Beitrag der Phononen sinkt, im betrachteten Temperaturintervall, ebenfalls mit steigender Temperatur. Dabei fällt der Beitrag der Gitterschwingung bei Metallen deutlich niedriger aus als die Elektronenleitung. [GOT14] Demnach ist eine Funktion der Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur mit negativer Monotonie zu erwarten. Der Anteil der Phononen am Gesamtwert der Wärmeleitfähigkeit nimmt mit steigender Temperatur zu. Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit über das Wiedemann-Franz Gesetz erfasst dabei nur den Beitrag der Elektronenleitung. Bei höheren Temperaturen nimmt also die Genauigkeit dieser Messmethode ab. Zudem gleichen sich die Anteile der Phononen und der Elektronenleitung mit einem erhöhten Anteil an Legierungselementen an, sodass sie vergleichbar groß sein können [GOT14]. Es lässt sich daher spekulieren, dass der Unterschied zwischen den von Bouffieux und Rauta et al. beschriebenen Tendenzen der Wärmeleitfähigkeitskurve teilweise durch die Inklusion des Beitrags der Gitterschwingung erklärbar ist.

Ein weiterer Mechanismus, der auf das Messergebnis Einfluss genommen hat, ist die Auswirkung einer Wärmebehandlung. Cingi et al. [CIN12] beschreibt im Rahmen des Papers „Effect of Heat Treatment on Thermal Conductivity of Aluminum Die Casting Alloys“ den Effekt, dass es bei den untersuchten Legierungen zu einem nahezu linearen Anstieg der Wärmeleitfähigkeit mit zunehmender Temperatur der vorangestellten Wärmebehandlung kommt. Während der Vorbehandlung der Proben kam es zu einer fortgeschrittenen Ausscheidungsbildung. Dies erklärt die grundsätzlich höheren Werte der Wärmeleitfähigkeit gegenüber den as-extruded-Zuständen. Cingi et al. schreibt dies der Bildung von Ausscheidungen im Material und der Abschwächung von Korngrenzen bei höheren Wärmebehandlungstemperaturen zu. Diese Aussage bietet einen Ansatz die Verläufe der Wärmeleitfähigkeit der as-

---

extruded-Proben zu erklären. Der initiale Anstieg der Wärmeleitfähigkeit ist demnach auf eine einsetzende Ausscheidungsbildung zurückzuführen, deren Effekt der Abnahme der Elektronenleitfähigkeit aufgrund steigender Temperatur gegenläufig ist. Mit steigender Temperatur sinkt der Einfluss des durch Cingi et al. beschriebenen Effekt – die Wärmeleitfähigkeit fällt nun wieder ab. Neben der Bildung von Ausscheidungen hat auch die Texturierung einen direkten Einfluss auf die Wärmeleitfähigkeit. Da Störungen des Kristallgitters einen die Wärmeleitfähigkeit reduzierenden Effekt haben, fällt der Wärmestrom in Richtungen, die mehr Hindernisse bieten, niedriger aus. In den untersuchten Proben herrschte als Folge der Extrusion eine Texturierung vor, die sich durch axial verlängerte Körner auszeichnet [WAS62]. Folglich ist der elektrische Widerstand in Axialrichtung gegenüber einer texturfreien Probe geringer. Dies resultiert in einer höheren Wärmeleitfähigkeit bei der Berechnung über das Wiedemann-Franz Gesetz. Dieser Zusammenhang ist mit hoher Wahrscheinlichkeit zutreffend für die as-extruded-Proben. Zu den vorbehandelten Proben muss für eine Aussage über das Eintreten des beschriebenen Mechanismus eine experimentelle Untersuchung angestellt werden, die eine Rekristallisation des Gefüges betrachtet. Zum Erhalt weiterer Aussagen zu der Ausscheidungsbildung, ist eine Untersuchung der verwendeten, wärmebehandelten Proben mittels eines SEM oder TEM notwendig. Diese dient dem Erkennen der beschriebenen Ausscheidungsbildung oder Veränderungen in der Kornmorphologie.

Neben den grundsätzlich unterschiedlichen Untersuchungsmethoden, die verwendet wurden, lassen sich die unterschiedlichen Verläufe der Graphen durch das Auftreten systematischer Messfehler erklären. Dabei liegt ein spezieller Fokus auf den Komplikationen, die sich aus der Modifikation einer klassischen 4-Punkt-Widerstandsmessung auf eine Verwendung bei höheren Temperaturen ergeben.

Um aus einem guten Leiter (wie Aluminium) eine Information über seinen Widerstand zu erhalten, wird der Probenkörper mit einem Strom von zehn Ampere beaufschlagt. Dieser Strom führte während der Messung zu einer Erwärmung der Probe, teilweise deutlich über die Ofentemperatur. Um die gelegentlich ungleiche Temperaturverteilung entlang der Probe zu erfassen, wurden bei der Berechnung der Messergebnisse, die Messwerte der beiden Thermoelemente gemittelt. Dies beruht auf der Annahme, dass bei einer homogenen Temperatur der Atmosphäre, sich ein lineares Temperaturprofil zwischen den beiden Ansatzpunkten der Stromquelle, innerhalb der Probe, einstellt, wie in Abbildung 3-13 schematisch dargestellt. Basierend auf dieser Annahme wird die Näherung getroffen, dass die aus der gemessenen Spannung resultierende Wärmeleitfähigkeit eine Summe der inkrementellen Wärmeleitfähigkeiten einer jeden Querschnittsfläche zwischen den beiden Messpunkten darstellt. Diese zugunsten der Berechenbarkeit getroffene Annahme eines linearen Temperaturprofil ist nur dann zutreffend, wenn die Temperatur lange genug gehalten wurde, um einen quasistationären Zustand zu erreichen. Der Einfluss dieser Fehlerquelle lässt sich demnach dadurch reduzieren, dass eine stufenweise Erwärmung der Probe angestrebt wird, bei der die Stufen über einen ausreichend langen Zeitraum gehalten werden.

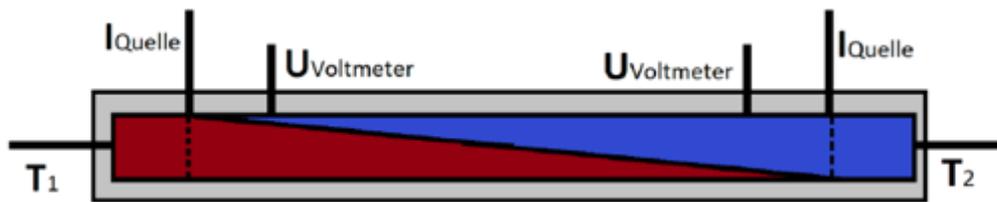


Abbildung 3-13: Schematische Darstellung des angenommenen Temperaturprofils im Probenkörper

Da als Atmosphäre Umgebungsluft genutzt wird, kommt es bei der Erhitzung zur Ausbildung einer Passivschicht entlang der Probenoberfläche. Dies ist ebenso der Fall zwischen den jeweiligen Kontaktierungen der Probe zwischen einerseits dem Voltmeter und andererseits der Stromquelle. Es besteht also die Frage, inwiefern die Einführung eines zusätzlichen Widerstandes die Messergebnisse verfälschen würde. Überträgt man das soeben erläuterte Problem auf diese Darstellung, dann kann die Einführung eines Übergangswiderstandes mit der Erhöhung der Leitungswiderstände gleichgesetzt werden. Für die Messung des Spannungsabfalls auf der Probe haben RK3 und RK4 keine weitere Bedeutung, weshalb eine Erhöhung dieser Parameter keine Berücksichtigung erfordert. Die Erhöhung von RK1 und RK2 hingegen, muss in die Berechnung mit einbezogen werden. Hier greift die in Formel 4.25 getroffene Näherung. Demzufolge hat erst eine deutliche Erhöhung des Leitungswiderstandes einen nicht-vernachlässigbaren Einfluss auf die Messung. Da die Erhöhung jedoch im Bereich der Milliohm liegt, kann diese ebenso vernachlässigt werden [THO97] [KAM12].

Ein solcher Messfehler lässt sich durch eine Kalibrierung an einem Messtandard verringern. Die Durchführung einer Messung an mehrere bekannten Standards erlaubt die Erstellung eines gemeinsamen, temperaturabhängigen Kalibrierungsfaktor  $\beta(T)$ .

$$\beta(T) = \frac{\lambda_{\text{Messung}}(T)}{\lambda_{\text{Standard}}(T)} \quad 3-3$$

$$\lambda_{\text{Real}}(T) = \beta(T) * L * \frac{\pi * (D_{0\text{Probe}} * (1 + \alpha\Delta T))^2 * I}{l_{0\text{Probe}} * (1 + \alpha\Delta T) * U_{V\text{Probe}}(T)} * T_{\text{Probe}} \quad 3-4$$

Für Simulation der stranggepressten Hohlprofile wird die über das Wiedemann-Franz Gesetz ermittelte Funktion der Wärmeleitfähigkeiten im as-extruded-Zustand, inklusive des gemessenen Wertes bei Raumtemperatur, genutzt. Diese Entscheidung basiert auf drei Aussagen:

1. Die Messkurve wurde an einer Probe aus der entsprechenden Legierung erstellt. Diese entspricht dem zu simulierenden Material.
2. Obwohl Unterschiede zu den von Bouffieux und Rauta et al. ermittelten Wärmeleitkurven existieren, weist die gewählte Experimentalkurve die größte Ähnlichkeit zu den Literaturwerten auf.
3. Der as-extruded-Zustand ist dem Zustand des zu simulierenden Materials am ähnlichsten [BOU04].

---

Die Messung der Wärmeleitfähigkeit über die Beobachtung der Veränderung der Potentialdifferenz bietet mithilfe der richtigen Ausrüstung die Möglichkeit, die Wärmeleitfähigkeit kontinuierlich als eine Funktion der Temperatur zu erfassen. Dabei muss jedoch beachtet werden, dass mit diesem Verfahren im Wesentlichen die elektrische Leitfähigkeit des Materials gemessen wird. Als Folge wird der Beitrag der Gitterschwingung vernachlässigt und die Genauigkeit der Messung sinkt mit steigender Temperatur. Hochlegierte Metalle lassen sich mit dieser Methode nicht korrekt darstellen.

### *Wärmekapazität*

Mittels Differential Scanning Calometry (DSC) wurden jeweils zwei Versuche für die Bestimmung der Wärmekapazität für die Legierungen EN AW-6082 und EN AW-6005A durchgeführt. Aus den ermittelten Werten wurden Kurven der spezifischen Wärmekapazität erstellt, welche in die Simulation eingebunden wurden. Unter Einbezug aktueller Literatur und Angaben aluminiumverarbeitender Unternehmen wurden Aussagen über die Güte der Messergebnisse getroffen.

Die Durchführung der Differential Scanning Calometry mittels der Vergleichsmethode resultierte nach der Auswertung der Daten im Erhalt von vier, in den Abbildungen 3-14 und 3-15 dargestellten, Verläufen der spezifischen Wärmekapazität. Pro Graph wurde eine Regressionsanalyse angestellt und eine lineare Gleichung erzeugt. Von den Geradengleichungen, die anhand der gleichen Legierungen erzeugt wurden, wurde ein kombinierter Graph geschaffen. Dies geschah über die Bildung des arithmetischen Mittels der m- und n-Komponenten der allgemeinen Geradengleichung:

$$y(x) = mx + n \tag{3-5}$$

$$y_{\text{kombiniert}}(x) = \frac{m_1 + m_2}{2} * x + \frac{n_1 + n_2}{2} \tag{3-6}$$

Die Annäherung in Form der Geradengleichungen dient einer vereinfachten Implementierung der spezifischen Wärmekapazität in die Materialdatenbank.

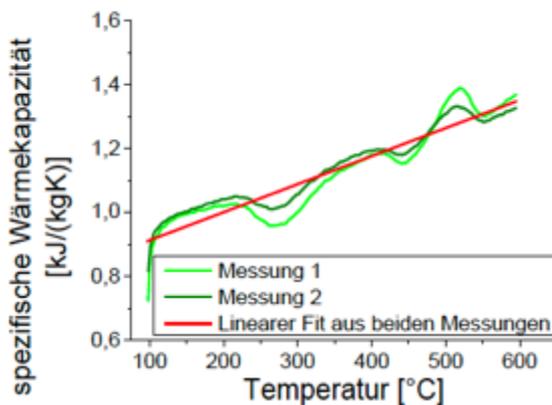


Abbildung 3-14: Spezifische Wärmekapazität der Legierung EN AW-6005A inkl. linearer Regression

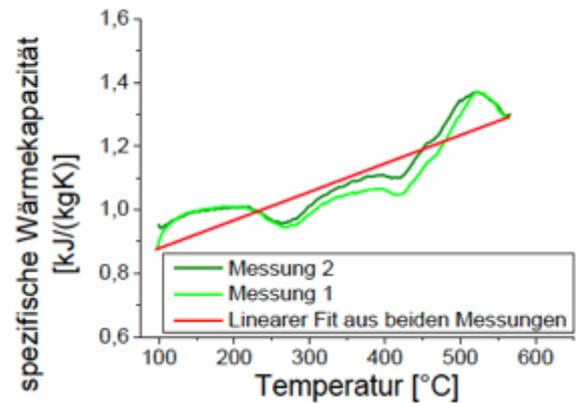


Abbildung 3-15: Spezifische Wärmekapazität der Legierung EN AW-6082 inkl. linearer Regression

Ähnliche Messungen wurden im Jahr 1995 von Zahra et al. für diverse Aluminiumlegierungen durchgeführt. Die Messung von Zahra et al. basierte ebenfalls auf der Vergleichsmethode. Probenform und -masse waren ähnlich dem im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchsaufbau. Der Hauptunterschied bestand in der Nutzung von Umgebungsluft. Zudem wurde über das Material der Tiegel keine Auskunft gegeben. Es wurden Messungen der spezifischen Wärmekapazität an wärmebehandelten Proben im extrudierten oder gewalzten Zustand durchgeführt. Die in Abbildung 5.15 dargestellten Messergebnisse von Zahra et al. wurden an der Legierung EN AW-6082 ermittelt. Von den vier dargestellten Zuständen weist dabei der Zustand der T5 Extrusion mit einer Heizrate von 10 K/min die größte Ähnlichkeit zu dem zu vergleichenden Versuchsaufbau auf. [ZAH95]

Es ist eine markante Übereinstimmung in den lokalen Maxima des Graphen zu erkennen. Besonders die negativen Maxima im Temperaturbereich von 250 – 300°C, sowie von 400 – 450°C lassen sich sowohl in den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Messungen, sowie in den Ergebnissen von Zahra et al. feststellen. (vergleiche Abbildung 3-16 und 3-17) Diese exothermen Ausschläge sind auf die Bildung der  $\beta$ - und der  $\beta'$ -Ausscheidungsphase zurückzuführen. [ZAH95] [MIL12] [MIL18] Da die Differential Scanning Calometry bei einer niedrigen Heizrate durchgeführt wird, kommt es zu einem ausgeprägten Verlauf der Segregation. Der Segregationsprozess ist exotherm. Die spezifische Wärmekapazität wird bei der Differential Scanning Calometry über den Wärmestrom an der Probe berechnet. Die Quelle der Änderung des Wärmestroms wird dabei nicht erfasst. Daher kommt es zu einer Überlagerung der Wärmeaufnahme pro Grad, die sich durch die Wärmekapazität bedingt, und dem endo- oder exothermen Wärmestrom stattfindender chemischer Prozesse im zu untersuchenden Material. Im Rahmen dieser Arbeit ist die spezifische Wärmekapazität ohne die mikrostrukturellen Einflüsse von Belang, da bei einer Sprühwasserkühlung die Temperatur so schnell sinkt, dass Ausscheidungsphasen nur in geringem Umfang entstehen können. Daher werden diese Erscheinungen mithilfe der zuvor beschriebenen linearen Annäherung für die Simulation eliminiert.

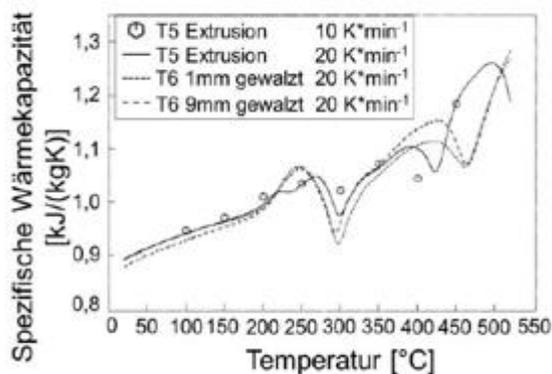


Abbildung 3-16: Ergebnisse der DSC-Messung der Legierung EN AW-6082 (Literatur)

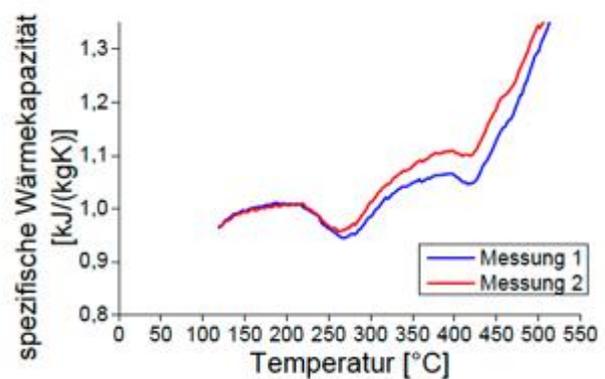


Abbildung 3-17: Ergebnisse der DSC-Messung der Legierung EN AW-6082 (eigene Messung)

Der Vergleich der Messungen von Zahra et al. mit den dargestellten Ergebnissen impliziert einen hohen Grad an Reproduzierbarkeit. Dies wird jedoch in Teilen von den Angaben unterschiedlicher aluminiumverarbeitender Unternehmen kontrastiert. Diese zeigen eine spezifische Wärmekapazität bei Raumtemperatur für beide Legierungen, die etwa bei 0,9 kJ/kgK angeordnet sind. Die Berechnung der spezifischen Wärmekapazität auf Basis der erstellten Geradengleichung führen bei einer Raumtemperatur von 25°C zu den in Tabelle 3-4 dargestellten Ergebnissen.

Tabelle 3-4: Mittels einer linearen Regression ermittelte spezifische Wärmekapazitäten bei Raumtemperatur

EN AW-6005A

$$0,846 \frac{\text{kJ}}{\text{kgK}}$$

EN AW-6082

$$0,812 \frac{\text{kJ}}{\text{kgK}}$$

Es zeigt sich, dass die ermittelten Werte denen von Zahra et al. bei erhöhten Temperaturen ähnlich sind. Jedoch weicht die getroffene Näherung über die Geradengleichung von den Herstellerangaben, sowie den Messwerten von Zahra et al. bei Raumtemperatur ab. (siehe Abbildung 3-18 und 3-19) Die Erklärung dafür findet sich in der Betrachtung der Messmethode sowie des Messbereiches.

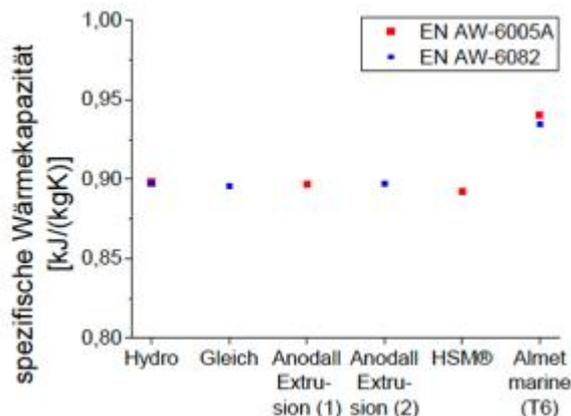


Abbildung 3-18: Vergleich der spezifischen Wärmekapazität der Legierungen EN AW-6082 und EN AW-6005A (Herstellerangaben)

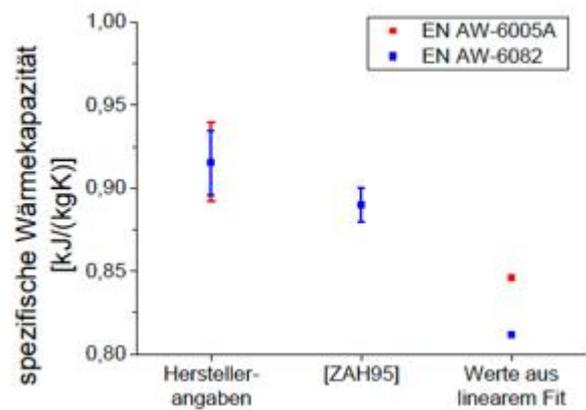


Abbildung 3-19: Vergleich der spezifischen Wärmekapazität der Legierungen EN AW-6082 und EN AW-6005A (Hersteller, Literatur, eigene Messung)

Abhängig von der angewandten Messmethode können die Ergebnisse der Wärmekapazität abweichen. Da in den Datenblättern der Unternehmen keine Auskunft über verwendete Messmethode gegeben wird, ist ein Vergleich nicht möglich. Die Herangehensweise von Zahra et al. unterscheidet sich vor allem in der Wahl der Atmosphäre und eventuell über die Probenziegel. Die verwendete Umgebungsluft ist dabei reaktiver als eine Argonatmosphäre. Aluminium- und seine Legierungen bilden jedoch eine Passivschicht aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  auf der direkten Oberfläche aus, die das Volumen vor korrosiven Effekten schützt. Steigen die Temperaturen, dehnt sich das Material stärker aus als seine Oberfläche. Dies führt zum Einreißen der Passivschicht. Die freigelegte Oberfläche reagiert an Luftatmosphäre jedoch unmittelbar zu einer neuen Passivschicht. Dieser Prozess hat einen Einfluss auf den Wärmestrom und skaliert in seinem Ausmaß mit dem Verhältnis zwischen Probenoberfläche und -volumen. Bei einer Probe von 70 mg Gewicht und einer zylindrischen Form, fällt der Einfluss einer Reaktion, die vereinzelt auf der Oberfläche zur Ausbildung einer 5 – 10 nm tiefen Oxidschicht [OST14] führt, soweit ab, dass diese vernachlässigt werden kann.

Von größerem Interesse ist andererseits das Material des Tiegels. Die im Rahmen dieser Arbeit getroffene Wahl fiel aufgrund budgetärer Restriktionen auf Tiegel aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Für Messungen der spezifischen Wärmekapazität sind Tiegel aus Platin besser geeignet. Der Grund dafür liegt in der Differenz der Wärmeleitfähigkeit und der spezifischen Wärmekapazität. Platin weist bei Raumtemperatur eine spezifische Wärmekapazität von 0,130  $\text{kJ}/\text{kgK}$  und eine Wärmeleitfähigkeit von 72  $\text{W}/\text{mK}$  auf [WIK20]. Im Kontrast dazu steht Aluminiumoxid mit einer spezifischen Wärmekapazität von 0,9  $\text{kJ}/\text{kgK}$  und einer Wärmeleitfähigkeit von 20  $\text{W}/\text{mK}$  [CER20]. Als Folge der Materialeigenschaften absorbiert Platin weniger Wärme und es gibt diese schneller auf das Probenmaterial ab. Aluminiumoxidtiegel reagieren daher im Vergleich zu Platintiegeln verzögert. Maxima treten erst bei höheren gemessenen Temperaturen ein. Sollten Zahra et al. Platintiegel genutzt haben, wäre dies eine Erklärung für die leichte Verschiebung der Peaks im Vergleich zu den eigenen Messungen. Eine Folge davon könnte eine ebenfalls zu höheren Temperaturen verschobene lineare Approximation des Graphen sein, weshalb der berechnete Wert

bei Raumtemperatur niedriger ausfällt als die in Abbildung 3-19 gezeigten Vergleichswerte.

Hinzu kommt die Wahl des Messbereiches. Zahra et al. begann, im Gegensatz zu der in Rahmen dieser Arbeit durchgeführten DSC, die Messung bei Raumtemperatur. Es ist ersichtlich, dass der Anfangsbereich bei einer Temperatur zwischen 25 und 200°C vergleichsweise linear verläuft. Die Temperatur ist in diesem Bereich noch zu niedrig für mikrostrukturelle Effekte, wie die angesprochene Bildung der  $\beta$ -Ausscheidungsphase. Daher ist anzunehmen, dass dadurch die spezifische Wärmekapazität mit nur wenigen Störfaktoren dargestellt wird. Die selbst erstellte Messung beginnt bei einer Temperatur von 100°C. Als Folge wird in Messung und folglich in die lineare Approximation ein im Verhältnis zu Zahra et al. höher temperierter Bereich gemessen. Dieser enthält mehr Störfaktoren in Form der dargestellten Phasenausscheidungen. Der lineare Graph gerät dadurch steiler als in der Realität.

Nichtsdestotrotz stellen die ermittelten Werte der spezifischen Wärmekapazität eine ausreichend gute Annäherung in dem für die Simulation relevanten Temperaturbereich dar. Die lineare Approximationen für die Legierungen wurden daher ohne weitere Modifikationen in die Materialdatenbank überführt.

#### *Abgleich mit Temperaturmessungen am Profil*

Zum Abgleich der Daten wurden Profiltemperaturmessungen von und nach dem Eintritt in die Kühlstrecke durchgeführt. Die erhaltenen Daten wurden tabelliert dargestellt und es wurde eine Presszeit den jeweiligen Temperaturen zugeordnet. Die so erhaltenen Daten werden zum Abgleich in der Simulation genutzt.

Die Durchführung der Profiltemperaturmessungen resultierte in den in Tabelle 3-5 dargestellten Temperaturwerten. Diese geben das Maximum der Temperatur  $T_{Ende}$  einer jeden der drei Pressgeschwindigkeiten an. Mit steigender Pressgeschwindigkeit ist eine Zunahme der Höchsttemperatur nachzuweisen. Die an den Thermoelementen im Presswerkzeug aufgenommene Temperatur  $T_{Anfang}$  liegt bei allen drei Messungen zwischen 520 und 530 °C.

Tabelle 3-5: Zusammenstellung der Höchsttemperaturen und der berechneten Verweildauer bei den jeweiligen Profilgeschwindigkeiten

| Pressgeschwindigkeit<br>$V_{Pressung}$ [m/min] | Höchstwert der Temperatur<br>$T_{Ende}$ [°C] | Verweildauer<br>$t_{Kühlung}$ [s] |
|--|--|-----------------------------------|
| 5  | 18   | 25                                |
| 10   | 200  | 12,6                              |
| 15   | 310  | 8,4                               |

Auffällig ist, dass sowohl die Pressgeschwindigkeit 15 m/min als auch 10 m/min nach der Kühlstrecke eine Temperatur aufweist, die über dem Leidenfrostpunkt von  $T_{Leidenfrost} \approx 180$  ° C [BER99] liegt. Die Messung mit 5 m/min wurde vollständig abgekühlt. Die Verweildauer in der Kühlung, unter der ein Anstieg der Strangtemperatur zu erwarten ist, liegt daher zwischen 10 und 15 m/min Profilgeschwindigkeit, was einer Verweildauer von 8,4 bis 12,6 s entspricht.

Für die Simulation lassen sich daher folgende Aussagen formulieren, deren Erfüllung für die Vorhersagegenauigkeit der Simulation notwendig sind:

- In einem Zeitfenster zwischen 12,6 und 25 Sekunden muss die Temperatur auf 18 °C abgesunken sein.

- 
- Innerhalb dieses Zeitfensters muss daher die Leidenfrosttemperatur unterschritten werden.

### 3.5 Modellierung des Strangpressens und der Profilkühlung

Für die Simulation wurde basierend auf den CAD-Modellen der Profile eine nichtlineare, instationäre thermische Analyse durchgeführt. Das Modell wurde mit den ermittelten Materialdaten versehen. Über einen iterativen Prozess wurde eine neue Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten ermittelt. Folgend auf die Evaluation der Messergebnisse wurden die gesammelten Parameter auf ein Doppelkammerhohlprofil angewendet. Unter Betrachtung des Temperaturverlaufs im Steg des Profils könne Folgen für die mikrostrukturelle Eigenschaftsentwicklung abgeleitet werden.

#### *Simulation des Einkammer Hohlprofils*

Der Graph des Wärmeübergangskoeffizienten wurde mit dem oben beschriebenen Anpassungsfaktor angenähert. Die Simulation am Hohlprofil der Legierung EN AW-6082 erfolgte sechsmal mit einem variierenden Graph des Wärmeübergangskoeffizienten. Der in Tabelle 3-6 gegebene Graph des Wärmeübergangskoeffizienten wurde zu diesem Zweck mit einem Korrekturfaktor verrechnet. Die resultierenden Verläufe der maximalen Temperatur des Modells wurden als Kurvenschar neben den Ergebnissen der Vergleichspressung in Abbildung 3-20 dargestellt. Es zeigt sich, dass ein Faktor von weniger als 0,035 in einem Kurvenverlauf resultiert, der über den Werten der Vergleichspressung zu den korrespondierenden Zeiten liegt. Alle Simulationen mit Faktoren kleiner als 0,1 erreichen nach 25 Sekunden Temperaturen über den erwarteten 18°C Kühlwassertemperatur.

Unabhängig vom Wert des Faktors kann kein Temperaturverlauf der Simulation erstellt werden, der die Temperaturwerte aller Vergleichspressungen darstellt. Aufgrund dieses Faktors, erfüllt keine der Simulationen die entsprechende Vorhersagegenauigkeit. Die Variation des Faktors des Wärmeübergangskoeffizienten kann daher nicht die Realität im Zeitraum zwischen 0 und 25 Sekunden vollständig darstellen. Eine Modifikation des Graphen des Wärmeübergangskoeffizienten ist vonnöten, wenn ein erhöhter Grad der Realitätsnähe erreicht werden soll. Die Simulation zeigt jedoch für den Faktor 0,03 eine gute Annäherung für den Zeitrahmen zwischen 0 und 12,5 Sekunden. Eine Anpassung des Verlaufes dieses Graphen ist daher über eine Modifikation der Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten sinnvoll.

Tabelle 3-6: Darstellung der in der Simulation genutzten Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur

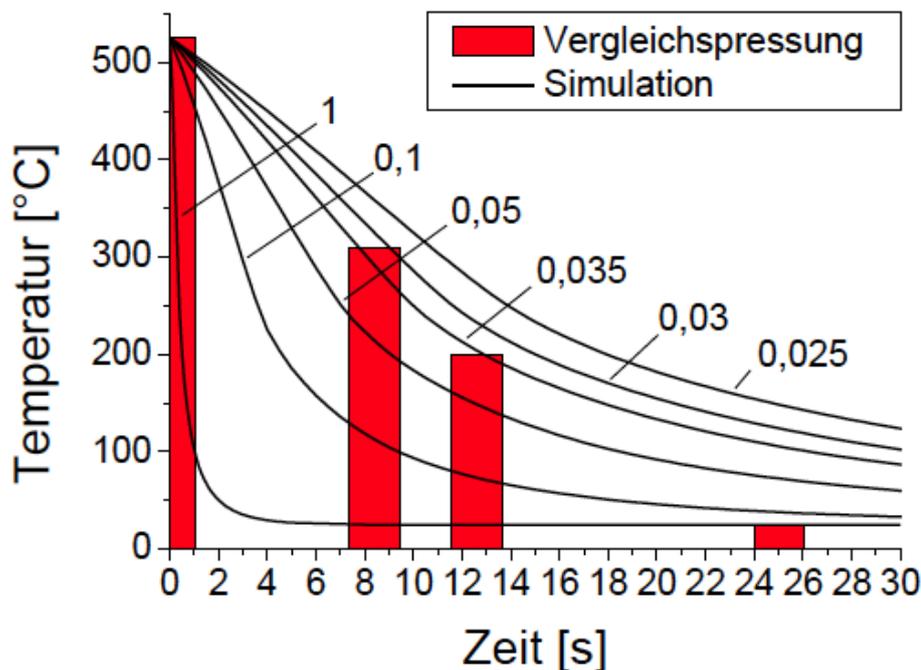
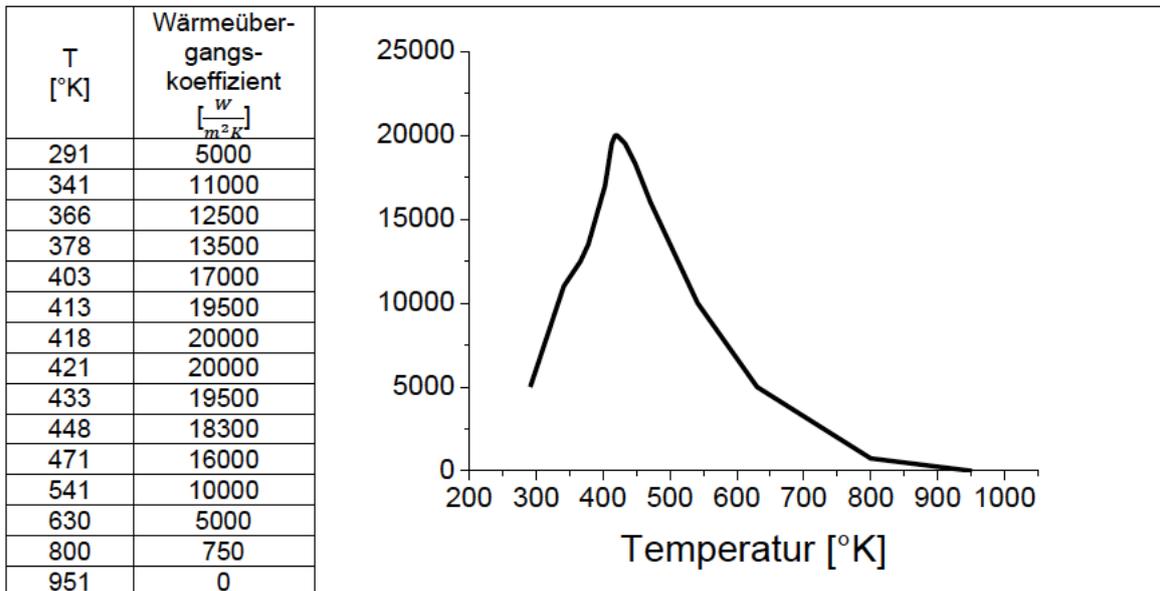


Abbildung 3-20: Verläufe der Temperatur des simulierten Hohlprofils aus verschiedenen mit einem variierenden linearen Faktor berechneten Funktionen des Wärmeübergangskoeffizienten

Im Vergleich mit der Arbeit von Wendelstorf et al. zeigt sich, dass im Verlauf der simulierten Temperatur eine abrupte Zunahme der Kühlrate nach Unterschreiten der eines Wertes nahe der Leidenfrosttemperatur fehlt [WEN08]. Dies ist eine Folge der Änderung des Blasenregimes, dass unterhalb dieser Temperatur einen Höhepunkt in seiner Fähigkeit erreicht, Wärme zu übertragen. Oberhalb dieser Temperatur

verdampft ein dünner Wasserfilm vollständig und der Wärmeübergang wird stark behindert (vergleiche Abbildung 3-21).

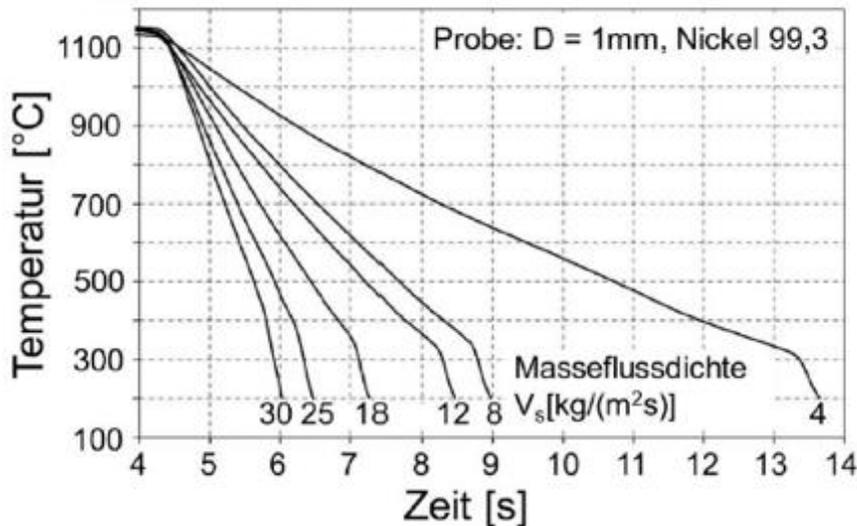


Abbildung 3-21: Darstellung verschiedener Temperaturverläufe aus der Abkühlung eines Nickelwerkstücks unter einer Sprühwasserkühlung [WEN08]

Diese starke Zunahme der Kühlrate, wurde in der ursprünglich verwendeten Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten bereits berücksichtigt. Durch die Anpassung des Verlaufes des Wärmeübergangskoeffizienten durch den beschriebenen Faktor, kam es jedoch zu einem Abflachen des Graphen. Die Folge war ein mit dem Faktor zunehmender linearer Verlauf des Graphen der Temperatur. Um diesen Fakt auszugleichen, wird die Funktion unterhalb der Temperatur des HTC's mit einem schwächeren Faktor versehen. Dies basiert auf der Annahme, dass die für die Vergleichspressungen verwendete Kühlung eine geringen Massenflussdichte aufweist, weshalb der Wärmeübergangskoeffizient vor der Änderung des Blasenregimes stark reduziert ist. Abbildung 3-22 zeigt den modifizierten Graphen des Wärmeübergangskoeffizienten. Die Implementation dieses Graphen resultiert in einem Temperaturverlauf, mit einer guten Übereinstimmung mit dem Experiment (siehe Abbildung 3-22).

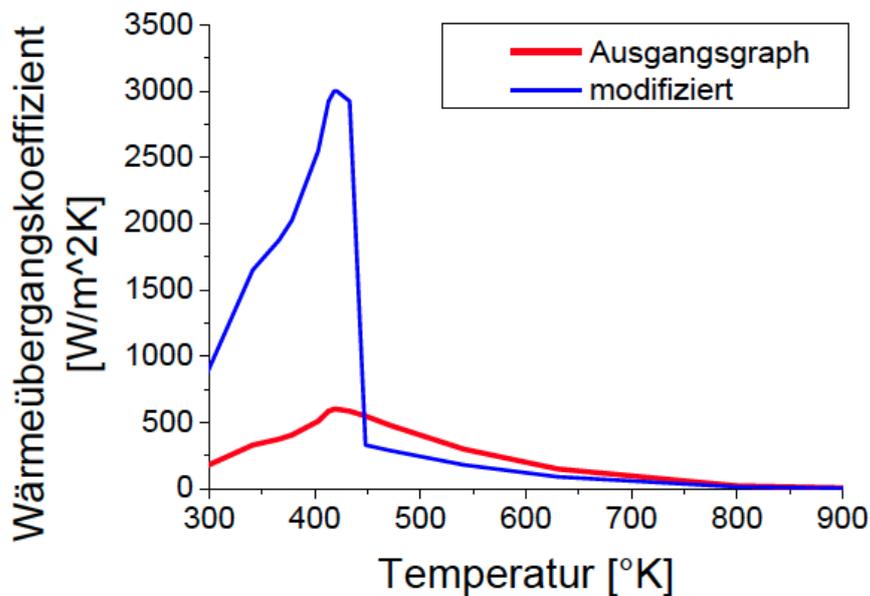


Abbildung 3-22: Modifizierter Graph des Wärmeübergangskoeffizienten (blau), dargestellt neben der Ausgangsfunktion mit dem Faktor 0,03 (rot)

Im Vergleich zu den Arbeiten von Wang et al. und Yang et al. fällt die angepasste Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten durch deutlich niedrigere Werte bei erhöhten Temperaturen auf. Dies führt dazu, dass deren Simulationen innerhalb eines Zeitraumes von maximal 4 Sekunden [WAN14], bzw. 20 Sekunden (unter Leidenfrosttemperatur nach etwa 8 Sekunden) [YAN13] die simulierten Temperaturen in einem asymptotischen Verlauf nahe der Umgebungstemperatur enden. Die in diesen Arbeiten untersuchten Modelle waren zudem von einer komplexeren Gestalt als das stranggepresste Hohlprofil dieser Arbeit, weswegen eine um etwa eine Sekunde verzögerte Abkühlung sowohl bei Yang et al., als auch bei Wang et al. die Folge war. Die in beiden Fällen beschriebene Abkühlung erfolgte schneller und an einem größeren Materialvolumen. Daher lässt sich die Aussage treffen, dass die von Yang et al. berechneten (und in dieser Arbeit übernommenen) Wärmeübergangskoeffizienten die Realität, der in Abschnitt 4.1.3 beschriebenen Vergleichspressungen, nicht vollständig widerspiegeln. Die Angaben von Wang et al. und Wendelstorf et al. führten ebenfalls nicht zu einem Temperaturverlauf, der mit den Vergleichspressungen kompatibel war. Erst eine iterative empirische Herangehensweise, führte zum Erhalt der in Abbildung 3-23 beschriebenen Temperaturkurve. Aufgrund der deutlichen Unterschiede zu den drei genannten Arbeiten ist die Aussage zu treffen, dass die ermittelte Kurve des Wärmeübergangskoeffizienten ausschließlich dann Teil einer erfolgreichen Simulation ist, wenn die exakt gleichen Kühlparameter vorherrschen, wie sie an der Kühlstrecke des Forschungszentrums Strangpressen anzufinden sind.

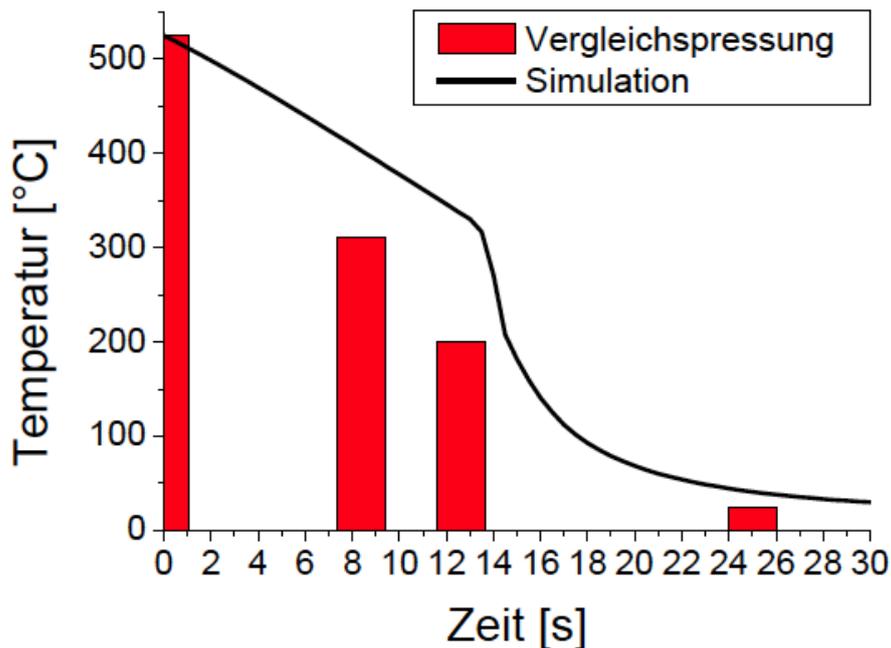


Abbildung 3-23: Graph der Temperatur für die finale Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten, dargestellt neben den experimentellen Ergebnissen

vollständig. Es wurde deshalb die Annahme getroffen, dass der Beitrag dieser beider Mechanismen durch den starken Einfluss der Sprühwasserkühlung zu niedrig ausfällt. Die Simulation zeigt jedoch, dass der Wärmübergangskoeffizient vor allem in den Anfangsphasen bei hohen Temperaturen (etwa  $100 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) den angenommenen Werten der Konvektion von  $10 \text{ W/m}^2\text{K}$  im Inneren des Hohlprofils nahekommt. Eine Vereinfachung in Form einer adiabatischen Randbedingung muss daher zur Reduktion von simulativen Fehlern durch eine Innere Konvektion ersetzt werden. Der Temperaturverlauf der Atmosphäre im Inneren des Hohlprofil ist nicht bekannt und muss daher experimentell ermittelt werden. Für den Fall des Hohlprofils spielen Beiträge durch Strahlung keine hervorgehobene Rolle, da keine innenliegenden Komponenten existieren. Wird das Modell jedoch komplexer, so muss auch die Strahlung Berücksichtigung finden.

#### *Übertragung der Simulation auf ein Doppelkammerhohlprofil*

Die Übertragung der Simulationsparameter auf ein Doppelkammerhohlprofil der Legierung EN AW-6082 erfolgte mit dem Ziel einen Temperaturverlauf im Steg des Profils zu ermitteln. Basierend auf dem Ergebnis wurden Überlegungen zu Eigenschaftsunterschieden zwischen Steg und Außenseite des Profils angestellt.

Doppelkammerhohlprofile dienen als Halbform für die Herstellung von Stoßstangen. Von daher existieren Anforderungen an den Strangpressprozess, Materialeigenschaften zu erreichen, die eine Absorption hoher Energien während eines Unfallereignisses ermöglichen. Dies wird vornehmlich durch eine gezielte Wärmebehandlung erreicht. Während des Strangpressens herrschen Bedingungen vor, die eine Rekristallisation begünstigen. Je länger ein Bereich des Profils erhöhten

Temperaturen ausgesetzt ist, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit für die Bildung von Grobkorn aufgrund sekundärer Rekristallisation. Um diesen Zusammenhang besser einschätzen zu können, ist eine Kenntnis des Temperaturprofils des Doppelkammerhohlprofils während des Strangpressens erforderlich.

Die Simulation eines Doppelkammerhohlprofils bestehend aus der Legierung EN AW-6082 kann mit den in ermittelten Parametern durchgeführt werden. Um dies zu veranschaulichen wurde das Doppelkammerhohlprofil mit den in Abbildung 3-24 gegebenen Maßen als CAD-Modell erstellt (siehe Abbildung 3-25). Die Durchführung der Simulation erfolgte nach der bereits beschriebenen Simulation unter Einbezug der erläuterten Anpassung der Funktion des Wärmeübergangskoeffizienten. Nach Abschluss der Simulation wurde ein Temperatur-Zeit-Diagramm dreier ausgewählter Messpunkte am Profil erstellt und in Abbildung 3-26 dargestellt. Die Position der Messpunkte ist der Abbildung 3-24 in Form der roten Zahlen zu entnehmen. Messpunkt 1 (Außenseite) und 3 (Steg) wiesen die höchste Temperaturdifferenz über den Verlauf der Simulation auf. Mithilfe dieser Information lässt sich eine Dauer ermitteln, während der das untersuchte Material Temperaturen über dem kritischen Wert für Ausscheidungsprozesse und Rekristallisationserscheinungen ausgesetzt wird. Die kritische Temperatur liegt für die Legierung EN AW-6082 etwa bei 300°C. Unterhalb von 250°C kommen alle Ausscheidungsprozesse zum Stehen [GRO02] [GÜZ12]. Auf der Basis dieser Erkenntnis lässt sich die Zeit, die der Steg länger als der Rand ausreichend hohen Temperaturen für mikrostrukturelle Umformungen ausgesetzt ist auf 2 Sekunden beziffern. Die Dauer zwischen dem Erreichen des kritischen Umformgrades und dem Unterschreiten der kritischen Temperatur lässt sich mithilfe der Formel 3-7 feststellen:

$$t = \frac{V_{\text{Pressung}}}{l_{\text{Kühlstraße-Presswerkzeug}}} + t_{\text{Simulation}}$$

3-7

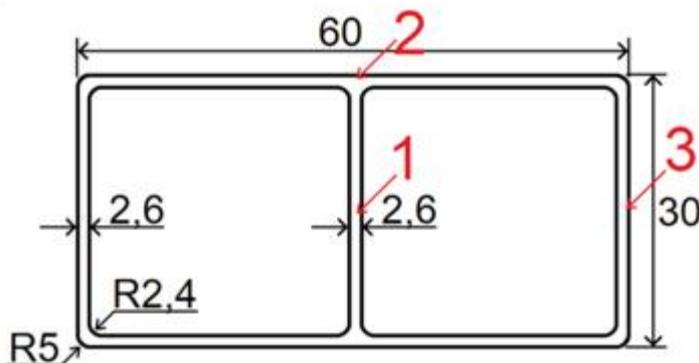


Abbildung 3-24: Schematische Darstellung des Doppelkammerhohlprofils, Zahlen geben Stellen der Temperatureauswertung an

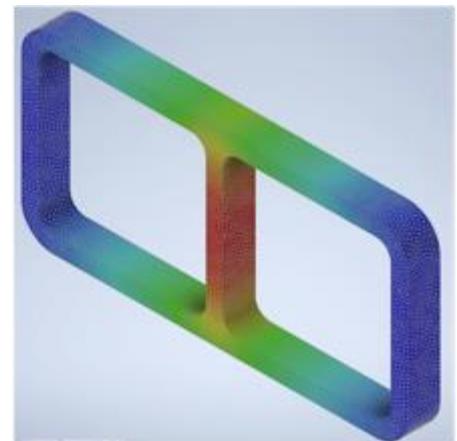


Abbildung 3-25: CAD Modell des Doppelkammerhohlprofils mit Mesh

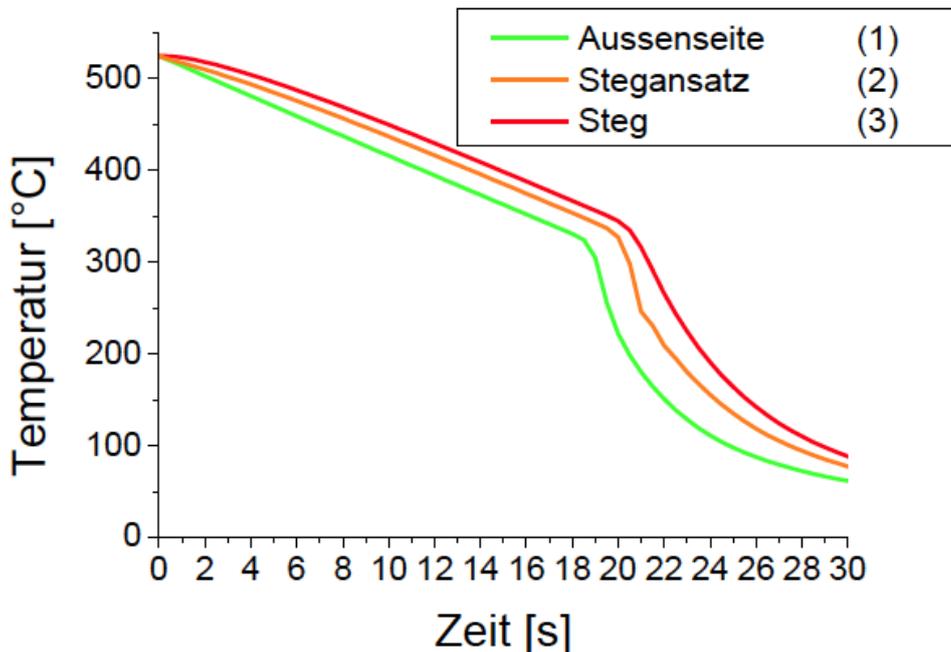


Abbildung 3-26: Graph der Temperaturverläufe ausgewählter Punkte der Simulation des Doppelkammerhohlprofils

## 4 Bestimmung der Mikrostruktur und standardisierter Kennwerte

### 4.1 Untersuchung des Gefüges unter Licht- und Rasterelektronenmikroskop

Für die Gefügeanalysen wurden sechs Profilvarianten ausgewählt, die in Tabelle 4-1 aufgeführt sind. Die metallographischen Schlitze wurden hierfür aus den Einspannenden der eben da genannten Zugproben entnommen, jeweils längs und quer zur Strangpressrichtung. Übersichtsaufnahmen der Gefüge über die Wanddicke zeigt Abbildung 4-1.

Mittels Lichtmikroskopie bzw. Elektronenstrahl-Rückstreubeugung (EBSD) im Rasterelektronenmikroskop wurden Korngrößenverteilungen und Texturen analysiert. Ergänzend wurden Mikrohärtemessungen durchgeführt.

| Profilgeometrie | Pressverhältnis V | Produktschwindigkeit [m/min] | Sprühnebel-Abschreckung | Warmauslagerung bei 185°C (T6) | Kurzbezeichnung | Schliffentnahme aus Zugprobe mit Bezeichnung... |
|-----------------|-------------------|------------------------------|-------------------------|--------------------------------|-----------------|---|
| Einkammer       | 25                | 5                            | ja                      | ja                             | Serie 1         | APW2-5-MS-T6-Fz-S2L                             |
| Einkammer       | 25                | 10                           | ja                      | ja                             | Serie 2         | APW2-10-MS-T6-Fz-S2L                            |
| Einkammer       | 25                | 15                           | ja                      | ja                             | Serie 3         | APW2-15-MS-T6-Fz-S2L                            |
| Einkammer       | 25                | 5                            | nein                    | nein                           | Serie 4         | APW2-5-OS-XX-Fz-S2L                             |
| Einkammer       | 37                | 10                           | ja                      | ja                             | Serie 5         | APW3-10-MS-T6-Fz-S2L                            |
| Doppelkammer    | 25                | 10                           | ja                      | ja                             | Serie 6         | APW4-10-MS-T6-Fz-S2L                            |

Tabelle 4-1: Für Mikrostrukturanalysen ausgewählte Profilvarianten (Werkstoff 6082, Bolzeneinsatztemperatur jeweils 480 °C).

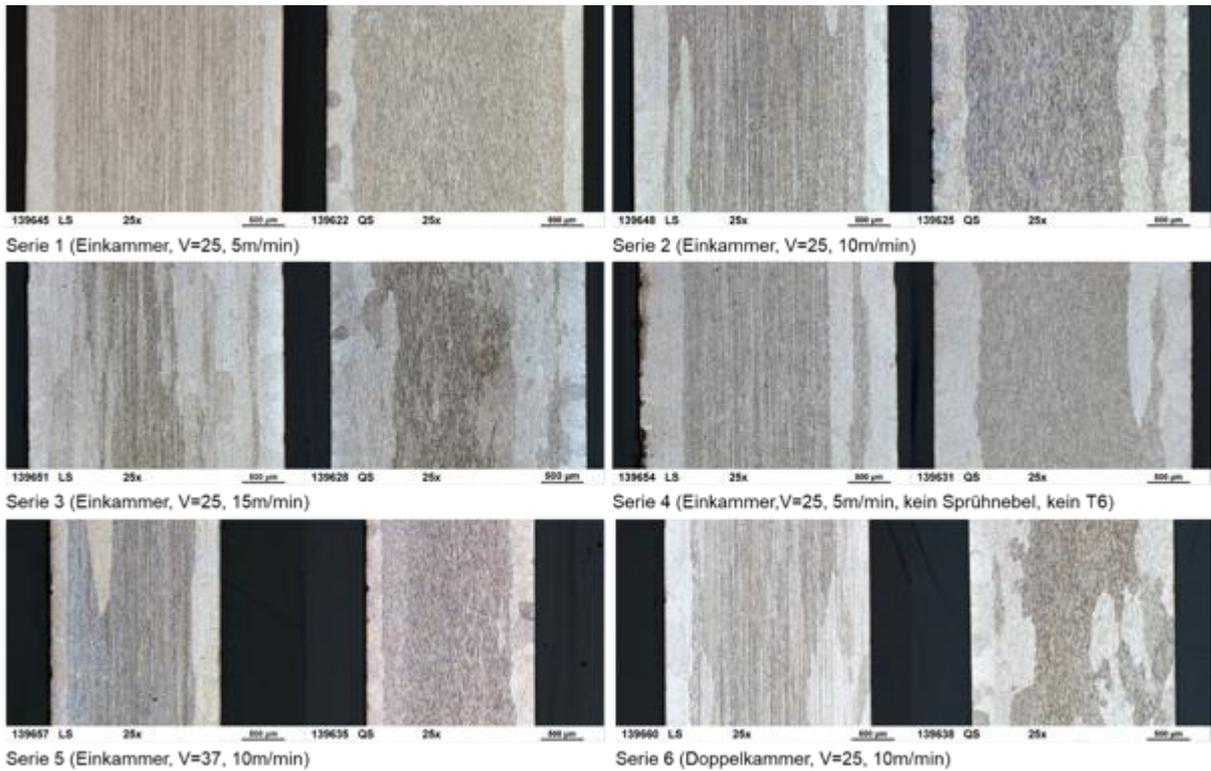


Abbildung 4-1: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahmen der geätzten Längs- und Querschliffe.

### *Grobkornanteile*

Die Bereiche mit grobkörnigem, statisch rekristallisiertem Gefüge, die bei den untersuchten Proben an der Profilloberfläche und je nach Prozessparametern teilweise auch im Inneren zu finden sind, heben sich am geätzten Schliff deutlich vom faserigen Umformgefüge im Profilinneren ab. Ihr lokaler Anteil am jeweiligen Probenquerschnitt wurde an lichtmikroskopischen Aufnahmen der Längsschliffe abgeschätzt und ist in Abbildung 4-2 dargestellt.

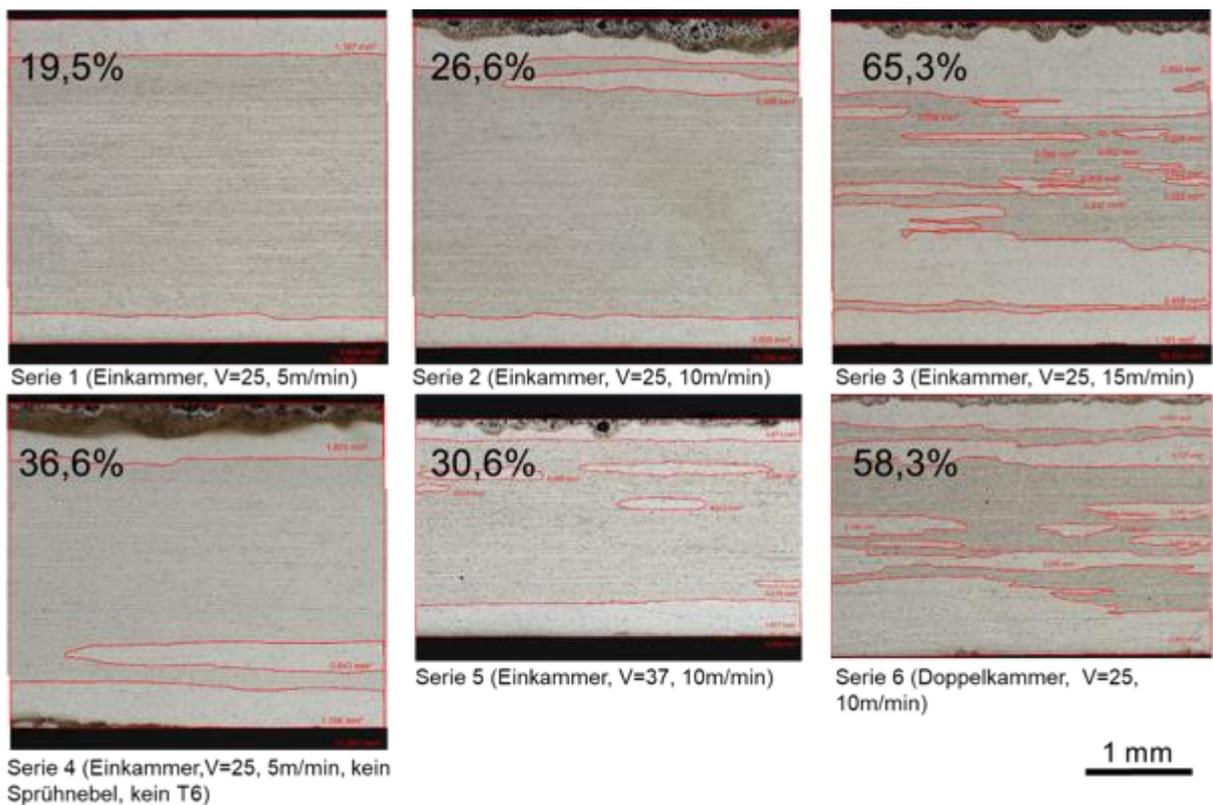


Abbildung 4-2: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahmen der geätzten Längsschliffe mit Angabe der am jeweiligen Abbildung abgeschätzten Anteile des grobkörnigen, statisch rekristallisierten Gefüges (rot umrandete Flächen), Extrusionsrichtung waagrecht, Wanddicke senkrecht.

### Umformgefüge

Lichtmikroskopische Aufnahmen des Umformgefüges werden exemplarisch für zwei Profilvarianten in Abbildung 4-3 und Abbildung 4-4 gezeigt. Korngrenzen, grobe Primärausscheidungen und feindisperse Sekundärausscheidungen sind zu erkennen.

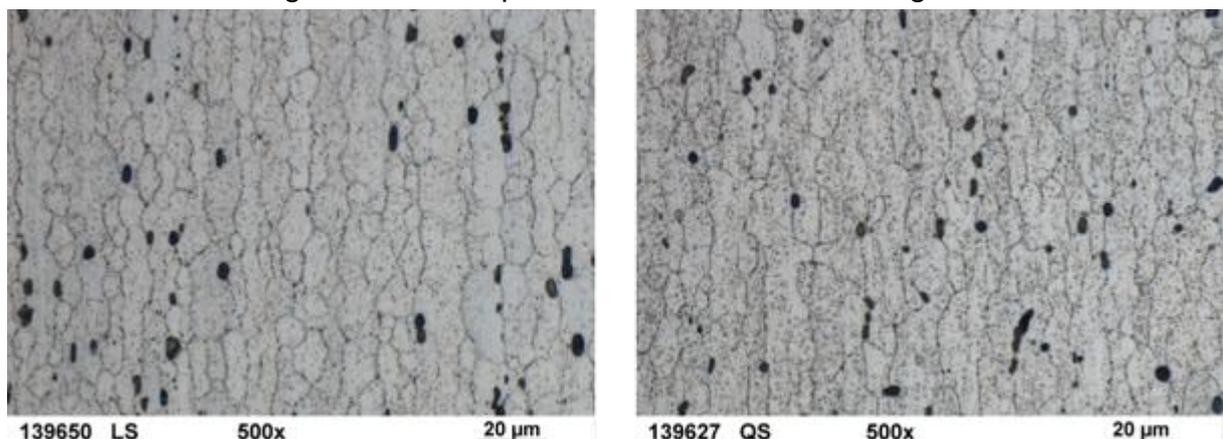


Abbildung 4-3: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Umformgefüges von Profil Serie 1 (Einkammer, V=25, 10m/min, T6) am Längs- und Querschliff (geätzt mit NaOH).

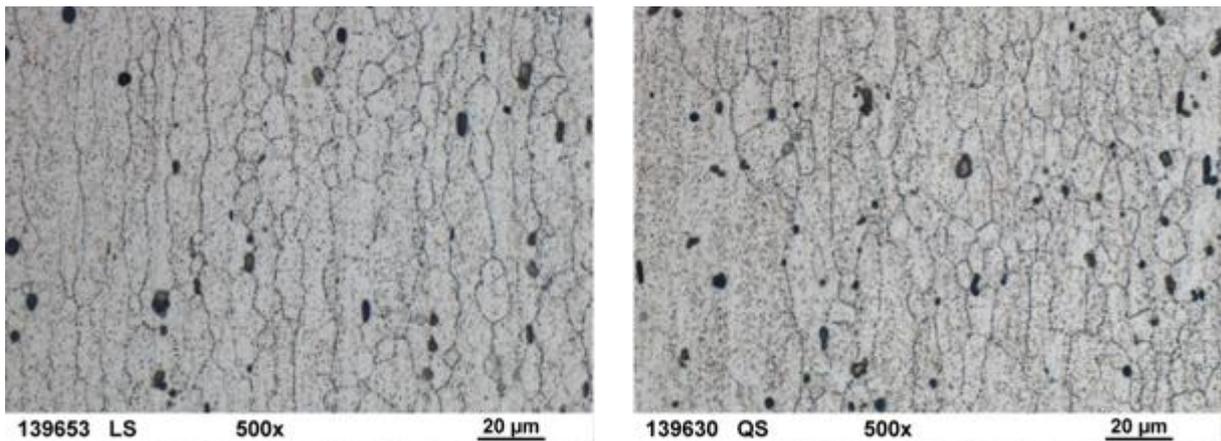


Abbildung 4-4: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Umformgefüges von Profil Serie 3 (Einkammer, V=25, 15m/min, T6) am Längs- und Querschliff (geätzt mit NaOH).

## 4.2 Bestimmung der Kornorientierung mit Hilfe der EBSD-Analyse

An denselben Schliffen wie unter **Error! Reference source not found.** beschrieben wurden EBSD (Elektronenrückstreubeugung)- Analysen in einem Rasterelektronenmikroskop Zeiss Supra 40 VP, ausgestattet mit einem EBSD-System von EDAX/Ametek durchgeführt. Zur Datenerfassung und –auswertung wurden die Programme *OIM Data Collection* bzw. *OIM Analysis* verwendet.

### EBSD Übersichtsscans über die gesamte Wanddicke

An den Längs- und Querschliffen wurden EBSD-Scans mit einer Schrittweite von 2 µm durchgeführt. Die Breite der Messbereiche (x-Richtung bzw. *TD* für *Transverse Direction*) richtete sich jeweils nach der Wanddicke, also 3 mm oder weniger. Die Höhe (y-Richtung bzw. *RD* für *Reference Direction*) betrug bei den Längsschliffen jeweils 2 mm und bei den Querschliffen 1 mm.

In den Bandkontrast-Karten (in OIM: *Image Quality maps*), Abbildung 4-5 und Abbildung 4-11, lassen sich rekristallisierte Bereiche gut vom faserigen Umformgefüge unterscheiden. Erstere enthalten weniger Gitterstörungen (bspw. Korngrenzen, Versetzungen) und liefern daher kontrastreichere Beugungsmuster als deformierte Bereiche, was in der Kartierung in helleren Grauwerten umgesetzt wird.

Die Orientierungskarten (in OIM: *Image Quality maps*) veranschaulichen unterschiedliche kristallographische Orientierungen der Körner in der jeweiligen Schliffebene. Auf diese wird im Abschnitt „Texturanalysen an Querschliffen“ näher eingegangen.

Für eine Auswertung der Korngröße im Umformgefüge sind die Übersichtsschliffe weniger geeignet, da aufgrund des größeren Rasters sehr kleine Körner nicht erfasst werden.

Dennoch wurde an den Längsschliffen an den detektierbaren „Körnern“ im Umformgefüge eine vergleichende Auswertung des „Streckungsgrades“ versucht. Dafür wurden die Körner an Ellipsen gefittet und das Aspektverhältnis von kurzer zu langer Ellipsenhalbachse als Maß für den „Streckungsgrad“ ermittelt, Abbildung 4-7 bis Abbildung 4-10.

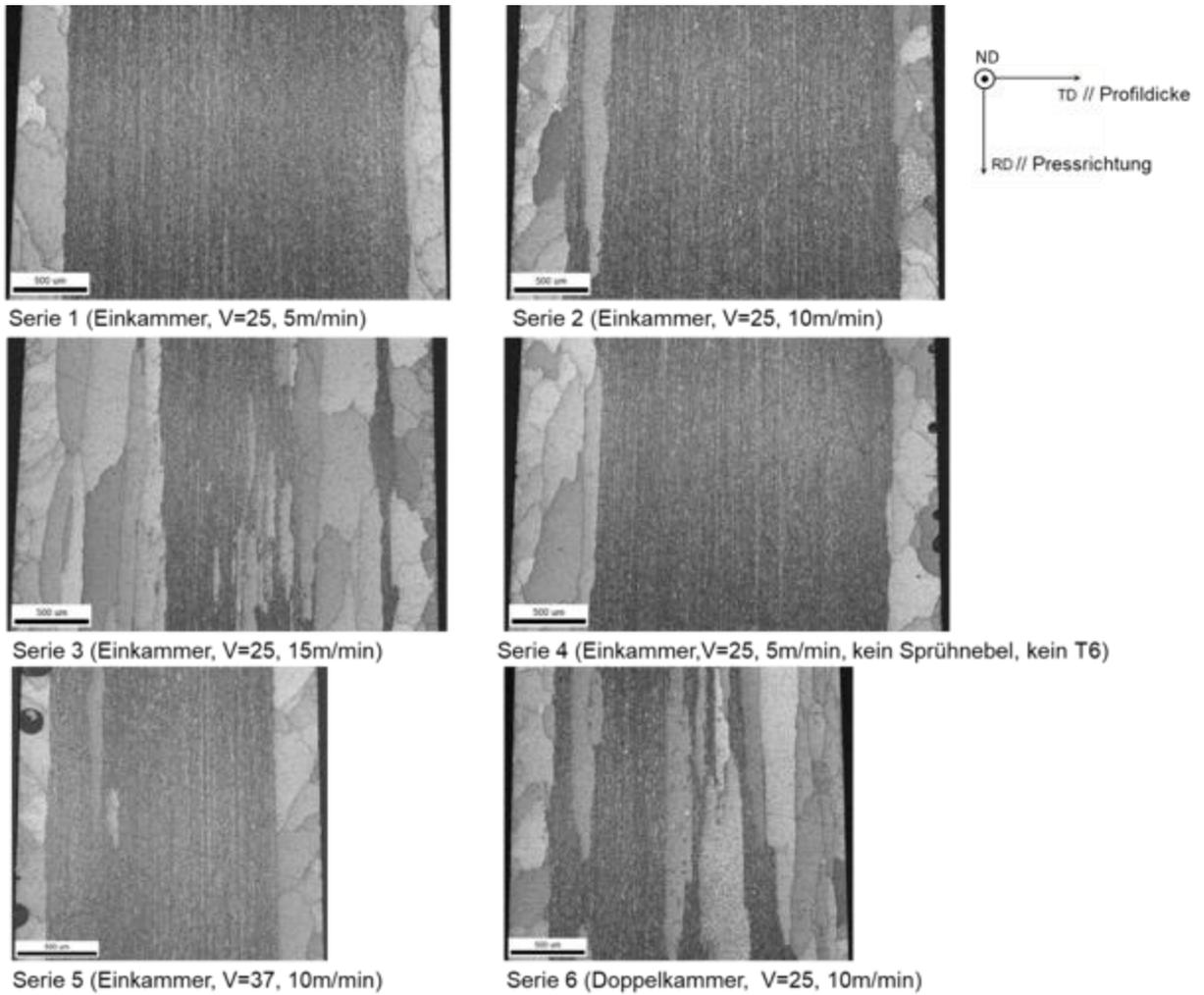


Abbildung 4-5: Bandkontrast-Karten (Image Quality) aus EBSD- Übersichtsscans an Längsschliffen.

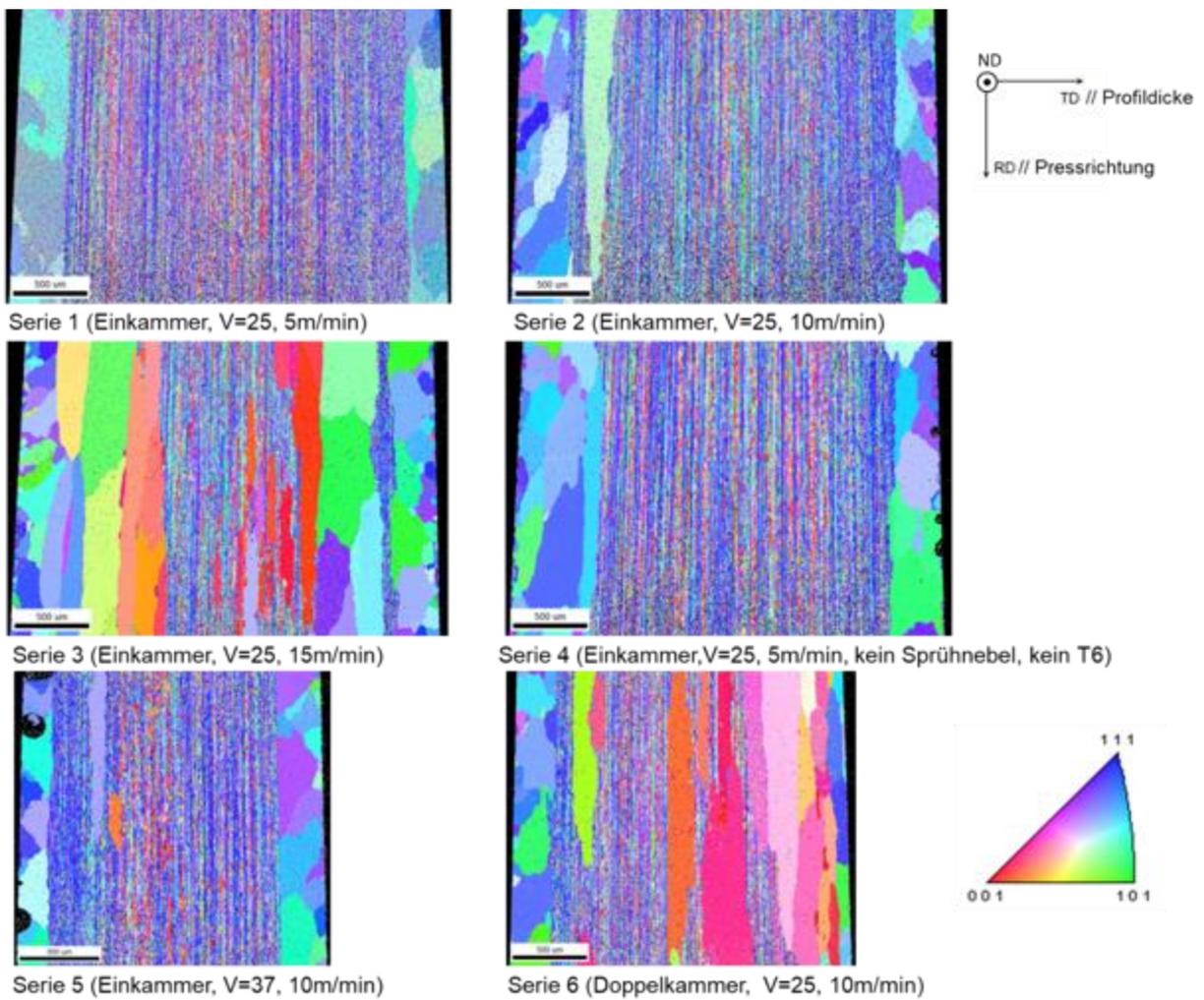


Abbildung 4-6: Orientierungskarten (Inverse Polfigur) aus EBSD- Übersichtsscans an Längsschliffen.

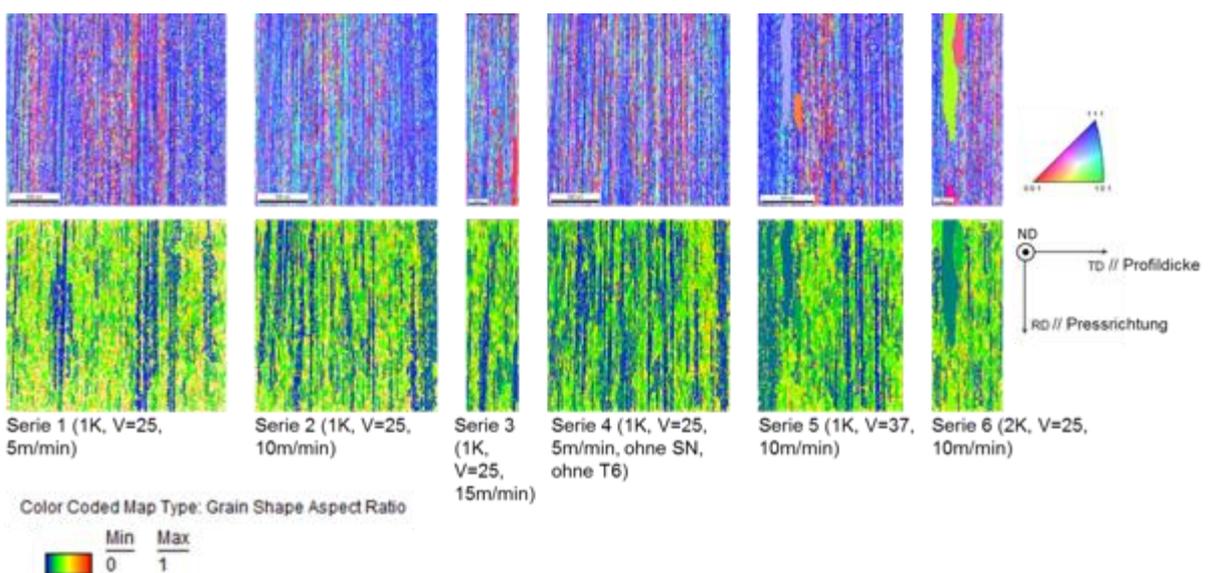


Abbildung 4-7: Orientierungskarten (Inverse Polfigur, oben) und Streckungsgrad (Aspektverhältnis aus Ellipsenfit) der Körner im Fasergefüge (ausgeschnittene Bereiche aus den EBSD- Übersichtsscans an Längsschliffen.)

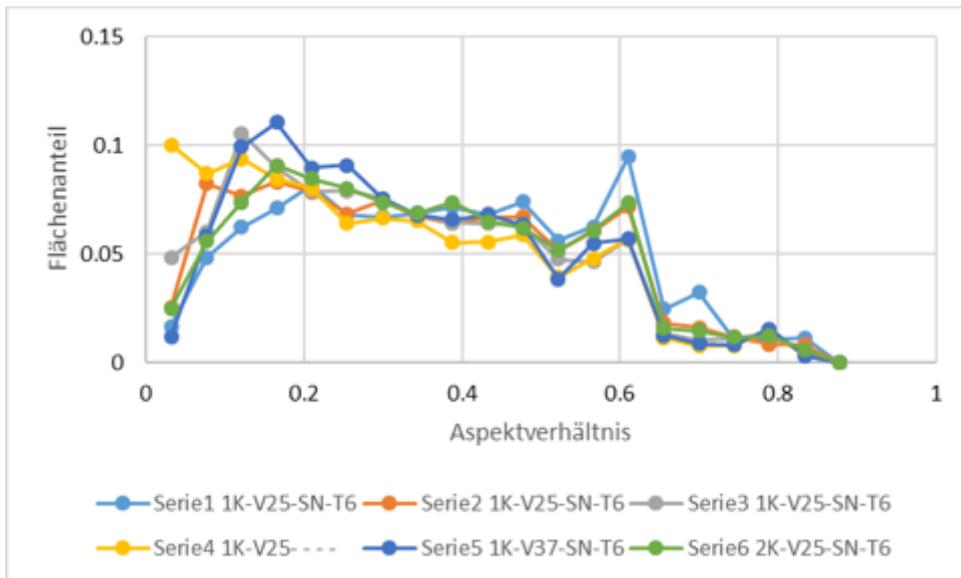


Abbildung 4-8: Häufigkeitsverteilungen (Flächenanteil) der Aspektverhältnisse aus Ellipsenfit der Körner im Umformgefüge der Längsschliffe

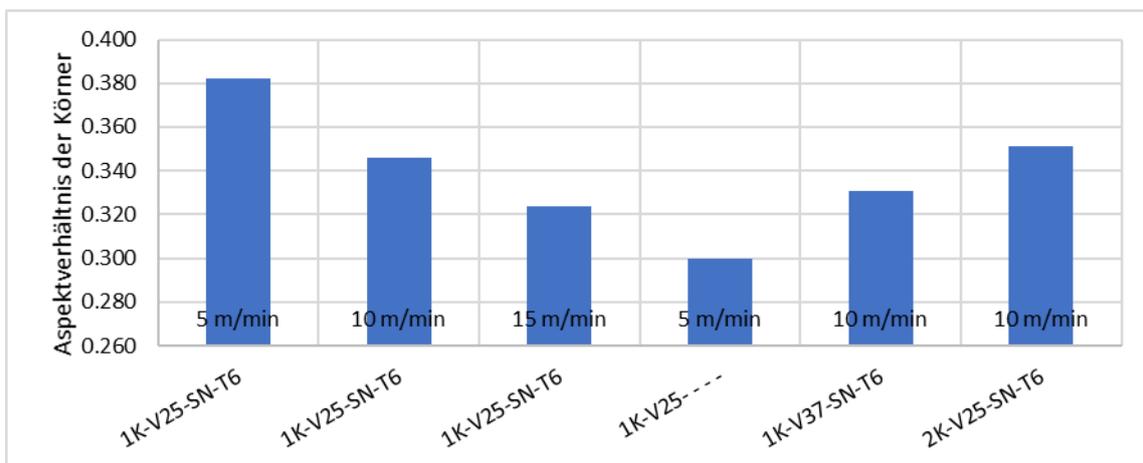


Abbildung 4-9: Aspektverhältnis der Körner im Umformgefüge (Mittelwerte der Häufigkeitsverteilungen) für alle untersuchten Profile

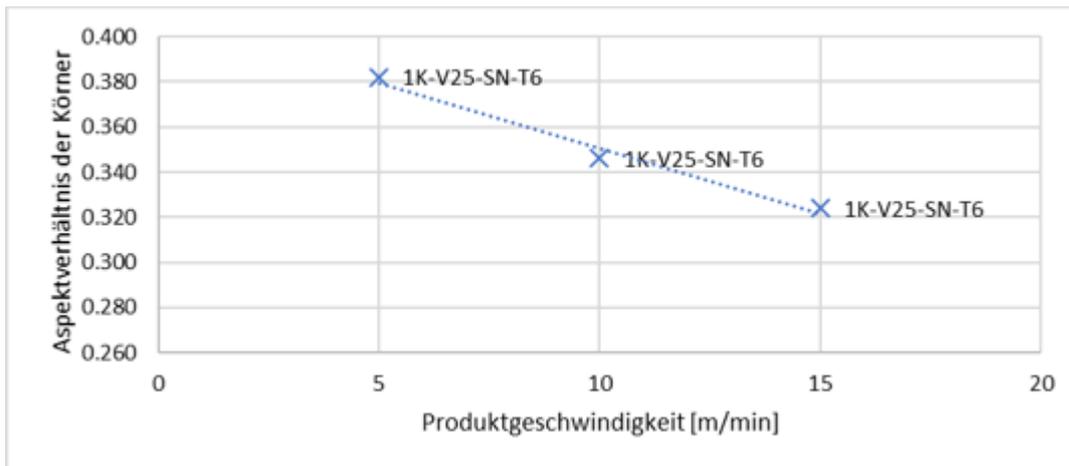


Abbildung 4-10: Aspektverhältnis der Körner im Umformgefüge (Mittelwerte der Häufigkeitsverteilungen) über der Produktgeschwindigkeit für Einkammerprofile mit Pressverhältnis  $V=25$ .

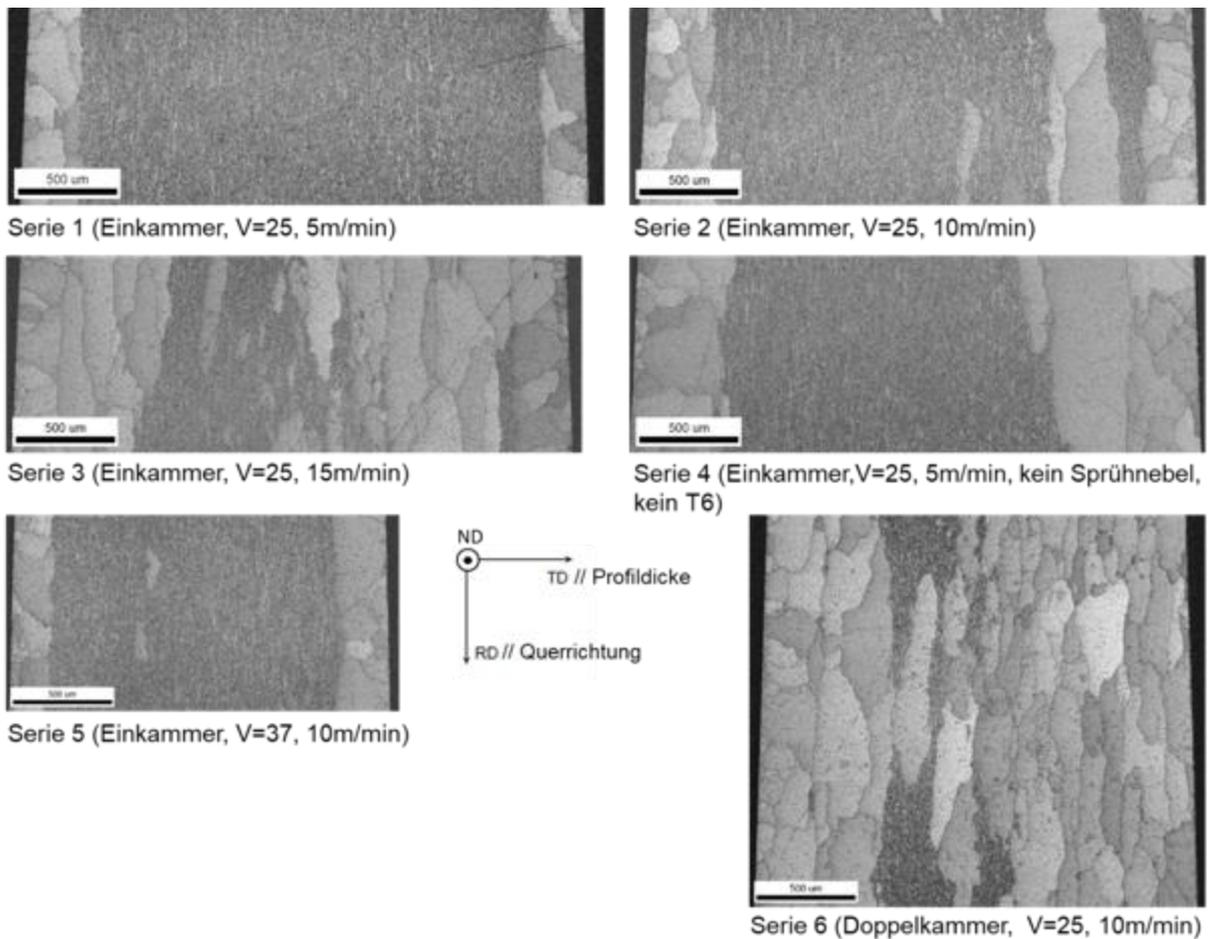


Abbildung 4-11: Bandkontrast-Karten (Image Quality) aus EBSD- Übersichtsscans an Querschliffen.

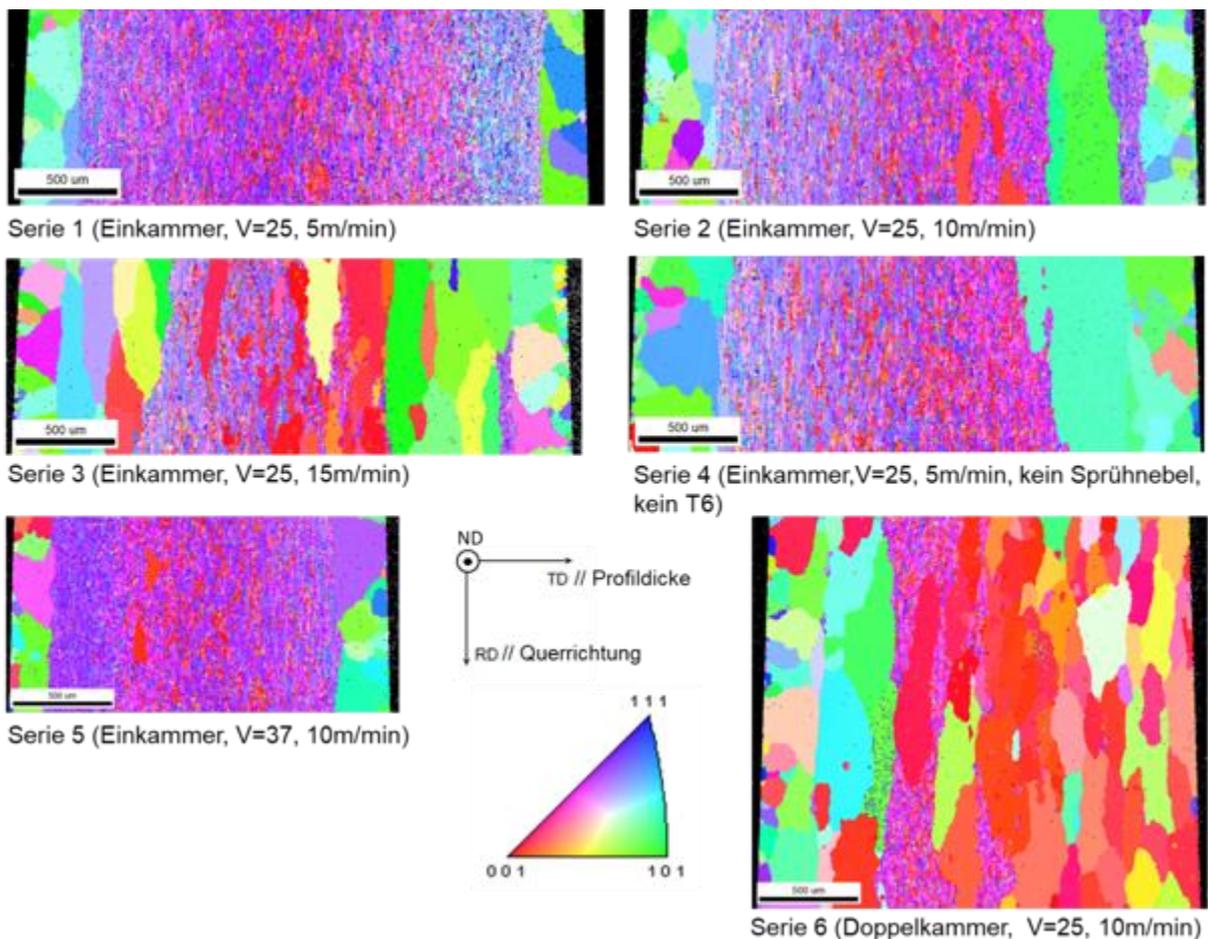


Abbildung 4-12: Orientierungskarten (Inverse Polfigur) aus EBSD-Übersichtsscans an Querschliffen.

### EBSD-Detailscans im Umformgefüge

Im Umformgefüge wurden EBSD-Scans von  $270 \mu\text{m} \times 270 \mu\text{m}$  mit einer Schrittweite von  $1 \mu\text{m}$  an Längs- und Querschliffen durchgeführt. Die resultierenden Orientierungskarten zeigen Abbildung 4-13 und Abbildung 4-14.

Die Analyse der Grenzen nach Größe ihres Orientierungsunterschieds (Rotationswinkel) zeigt für alle Proben eine Substruktur innerhalb der Körner (Abbildung 4-15). Das Verhältnis von Groß- zu Kleinwinkelgrenzen ist dabei für alle Profile ähnlich (Abbildung 4-16, Abbildung 4-17). Die geringfügigen Unterschiede zwischen den einzelnen Proben lassen sich aufgrund fehlender statistischer Absicherung (relativ kleine Messbereiche) nicht sicher interpretieren. Dass der Anteil an Großwinkelkorngrenzen in den Querschliffen höher ist als in den Längsschliffen liegt daran, dass die Körner im Längsschliff stärker gestreckt vorliegen und dadurch weniger Korngrenzen von der Schlickebene geschnitten werden.

Für die vergleichende Auswertung der Korngröße wurden nur die Querschliffe verwendet, da in den Längsschliffen die Körner teilweise länger sind als das Messfeld.

Es wurden dafür benachbarte Messpunkte innerhalb eines Toleranzwinkels von  $10^\circ$  mit mindestens fünf Messpunkten zusammengefasst (Abbildung 4-18). Die lineare Korngröße wurde aus der sich so ergebenden Schnittfläche des jeweiligen Kornes in

der Schliffebene als Durchmesser des flächengleichen Kreises berechnet. Die Korngrößenverteilungen und Mittelwerte sind in Abbildung 4-19 angegeben. Ein Vergleich der Mittelwerte zeigt eine Abhängigkeit der Korngröße von der Produktgeschwindigkeit (Abbildung 4-20). Mit steigender Produktgeschwindigkeit nimmt die mittlere Korngröße im Umformgefüge zu (Grobkornzonen am Rand nicht berücksichtigt).

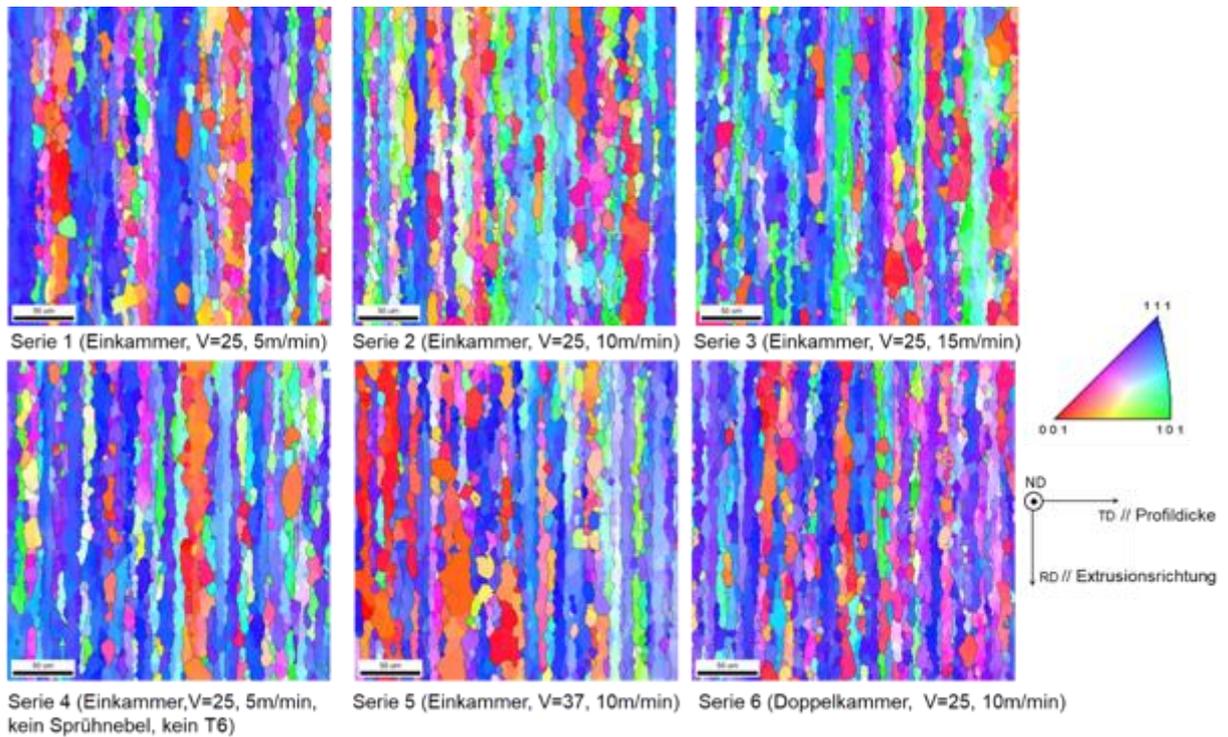


Abbildung 4-13: Orientierungskarten (Inverse Polfigur) aus EBSD-Scans am Umformgefüge im Längsschliff (Einfärbung der Scanpunkte entsprechend der Kristallrichtung normal zur Schliffebene, d.h. parallel zur Querrichtung).

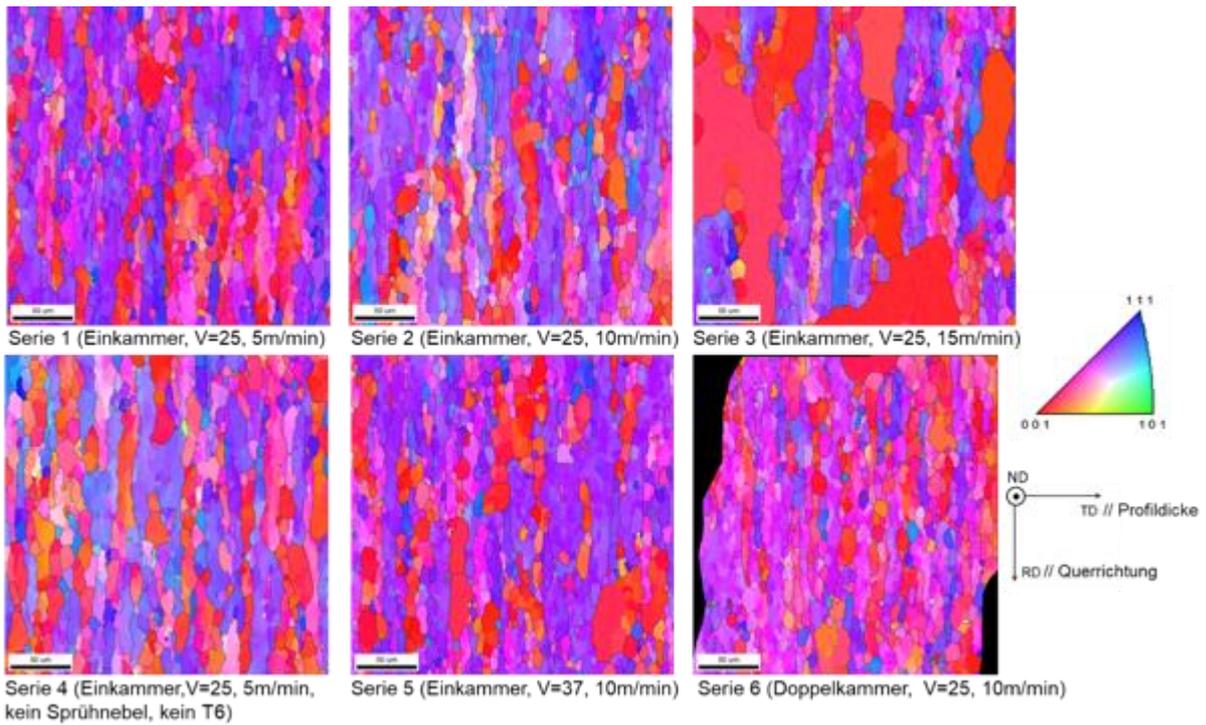


Abbildung 4-14: Orientierungskarten (Inverse Polfigur) aus EBSD-Scans am Umformgefüge im Querschliff (Einfärbung der Scanpunkte entsprechend der Kristallrichtung normal zur Schliﬀebene, d.h. parallel zur Extrusionsrichtung).

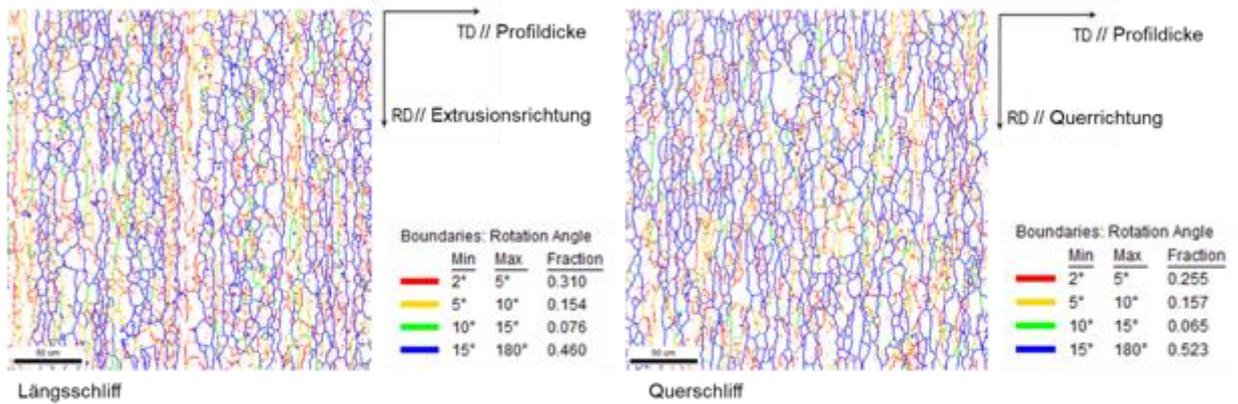


Abbildung 4-15: Darstellung der Korngrenzen und Subkorngrenzen nach Orientierungsunterschieden für Längs- und Querschliff beispielhaft für Profil Serie 1 (Einkammer, V=25, 5m/min).

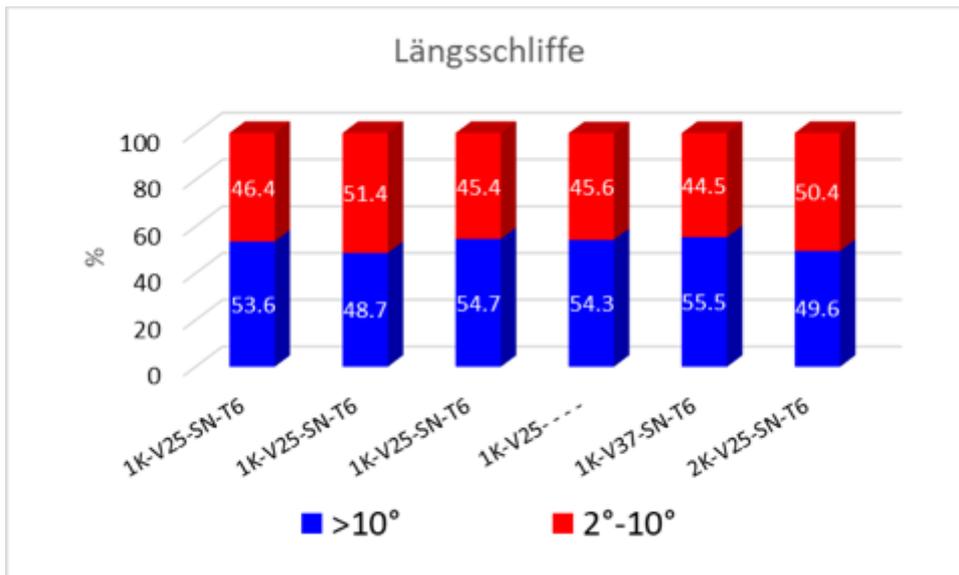


Abbildung 4-16: Verhältnis von Groß- und Kleinwinkelgrenzen im Umformgefüge aus EBSD-Messungen am Längsschliff.

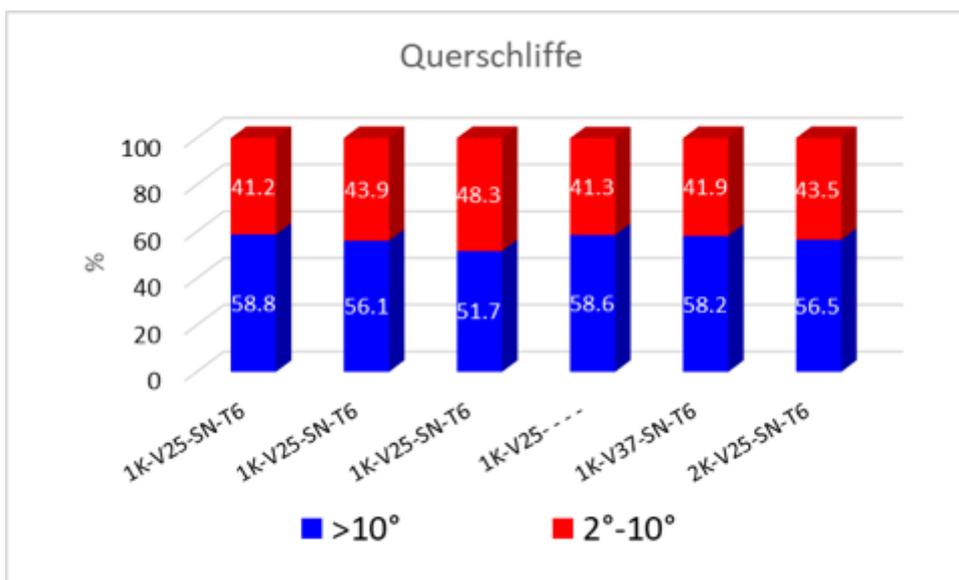


Abbildung 4-17: Verhältnis von Groß- und Kleinwinkelgrenzen im Umformgefüge aus EBSD-Messungen am Querschliff.

### Korngröße im Umformgefüge

Als Körner wurden benachbarte Messpunkte innerhalb eines Toleranzwinkels von  $10^\circ$  mit mindestens fünf Messpunkten zusammengefasst. Die lineare Korngröße wurde aus der sich so ergebenden Schnittfläche des jeweiligen Kornes in der Schliffebene als Durchmesser des flächengleichen Kreises berechnet. Die Korngrößenverteilungen und deren Mittelwerte sind in Abbildung 4-19 angegeben. In Abbildung 4-20 sind die mittleren Korngrößen für alle sechs Varianten über der Produktgeschwindigkeit aufgetragen. Es ist erkennbar, dass die Korngröße mit zunehmender Produktgeschwindigkeit ebenfalls zunimmt. Dies hängt vermutlich mit der kürzeren Abschreckzeit im Sprühnebel zusammen, die den Körnern etwas längeres Wachstum

ermöglicht. Bei gleicher Produktgeschwindigkeit (10 m/min) ist eine geringe Streuung aufgrund unterschiedlicher Pressverhältnisse bzw. Profilageometrien zu beobachten.

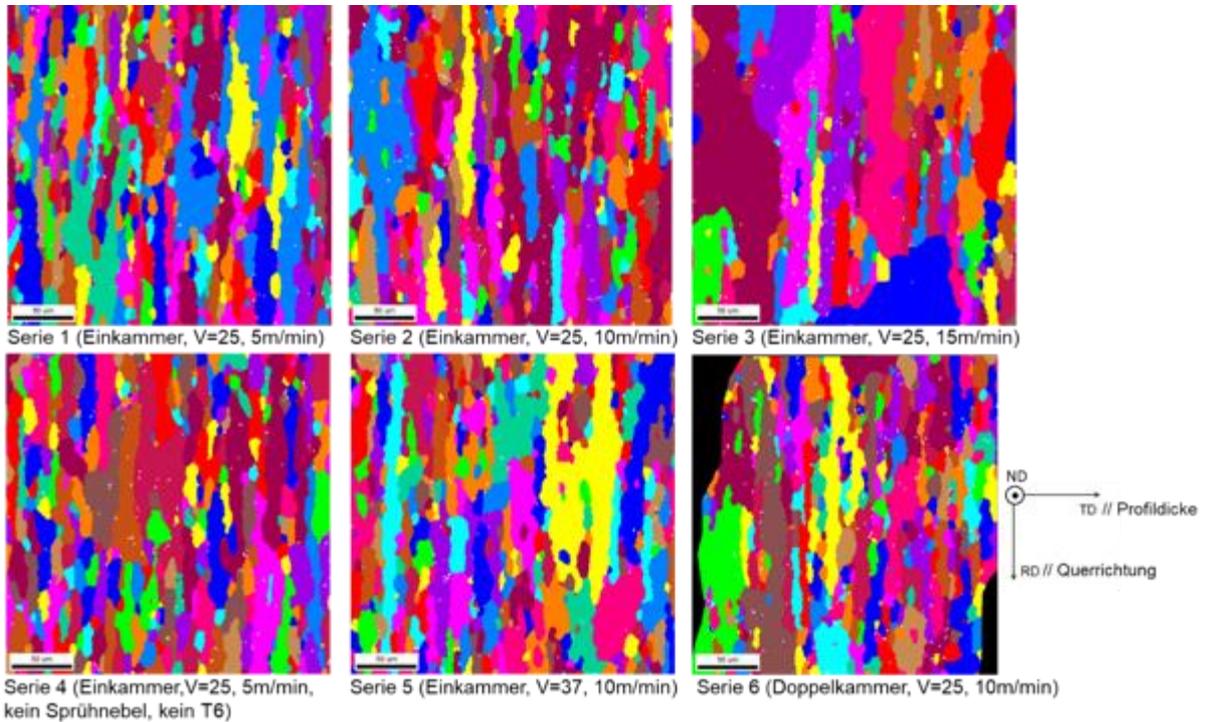


Abbildung 4-18: EBSD-Scans am Umformgefüge im Querschliff – Körner mit Zufallsfarben dargestellt. Referenzrichtung (RD) liegt parallel zur Querrichtung, Transversrichtung (TD) parallel zur Wanddicke, Normalenrichtung (ND) parallel zur Strangpressrichtung.

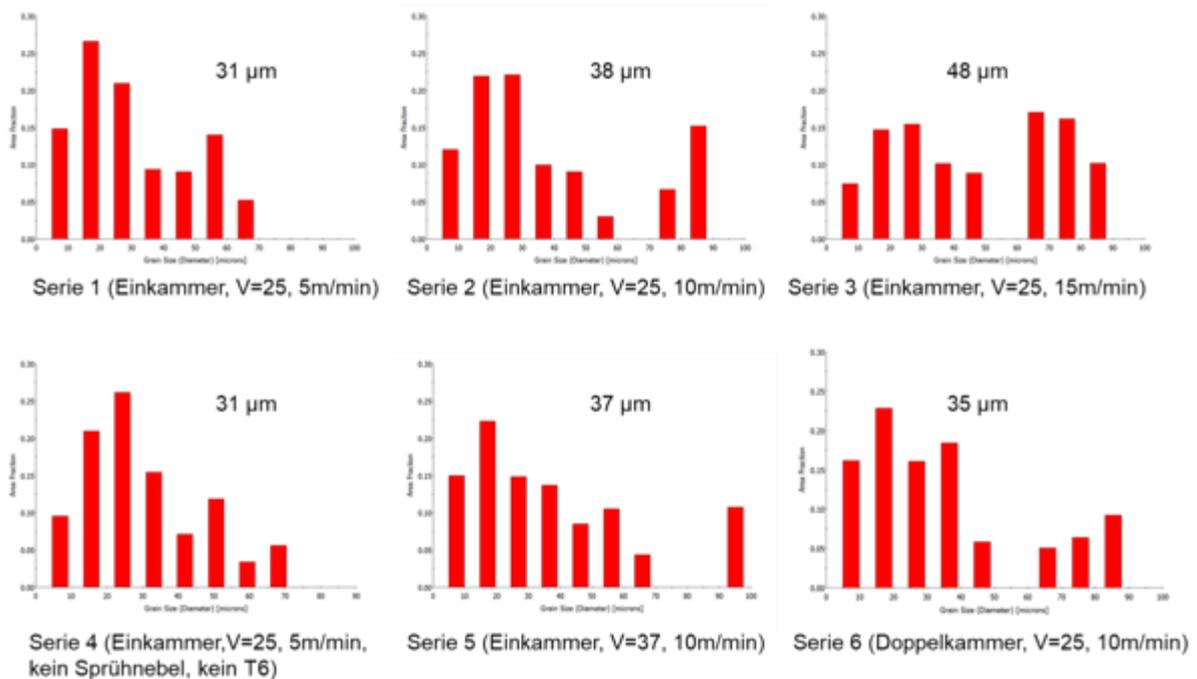


Abbildung 4-19: Korngrößenverteilungen (Flächenanteil) aus EBSD-Messungen im Umformgefüge am Querschliff.

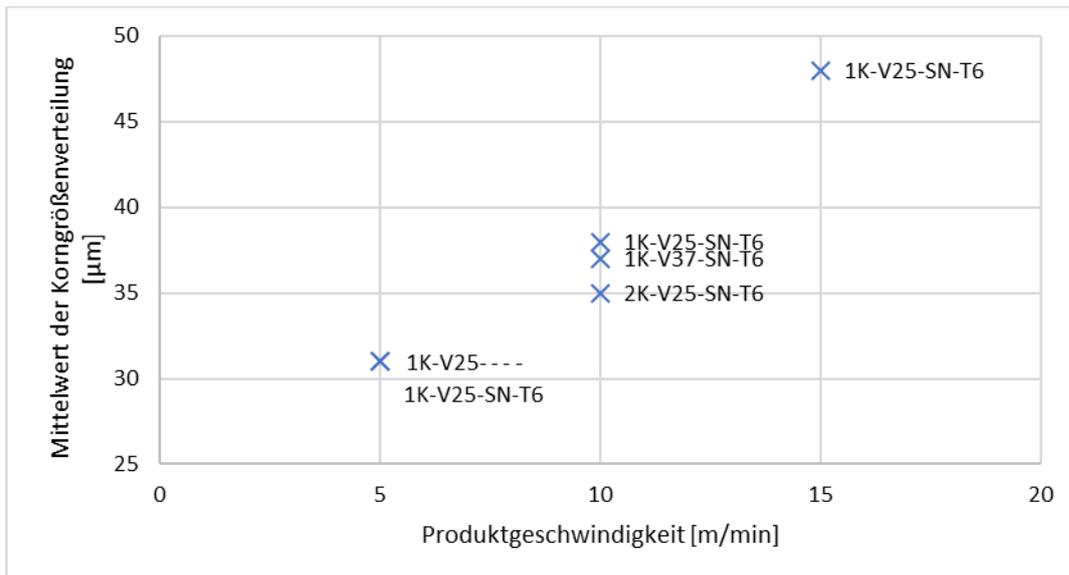


Abbildung 4-20: Korngröße im Umformgefüge über der Produktgeschwindigkeit

### Texturanalysen an Querschliffen

Da beim Strangpressen mit Fasertexturen, d.h. Vorzugsorientierungen vorwiegend parallel zur Strangpressrichtung zu rechnen ist, wurden für die Analyse der Texturkomponenten die inversen Polfiguren (IPF) für die Strangpressrichtung, welche parallel zur Normalenrichtung der Querschlifffläche liegt, herangezogen.

Die diskreten IPF-Plots, in welchen die Orientierungen der einzelnen Scanpunkte dargestellt sind (Abbildung 4-21 und Abbildung 4-22), zeigen, dass in den hier untersuchten Profilquerschnitten nicht die für rotationssymmetrische Verformung in Aluminium typische doppelte Fasertextur mit  $\langle 111 \rangle$ - oder  $\langle 100 \rangle$ -Richtungen annähernd parallel zur Faserachse [BUN71] vorliegt.

Die inversen Polfiguren (IPF) der Übersichtsscans (Abbildung 4-21) zeigen neben der  $\langle 100 \rangle$ - Richtung und einer schwächeren Belegung um die  $\langle 111 \rangle$ -Richtung ist eine deutliche Anhäufung von Einzelorientierungen um die  $\langle 112 \rangle$ -Richtung herum mit unterschiedlich starker Ausprägung für die einzelnen Profilvarianten. In den farbkodierten IPF-Darstellungen (Abbildung 4-12) sind die Kristallite mit den genannten Orientierungen entsprechend in Rot-, Blau- oder Violetttönen gefärbt. Außerdem ist in Abbildung 4-21 noch eine bevorzugte Belegung um die  $\langle 110 \rangle$ -Richtung zu erkennen. Diese ist auf die grobkörnigen Randzonen (grün schattierte Körner in Abbildung 4-12) zurückzuführen und daher in den IPF-Darstellungen für das Umformgefüge (Abbildung 4-22) nicht zu finden.

Für den Versuch einer „Quantifizierung“ der einzelnen Texturkomponenten wurden die Anteile der genannten Kristallrichtungen innerhalb eines Toleranzwinkels von 15% (bzw.  $10^\circ$  für  $\langle 112 \rangle$ ) ermittelt. Diese sind in Abbildung 4-23 bzw. Abbildung 4-26 kartiert und in Abbildung 4-24 und Abbildung 4-25 bzw. in Abbildung 4-27 und Abbildung 4-28 für die einzelnen Profile gegenübergestellt.

Ein Vergleich der Einkammerprofile Serie 1 bis 3, (die sich nur in der Produktgeschwindigkeit unterscheiden, zeigt mit Erhöhung der Produktgeschwindigkeit eine Zunahme der  $\langle 100 \rangle$ -Faserkomponente und einen leichten Rückgang der  $\langle 111 \rangle$ -Faserkomponente (Abbildung 4-25 und Abbildung 4-28).

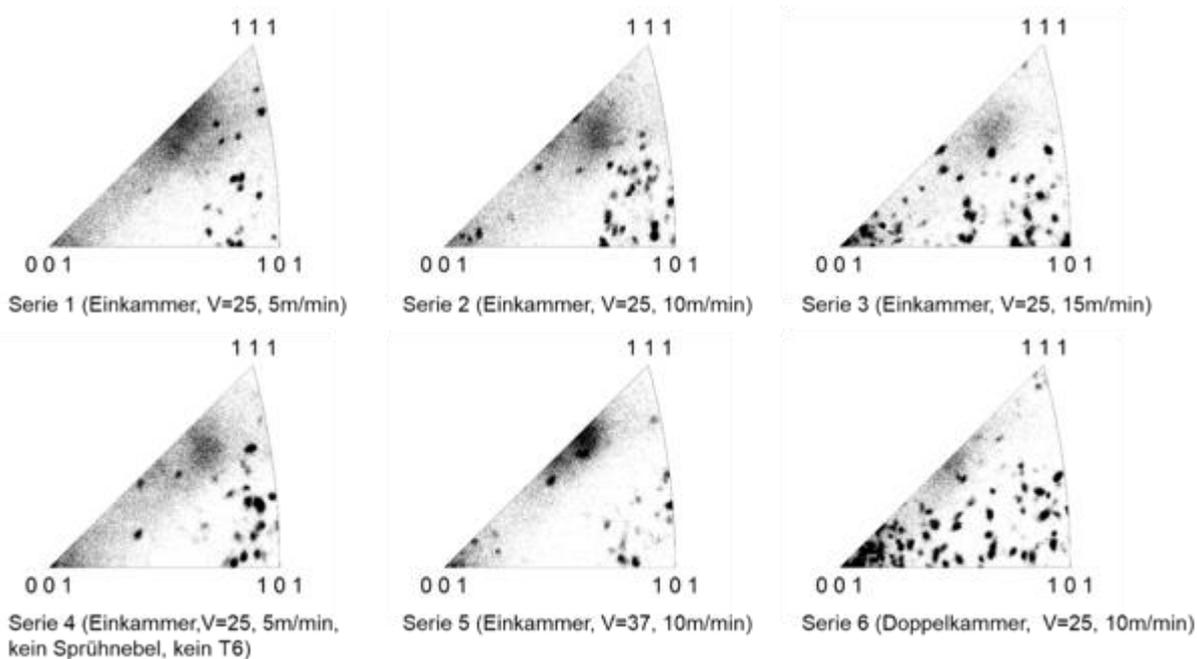


Abbildung 4-21: Inverse-Polfigur-Plots aus den EBSD-Messungen an Querschliffen über die gesamte Wanddicke, vergleiche Abbildung 4-12.

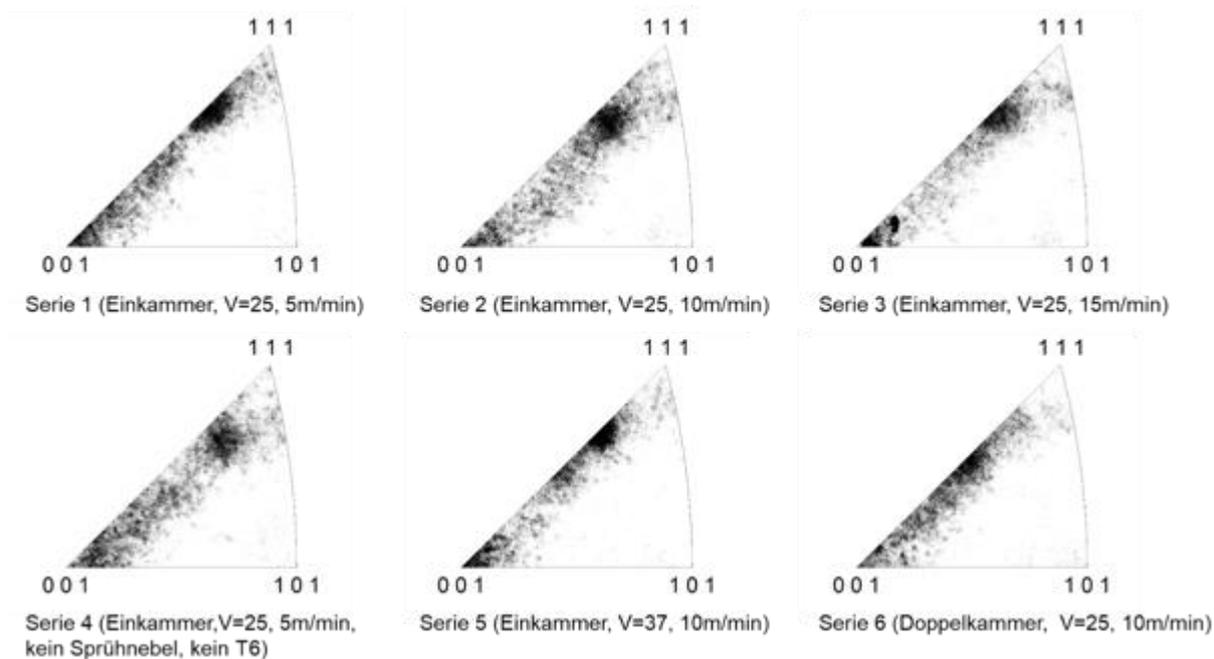


Abbildung 4-22: Inverse-Polfigur-Plots aus den EBSD-Messungen an Querschliffen im Umformgefüge, vergleiche Abbildung 4-14.

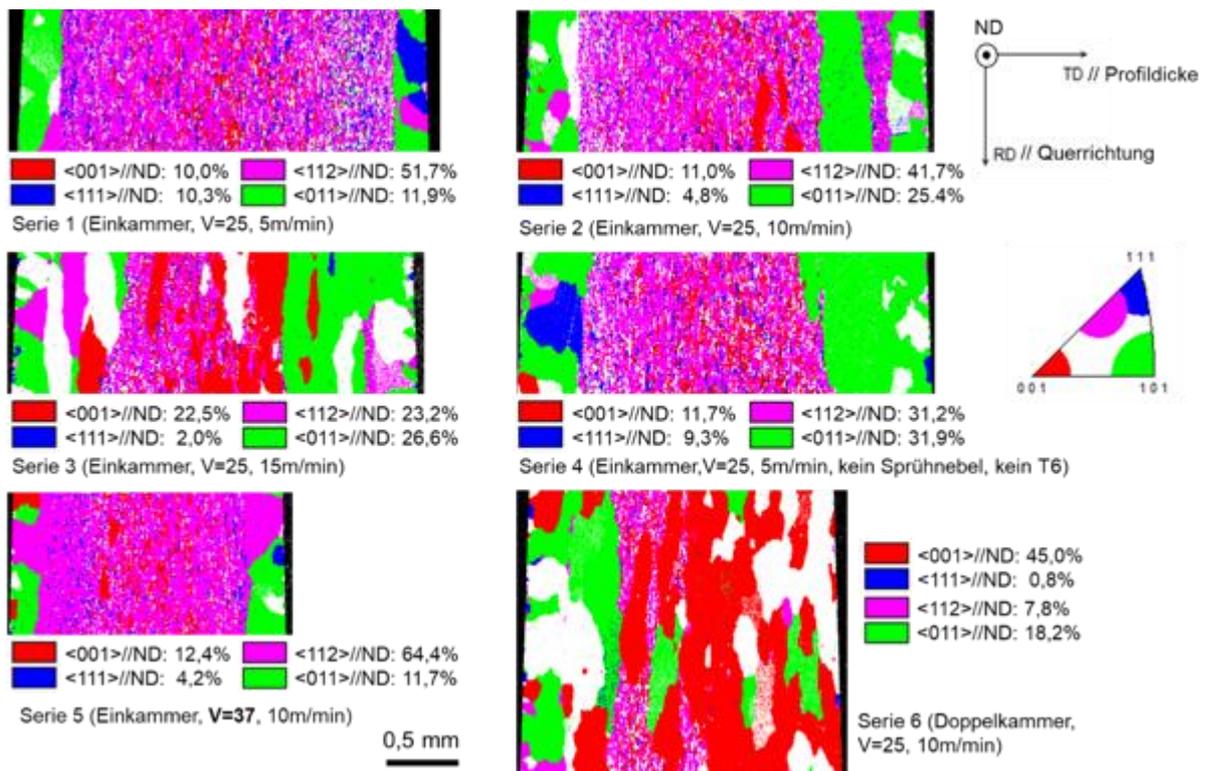


Abbildung 4-23: EBSD-Messungen an Querschliffen über die gesamte Wanddicke mit farbiger Markierung von vier ausgezeichnete Kristallrichtungen parallel zur Faserachse. (Vergleiche Abbildung 4-12. und Abbildung 4-21.)

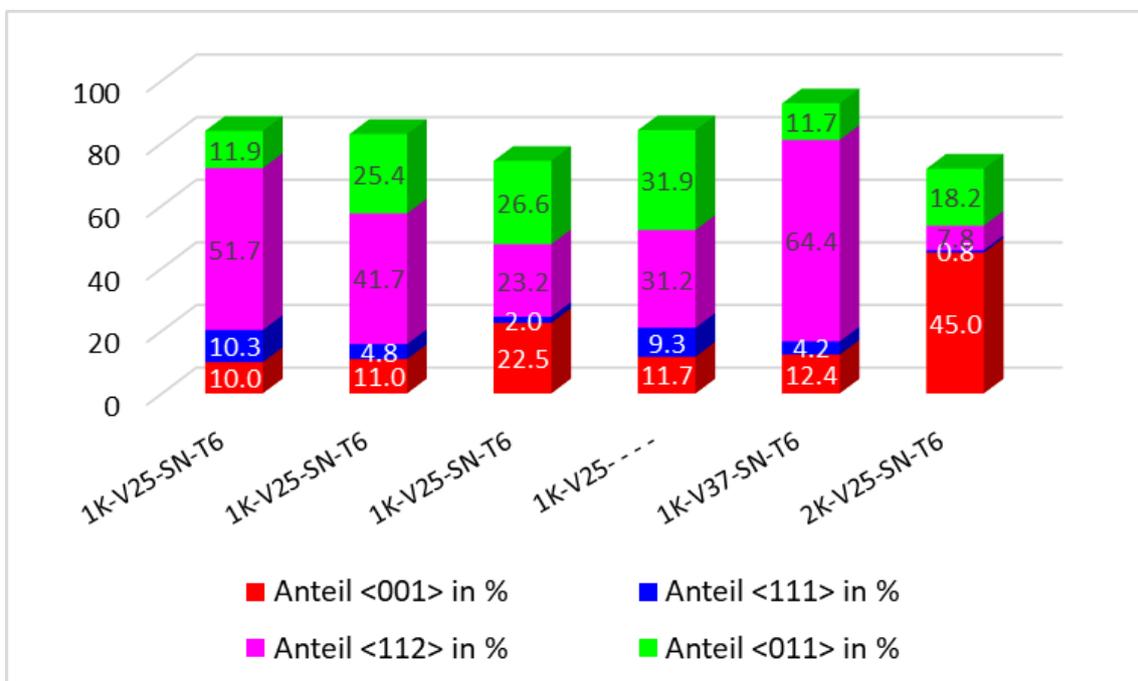


Abbildung 4-24: Anteile einzelner Texturkomponenten aus EBSD-Scans über die gesamte Wanddicke für alle untersuchten Profile

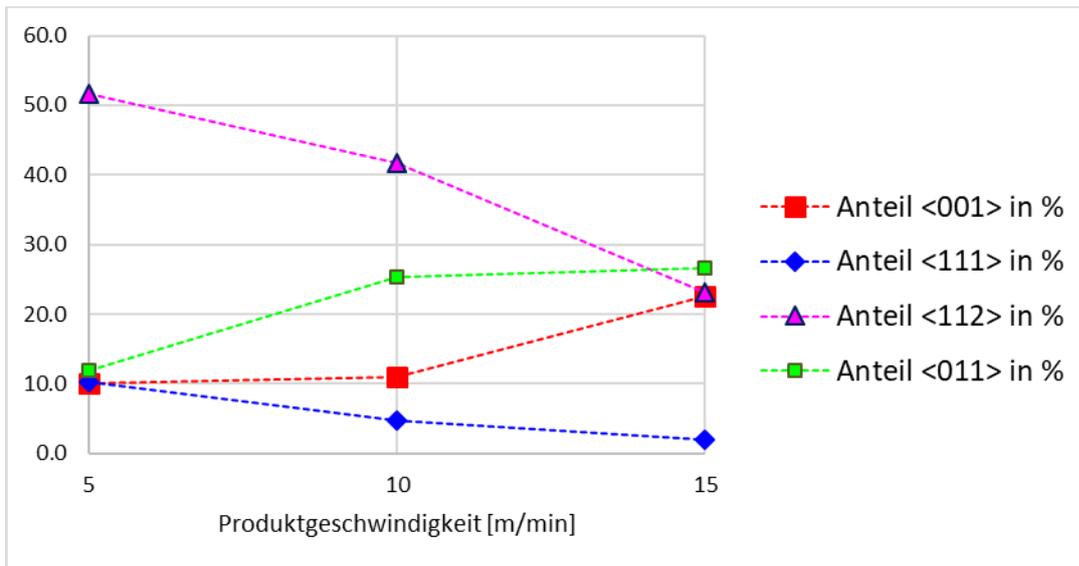


Abbildung 4-25: Anteile einzelner Texturkomponenten aus EBSD-Scans über die gesamte Wanddicke in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit für sonst gleiche Geometrie und Prozessparameter (Serie1-3, Einkammerprofile mit V=25, Sprühnebelabschreckung und Warmauslagerung)

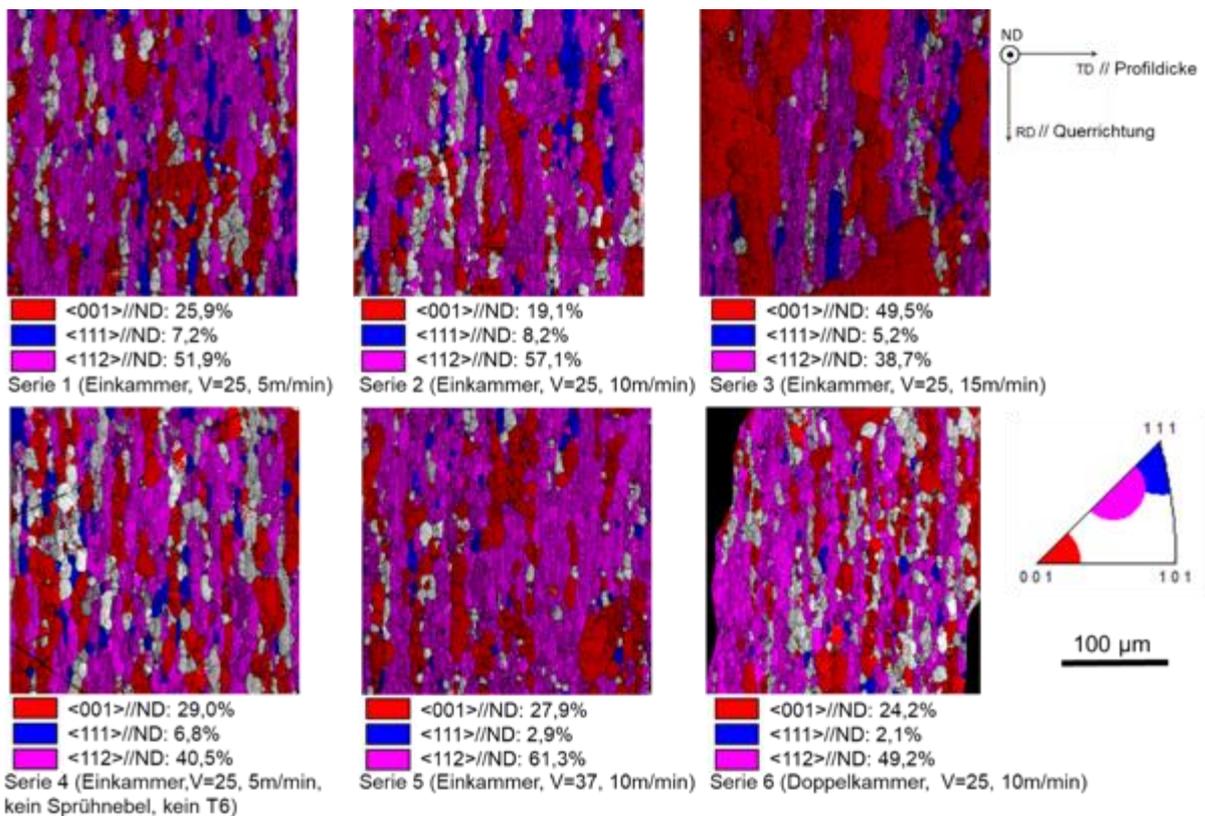


Abbildung 4-26: Bandkontrast-Karten (Grauwertdarstellung) aus den EBSD-Messungen im Umformgefüge an Querschliffen mit farbiger Markierung von drei ausgezeichneten Kristallrichtungen parallel zur Faserachse. (Vergleiche Abbildung 4-14 und Abbildung 4-22.)

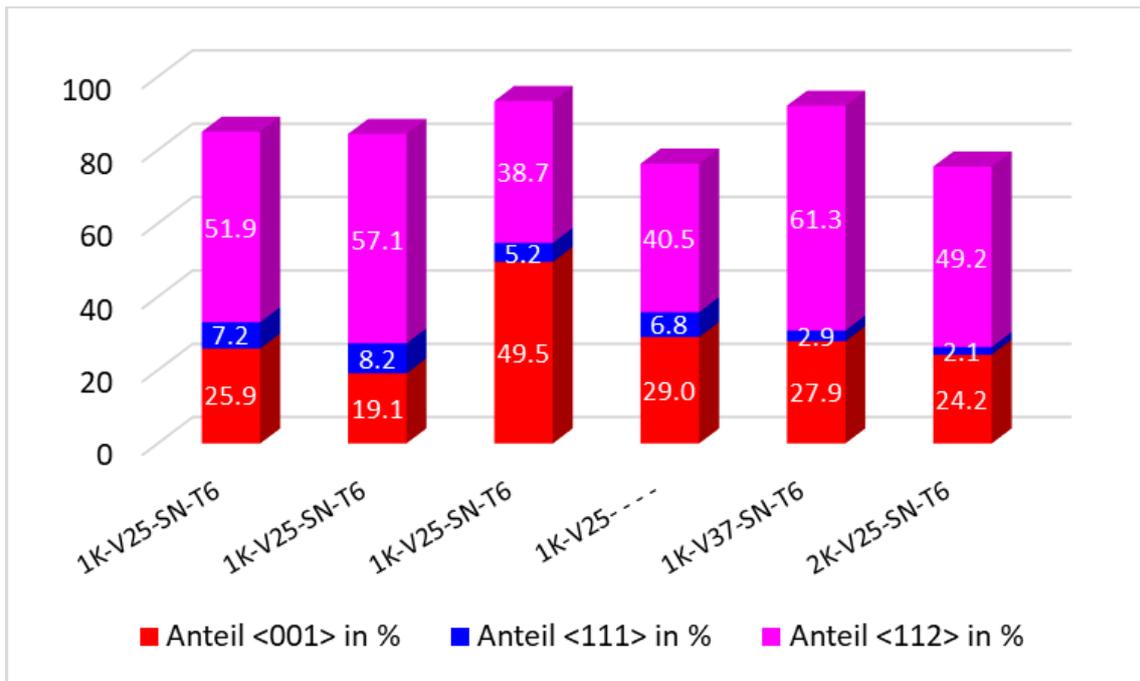


Abbildung 4-27: Anteile einzelner Texturkomponenten aus EBSD-Scans im Umformgefüge für alle untersuchten Profile.

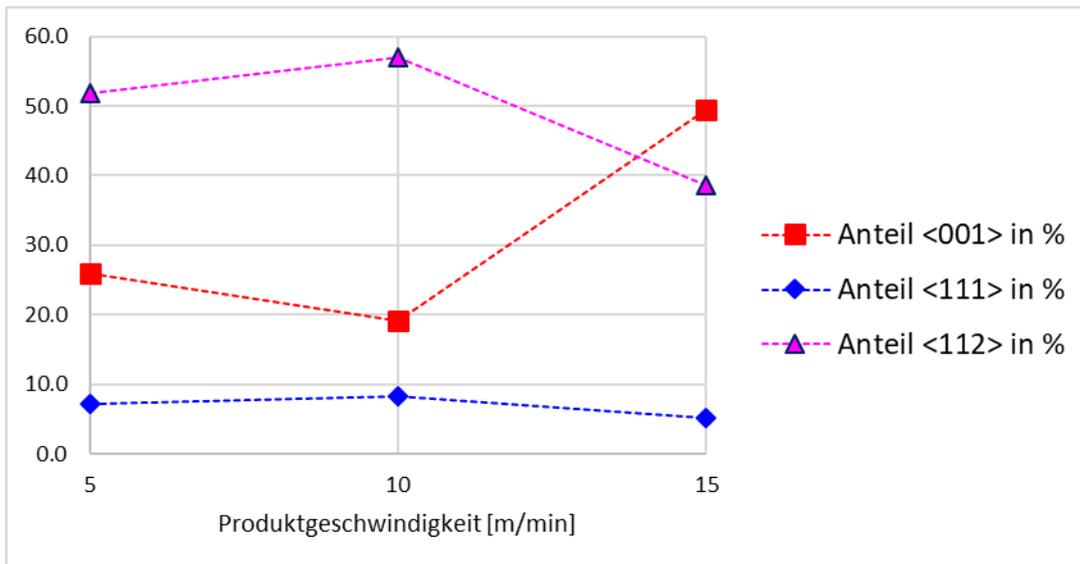


Abbildung 4-28: Anteile einzelner Texturkomponenten aus EBSD-Scans im Umformgefüge in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit (Serie1-3, Einkammerprofile mit  $V=25$ , Sprühnebelabschreckung und Warmauslagerung).

### 4.3 Lokale Härtemessung an Schliffen

Kleinlasthärtemessungen (HV1) wurden jeweils an den Querschliffen, etwa mittig der Wanddicke mit 2 mm-Abstand zwischen den Messpunkten durchgeführt. Die Ergebnisse zeigt Tabelle 4-2.

Während die Härte­werte für Serie 1, 2, 5 und 6 im auf „T6-Niveau“ liegen, weist Serie 4 erwartungsgemäß eine deutlich niedrigere Härte auf, da diese keiner T6-Behandlung (Abschrecken und Warmauslagerung) unterzogen wurde.

Die Härte in Profil Serie 3 erreicht trotz T6-Behandlung nicht die dafür zu erwarteten Härte­werte. Dies ist wahrscheinlich auf die hohe Produktgeschwindigkeit zurückzuführen, durch die das Material kürzer im Sprühnebel verweilt. Die unzureichende Abschreckung führt vermutlich zu unvollständiger Warmaushärtung. Außerdem kommt es verstärkt zur Bildung größerer Körner, was sich eventuell auch in Härteschwankungen äußern kann.

Tabelle 4-2: Härte­werte HV1 zu den metallographisch untersuchten Profilvarianten, gemessen an den Querschliffen, entnommen aus den Einspannköpfen der in Tabelle 4-1 angegebenen Zugproben.

|                     | <b>Serie 1</b><br>(1K-V=25-<br>5m/min, SN,<br>T6) | <b>Serie 2</b><br>(1K-V=25-<br>10m/min, SN,<br>T6) | <b>Serie 3</b><br>(1K-V=25-<br>15m/min, SN,<br>T6) | <b>Serie 4</b><br>(1K-V=25-<br>5m/min, kein<br>SN, kein T6) | <b>Serie 5</b><br>(1K-V=37-<br>10m/min, SN,<br>T6) | <b>Serie 6</b><br>(2K-V=25-<br>10m/min, SN,<br>T6) |
|---------------------|---|--|--|---|--|--|
|                     | 97  | 91   | 65   | 53  | 99   | 94   |
|                     | 95  | 92   | 66   | 54  | 100  | 92   |
|                     | 97  | 92   | 66   | 54  | 99   | 93   |
|                     | 96  | 91   | 66   | 55  | 101  | 93   |
|                     | 99  | 93   | 69   | 53  | 99   | 93   |
|                     |   |  | 72   |   |  |  |
| <b>Mittelwert</b>   | <b>97 HV1</b>                                     | <b>92 HV1</b>                                      | <b>67 HV1</b>                                      | <b>54 HV1</b>   | <b>100 HV1</b>                                     | <b>93 HV1</b>                                      |
| <b>Standardabw.</b> | 1 HV1   | 1 HV1  | 3 HV1  | 1 HV1   | 1 HV1  | 1 HV1  |

## 4.4 Zug- und Biege­winkelversuche

Glattzugproben und Plättchen für Biege­winkelversuche werden aus den verschiedenen Profilen in verschiedenen Orientierungen durch mechanische Bearbeitung entnommen und unter statischer Belastung geprüft. Zur Ermittlung lokaler Bruchdehnungen wird das optische Verfahren (ARAMIS) verwendet. Die mechanischen Kennwerte wie Streckgrenze, Zugfestigkeit, technische Bruchdehnung, Einschnürung, r-Werte und Biege­winkel werden für die untersuchten Profile ermittelt.

Abbildung 4-29 zeigt die untersuchten Profile und die entsprechenden Querschnitte. Die Wanddicke des Einkammerprofils V25 und V37 beträgt 2,9 mm bzw. 1,95 mm. Die Wanddicke des Zweikammerprofils beträgt 2,5 mm. Für einen großen Teil der Profile wurde eine Auslagerungsbehandlung vor der Charakterisierung bei 185°C, 480 min. durchgeführt.

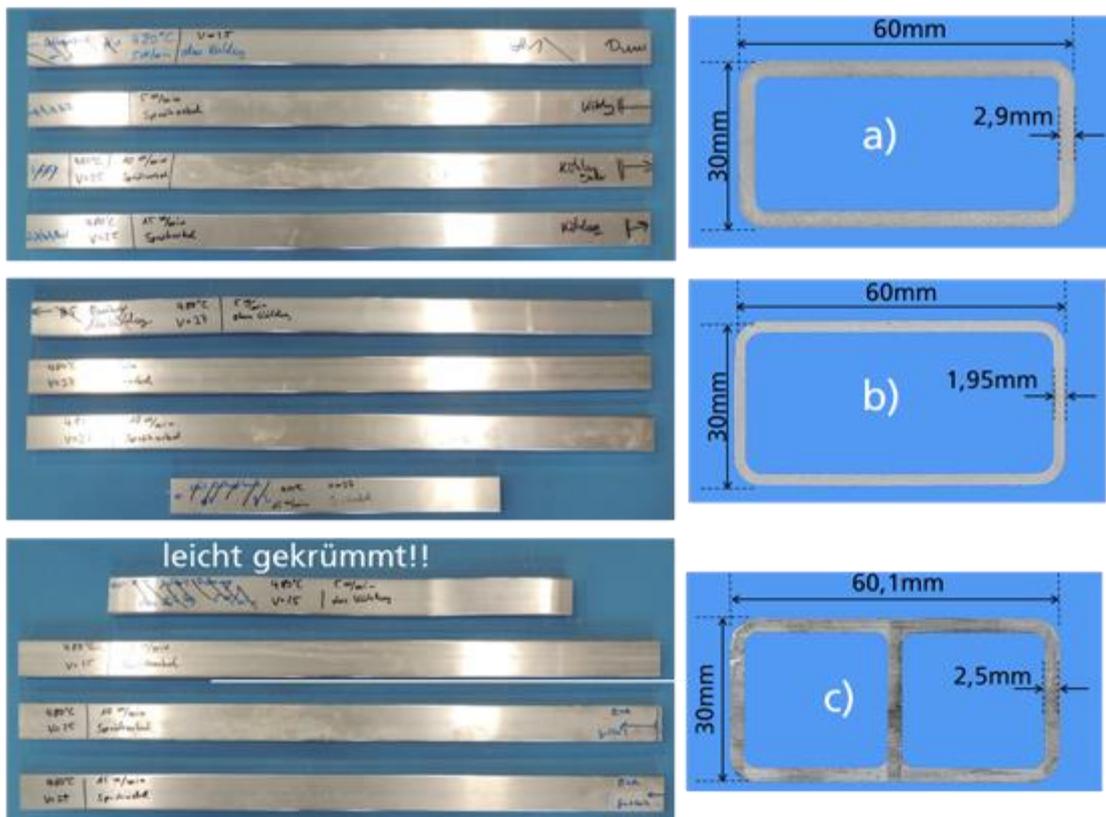


Abbildung 4-29: a) Einkammerprofil V25, b): Einkammerprofil V37 und c): Zweikammerprofil V25

#### 4.4.1 Zugversuche

Abbildung 4-30 zeigt die ausgewählten Varianten der Profile und Orientierungen für die mechanische Charakterisierung mit den glatten Zugproben. Insgesamt wurden 41 Versuchsserien jeweils mit drei Wiederholungsversuchen durchgeführt. Die folgenden Einflüsse wurden untersucht:

- Blocktemperatur (480°C, 520°C)
- Produktgeschwindigkeit (5 m/min, 10 m/min, 15 m/min)
- Pressverhältnis (V25, V37/36)
- Profilgeometrie (Ein- und Doppelkammer)
- Kühlungsbedingungen (mit und ohne Sprühnebelkühlung, Wasserbadkühlung)
- Wärmebehandlung (mit und ohne Auslagerung 185°C/480 min)
- Probenorientierung (längs, quer, diagonal)

| Profil,<br>Pressverhältnis,<br>Blocktemperatur,<br>Kühlung | Produktgeschwindigkeit/<br>Wärmebehandlung                  | Versuchstyp/<br>Orientierung | Anzahl<br>der Serie | Geometrie | Wieder-<br>holung | Proben-<br>anzahl |
|--|---|------------------------------|---------------------|-----------|-------------------|-------------------|
| <b>Einkammerprofil, V25,<br/>480°C, Sprühnebel</b>         | 10m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                           | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 5m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                            | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | 5m/min, ohne Wärmebehandlung                                | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | 15m/min, mit Wärmebehandlung                                | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 15m/min, ohne Wärmebehandlung                               | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | 5m/min, ohne Sprühnebel ohne<br>Wärmebehandlung             | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
| <b>Einkammerprofil, V37,<br/>480°C, Sprühnebel</b>         | 10m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                           | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 5m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                            | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | 15m/min, mit Wärmebehandlung                                | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 5m/min, ohne Sprühnebel ohne<br>Wärmebehandlung             | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
| <b>Zweikammerprofil,<br/>V25, 480°C,<br/>Sprühnebel</b>    | 10m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                           | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 5m/min, mit Wärmebehandlung (T6)                            | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | 15m/min, mit Wärmebehandlung                                | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
|  | 5m/min, ohne Sprühnebel ohne<br>Wärmebehandlung             | Zug, längs, quer, diagonal   | 3                   | B=5       | 3                 | 9                 |
| <b>3 Profile, 480°C,<br/>Wasserbad</b>                     | Einkammerprofil, V25, 10m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6)  | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | Einkammerprofil, V25, 15m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6)  | Zug, längs, quer             | 2                   | B=5       | 3                 | 6                 |
|  | Einkammerprofil, V37, 15m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6)  | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | Zweikammerprofil, V25, 10m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6) | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | Zweikammerprofil, V25, 15m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6) | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
| <b>3 Profile, 520°C,<br/>Wasserbad</b>                     | Einkammerprofil, V25, 10m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6)  | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | Einkammerprofil, V37, 10m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6)  | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | Zweikammerprofil, V25, 10m/min, mit<br>Wärmebehandlung (T6) | Zug, längs                   | 1                   | B=5       | 3                 | 3                 |
|  | <b>Summe</b>  |                              | 41                  |           |                   | 123               |

Abbildung 4-30: Ausgewählte Varianten der Profile und Orientierungen für die mechanische Charakterisierung mit den glatten Zugproben

Abbildungen 4-31 bis 4-33 zeigen die Entnahmepositionen für die unterschiedlichen Proben aus dem Einkammerprofil V25, 480°C, Produktgeschwindigkeiten 10, 5 und 15 m/min. Nur die breiteste Wand mit Dicke von ca. 2,9 mm wurde für die Probenentnahme verwendet. Insgesamt wurden fünf Profile für die Probenentnahme verwendet. Die Probenentnahmepläne für andere Profilvarianten sind ähnlich wie beim Einkammerprofil V25, 480°C.

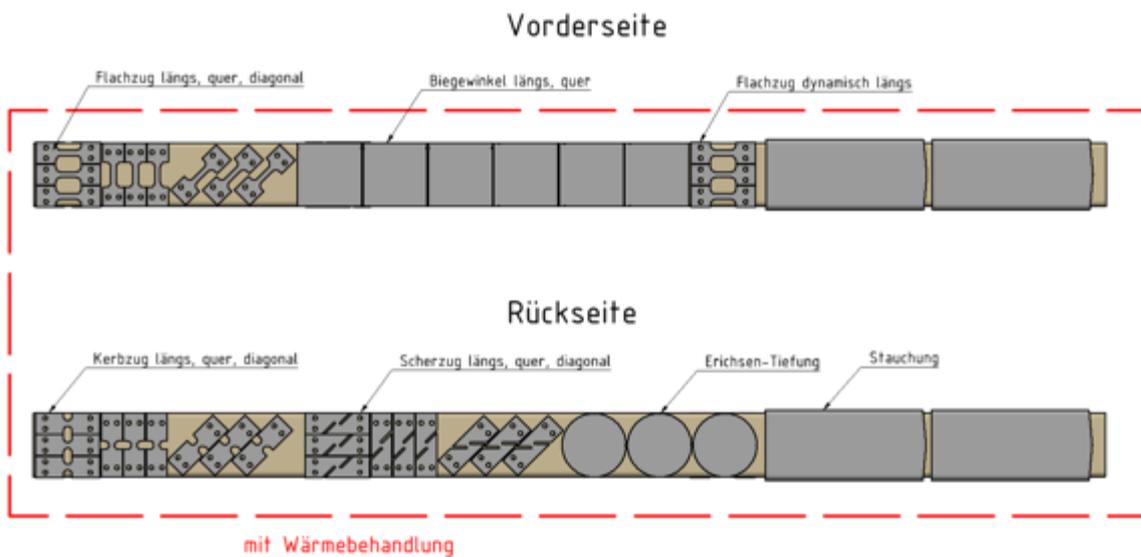


Abbildung 4-31: Probenentnahme aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 10 m/min, mit Sprühnebel

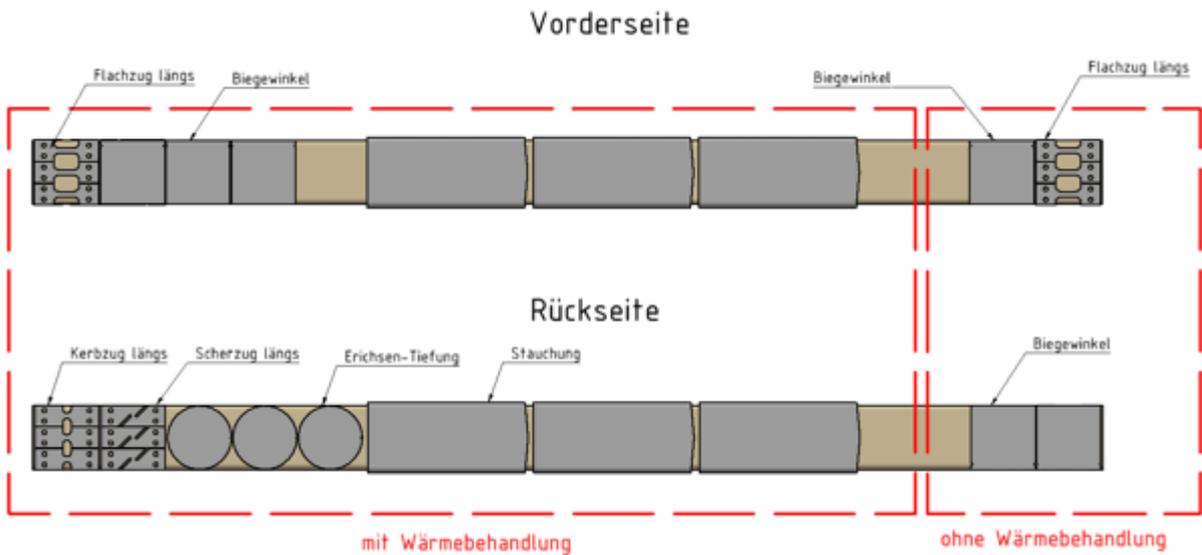


Abbildung 4-32: Probenentnahme aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 5 m/min, mit Sprühnebel

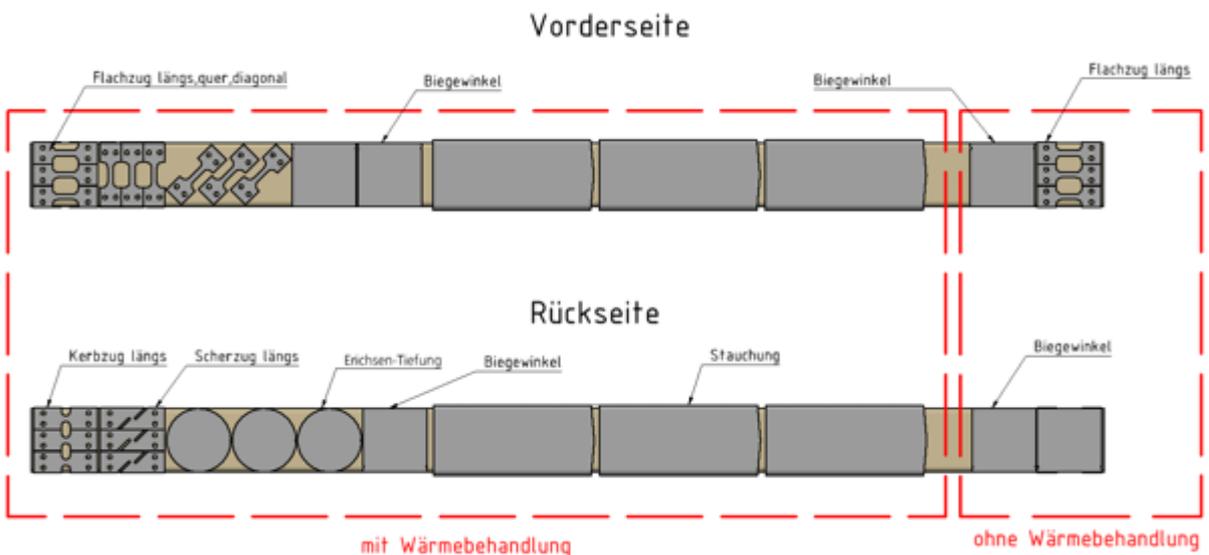


Abbildung 4-33: Probenentnahme aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 15 m/min, mit Sprühnebel

Abbildung 4-34 zeigt die Bezeichnung der untersuchten Proben. Darin sind die Prozessvariante, der Probentyp und die Orientierung zu erkennen.

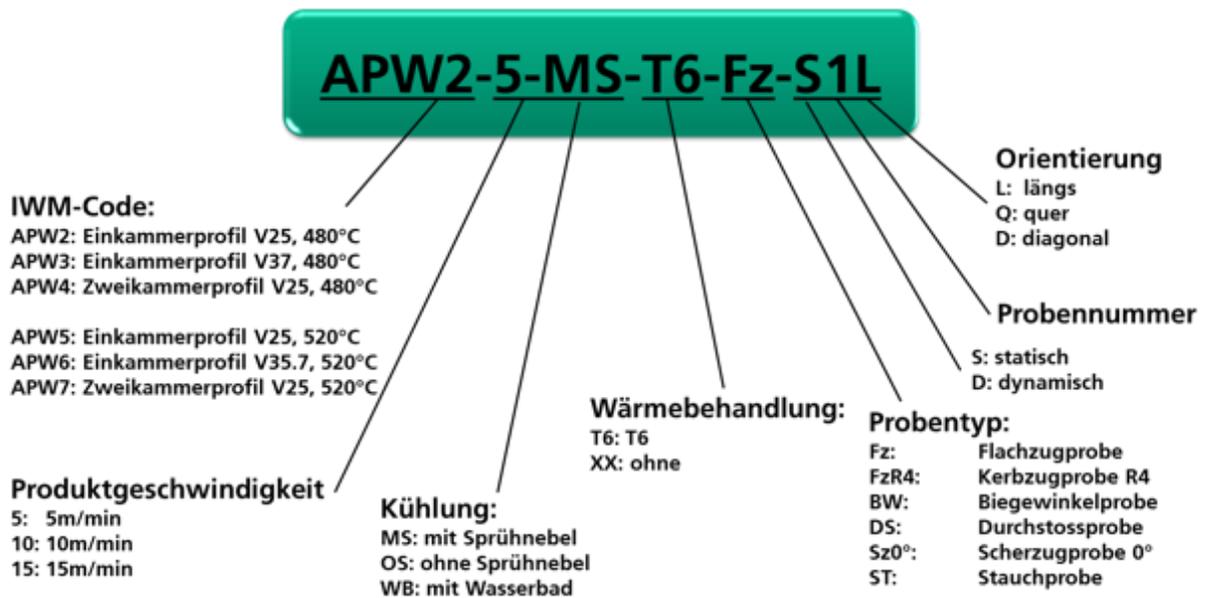


Abbildung 4-34: Bezeichnung der Proben aus den verschiedenen Prozessvarianten

Alle statischen Zugversuche wurden an einer elektromechanischen Prüfmaschine bei Raumtemperatur positionsgeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,01 mm/s durchgeführt (Abbildung 4-35). Die Probengeometrie der glatten Zugprobe ist in Abbildung 4-36 dargestellt. Dabei wurden die Kraft  $F$  und die Probenverlängerung  $\Delta l$  des Prüfteils ausgehend von einer Ausgangsmesslänge  $L_0=10$  mm gemessen. Alle Messgrößen wurden digital aufgezeichnet. Zur Bestimmung des lokalen Dehnungsfelds wurde das optische Messverfahren ARAMIS (GOM Correlate) bei ausgewählten Versuchen verwendet. Eine Facettengröße von 19 Pixel x 19 Pixel und eine Bezugsgröße von 0,38 mm wurden für die ARAMIS-Messungen ausgewählt.

Aus den Kraft- und Verlängerungsmessungen der Glattzugversuche wurden die technischen Kennwerte Streckgrenze  $R_{p0.2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$ , Gleichmaßdehnung  $A_g$ , Bruchdehnung  $A_{10mm}$ , Brucheinschnürung  $Z$ , sowie die technischen Spannungs-Dehnungskurven bis Bruch und 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  $r_{2-4}$ -Wert ist das Verhältnis der Dehnung in Probenbreitenrichtung zur Dehnung in Probendickenrichtung und wurde in einem Dehnungsbereich von 2% bis 4% ermittelt.

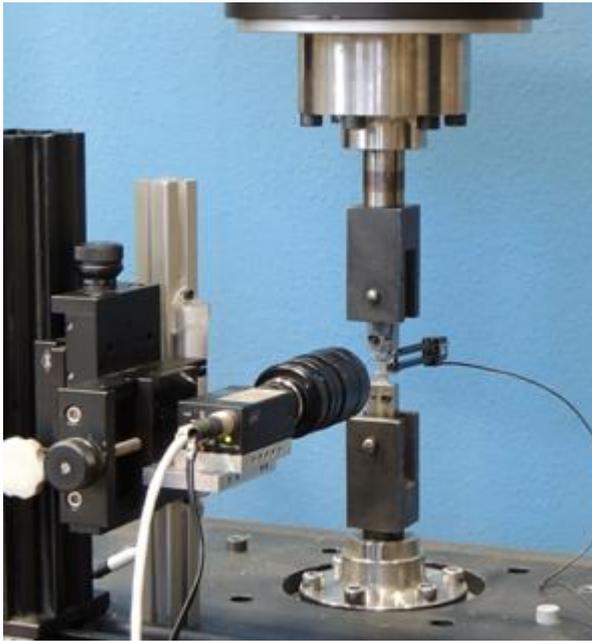


Abbildung 4-35: Aufbau des Zugversuchs mit optischer Dehnungsmessung

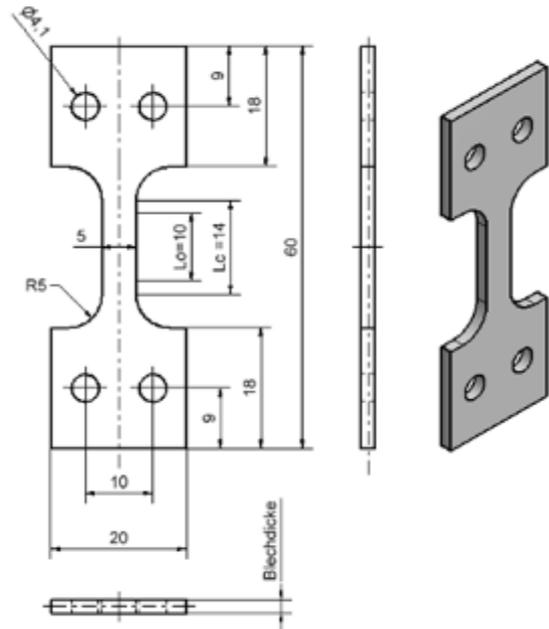


Abbildung 4-36: Geometrie der glatten Zugproben

Als Beispiel zeigt Abbildung 4-37 die aus ARAMIS gemessenen wahren Vergleichsdehnungen aus drei glatten Zugproben (Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min mit Sprühnebel) in Abhängigkeit der technischen Dehnung, wobei die technischen Spannungs-Dehnungskurven auch eingezeichnet und die technischen Kennwerte angegeben werden.

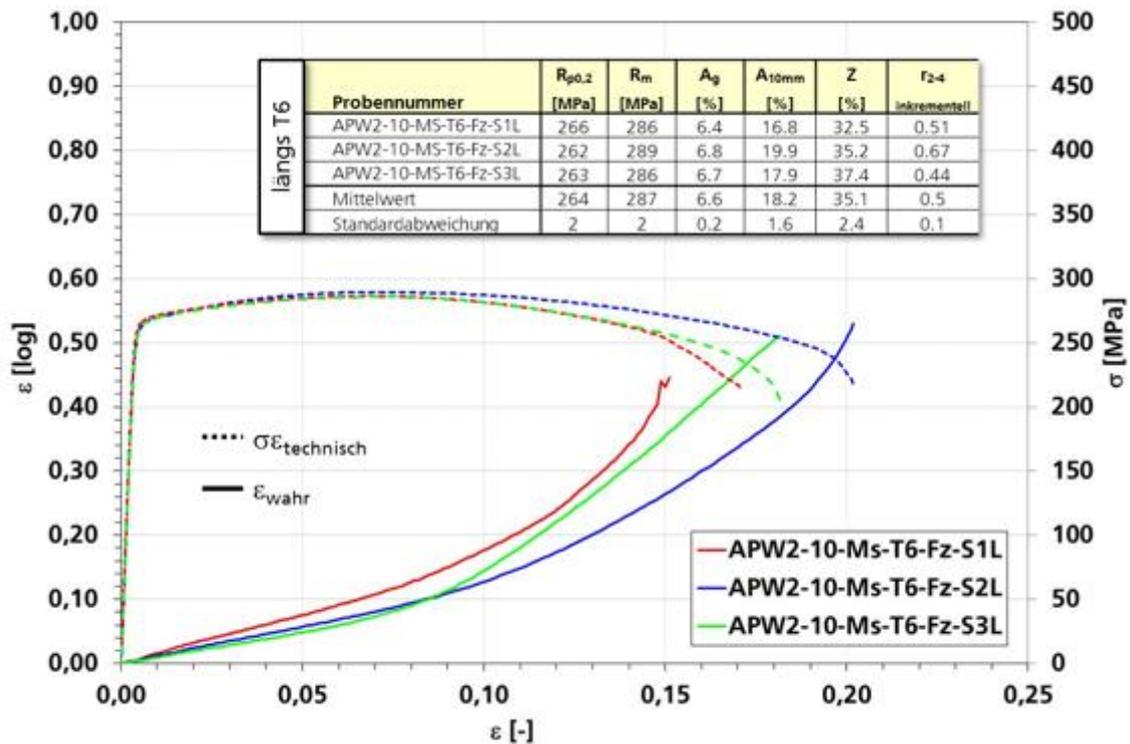


Abbildung 4-37: Lokale wahre Dehnung und technische Spannung als Funktion der technischen Dehnung von Zugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebel

In Abbildung 4-38 werden die Verteilungen der wahren v. Mises Vergleichsdehnung in den drei glatten Zugproben aus ARAMIS (Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebel) dargestellt. Die Markierungen zeigen die Positionen für die Auswertung der Dehnungsentwicklung in Abbildung 4-37. Die gebrochenen Zugproben sind in Abbildung 4-39 dargestellt.

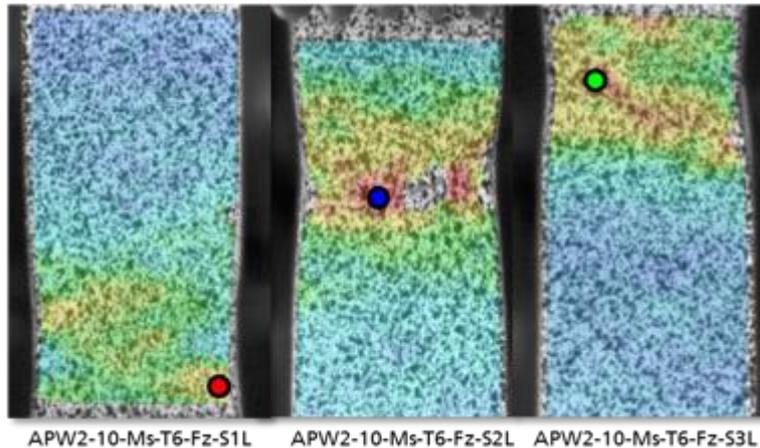


Abbildung 4-38: Verteilung von wahren v. Mises Vergleichsdehnung in drei glatten Zugproben aus ARAMIS (Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebel)



Abbildung 4-39: Glatte Zugproben nach Zugversuch (Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebel)

Zur Erfassung der Einflüsse von Fertigungspressparametern auf mechanische Eigenschaften werden die ausgewerteten Streckgrenzen  $R_{p0,2}$  und die Zugfestigkeiten  $R_m$  in Abbildungen 4-40 und 4-41 als Funktion der Einschnürung  $Z$  für Einkammerprofil V25 und V37 und Zweikammerprofil V25, 480°C unter verschiedenen Produktgeschwindigkeiten, Kühlbedingungen und mit oder ohne Auslagerung zusammengestellt. Die Daten gleicher Profilgeometrie werden mit den gleichen Symbolen dargestellt: Viereck-Symbole für Einkammerprofil V25, Kreis-Symbole für Einkammerprofil V37 und Dreieck-Symbole für Zweikammerprofil V25. Es ist zu erkennen, dass die Profile ohne Auslagerung (185°C, 480 min) nach der Sprühnebelkühlung oder ohne Sprühnebelkühlung eine deutlich niedrigere Streckgrenze oder Zugfestigkeit und eine höhere Einschnürung aufweisen. Bei gleicher Probenorientierung sind die Streckgrenze und die Zugfestigkeit bei Pressverhältnis von 37 etwas höher als die vom Pressverhältnis von 25. Die entsprechende Einschnürung  $Z$  ist bei V37 geringer als die von V25. Der Einfluss der Produktgeschwindigkeit ist kompliziert, weil die Kühlungsbedingungen dadurch geändert wurden. Aufgrund der limitierten Länge des Sprühnebelkühlungsbereichs ist die Abkühlungsgeschwindigkeit bei der Produktgeschwindigkeit von 15 m/min nicht ausreichend für eine Durchkühlung des Profils. Deswegen zeigen die Profile aus Produktgeschwindigkeit von 15 m/min deutlich niedrigere Streckgrenze und Zugfestigkeit als die von 5 und 10 m/min. Die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten der Profile von Produktgeschwindigkeit 5 m/min sind leicht höher als die von 10 m/min. Dagegen sind die Bruchdehnungen und Einschnürungen bei 5 m/min geringfügig niedriger als die bei 10 m/min (Taeblen 4-3 bis 4-5).

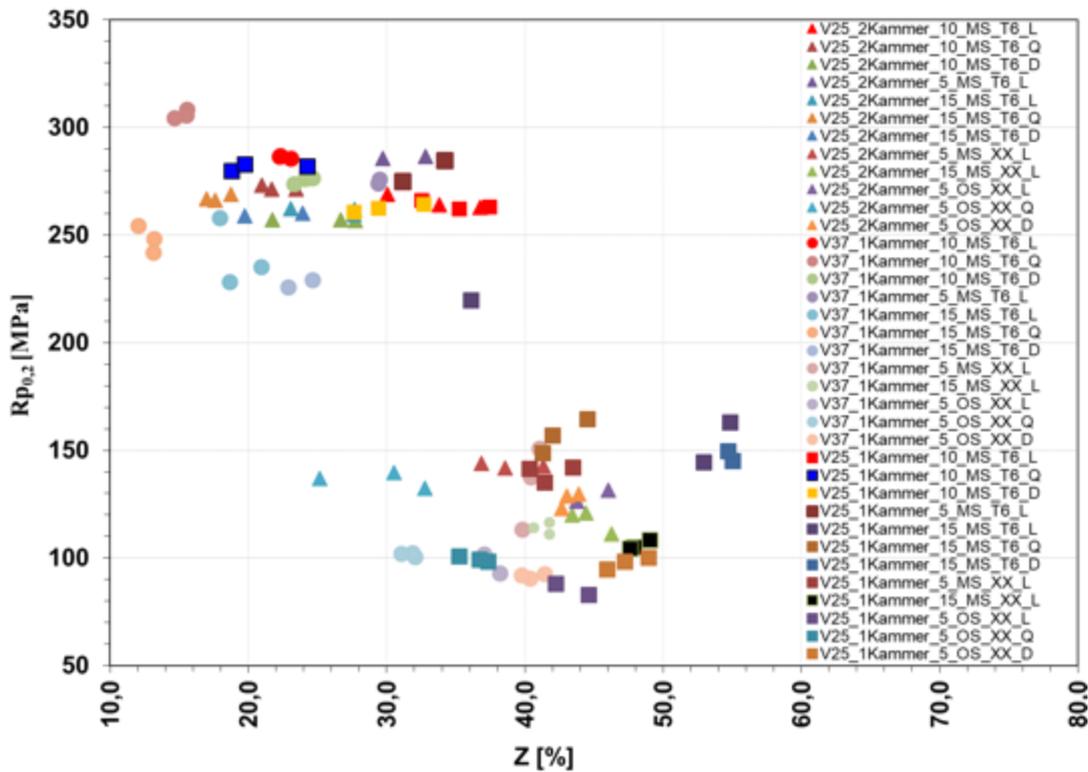


Abbildung 4-40: Gemessene Streckgrenze  $R_{p0.2}$  als Funktion der Einschnürung  $Z$  für Einkammerprofil V25 und V37 und Zweikammerprofil V25, 480°C unter verschiedenen Produktgeschwindigkeiten, Kühlbedingungen und mit oder ohne Auslagerung

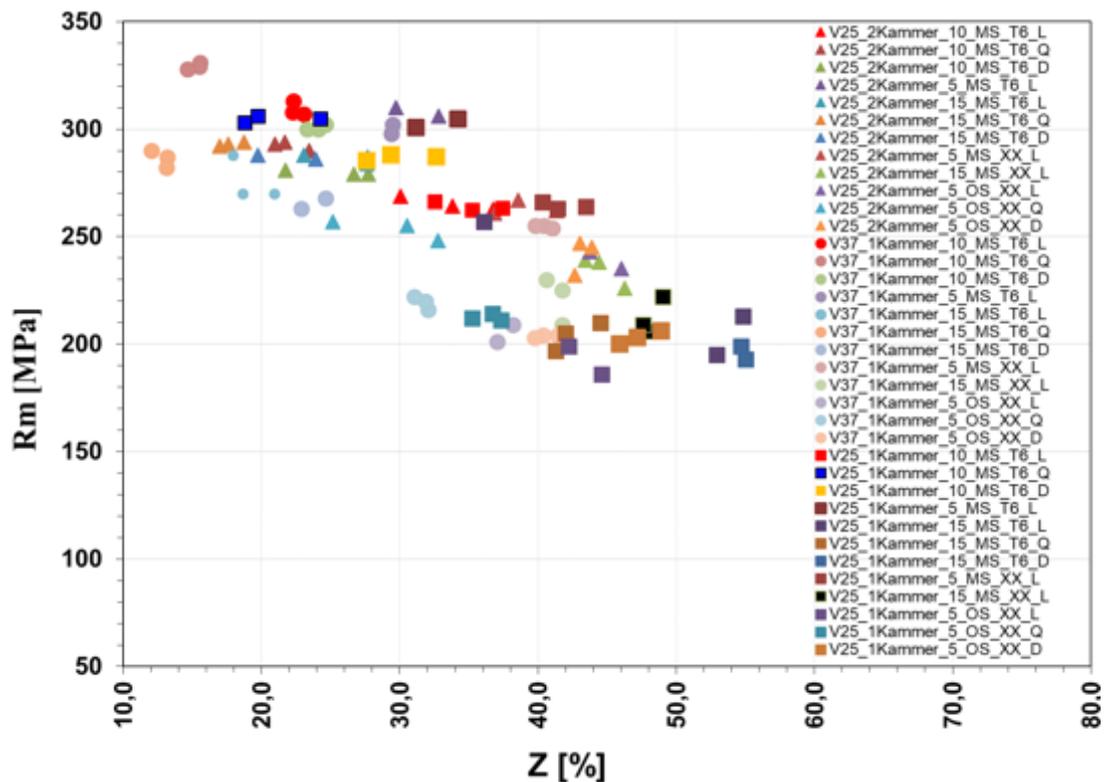


Abbildung 4-41: Gemessene Zugfestigkeit  $R_m$  als Funktion der Einschnürung  $Z$  für Einkammerprofil V25 und V37 und Zweikammerprofil V25, 480°C unter verschiedenen Produktgeschwindigkeiten, Kühlbedingungen und mit oder ohne Auslagerung

Die technischen Kennwerte aus den glatten Zugproben werden in Tabellen 4-3- bis 4-5 für die Einkammerprofile V25 und V37 sowie das Zweikammerprofil V25 aufgelistet. Für das Einkammerprofil V25 werden zusätzlich die aus der Einschnürung Z berechnete wahre Bruchdehnung  $\varepsilon_f(Z)$ , die aus ARAMIS gemessene wahre lokale Bruchdehnung  $\varepsilon_f$  und teilweise die Härte HV1 angegeben (Tabelle 4-3). Da  $\varepsilon_f(Z)$  kein lokaler Wert ist, sind Abweichungen zwischen  $\varepsilon_f(Z)$  und  $\varepsilon_f$  aus der ARAMIS-Messung häufig zu erkennen. Außerdem vergrößert der Anisotropieeffekt auch den Unterschied der beiden Werte.

Zur Verstärkung der Kühlungswirkung von stranggepressten Profilen wurden neue Profile bei FZS Berlin gepresst und anschließend im Wasserbad gekühlt. Einige Versuchsserien an Proben aus den Profilen, die im Wasserbad gekühlt wurden, nachträglich durchgeführt.

Tabelle 4-3: Technische Kennwerte für das Aluminiumprofil aus Einkammerprofil.V25

| Probenserie                | $R_{p0,2}$<br>[MPa] | $R_m$<br>[MPa] | $A_g$<br>[%] | $A_{10mm}$<br>[%] | Z<br>[%] | $r_{2-4}$<br>inkrementell | $\varepsilon_f(Z)$ | $\varepsilon_f$ ARAMIS | HV1 |
|----------------------------|---------------------|----------------|--------------|-------------------|----------|---------------------------|--------------------|------------------------|-----|
| APW2-10-MS-T6-Fz, längs    | 264                 | 287            | 6,6          | 18,2              | 35,1     | 0,54                      | 0,43               | 0,51                   | 92  |
| APW2-10-MS-T6-Fz, quer     | 282                 | 305            | 6,3          | 13,0              | 20,9     | 0,85                      | 0,23               | 0,48                   |     |
| APW2-10-MS-T6-Fz, diagonal | 262                 | 287            | 7,2          | 20,0              | 29,9     | 2,05                      | 0,36               | 0,52                   |     |
| APW2-5-MS-T6-Fz, längs     | 280                 | 303            | 6,6          | 19,4              | 32,7     | 0,63                      | 0,40               | 0,43                   | 97  |
| APW2-5-MS-XX-Fz, längs     | 275                 | 298            | 6,7          | 17,5              | 27,8     | 1,18                      | 0,33               | 0,55                   |     |
| APW2-15-MS-T6-Fz, längs    | 176                 | 222            | 6,4          | 16,0              | 47,9     | 0,49                      | 0,65               | 0,65                   | 67  |
| APW2-15-MS-T6-Fz, quer     | 157                 | 204            | 4,1          | 12,3              | 42,6     | 0,41                      | 0,56               | 0,58                   |     |
| APW2-15-MS-T6-Fz, diagonal | 156                 | 202            | 4,0          | 14,2              | 54,8     | 0,87                      | 0,80               | 0,85                   |     |
| APW2-15-MS-XX-Fz, längs    | 163                 | 209            | 4,8          | 14,2              | 48,5     | 0,59                      | 0,66               | 0,63                   |     |
| APW2-5-OS-XX-Fz, längs     | 89                  | 192            | 17,6         | 29,6              | 43,4     | 0,51                      | 0,57               | 0,58                   | 54  |
| APW2-5-OS-XX-Fz, quer      | 136                 | 201            | 8,8          | 19,3              | 48,9     | 0,66                      | 0,67               | 0,62                   |     |
| APW2-5-OS-XX-Fz, diagonal  | 129                 | 201            | 10,4         | 21,0              | 46,9     | 0,59                      | 0,63               | 0,61                   |     |

Tabelle 4-4: Technische Kennwerte für das Aluminiumprofil aus Einkammerprofil. V37

| Probenserie                | $R_{p0,2}$<br>[MPa] | $R_m$<br>[MPa] | $A_g$<br>[%] | $A_{10mm}$<br>[%] | Z<br>[%] | $r_{2-4}$<br>inkrementell |
|----------------------------|---------------------|----------------|--------------|-------------------|----------|---------------------------|
| APW3-10-MS-T6-Fz, längs    | 286                 | 309            | 7,5          | 14,0              | 22,5     | 0,42                      |
| APW3-10-MS-T6-Fz, quer     | 306                 | 329            | 7,3          | 12,0              | 15,2     | 0,75                      |
| APW3-10-MS-T6-Fz, diagonal | 276                 | 301            | 7,7          | 15,6              | 24,0     | 2,05                      |
| APW3-5-MS-T6-Fz, längs     | 289                 | 313            | 7,5          | 13,9              | 20,6     | 1,1                       |
| APW3-5-MS-XX-Fz, längs     | 134                 | 255            | 20,1         | 27,3              | 40,4     | 0,4                       |
| APW3-15-MS-T6-Fz, längs    | 241                 | 276            | 7,4          | 13,6              | 19,2     | 0,4                       |
| APW3-15-MS-T6-Fz, quer     | 248                 | 286            | 6,4          | 9,8               | 12,8     | 0,6                       |
| APW3-15-MS-T6-Fz, diagonal | 228                 | 266            | 6,8          | 14,4              | 23,9     | 1,6                       |
| APW3-15-MS-XX-Fz, längs    | 114                 | 221            | 17,4         | 26,0              | 41,4     | 0,4                       |
| APW3-5-OS-XX-Fz, längs     | 97                  | 205            | 19,7         | 28,4              | 37,9     | 0,5                       |
| APW3-5-OS-XX-Fz, quer      | 102                 | 219            | 17,1         | 22,8              | 31,6     | 0,9                       |
| APW3-5-OS-XX-Fz, diagonal  | 92                  | 204            | 19,2         | 29,6              | 40,5     | 1,2                       |

Tabelle 4-5: Technische Kennwerte für das Aluminiumprofil aus Zweikammerprofil. V25

| Probenserie                | $R_{p0,2}$<br>[MPa] | $R_m$<br>[MPa] | $A_g$<br>[%] | $A_{10mm}$<br>[%] | Z<br>[%] | $r_{2-4}$<br>inkrementell |
|----------------------------|---------------------|----------------|--------------|-------------------|----------|---------------------------|
| APW4-10-MS-T6-Fz, längs    | 265                 | 285            | 6,2          | 14,9              | 33,5     | 0,52                      |
| APW4-10-MS-T6-Fz, quer     | 272                 | 292            | 4,9          | 7,7               | 22,0     | 0,76                      |
| APW4-10-MS-T6-Fz, diagonal | 257                 | 280            | 6,8          | 12,2              | 25,4     | 0,38                      |
| APW4-5-MS-T6-Fz, längs     | 287                 | 309            | 6,0          | 15,0              | 31,2     | 0,7                       |
| APW4-5-MS-XX-Fz, längs     | 143                 | 263            | 17,2         | 25,2              | 38,9     | 0,7                       |
| APW4-15-MS-T6-Fz, längs    | 261                 | 286            | 7,2          | 13,7              | 26,1     | 0,5                       |
| APW4-15-MS-T6-Fz, quer     | 267                 | 293            | 5,2          | 7,0               | 17,8     | 0,7                       |
| APW4-15-MS-T6-Fz, diagonal | 260                 | 287            | 6,7          | 9,5               | 22,4     | 0,2                       |
| APW4-15-MS-XX-Fz, längs    | 117                 | 234            | 17,3         | 25,6              | 44,7     | 0,5                       |
| APW4-5-OS-XX-Fz, längs     | 131                 | 240            | 20,0         | 26,6              | 44,4     | 0,4                       |
| APW4-5-OS-XX-Fz, quer      | 136                 | 253            | 15,3         | 17,6              | 29,5     | 0,4                       |
| APW4-5-OS-XX-Fz, diagonal  | 127                 | 241            | 18,4         | 26,4              | 43,2     | 0,5                       |

In Abbildung 4-42 werden die technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung und Auslagerbehandlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min verglichen. Die Zugproben von der Produktgeschwindigkeit 15 m/min mit Sprühnebelkühlung und Auslagerbehandlung zeigt nicht nur eine niedrigere Festigkeit sondern auch eine große Streuband der Streckgrenze und der Bruchdehnung.

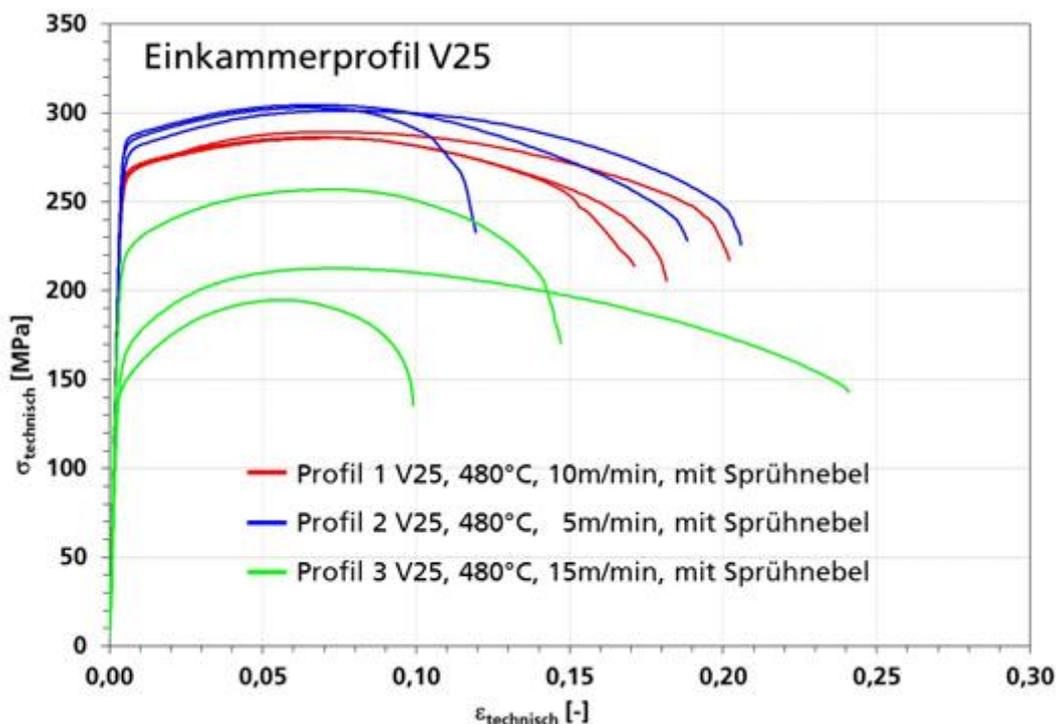


Abbildung 4-42: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min

Abbildung 4-43 vergleicht die Auswirkung der unterschiedlichen Kühlbedingungen (mit Sprühnebel oder Wasserbad) auf die technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C für zwei Produktgeschwindigkeiten 10m/min und 15m/min. Die Zugproben aus der

Wasserbadkühlung zeigen einen kleinen Einfluss der Produktgeschwindigkeit. Die Fließspannungen für 10m/min sind geringfügig höher als die für 15m/min. Bei gleicher Produktgeschwindigkeit führt die Wasserbadkühlung zu einer höheren Fließspannung insbesondere bei 15m/min als die Sprühnebelkühlung. Offensichtlich ist die Sprühnebelkühlung bei höheren Produktgeschwindigkeiten nicht ausreichend, um die Mikrostruktur des Profils aus der Strangpressmaschine durch die Abkühlung sofort zu fixieren.

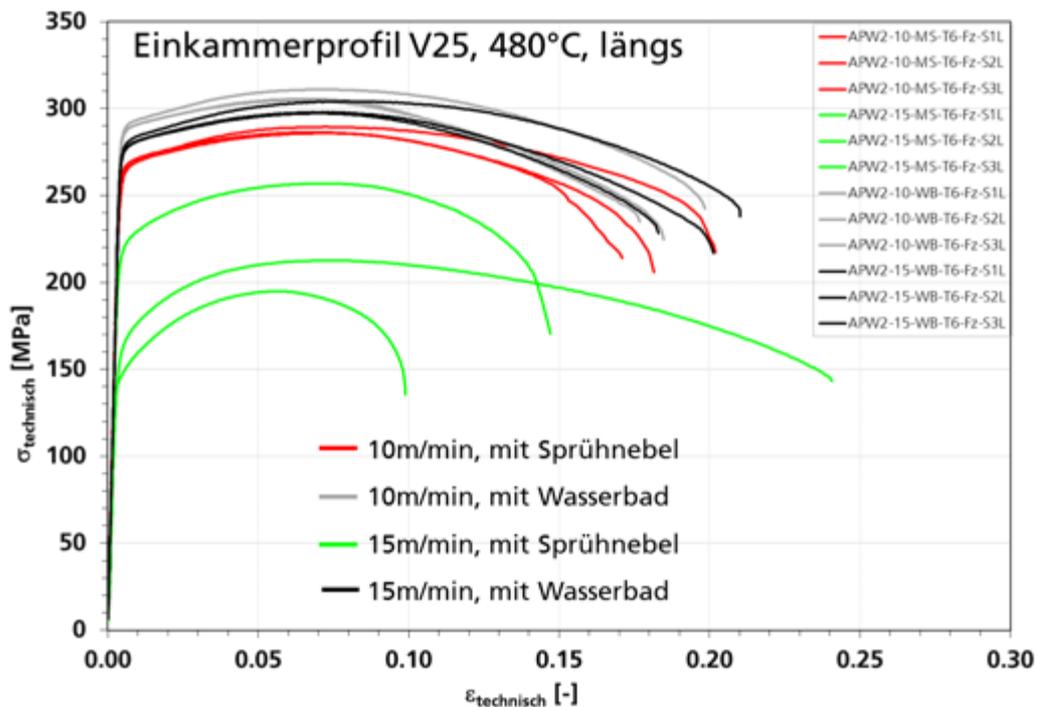


Abbildung 4-43: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung bzw. Wasserbadkühlung für Produktgeschwindigkeiten 10m/min und 15 m/min

Abbildungen 4-44 und 4-45 zeigen die Einflüsse der Produktgeschwindigkeit auf die technischen Spannungs-Dehnungskurven in Längsorientierung für Zweikammerprofil V25 und Einkammerprofil V37 (480°C mit Sprühnebelkühlung und Auslagerbehandlung). Bei Zweikammerprofil sind die Spannungs-Dehnungskurven der Produktgeschwindigkeit von 10m/min und 15 m/min ähnlich, nur die Bruchdehnungen von 15 m/min sind geringfügig größer. Bei Einkammerprofil V37 liegen die technischen Spannungs-Dehnungskurven von 15 m/min deutlich unter den Kurven von den anderen beiden Produktgeschwindigkeiten.

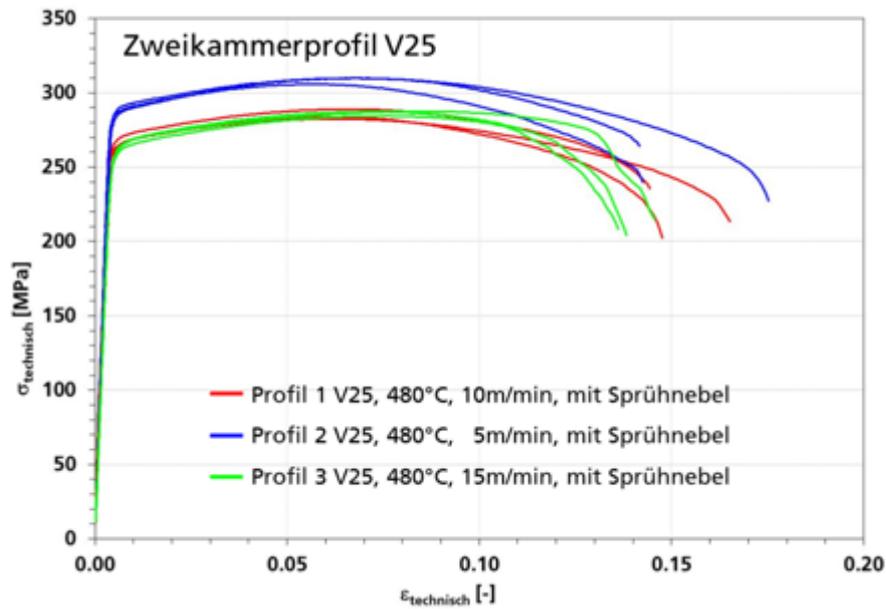


Abbildung 4-44: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Zweikammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min

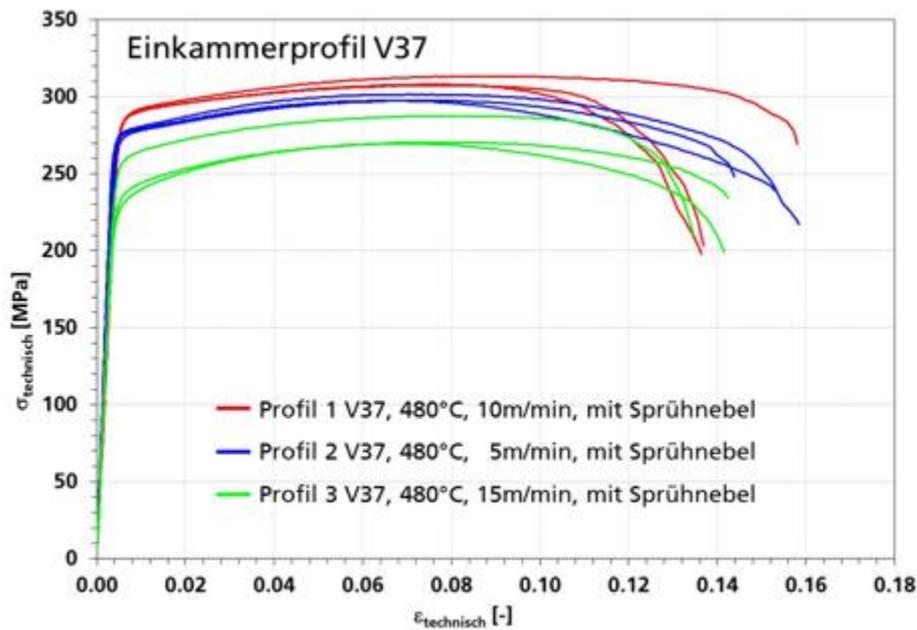


Abbildung 4-45: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V37, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min

In Abbildung 4-46 werden die technischen Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Zweikammerprofil, V25, 480°C, 5m/min mit Sprühnebelkühlung zwischen den zwei Wärmebehandlungszuständen verglichen. Wie erwartet, Die Auslagerung (185°C/480 min) führt zu einer deutlichen Erhöhung der Streckgrenze und eine Reduzierung der Bruchdehnung.

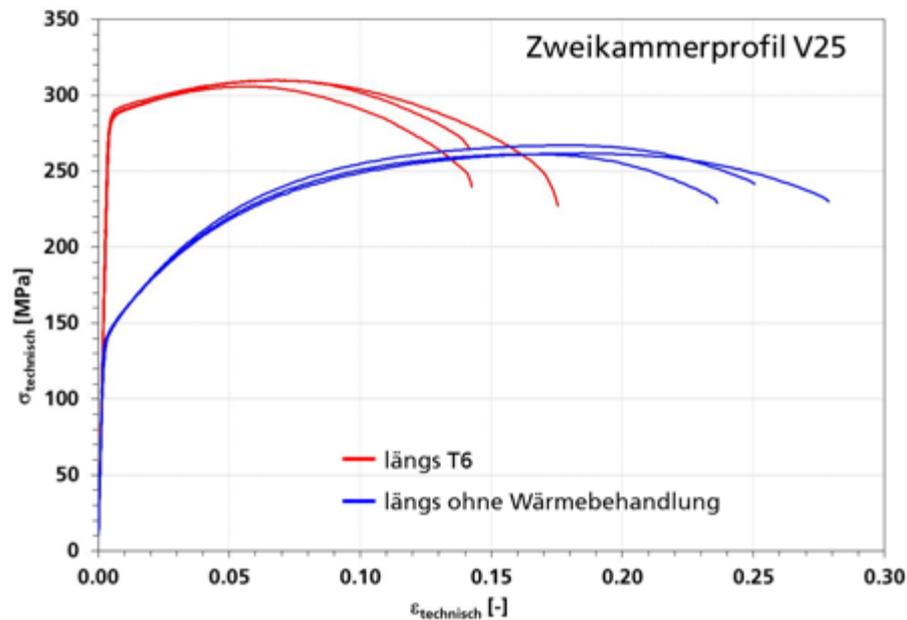


Abbildung 4-46: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben in Längsorientierung aus Zweikammerprofil, V25, 480°C, 5m/min mit Sprühnebelkühlung für zwei Wärmebehandlungszustände

Die Orientierungsabhängigkeit der technischen und wahren Spannungs-Dehnungskurven wird in Abbildungen 4-47 und 4-48 für Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung dargestellt. Die Zugproben in Querrichtung zeigen die höchsten Streckgrenzen und die niedrigsten Bruchdehnungen. Abbildungen 4-49 und 4-50 zeigen die technischen Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Zweikammerprofil, V25 und Einkammerprofil V37, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen. Bei Zweikammerprofil V25 ist der Einfluss der Probenorientierung auf die Fließspannung im Vergleich mit Einkammerprofil V25 etwas geringer, allerdings sind die Orientierungsabhängigkeiten der Bruchdehnung bei den beiden Profilformen ähnlich. Bei Einkammerprofil V37 ist die Orientierungsabhängigkeit der Bruchdehnung in Vergleich mit den anderen beiden Profilen etwas geringer.

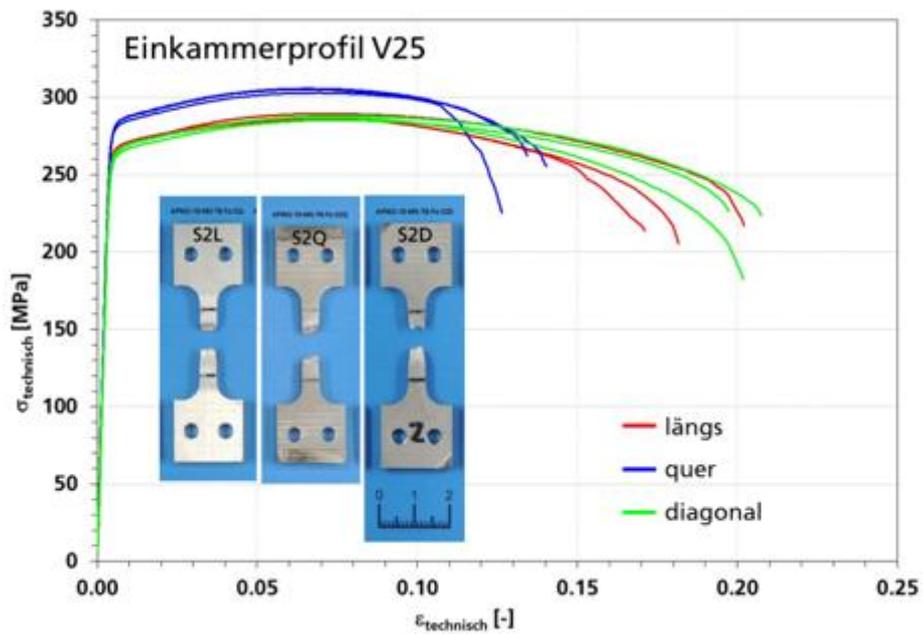


Abbildung 4-47: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen

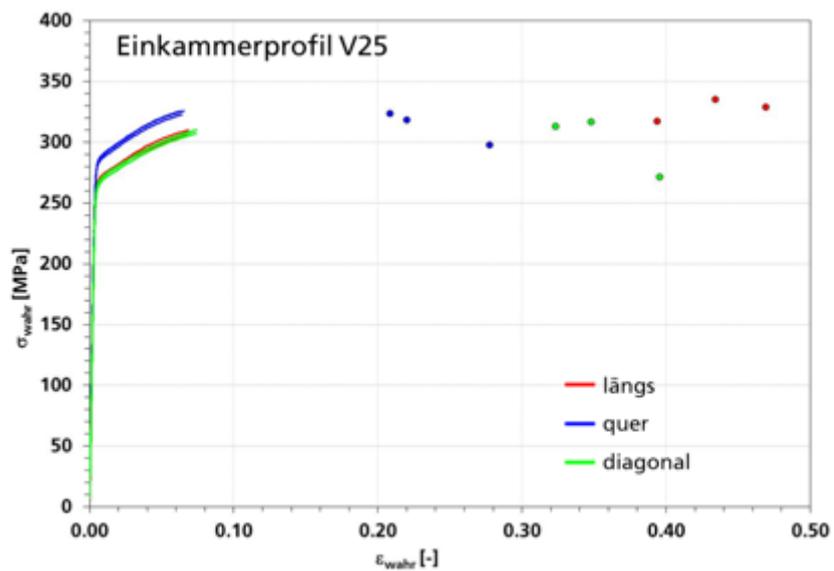


Abbildung 4-48: Wahre Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen

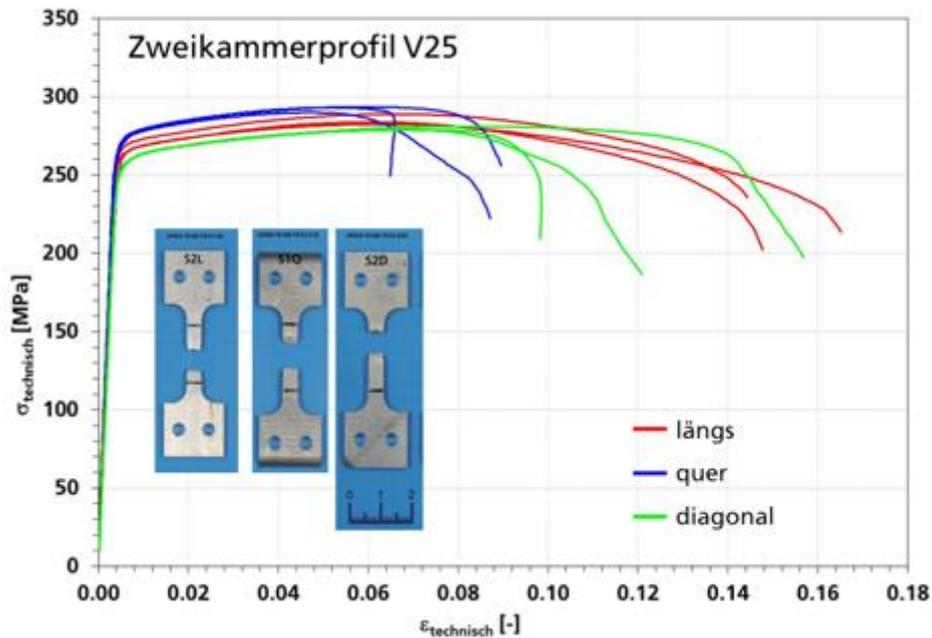


Abbildung 4-49: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Zweikammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen

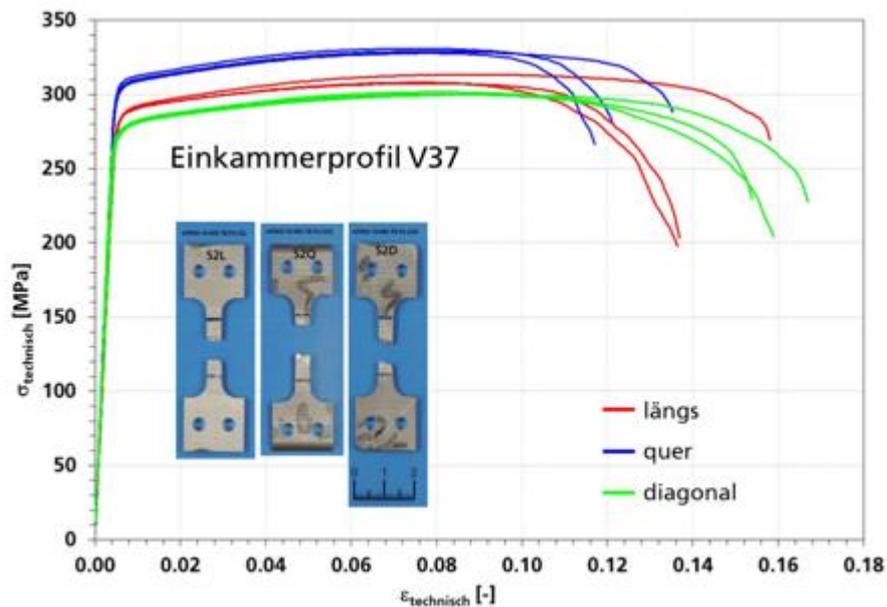


Abbildung 4-50: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Einkammerprofil, V37, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen

In Abbildung 4-51 werden die technischen Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 5m/min, ohne Sprühnebelkühlung und ohne Wärmebehandlung zwischen den drei Probenorientierungen verglichen. Die höchsten Fließspannungen werden von den Querproben und die niedrigsten Fließspannungen von den Längsproben geliefert. Die Diagonalproben zeigen die größten Bruchdehnungen.

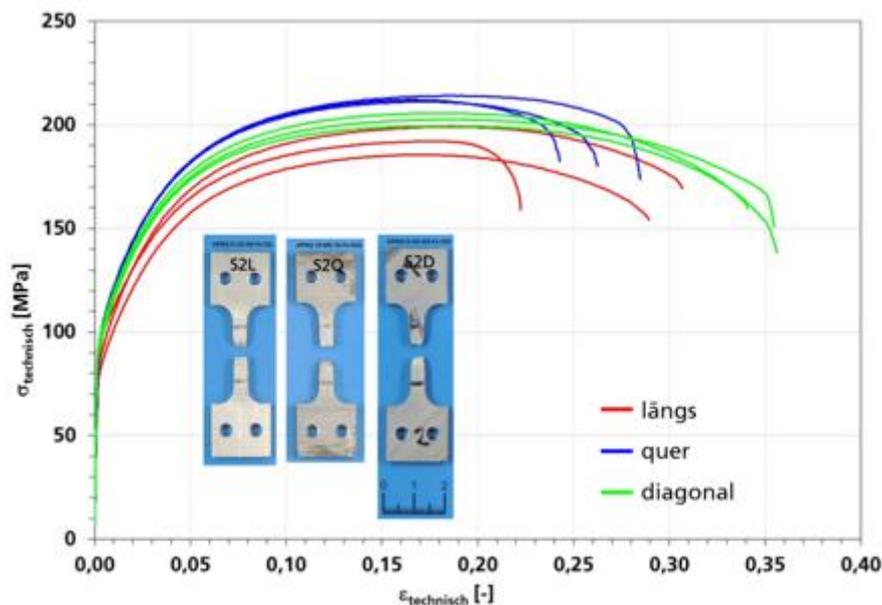


Abbildung 4-51: Technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C, 5m/min, ohne Sprühnebelkühlung und ohne Wärmebehandlung für drei Probenorientierungen

#### 4.4.2 Biegewinkelversuche (Plättchen-Biegeversuch)

Zur Ermittlung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens unter dem ebenen Dehnungszustand wurden statische Biegewinkelversuche (Plättchen-Biegeversuch) nach VDA 238-100 bei 23°C durchgeführt. Die elektromechanische Prüfmaschine Typ INSTRON 5985 wurde dafür eingesetzt. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 20mm/min. Die optische Messmethode ARAMIS wurde zur Bestimmung lokaler Dehnungen und des Biegewinkels verwendet.

In Abbildung 4-52 wird der Aufbau des Biegewinkelversuchs mit Angaben der Probengeometrie, des Stempelradius und des Rollenabstands schematisch dargestellt. Abbildung 4-53 zeigt den Versuchsaufbau des Biegewinkelversuchs am IWM mit optischen Messungen lokaler Dehnungen und des Biegewinkels. Die Biegeprobe wird in der Prüfvorrichtung ohne Schmierstoffe und auf drehbar gelagerten Auflagerrollen gebogen bis die Kraftabschaltchwelle erreicht ist. Die Kraftabschaltchwelle hängt von der Probendicke  $a$  ab. Bei  $a \leq 2\text{mm}$  soll die Kraftabschaltung bei einem Kraftabfall von 30 N stattfinden. Bei  $a > 2\text{mm}$  beträgt der Kraftabfall für die Kraftabschaltung 60N. Abbildung 4-54 zeigt ein Beispiel zur Ermittlung des Biegewinkels bei Kraftabschaltchwelle

| Parameter              | Wert           |          |
|------------------------|----------------|----------|
| Probendicke a          | Probendicke    |          |
| Probenbreite b         | 60 mm          |          |
| Probenlänge l          | 60 mm          |          |
| Rollendurchmesser D    | 30 mm          |          |
| Stempelradius r        | a ≤ 2 mm       | a > 2 mm |
| Stahl (Rm ≥ 780 MPa)   | 0,4 mm         |          |
| Stahl (Rm < 780 MPa)   | 0,2 mm         | 0,4 mm   |
| Al- und Mg-Legierungen | 0,2 mm         | 0,4 mm   |
| Rollenabstand L        | 2 x a + 0,5 mm |          |
| Stahl                  | 2 x a + 0,5 mm |          |
| Al- und Mg-Legierungen | 2 x a          |          |

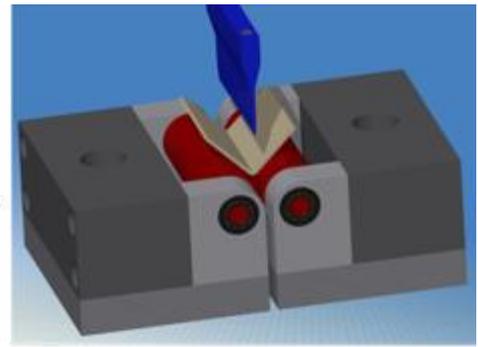
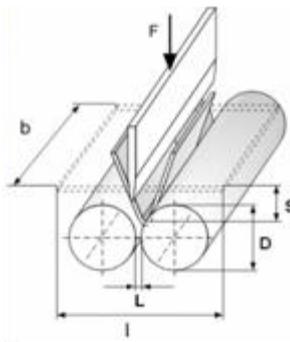


Abbildung 4-52: Schematische Darstellung des Biegewinkelversuchs (Plättchen-Biegeversuch) und die Parameter nach VDA 238-100

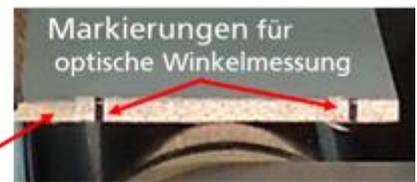
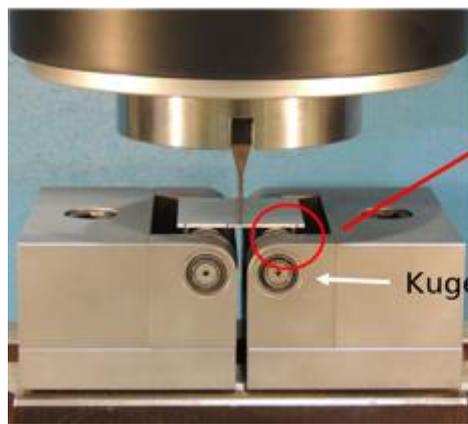


Abbildung 4-53: Versuchsaufbau des Biegewinkelversuchs am IWM mit optischen Messungen lokaler Dehnungen und des Biegewinkels

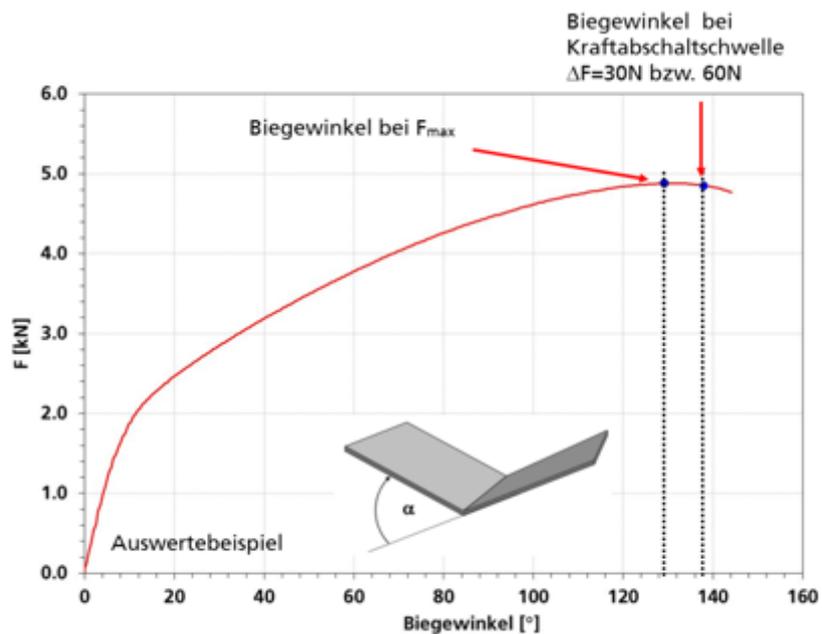


Abbildung 4-54: Auswertungsbeispiel eines Biegewinkelversuchs

Abbildung 4-55 zeigt die Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Auslagerung für zwei Orientierungen, wobei zwei Zustände der von Mises Vergleichsdehnung in der Längsprobe unter zwei Belastungen dargestellt werden. Bei der Bezeichnung „Längsorientierung“ wird der Stempel senkrecht zur Strangpressrichtung positioniert, damit die Richtung der Hauptbelastung parallel zur Strangpressrichtung ist. In Abbildung 4-55 ist eine ausgeprägte Orientierungsabhängigkeit der Stempelkraft und des Biegewinkels zu erkennen. Der Biegewinkel in Querrichtung ist nur die Hälfte des Werts in Längsrichtung.

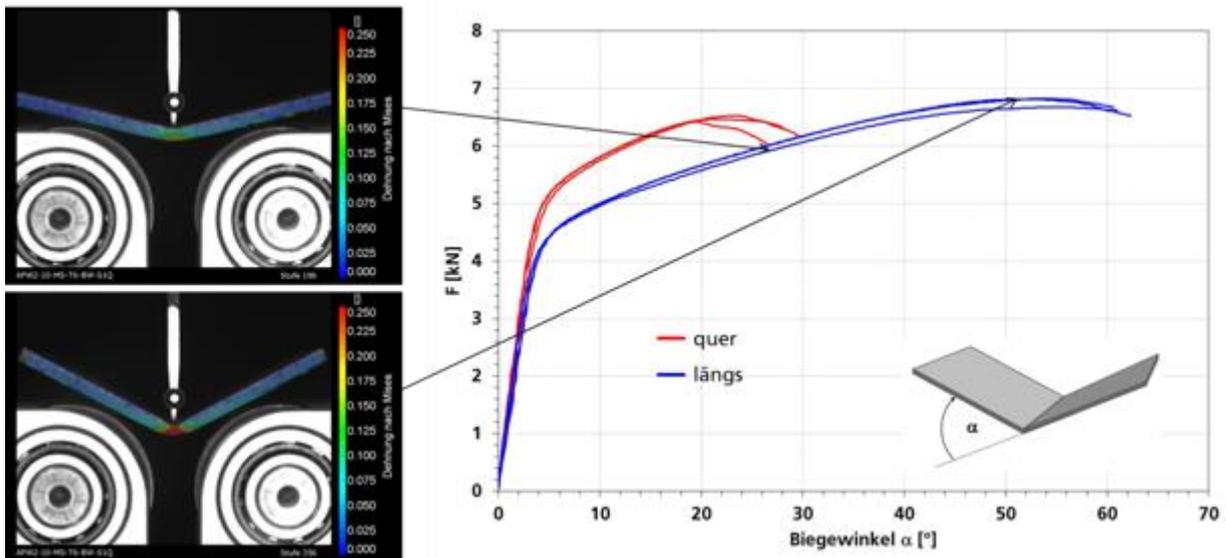


Abbildung 4-55: Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V25, 480°C, 10m/min, mit Sprühnebelkühlung und Auslagerung für zwei Orientierungen

In Abbildung 4-56 werden die Ergebnisse der Biegewinkelversuche von 4 Prozessvarianten vom Einkammerprofil, V25, 480°C für Querorientierung zusammengestellt. Tendenziell zeigen die Biegewinkelversuche eine ähnliche Aussage über die Einflüsse der Prozessparameter auf das Verformungs- und Versagensverhalten wie die Zugversuche.

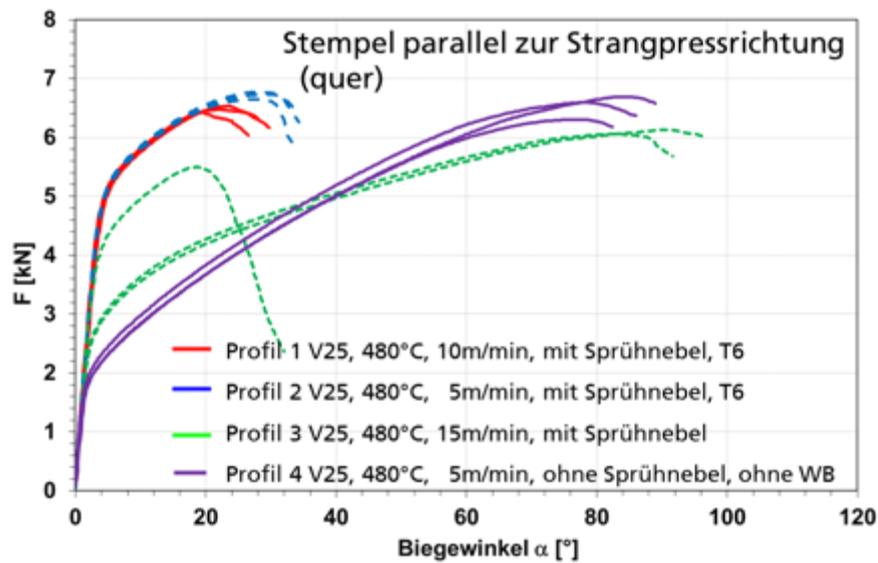


Abbildung 4-56: Vergleich der Biegewinkelversuche zwischen 4 Prozessvarianten Einkammerprofil, V25, 480°C

Abbildung 4-57 vergleicht die Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V37, 480°C, 10 m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung zwischen den beiden Orientierungen längs und quer. Ähnlich wie bei Pressverhältnis V25 entspricht der Biegewinkel von Querorientierung ca. der Hälfte des Werts von Längsorientierung. Offensichtlich hat das Pressverhältnis keinen großen Einfluss auf den Biegewinkel.

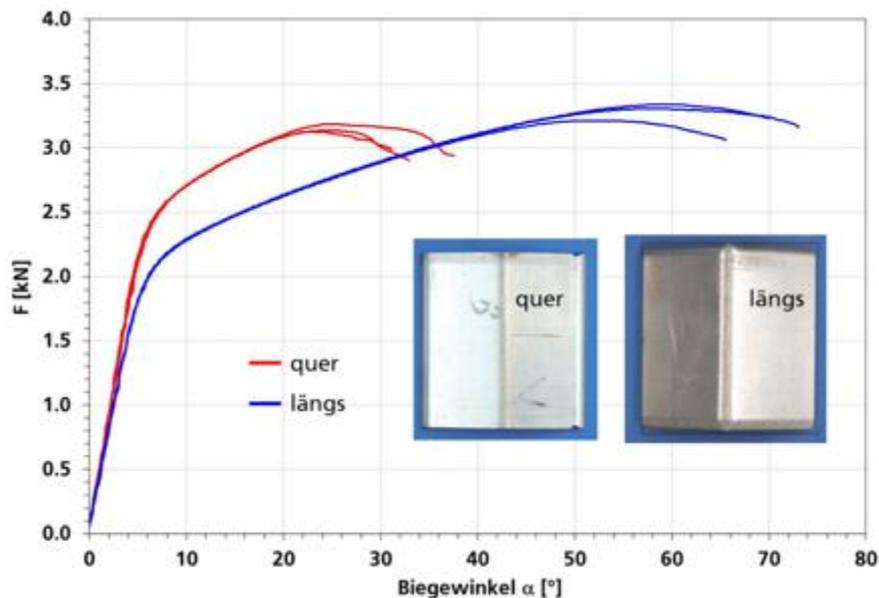


Abbildung 4-57: Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V37, 480°C, 10 m/min, mit Sprühnebelkühlung und Wärmebehandlung für zwei Orientierungen

Abbildung 4-58 zeigt den Einfluss der Wärmebehandlung (Auslagerung) auf die Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V37, 480°C, 5 m/min mit

---

Sprühnebelkühlung. Wie bei den Zugversuchen beobachtet, führt die Auslagerung (185°C/480 min) beim Biegewinkelversuch zu einer deutlichen Steigerung der Festigkeit und einer Reduzierung der Duktilität.

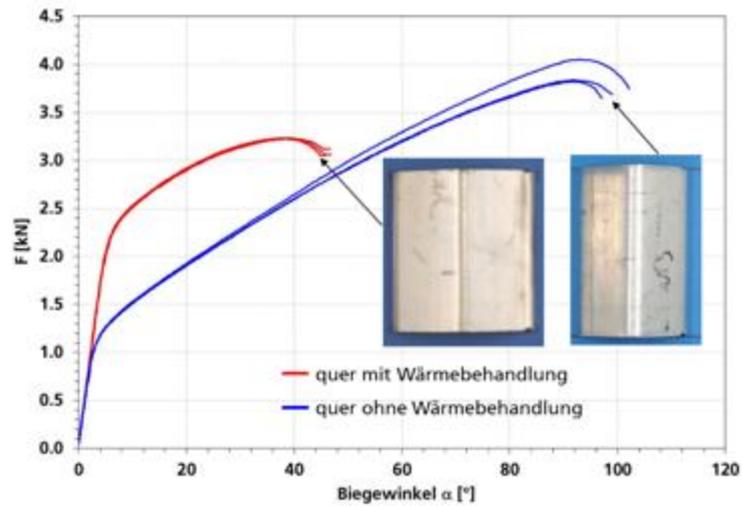


Abbildung 4-58: Einfluss der Wärmebehandlung (Auslagerung) auf die Kraft-Biegewinkelkurven von Einkammerprofil, V37, 480°C, 5 m/min mit Sprühnebelkühlung

Tabelle 4-6 zeigt die ermittelten Biegewinkel bei der maximalen Kraft und der Kraftabschaltchwelle und die zugehörigen Kräfte für die drei untersuchten Profile.

Tabelle 4-6: Ergebnisse der Biegewinkelversuche für Einkammerprofil V25, Einkammerprofil V37 und Zweikammerprofil V25

| Versuchsserie  | Biegewinkel bei $F_{max}$ [°] | Biegewinkel bei Kraftabschaltsschwelle [°] | $F_{max}$ [kN] | $F_{max}$ Kraftabschaltsschwelle [kN] |
|--|-------------------------------|--|----------------|---------------------------------------|
| Einkammer V25, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>           | 21,7                          | 24,2                                       | 6,47           | 6,41                                  |
| Einkammer V25, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>längs</b>          | 53,1                          | 58,4                                       | 6,82           | 6,76                                  |
| Einkammer V25, 5 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>            | 28,1                          | 31,1                                       | 6,72           | 6,66                                  |
| Einkammer V25, 5 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>       | 74,2                          | 76,8                                       | 8,43           | 8,37                                  |
| Einkammer V25, 15 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>           | 63,6                          | 67,6                                       | 5,89           | 5,83                                  |
| Einkammer V25, 15 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>      | 64,2                          | 68,0                                       | 6,65           | 6,59                                  |
| Einkammer V25, 5 m/min, ohne Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>  | 79,6                          | 83,7                                       | 6,53           | 6,46                                  |
| <hr/>  |                               |  |                |                                       |
| Einkammer V37, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>           | 24,0                          | 29,9                                       | 3,15           | 3,09                                  |
| Einkammer V37, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>längs</b>          | 55,5                          | 66,1                                       | 3,29           | 3,22                                  |
| Einkammer V37, 5 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>            | 38,0                          | 43,3                                       | 3,23           | 3,17                                  |
| Einkammer V37, 5 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>       | 92,0                          | 96,7                                       | 3,90           | 3,84                                  |
| Einkammer V37, 15 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>           | 42,4                          | 48,5                                       | 2,87           | 2,80                                  |
| Einkammer V37, 15 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>      | 82,7                          | 88,5                                       | 3,38           | 3,31                                  |
| Einkammer V37, 5 m/min, ohne Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>  | 81,9                          | 90,4                                       | 3,38           | 3,32                                  |
| <hr/>  |                               |  |                |                                       |
| Zweikammer V25, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>          | 21,7                          | 24,3                                       | 3,92           | 3,86                                  |
| Zweikammer V25, 10 m/min, Sprühnebel, WB, <b>längs</b>         | 68,7                          | 79,4                                       | 3,99           | 3,92                                  |
| Zweikammer V25, 5 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>           | 30,6                          | 34,9                                       | 4,30           | 4,24                                  |
| Zweikammer V25, 5 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>      | 86,4                          | 90,4                                       | 6,08           | 6,01                                  |
| Zweikammer V25, 15 m/min, Sprühnebel, WB, <b>quer</b>          | 19,1                          | 21,2                                       | 4,19           | 4,12                                  |
| Zweikammer V25, 15 m/min, Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b>     | 76,7                          | 81,7                                       | 5,05           | 4,98                                  |
| Zweikammer V25, 5 m/min, ohne Sprühnebel, ohne WB, <b>quer</b> | 72,8                          | 78,7                                       | 4,53           | 4,46                                  |

---

## 5 Aufbau eines KNN (Strangpress-Modell) für die Vorhersagen mechanischer Eigenschaften

### 5.1 Auswahl geeigneter Ansätze für die Modellerstellung und Abschätzung der erforderlichen Daten

Für das erste Teilmodell zur Abbildung des Strangpressprozesses wurden in einer PbA-Sitzung die Ein- und Ausgangsgrößen festgelegt. Diese definieren die verfügbare Datenbasis des KNN und geben den Parameterbereich sowie ggf. die Stufung für die experimentellen Untersuchungen vor (AP1, AP2). Auf Basis bestehender Untersuchungsergebnisse und Literaturangaben sollten die Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Signifikanz auf die Ausgangsgrößen hin untersucht werden. Die experimentellen Untersuchungen mit der Zielsetzung geplant, dass eine möglichst hohe Signifikanz der Einflussgrößen mit einer vertretbaren Anzahl von Versuchen erreicht wird, damit das KNN diese Effekte abbilden kann.

Nach Rücksprache mit den Projektpartnern wurden folgende Parameter als Eingangsgrößen für das erste Teilmodell festgelegt:

- Geometrieparameter:
  - Profilfläche in mm<sup>2</sup>
  - Wanddicke des Profils in mm
  - Kantenradius innen in mm
  
- Prozessparameter:
  - Pressverhältnis
  - Stempelgeschwindigkeit in mm/s
  - Produktgeschwindigkeit in m/min
  - Kühlung (binär)
  - Energieeintrag in Nm
  - Energieeintrag / verpresstes Volumen in N/mm<sup>2</sup>
  
- Sonstige Parameter:
  - Entnahmewinkel der Zugproben in °
  - Auslagerungsdauer in h
  - Auslagerungstemperatur in °C

Die ausgewählten Geometrieparameter wurden einerseits gewählt, um charakteristische Merkmale der Profile zu bestimmen. Andererseits wurden die Merkmale, die für den Strangpressprozess von Bedeutung sind, mitberücksichtigt. Bei der Auswahl der Geometrieparameter wurde zuzüglich darauf geachtet, diese so auszuwählen, dass das zweite geplante Profile ebenfalls mit abgebildet werden kann.

Ergänzend zu den üblichen Prozessparametern des Strangpressprozesses wie Pressverhältnis oder Stempel- und Produktgeschwindigkeit wurden der Energieeintrag und der spezifischen Formänderungsarbeit hinzugenommen, um so die mechanische Verformungsenergie während des Prozesses miteinzubeziehen, ohne beispielsweise die Blockgeometrie hinzunehmen zu müssen. Die Kühlung wurde hierbei binär als Zustand 0, keine Kühlung, oder 1, mit Kühlung, hinzugefügt. Alternativ wurde die Möglichkeit betrachtet, für die beiden Zustände jeweils ein eigenes KNN aufzubauen.

---

Unter die Kategorie „Sonstige Parameter“ fallen all jene Parameter, die nicht explizit der Geometrie oder dem Prozess zugeordnet werden können. Hierzu zählt der Entnahmewinkel der Zugproben, da sich herausgestellt hat, dass die Position der entnommenen Zugprobe einen großen Einfluss auf die ermittelten Materialkennwerte hat. Zu den sonstigen Parametern zählt ebenso der Zustand der Profile, also ob diese im Zustand T4 oder T6 geprüft werden. Da es durch ein KNN möglich wäre theoretische Zwischenzustände zwischen T4 und T6 zu erfassen, wurde sich gegen eine binäre Darstellung entschieden und der Zustand der Profile wurde aufgeteilt in die Auslagerungsdauer und die zugehörige Auslagerungstemperatur.

Als Ausgangsgrößen des ersten Teilmodells wurden die ermittelten Materialkennwerte der Zugversuche festgelegt:

- Streckgrenze  $R_{p0,2}$
- Zugfestigkeit  $R_m$
- Gleichmaßdehnung  $A_g$
- Bruchdehnung  $A_{10mm}$
- Brucheinschnürung  $Z$

Die genannten Ausgangsgrößen wurden zudem als Eingangsgrößen für das zweite Teilmodell verwendet.

Um mögliche Abhängigkeiten oder besondere Signifikanzen der einzelnen Größen aufzuzeigen, wurde ebenfalls die Aufspaltung des Gesamtdatensatzes in zwei kleinere Datensätze mit nur Profilen im Zustand T4, beziehungsweise T6 untersucht. Da für den Zustand T6 deutlich weniger Datensätze vorliegen, wurden die Prozessmodelle ausgehend von den Daten für den Zustand T4 entwickelt.

Die Integration der T6-Daten kann gegebenenfalls über die Parameter Auslagerungstemperatur und –dauer in das Gesamtmodell erfolgen. Ergänzend zu dem Modell für die T4-Daten und dem Gesamtmodell wurde ein KNN für den Zustand T6 erstellt.

## 5.2 Aufbau und Erprobung des KNN

Das KNN für das Strangpressen wurde auf Basis der Versuchsergebnisse aus AP1 und AP2 aufgebaut, getestet und validiert. Der Aufbau der Modelle erfolgte mit unterschiedlichen verfügbaren Programmen (MatLab, Python, NeurophStudio, DeepNetts sowie ClearVuAnalytics). Hierbei wurden insbesondere die Struktur und die benötigten Prozessdaten untersucht, sowie die charakteristischen Merkmale der gepressten Profile bestimmt, vgl. AP 2. Die Beschreibung der Eigenschaftsänderung bei der Auslagerung kann ggf. durch einen phänomenologischen Regressionsansatz erfolgen. Aus der Gesamtheit der Datensätze wird eine geeignete Teilmenge für das iterative Trainieren (überwachtes Lernen) des KNN eingesetzt. Die übrigen Datensätze werden zur Validierung des KNN verwendet. Die Aufteilung der Datensätze in Trainings- und Validierungsdaten beeinflusst hierbei die erreichbare Genauigkeit. Die Ergebnisse der eingesetzten Programme werden verglichen und bewertet.

Für die Erprobungsphase und zur Entwicklung der Neuronalen Netze wurden unterschiedliche Systeme getestet. Eine durch die Hochschule Heilbronn leicht zugängliche Möglichkeit war der Aufbau in MatLab. MatLab ist eine skriptbasierte Entwicklungsumgebung, beziehungsweise ein Berechnungswerkzeug für eine

---

Vielzahl an Anwendungsmöglichkeiten. Leider zeigte sich relativ schnell, dass der Aufbau eines KNN in MatLab zwar möglich ist, jedoch eine zu komplexe Umgebung bietet, um ein leicht zugängliches Applet für das Projekt zu erstellen, beziehungsweise es vielversprechendere Kandidaten gab. Aus diesem Grund schied MatLab bereits in einer frühen Phase des Projektes aus.

Im weiteren Verlauf rückte die Freeware NeurophStudio, die auch bereits erfolgreich im Lehrbereich der Hochschule Heilbronn eingesetzt wurde, in den Fokus. NeurophStudio besitzt bereits eine grafische Entwicklungsumgebung für die Erstellung, das Trainieren und das Testen von KNN. Da NeurophStudio zusätzlich bereits auf Java-Basis entwickelt und programmiert wurde bietet es eine einfache Schnittstelle zur späteren Programmierung der Java-Applikation. Mit der recht einfachen Benutzeroberfläche konnten die ersten KNNs mit Dummy-Datensätzen erstellt und getestet werden. Hierbei zeigte sich die starke Abhängigkeit von erreichbarer Genauigkeit des KNN und verwendetem Datensatz, beziehungsweise der Wichtigkeit der Konsistenz des Datensatzes in Hinblick auf Ausreißer.

Parallel wurde dasselbe Netz, mit demselben zugrundeliegenden Dummy-Datensatz in Python programmiert und aufgebaut, um eine zusätzliche Vergleichsmöglichkeit zu schaffen. Python bietet hierbei eine Vielzahl bereits implementierter Algorithmen und Funktionen für die Berechnung von KNN, die lediglich aus vorhandenen Bibliotheken geladen werden müssen.

Eine weitere Möglichkeit den Aufbau eines KNN zu realisieren bot DeepNetts, der kommerzielle Nachfolger von NeurophStudio, der in seiner beta-Phase getestet werden konnte. Grundsätzlich bot DeepNetts dieselbe Funktionalität wie NeurophStudio, allerdings mit einer deutlich verbesserten Benutzeroberfläche. Da DeepNetts aufgrund der beta-Phase noch wichtige Funktionen bezüglich der Erstellung eines KNN, insbesondere der Einstellung unterschiedlicher Aktivierungsfunktionen oder Optimierer, fehlten, wurde die Erstellung des KNN mit DeepNetts nicht weitergeführt.

Mit Hilfe der genannten Systeme sollte primär eine geeignete Umgebung zum Trainieren und Testen der KNN identifiziert werden. Hierbei sind insbesondere die verwendeten Optimierungsstrategien und die Berechnungsdauer bis zum Unterschreiten einer gegebenen Fehlergrenze von Bedeutung.

Zur Überprüfung der entworfenen KNNs bezüglich ihrer Verlässlichkeit und Aussagekraft, wurden zwei weitere Programme hinzugezogen. Die erste Software war MODDE, ein Tool zur statistischen Auswertung von mehrdimensionalen funktionalen Zusammenhängen. Dabei handelt es sich um Multivariate Datenanalyse, Aufzeigen von Abhängigkeiten, Klassifizierung und Vorhersage von Ergebnissen mit Hilfe von Regressionsansätzen. Die zweite Software war ClearVuAnalytics (CVA) der Firma divis. ClearVuAnalytics ist ein Planungs- und Analyseprogramm für den industriellen Einsatz. Die Modellierung mehrparametrischer Vorgänge erfolgt dabei mit Hilfe unterschiedlicher mathematischer Ansätze, unter anderem auch KNNs.

Der grundsätzliche Aufbau und die Funktionsweise eines KNN ist in Kapitel **Error! Reference source not found.** (Stand der Technik) dargestellt. Um die Menge an Neuronen in den Zwischenschichten und die Anzahl an Zwischenschichten abzuschätzen, wurden Voruntersuchungen durchgeführt. Ein möglicher funktionaler Ansatz kann hierbei mit Hilfe von Gl. (5-1) erfolgen.

$$N = \frac{I + O}{2} + 1 \quad (5-1)$$

Dabei wird die Anzahl der Neuronen  $N$  pro Zwischenschicht bestimmt durch die Summe der Inputs  $I$  und der Outputs  $O$ . Dies stellt jedoch keine allgemein gültige Regel für die Erstellung eines KNN dar.

Je nach Aufgabe oder Fragestellung tendiert die aktuelle Anwendung von KNNs jedoch eher zu breiten statt zu tiefen Netzwerken. Das heißt, wenige Zwischenschichten mit relativ vielen Neuronen, wobei für die meisten Anwendungen selten mehr als eine oder zwei Zwischenschichten erforderlich sind. Im Zuge einer Master-Thesis zu diesem Thema konnte dieser Zusammenhang beispielhaft Datensatz aufgezeigt werden. Dabei zeigte sich, dass die Genauigkeit des Trainings und des nachfolgenden Tests des KNNs bei einer relativ geringen Anzahl von Zwischenschichten bei gleichzeitig hoher Anzahl an Neuronen am höchsten war. Aufbauende auf diesen Erkenntnissen wurden die ersten KNNs mit dem aktuellen Datensatz des Projektes entworfen. Hierbei wurden mehrere KNNs mit unterschiedlichen Strukturen erstellt. So wurde im ersten Schritt die Anzahl der Zwischenschichten bei gleichbleibender Neuronenzahl variiert, um den Effekt von zusätzlichen Schichten auf das Gesamtergebnis, insbesondere den Total Mean Squared Error (TMS), zu ermitteln. Der TMS zeigt hierbei die quadrierte Abweichung der durch das KNN berechneten Ergebnisse von den realen Werten für den gesamten Testlauf auf. Im nächsten Schritt wurde die Anzahl der Neuronen bei gleichbleibender Anzahl der Zwischenschichten variiert. Abschließend wurde eine Kombination aus den beiden ersten Schritten getestet. Das heißt, es wurde die Anzahl der Zwischenschichten mit der höchsten Genauigkeit verwendet und damit noch einmal die Anzahl der Neuronen variiert.

Für die beiden Werkstoffzustände T4 und T6 wurde mit Hilfe des TMS untersucht, ob dieses Merkmal als zusätzlicher Parameter (Input) in ein Gesamt-KNN implementiert werden kann oder für die beiden Zustände jeweils ein separates KNN vorteilhaft ist.

In Abbildung 5-1 ist der erste Vergleich des TMS für den Gesamtdatensatz (für die Zustände T4 + T6) mit den entsprechenden Werte für die Zustände T4 und T6 des Zustandes T4 dargestellt.

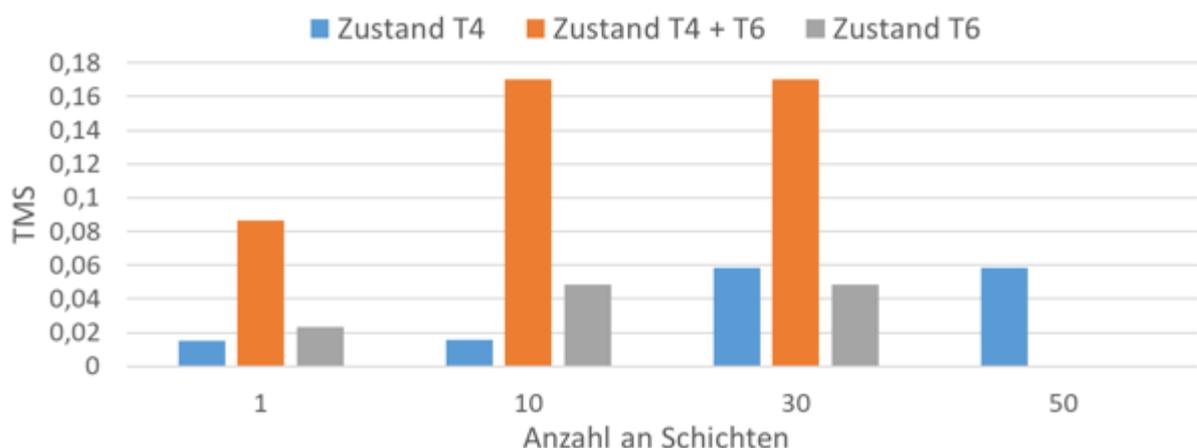


Abbildung 5-29: TMS in Abhängigkeit der Anzahl der Zwischenschichten bei 10 Neuronen pro Schicht

Für den Gesamtdatensatz liegt die Abweichung signifikant höher als bei separater Analyse der Daten für die beiden Werkstoffzustände. Diese steigt mit zunehmender Anzahl von Schichten an. Die dargestellte Tendenz des TMS bestätigt den Ansatz, dass Netze mit geringerer Tiefe für die untersuchte Fragestellung bessere Ergebnisse liefern.

Abbildung 5-2 zeigt die Abhängigkeit des TMS bei einer gleichbleibenden Tiefe des KNN mit 10 Schichten.

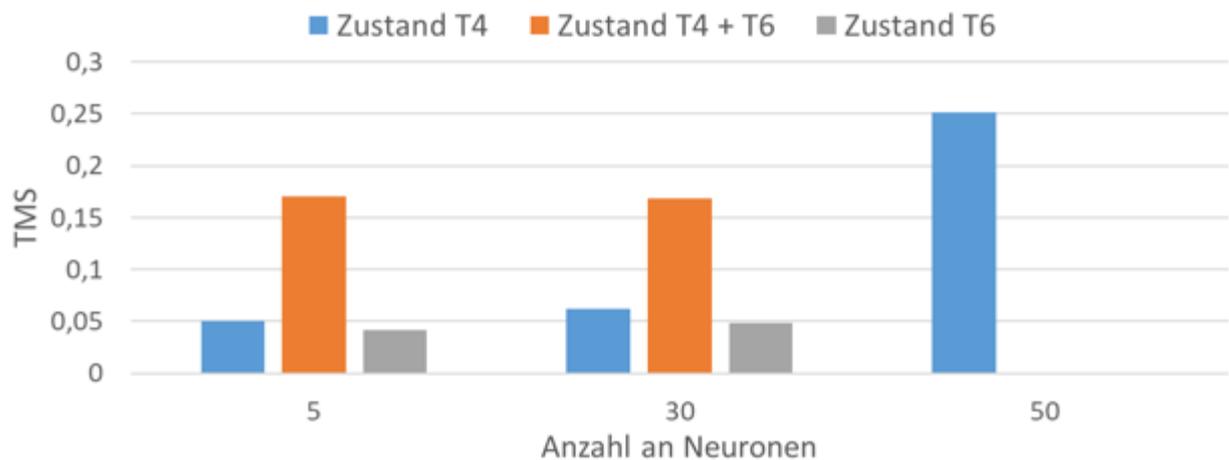


Abbildung 5-30: Abhängigkeit des TMS von der Anzahl an Neuronen bei gleichbleibender Tiefe des Netzes

Die Ergebnisse zeigen, dass die Anzahl der Neuronen bei beiden Datensätzen bis zu einem gewissen „Schwellwert“ kaum eine Rolle spielt für den TMS. Erst bei einer Anzahl von ca. 50 Neuronen ergibt sich ein deutlich erhöhter TMS-Wert.

**Error! Reference source not found.** zeigt, dass das KNN bei allen Datensätzen bei nur einer Zwischenschicht die geringste Abweichung liefert. Um die optimale Anzahl an Neuronen in dieser einen Zwischenschicht zu ermitteln, wurden weitere Testläufe durchgeführt. Abbildung 5-3 zeigt die Ergebnisse dieser Testläufe.

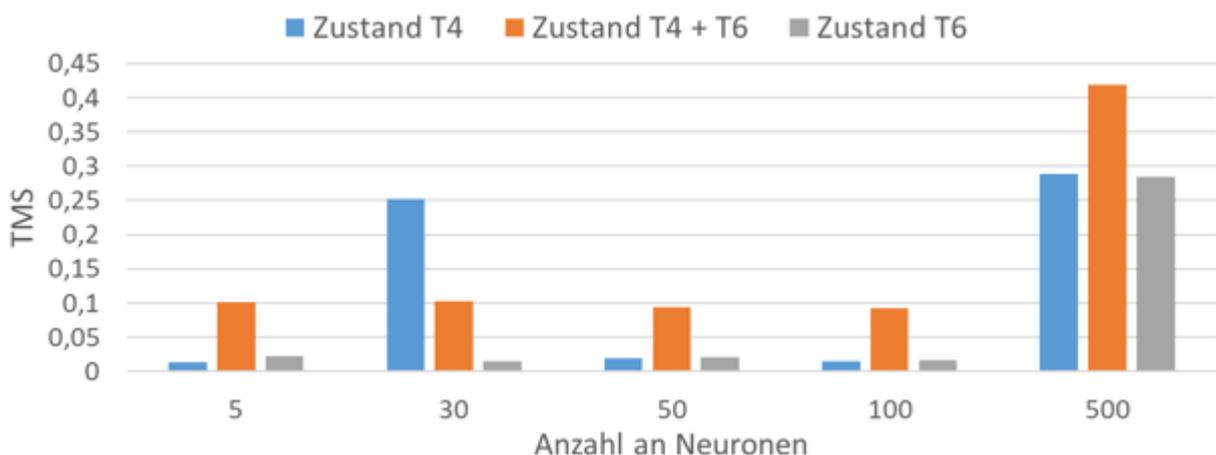


Abbildung 5-31: Abhängigkeit des TMS von der Anzahl der Neuronen bei nur einer Zwischenschicht

Auch wenn der TMS des Datensatzes der Profile im Zustand T4 bei 30 Neuronen einen Ausreißer aufweist, kann jedoch bis zu einer Anzahl von zwischen 100 Neuronen für alle verwendeten Datensätze ein annähernd konstanter TMS

festgestellt werden,. In Hinblick auf den Trainingsaufwand und eine möglichst geringe Komplexität sowie zur Vermeidung des „Overfittings“ wurde daher ein KNN mit einer Zwischenschicht und 10 Neuronen ausgewählt.

Ein weiterer Einflussfaktor ist die Aufteilung des Datensatzes in Trainings- und Testdatensatz. Eine in der Literatur übliche Aufteilung ist 70 / 30, das heißt 70% der Daten werden zum Training des KNN verwendet und 30% der Daten dienen dem Test und der Verifizierung des KNN. Diese Aufteilung wurde für die KNNs übernommen, da eine Veränderung keinen nennenswerten Unterschied erbracht hatte.

Zur Überprüfung der Signifikanz der einzelnen Parameter und deren Abhängigkeit von den Eingangsgrößen wurden diese mit MODDE 13 verglichen. MODDE 13 verwendet zur Vorhersage der Ausgangsgrößen einen Regressionsansatz, dessen Ergebnisse mit denen des KNN verglichen werden können. Dabei wird lediglich eine Eingangsgröße verändert, während die restlichen Größen gleich bleiben, um so den Einfluss der einen Eingangsgröße auf die Ausgangsgröße zu bestimmen. Derselbe Ansatz wurde für das KNN verwendet.

Sowohl bei den von MODDE 13, als auch durch NeurophStudio berechneten Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  lässt sich eine näherungsweise linear zunehmende Tendenz hinzu größeren Pressverhältnissen feststellen, vgl. Abbildung 5-4

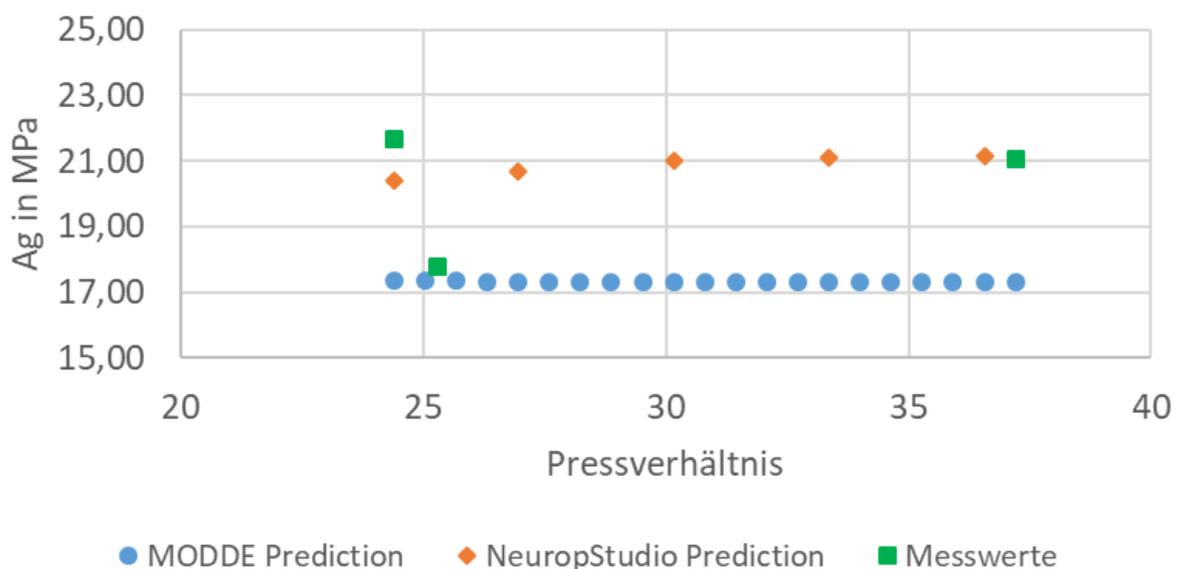


Abbildung 5-32: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Gleichmaßdehnung  $A_g$  in Abhängigkeit des Pressverhältnisses der Profile im Zustand T4

Das Vorhersagemodell des KNN mit NeurophStudio gibt in diesem Fall teils um 20% höhere Werte aus als MODDE 13. Diese decken sich zum Teil mit den tatsächlichen Messwerten.

Der vorgestellte Vergleich wurde für jede untersuchte Parameterkombination durchgeführt. Generell lässt sich bei beinahe allen Kombinationen dieselbe leicht lineare Abhängigkeit, sowohl beim Regressionsansatz durch MODDE, als auch beim KNN feststellen. Eine Ausnahme bildet hierbei die Bruch einschnürung  $Z$ . Abbildung 5-5 zeigt den Zusammenhang zwischen Bruch einschnürung  $Z$  und Energieeintrag während des Pressvorgangs sowie die mit MODDE und dem KNN berechneten Vorhersagewerte.

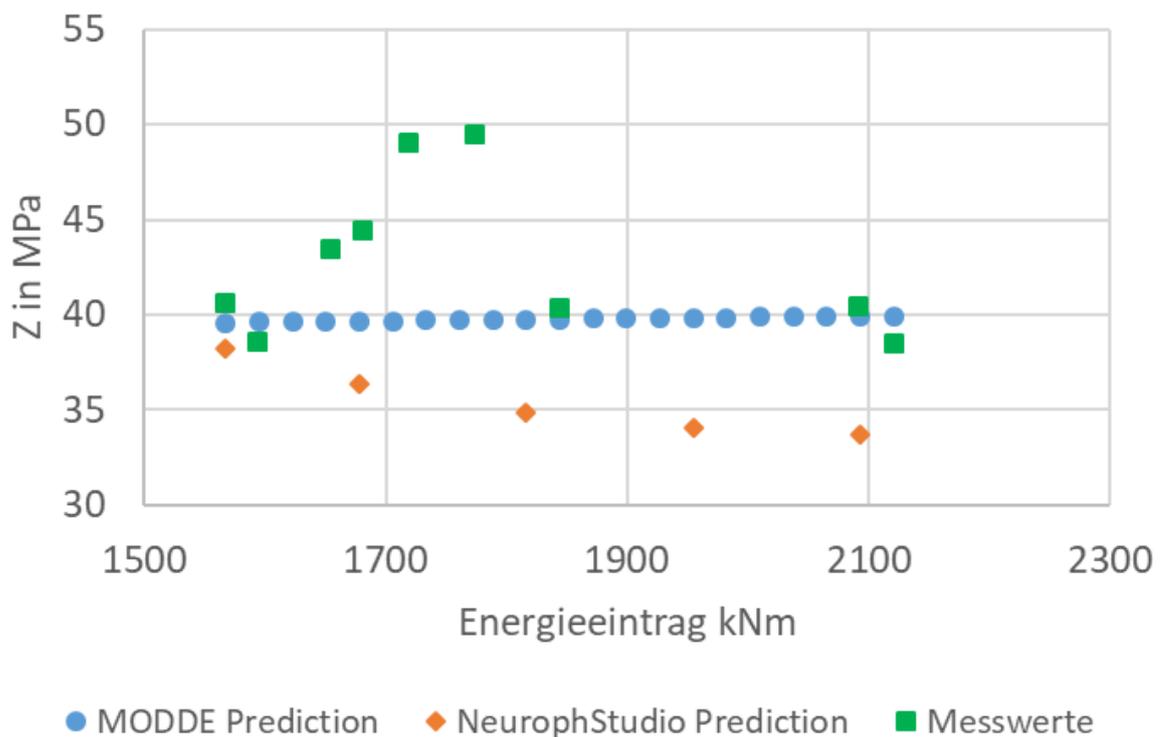


Abbildung 5-33: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit des Pressverhältnisses der Profile im Zustand T4

Während mit MODDE ein leicht linearer Anstieg der Brucheinschnürung bei höherem Energieeintrag berechnet wird, berechnet das KNN eine abfallende Brucheinschnürung. Die tatsächlichen Messwerte zeigen in diesem Fall keine eindeutige Tendenz, da sie in einem recht großen Bereich streuen.

Da die meisten Parameterkombinationen einen linearen Zusammenhang aufweisen, wurden Vergleichsberechnungen mit der Software ClearVuAnalytics (CVA) von Fa. divis durchgeführt. In dieser kommerziellen Software können zeitgleich unterschiedliche Modelle erstellt werden, die im Anschluss automatisch miteinander verglichen werden. Das jeweils zu jedem Parameter beste Modell wird als Empfehlung ausgegeben.

In diesem Fall wurden folgende Modelle gegenübergestellt:

- Support vector machine
- Random forest II
- Multilayer perceptron
- Linear model
- Kernel quantile regression
- Gaussian processes II
- Gaussian processes I
- Fuzzy model
- Forward neural net
- Decision tree II
- Decision tree I

Mit Hilfe der Indikatoren Mean Absolute Error (MAE), Mean Squared Error (MSE), Root Mean Squared Error (RMSE), sowie deren relativen Werte wird die Güte des jeweiligen Modells bestimmt. Dabei wird nicht nur der jeweilige Wert für das Training bestimmt, sondern auch bei der Validierung berücksichtigt. Das Modell, das dabei die „beste Kombination“ der genannten Indikatoren aufweist, wird als empfohlenes Modell vorgeschlagen. Für die untersuchten Datensätze lieferte das Modell „Gaussian Processes II“ die besten Ergebnisse.

Für sämtliche Ausgangsgrößen, bis auf  $R_{p0,2}$ , wurde hierbei ein lineares Modell als bestes Vorhersagemodell durch CVA identifiziert. Dies bestätigt den bereits durch MODDE 13 und NeurophStudio gezeigten linearen Verlauf der Vorhersagewerte in Abhängigkeit von den Eingangsparametern. Ob in diesem Fall ein neuronales Netz besser geeignet ist um die Werte vorherzusagen, müsste durch weitere umfassendere Untersuchungen mit einem größeren Datensatz überprüft werden.

Die Signifikanz der untersuchten Prozessparameter auf die Ausgangsgrößen variiert deutlich. In Abbildung 5-6 und Abbildung 5-7 sind Verläufe mit relativ hohen Signifikanzen abgebildet.

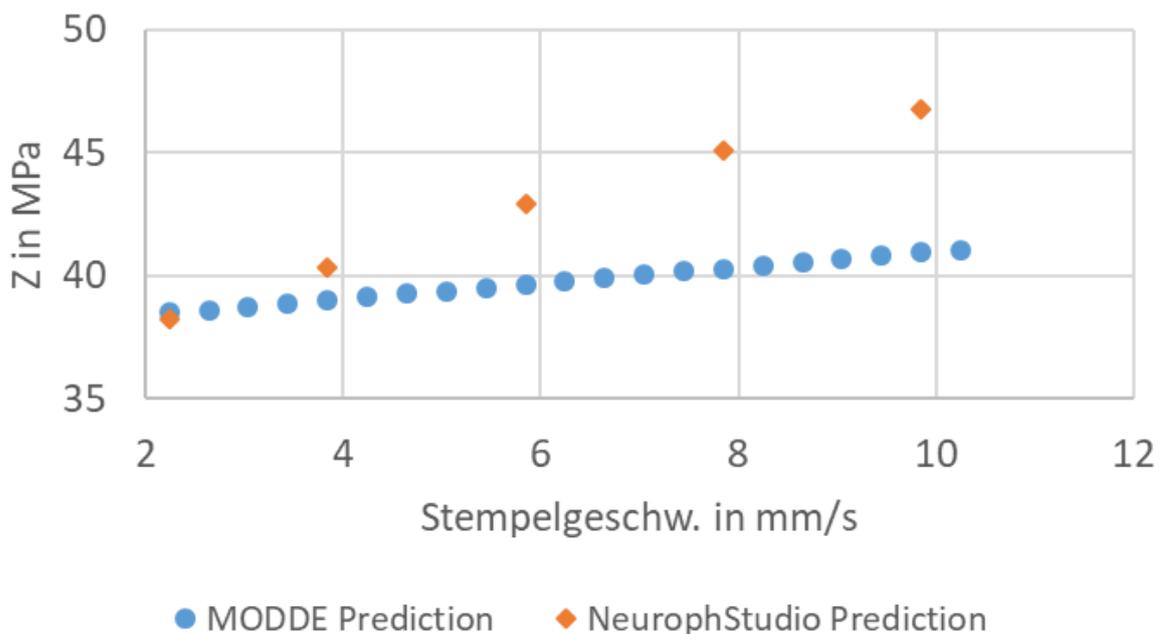


Abbildung 5-34: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit Stempelgeschw. der Profile im Zustand T4

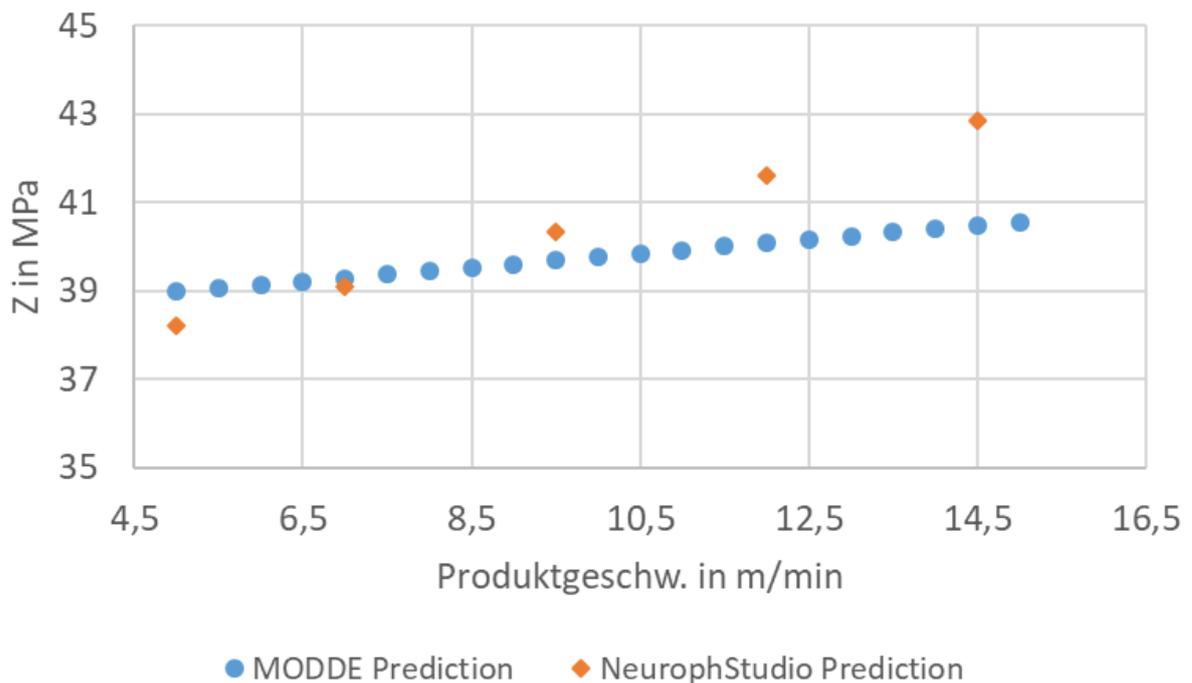


Abbildung 5-35: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit der Produktgeschw. der Profile im Zustand T4

Die dargestellten Kurven zeigen, dass in beiden Fällen eine nahezu lineare Abhängigkeit zwischen den Prozessparametern Stempelgeschwindigkeit und Produktgeschwindigkeit mit der Brucheinschnürung Z, sowohl bei MODDE, als auch bei dem KNN, auftritt. Im Unterschied hierzu weisen die Verläufe in **Error! Reference source not found.** bis **Error! Reference source not found.** eine deutlich reduzierten Signifikanz auf.

### 5.3 Anpassung des Prozess-KNN für die Abbildung unterschiedlicher Profilgeometrien.

Die Eingabeschicht des KNN wurde für die Abbildung veränderlicher Geometrien angepasst. Hierzu wurden geeignete Merkmale ausgewählt und mit Werten beschrieben.

In Zusammenarbeit mit den Projektpartnern wurden in einer PbA-Sitzung wichtige Geometrieparameter identifiziert, die für den Strangpressprozess von Bedeutung sind. Diese wurden in den Datensatz aufgenommen, um das KNN für die Abbildung unterschiedlicher Geometrien zu trainieren (vgl. Kapitel **Error! Reference source not found.**).

## 6 Probenversuche und Modellierung zum Einfluss des Spannungszustands auf das Versagensverhalten

### 6.1 Statische Scherzug-, Kerbzug- und Durchstoßversuche

Zur Untersuchung des Einflusses des Spannungszustands auf das Versagensverhalten wurden neben den glatten Zugproben und Biegewinkelproben

Scherzug-, Kerbzug- und Durchstoßproben unter statischer Belastung geprüft. Optische Messungen von lokalen Dehnungsfeldern wurden mit ARAMIS realisiert. Die experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungskurven und lokalen Bruchdehnungen dienen zur Erweiterung von Profilmmerkmalen und zur Kalibrierung von numerischen Modellen.

Die verwendeten Probengeometrien für unterschiedliche Proben werden in Abbildung 6-1 bis Abbildung 6-3 dargestellt. Die Probendicke entspricht der Wanddicke der Probenentnahmestelle im Profil. In Abbildung 6-4 wird der Versuchsaufbau für Kerbzug- und Scherzugproben dargestellt.

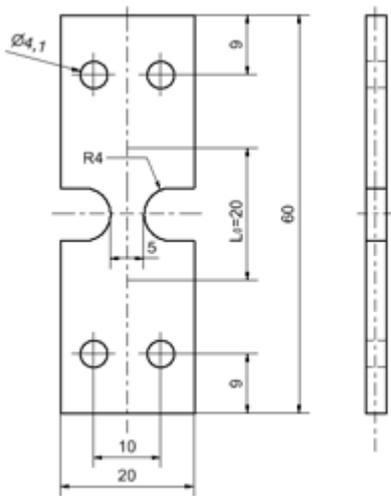


Abbildung 6-1: Geometrie der gekerbten Zugproben mit einem Kerbradius von 4mm

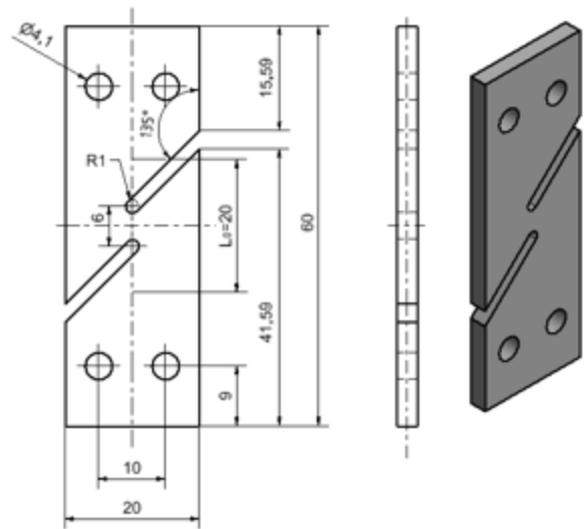


Abbildung 6-2: Geometrie der Scherzugproben

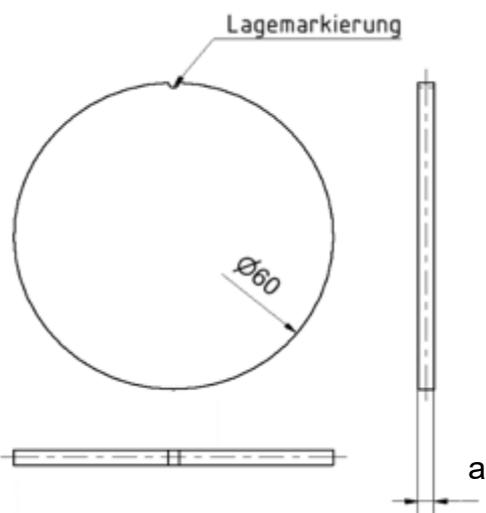


Abbildung 6-3: Geometrie der Durchstoßproben

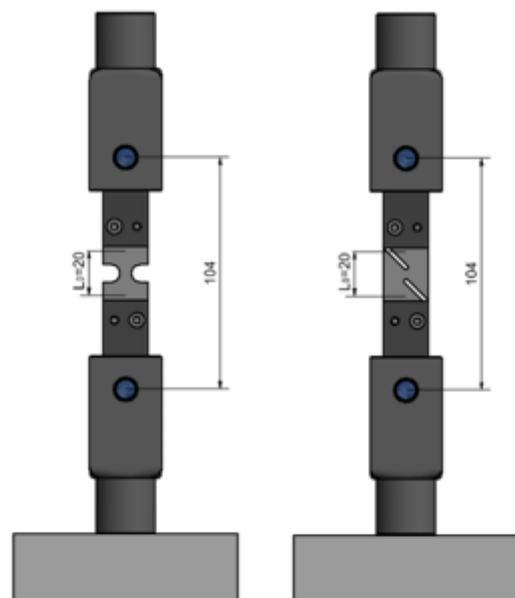


Abbildung 6-4: Versuchsaufbau für Kerbzug- und Scherzugproben

Zur Realisierung eines biaxialen Spannungszustands wurden statische Durchstoßversuche nach Erichsen (DIN EN ISO 20482) mit einer Stempelgeschwindigkeit von 0,05 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 6-5 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.

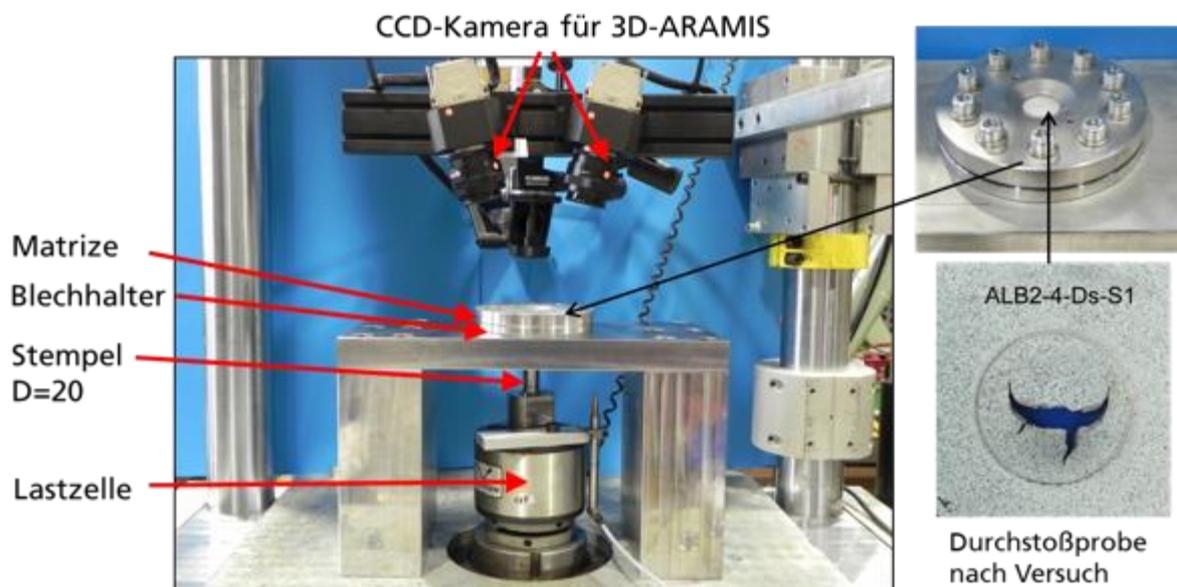


Abbildung 6-5: Versuchsaufbau für einen Durchstoßversuch mit 3D-ARAMIS-Messungen

Abbildung 6-6 zeigt die normierten Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min im Vergleich mit den Ergebnissen aus Wasserbadkühlung bei Produktgeschwindigkeiten 15 m/min. Unter Sprühnebelkühlung ist der Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Festigkeit ähnlich wie bei den glatten Zugversuchen. Die Produktgeschwindigkeit 5m/min führt zu den höchsten Kräften und 15m/min zu den niedrigsten Kräften. Durch die Wasserbadkühlung kommen die normierten Kräfte von 15m/min auf dem Niveau der Werte der Kerbzugproben aus der Sprühnebelkühlung von 10m/min.

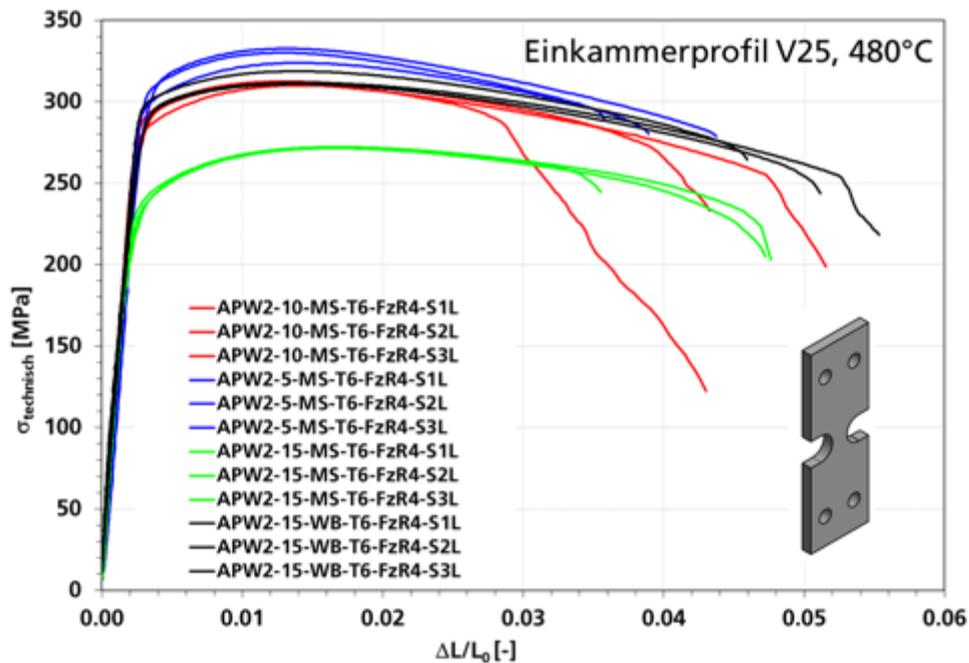


Abbildung 6-6: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min und mit Wasserbadkühlung bei Produktgeschwindigkeiten 15 m/min

Abbildung 6-7 zeigt den Einfluss der Probenorientierung auf die normierten Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min. Die Kerbzugproben aus der Querrichtung liefern die höchsten normierten Kräfte und die niedrigsten Bruchverschiebungen. Die Ergebnisse für die Diagonalrichtung liegen zwischen den Daten der Quer- und Längsrichtung. In Abbildung 6-8 werden die Verteilungen der lokalen Vergleichsdehnung kurz vorm Bruch und die Entwicklung der lokalen wahren Vergleichsdehnung als Funktion der technischen Dehnung in drei Kerbzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min dargestellt. Entsprechend der Streuung der normierten Kraft-Verschiebungskurven ergibt sich eine große Streuung der lokalen Bruchdehnung zwischen den drei Kerbzugproben.

Abbildung 6-9 und Abbildung 6-10 zeigen für die Einkammerprofil V37 und Zweikammerprofil V25 die Einflüsse der Probenorientierung auf die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Kerbzugproben mit Sprühnebelkühlung und Produktgeschwindigkeit 10m/min. Die Ergebnisse sind tendenziell ähnlich wie bei Einkammerprofil V25.

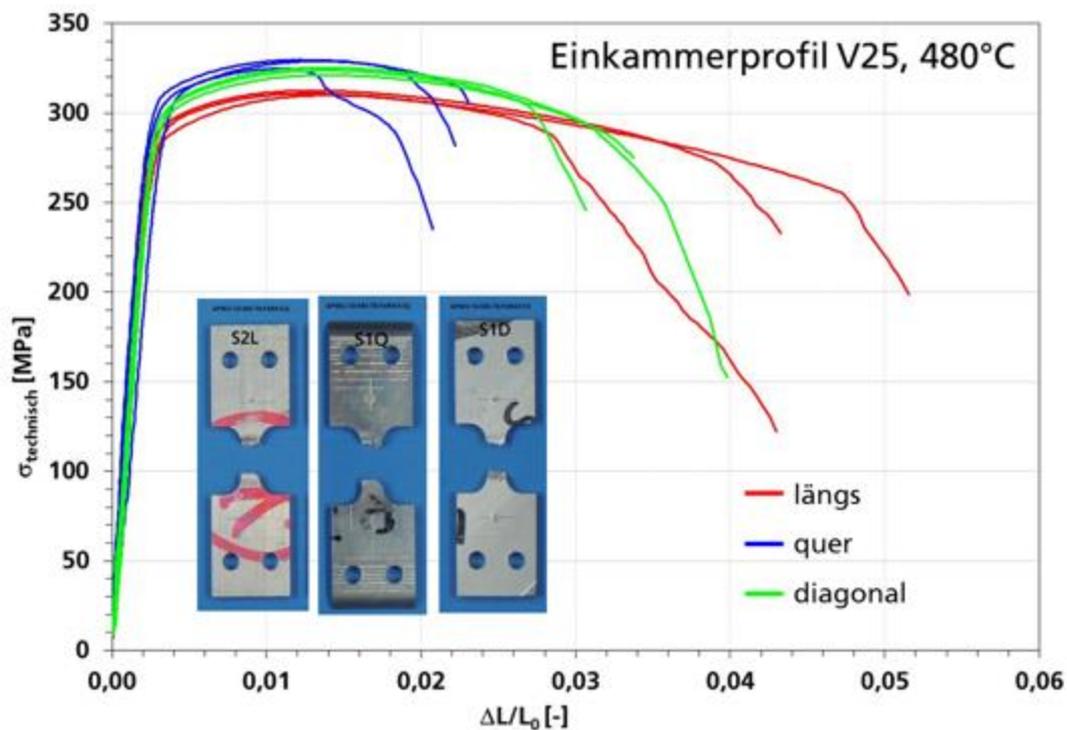


Abbildung 6-7: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben in drei Orientierungen aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

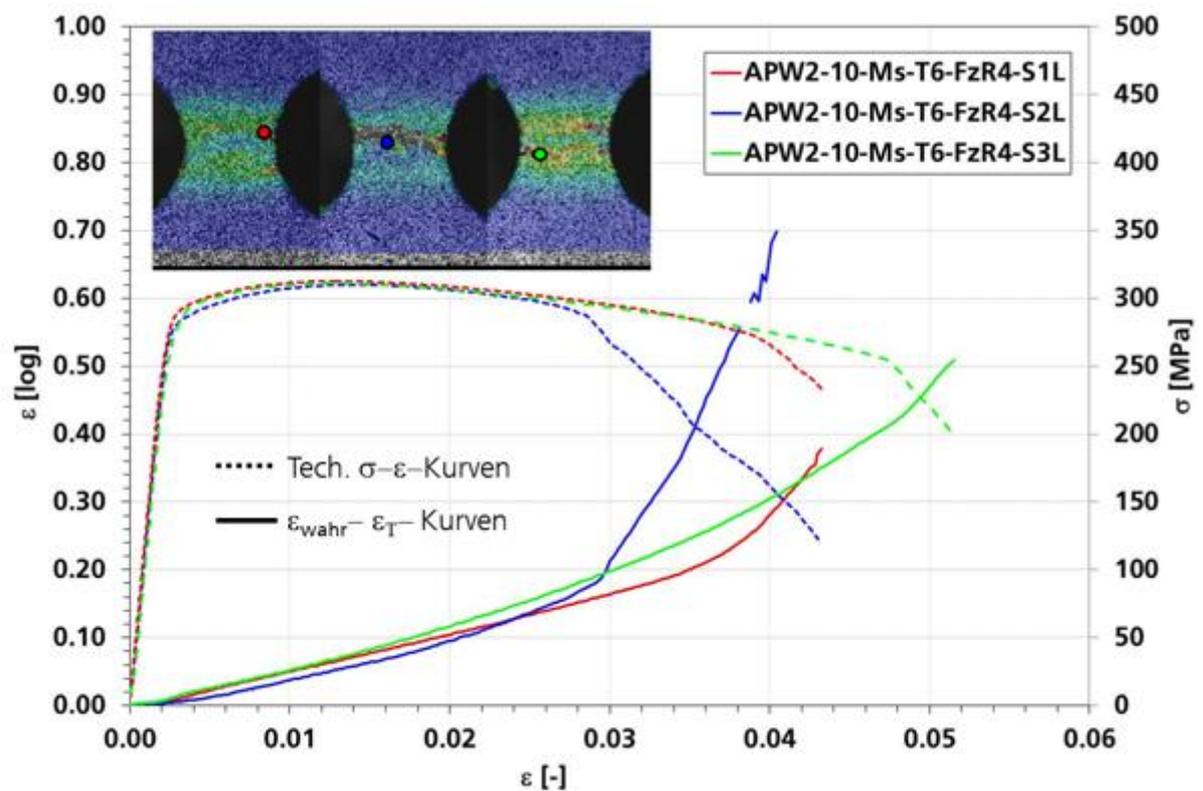


Abbildung 6-8: Entwicklung der lokalen wahren Dehnungen als Funktion der technischen Dehnung in drei Kerbzugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

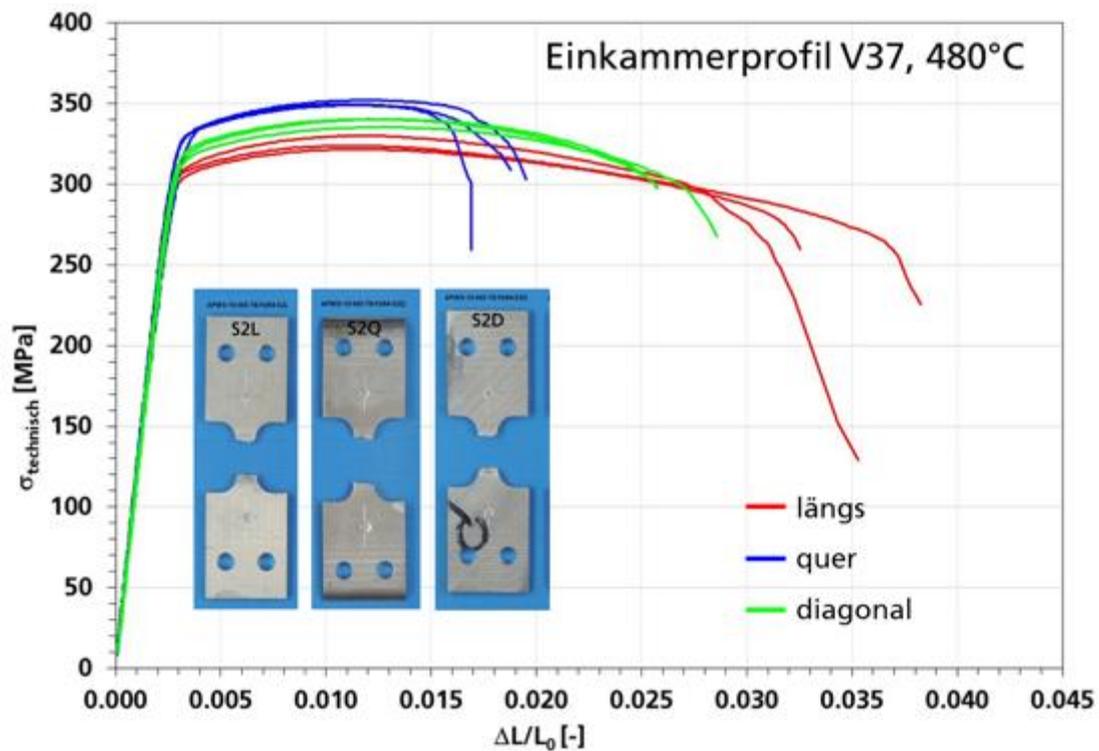


Abbildung 6-9: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben in drei Orientierungen aus Einkammerprofil, V37, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

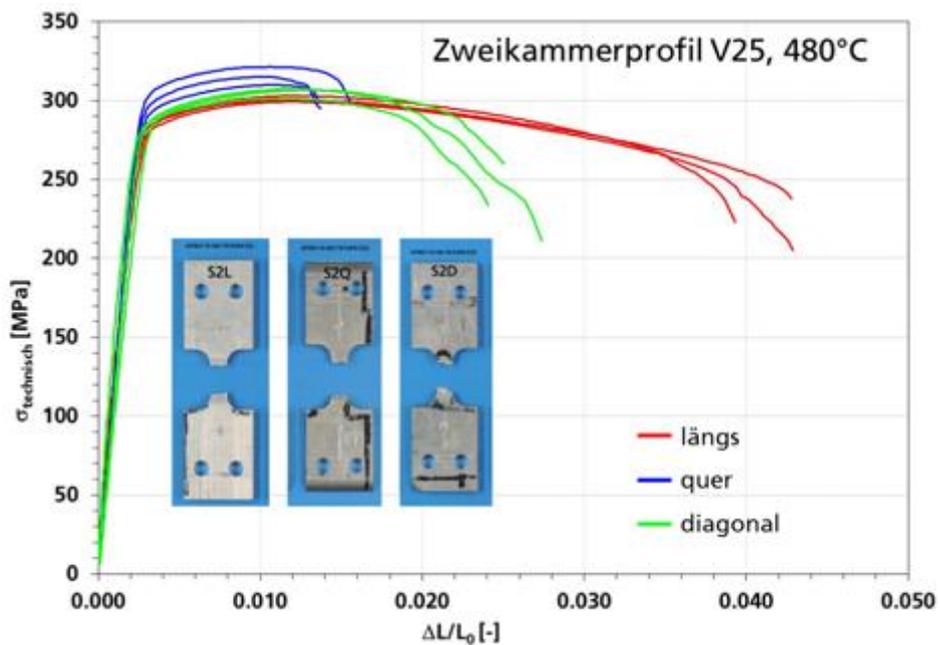


Abbildung 6-10: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Kerbzugproben in drei Orientierungen aus Zweikammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

Abbildung 6-11 vergleicht die normierten Kraft-Verschiebungskurven von

Scherzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min im Vergleich mit den Ergebnissen aus Wasserbadkühlung bei Produktgeschwindigkeiten 15m/min. Bei der gleichen Produktgeschwindigkeit von 15m/min führt die Wasserbadkühlung im Vergleich mit Sprühnebelkühlung zu deutlich höheren normierten Kräften und größeren Bruchverschiebungen. Unter den Scherzugproben mit Sprühnebelkühlung ist es zu erkennen, dass die Bruchverschiebung mit zunehmender Produktgeschwindigkeit deutlich abnimmt.

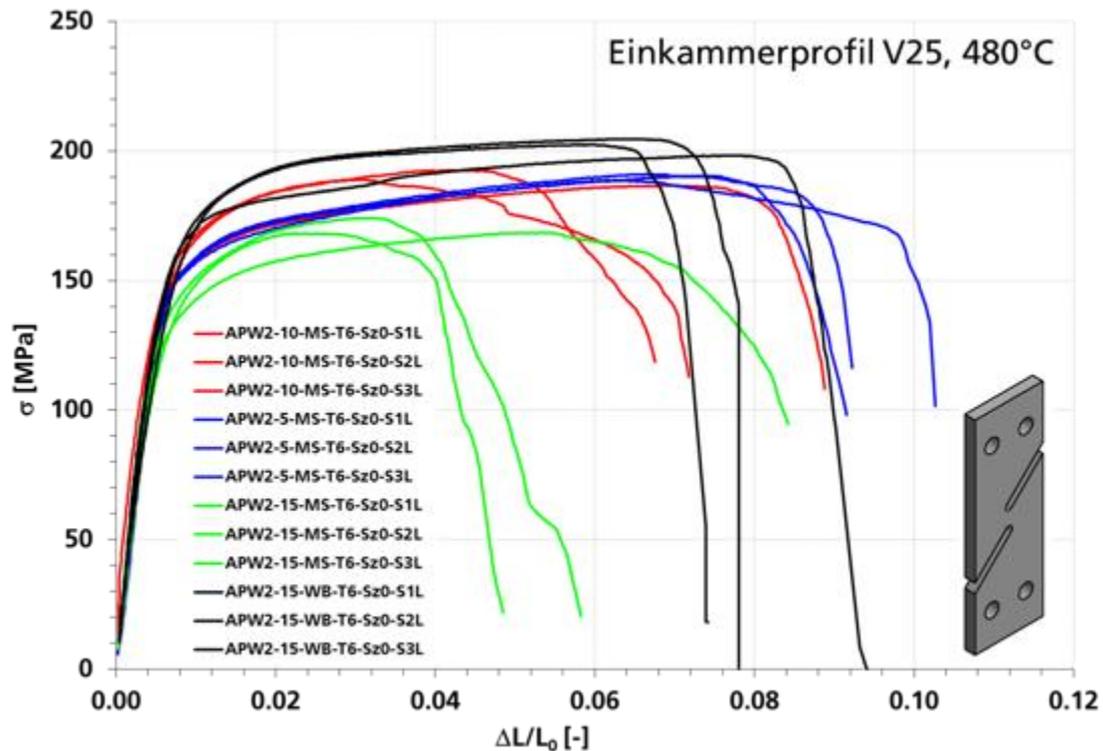


Abbildung 6-11: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Scherzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15 m/min und mit Wasserbadkühlung bei Produktgeschwindigkeiten 15 m/min

Abbildung 6-12 zeigt die Verteilungen der lokalen Vergleichsdehnung kurz vorm Bruch und die Entwicklung der lokalen wahren Vergleichsdehnung als Funktion der normierten Verschiebung in drei Scherzugproben in Längsorientierung aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min. In den drei Proben ist jeweils eine schmale Scherband mit Dehnungslokalisation zu erkennen. Die lokalen Bruchdehnungen in den Scherzugproben sind größer als die in den Kerbzugproben (Abbildung 6-8).

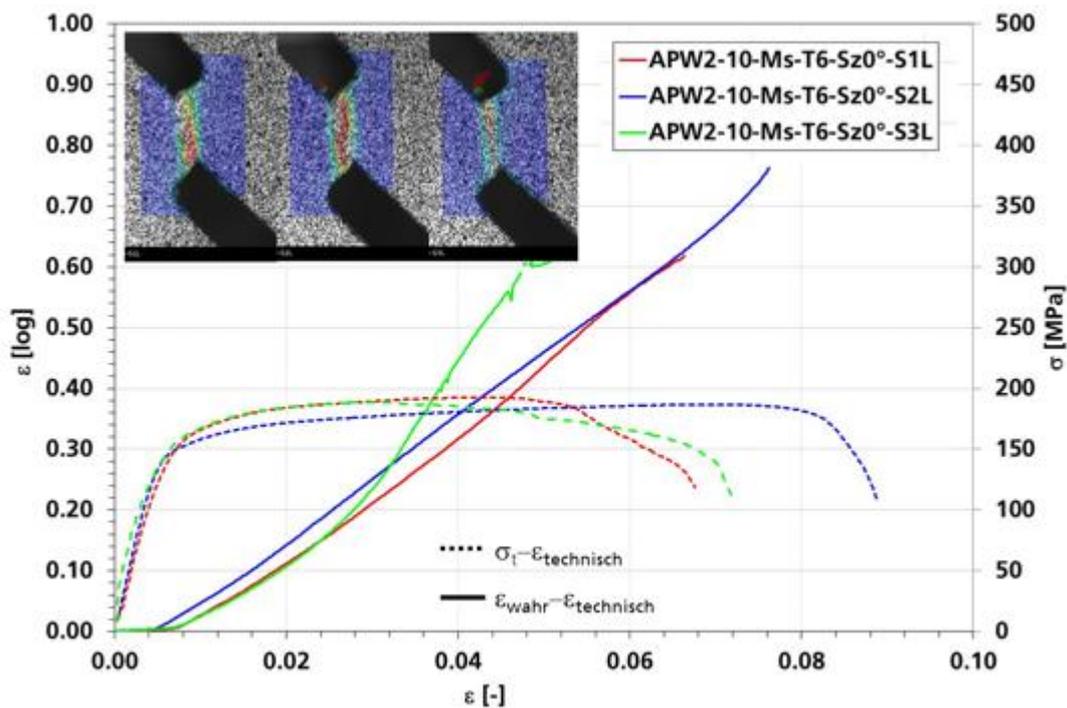


Abbildung 6-12: Entwicklung der lokalen wahren Dehnungen als Funktion der technischen Dehnung in drei Scherzugproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

Abbildung 6-13 und Abbildung 6-14 zeigen für die Einkammerprofil V25 und V37 die Einflüsse der Probenorientierung auf die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Scherzugproben mit Sprühnebelkühlung und Produktgeschwindigkeit 10m/min. Die Scherzugproben in Diagonalrichtung liefern die höchsten normierten Kräfte und die kleinsten Bruchverschiebungen. Die Scherzugproben in Längs- und Querrichtung zeigen einen ähnlichen Verlauf der normierten Kraft-Verschiebungskurven. Die Bruchverschiebungen der Scherzugproben in Längsrichtung sind kleiner als die für Querrichtung. Die Ergebnisse der Scherzugproben aus Zweikammerprofil V25 mit Sprühnebelkühlung und Produktgeschwindigkeit 10m/min unterscheiden sich mit den Ergebnissen der Einkammerprofile V25 und V37 (Abbildung 6-15). Die Scherzugproben in drei unterschiedlichen Orientierungen aus Zweikammerprofil zeigen fast keinen Unterschied in Fließspannung. Allerdings sind die Bruchverschiebungen stark von der Probenorientierung abhängig. Die größten Bruchdehnungen werden bei den Scherzugproben in Querrichtung und die kleinsten in Längsrichtung festgestellt.

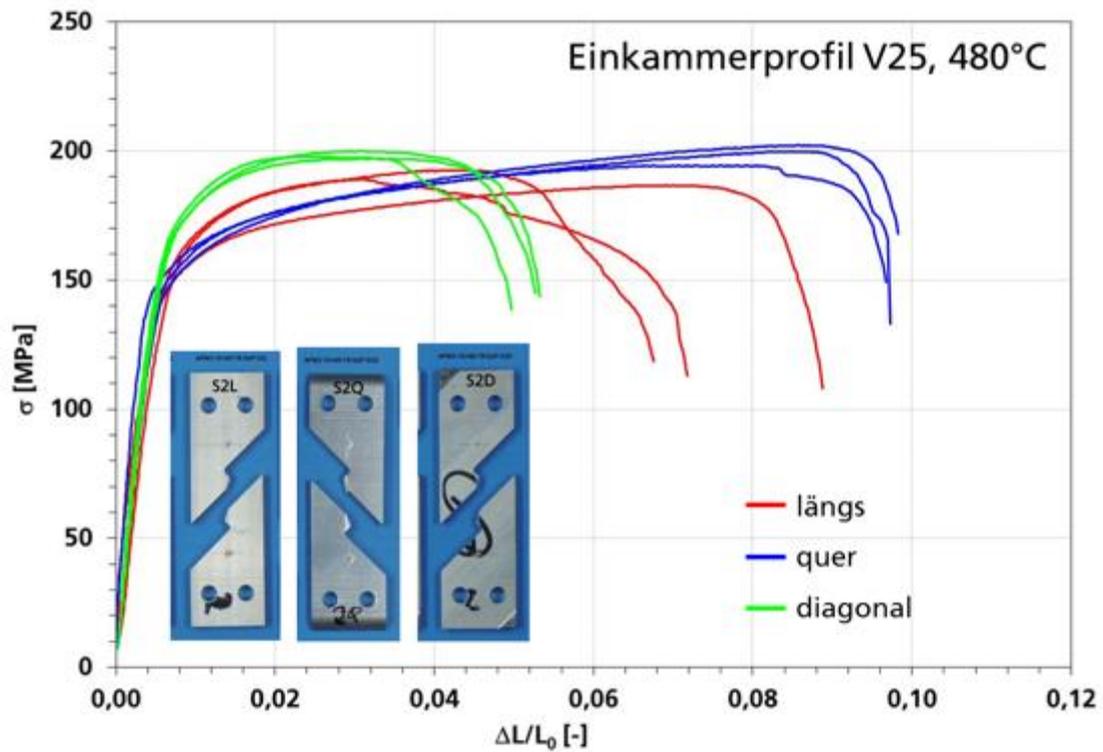


Abbildung 6-13: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Scherzugproben in drei Orientierungen aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

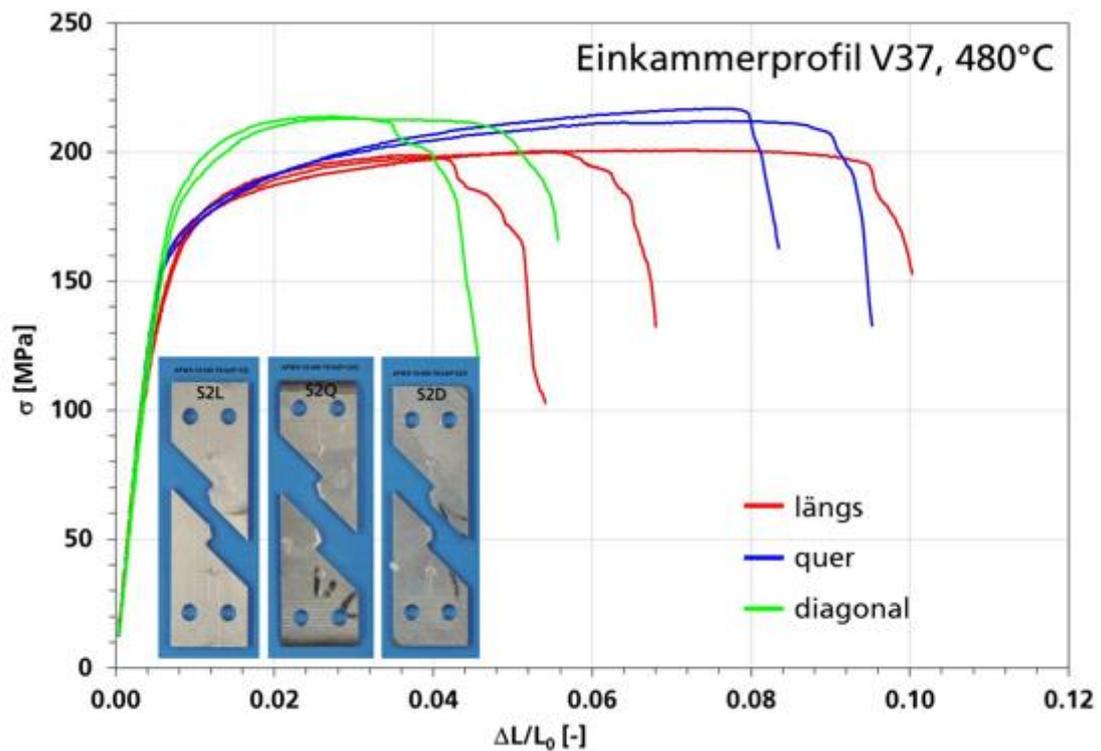


Abbildung 6-14: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Scherzugproben in drei Orientierungen aus Einkammerprofil, V37, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

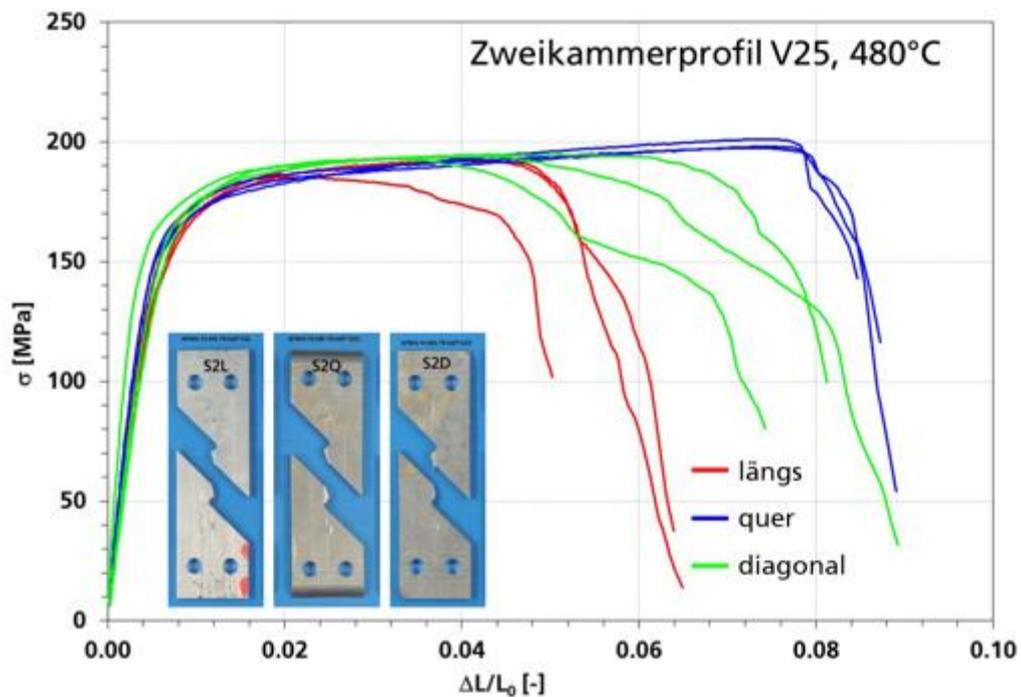


Abbildung 6-15: Gemessene normierte Kraft-Verschiebungskurven von Scherzugproben in drei Orientierungen aus Zweikammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min

Eine experimentelle Kraft-Verschiebungskurve einer Durchstoßprobe aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung und Produktgeschwindigkeit 10m/min wird in Abbildung 6-16 zusammen mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen dargestellt. Die Rissinitiierung findet bei Stempelweg von 2mm statt. Nach der Rissinitiierung steigt die Kraft weiter an, bis ein Stempelweg von ca. 5,5 mm erreicht wird und danach nimmt die Kraft mit zunehmender Rissgröße deutlich ab.

In Abbildung 6-17 werden die gemessene Kraft-Verschiebungskurven von Durchstoßproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15m/min zusammengestellt. Der Pfeil im Bild gibt die Richtung des Strangpressens an. Die maximalen Kräfte der Durchstoßversuche nehmen mit zunehmender Produktgeschwindigkeit ab, während die Verschiebungen bei der maximalen Kraft kaum von der Produktgeschwindigkeit beeinflusst werden. Wie bereits aus Abbildung 4 zu entnehmen ist, konnte die Sprühnebelkühlung bei den höheren Produktgeschwindigkeiten (10 m/min und 15m/min) keine vollständige Wirkung einer Abschreckung erreichen. Deswegen zeigen die Ergebnisse in Abbildung 6-17 in Wirklichkeit eher den Einfluss der Kühlgeschwindigkeit als den der Produktgeschwindigkeit.

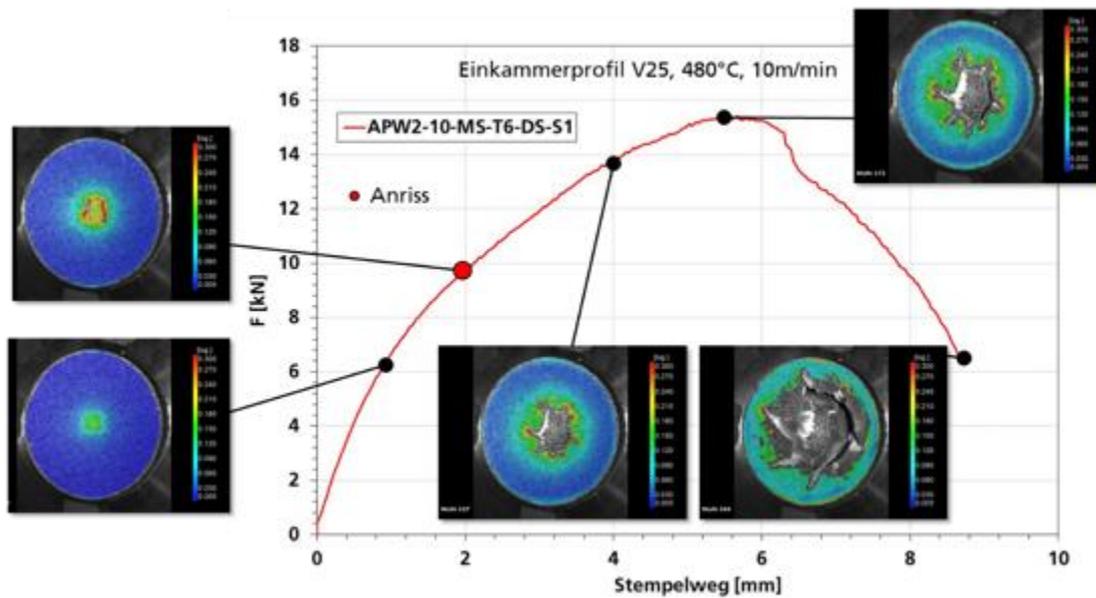


Abbildung 6-16: Gemessene Kraft-Verschiebungskurve einer Durchstoßprobe aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen

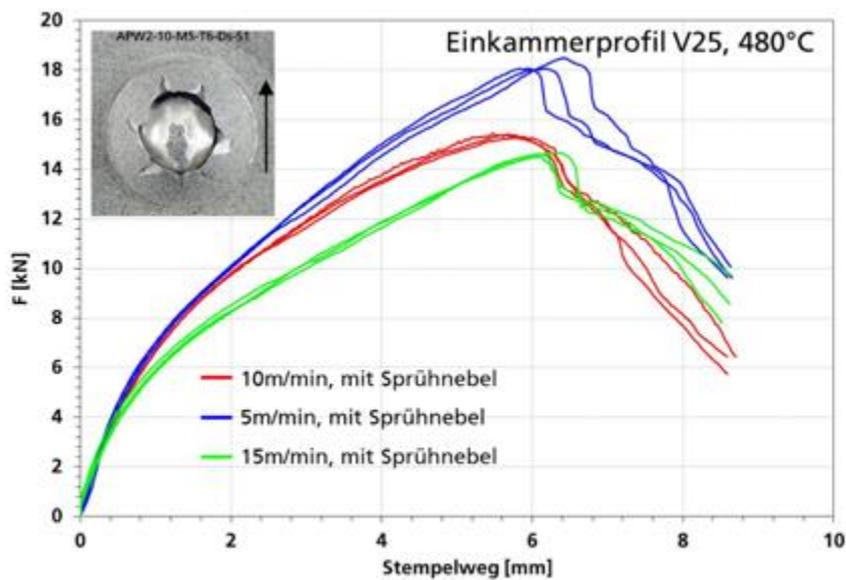


Abbildung 6-17: Gemessene Kraft-Verschiebungskurven von Durchstoßproben aus Einkammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15m/min

Die Ergebnisse der Durchstoßproben aus Einkammerprofil V37 und Zweikammerprofil V25 werden in Abbildung 6-18 bis Abbildung 6-21 dargestellt. Da die Wanddicken (1,95 mm und 2,5 mm) der beiden Profile deutlich kleiner als die des Einkammerprofils V25 (2,95 mm) sind, sind unterschiedliche Risspositionen in den Durchstoßproben von den drei Profilen zu erkennen. Bei den dickeren Proben aus Einkammerprofil V25 liegen die Risse am Rand des Kugelstempels, während die Risse in den dünneren Proben aus den anderen beiden Profilen in der Mitte des

Kugelstempels. Die Normale der Risse in den geprüften Durchstoßproben stehen senkrecht zur Strangpressrichtung. Das ist zu erwarten, weil die Bruchdehnungen in Querrichtung am niedrigsten sind. In Abbildung 6-19 ist es klar zu erkennen, dass die maximalen Kräfte für die Produktgeschwindigkeit von 5 m/min viel größer als die für 10 m/min und 15 m/min sind. Die hier beobachteten großen Unterschiede zwischen den unterschiedlichen Produktgeschwindigkeiten entsprechen nicht der Erwartung aus den Erkenntnissen aus den Zugversuchen. Weitere Untersuchungen zur Ursache sind notwendig.

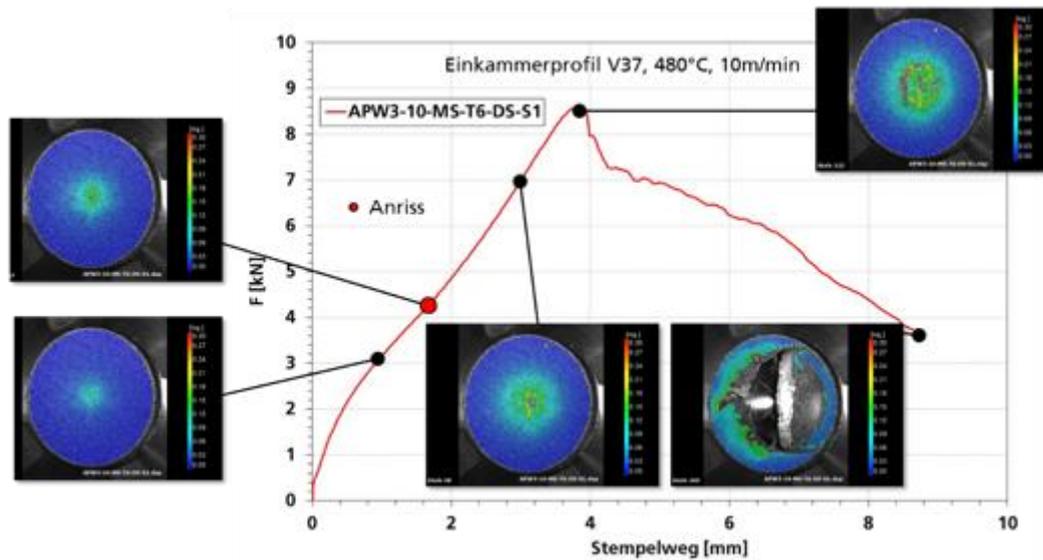


Abbildung 6-18: Gemessene Kraft-Verschiebungskurve einer Durchstoßprobe aus Einkammerprofil, V37, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen

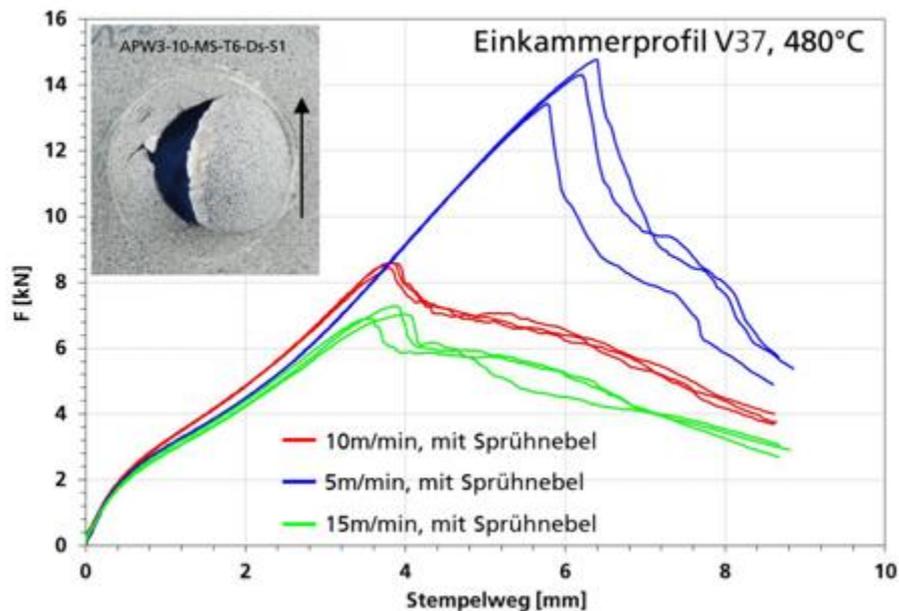


Abbildung 6-19: Gemessene Kraft-Verschiebungskurven von Durchstoßproben aus Einkammerprofil, V37, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15m/min mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen

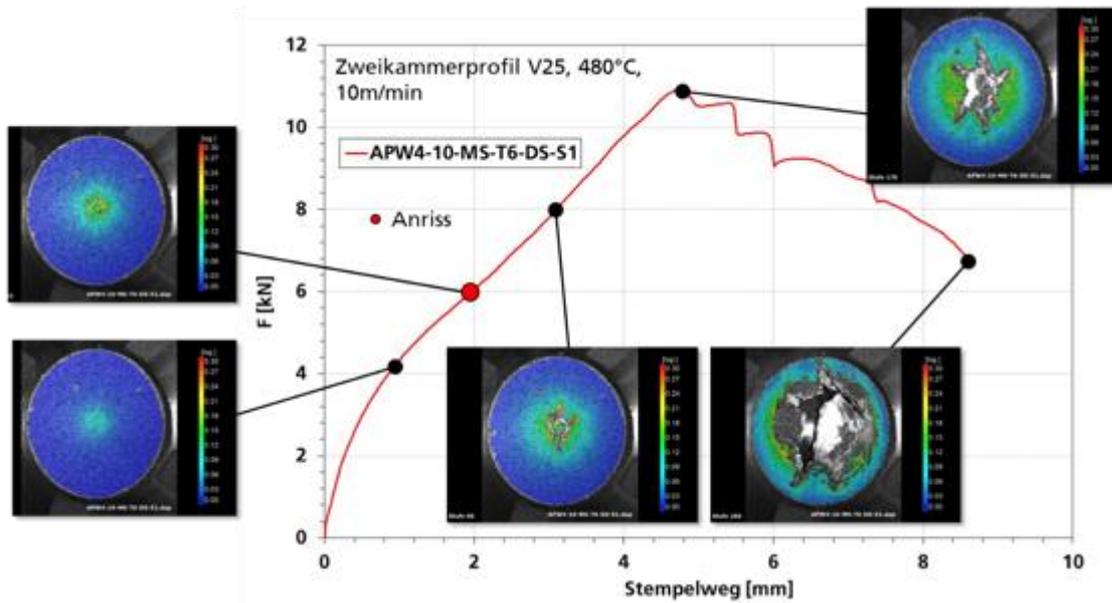


Abbildung 6-20: Gemessene Kraft-Verschiebungskurve einer Durchstoßprobe aus Zweikammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die Produktgeschwindigkeit 10m/min mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen

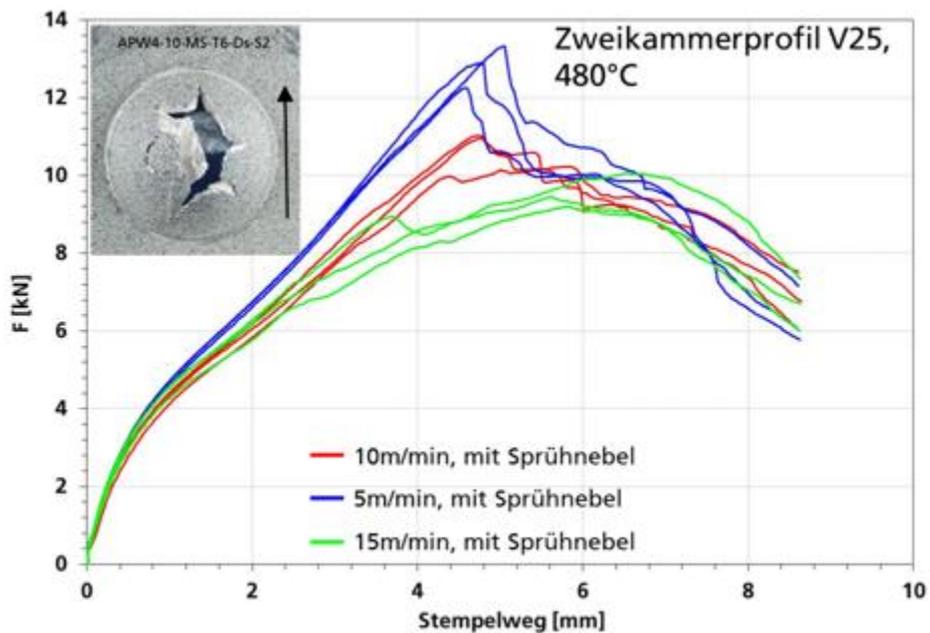


Abbildung 6-21: Gemessene Kraft-Verschiebungskurven von Durchstoßproben aus Zweikammerprofil, V25, 480°C mit Sprühnebelkühlung für die drei Produktgeschwindigkeiten 5m/min, 10m/min und 15m/min mit ARAMIS-Bildern aus verschiedenen Stempelwegen

---

## 6.2 Zug- und Stauchversuche an Kleinproben zur Charakterisierung der Eigenschaften der Pressnaht

Aus den Profilabschnitten wurden Zug- und Druckproben entnommen, um die mechanischen Eigenschaften der Pressnaht im Vergleich zum Grundmaterial zu charakterisieren. Insbesondere werden die Bruchdehnungen von Grundmaterial und Pressnaht verglichen. Für die numerische Analyse des Crashverhaltens ist hierbei insbesondere die Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze von Interesse.

Um lokale Unterschiede der plastomechanischen Eigenschaften der stranggepressten Profile zu identifizieren, wurden Stauchversuche an Kleinproben durchgeführt. Die Richtungsunabhängigkeit der Fließkurven wurde durch den Vergleich von Stauch- und Zugversuchen überprüft. Hierbei wurde die in der nachfolgenden Abbildung dargestellte Nomenklatur verwendet.

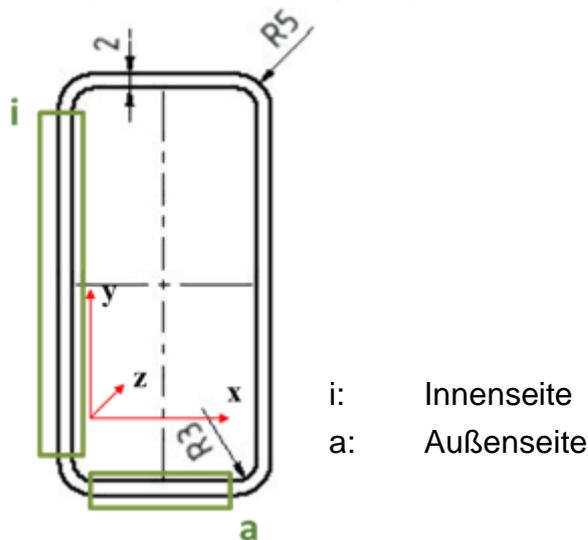


Abbildung 6-22: Entnahmeposition für Zug- und Stauchproben aus den untersuchten Profilen

Der Zugversuch wurde zunächst mit Flachproben, die eine Geometrie in Anlehnung an DIN 50125 aufweisen, durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 6-23 dargestellt.

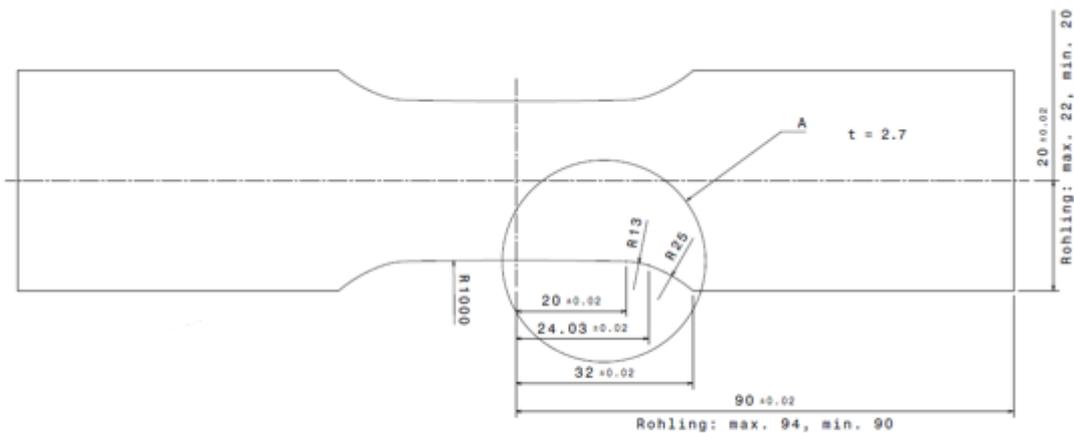


Abbildung 6-23: Verwendete Probengeometrie für Zugversuchen, ermittelt im Rahmen von Vorprojekten

Sämtliche Stauchversuche wurden mit einem Höhen / Durchmesser-Verhältnis der Proben von 1,5 und einem Durchmesser der Proben von 1,6mm durchgeführt, damit gewährleistet werden konnte, dass die Proben an sämtlichen Positionen entnommen werden konnten.

Die für die beiden Profile ermittelten Fließkurvenscharen liegen in einem gemeinsamen Streuband und unterscheiden sich nur unwesentlich. Ein möglicher Einfluss der Pressnaht auf die Fließkurven konnte nicht gefunden werden. Sowohl bei den einzelnen Stauchversuchen der Profile untereinander, als auch übergreifend über alle Profile lässt sich zwar eine gewisse Schwankung der Kurven erkennen, jedoch zeigen dabei weder die Entnahmeposition noch die Entnahmerichtung der Proben einen signifikanten Einfluss der Pressnaht.

Abbildung 6-24 zeigt die gemittelten Fließkurven für Zug- und Druckbelastung. Beide Kurven sind nahezu deckungsgleich, was darauf hinweist, dass die plastischen Eigenschaften von der Belastungsrichtung weitgehend unabhängig sind.

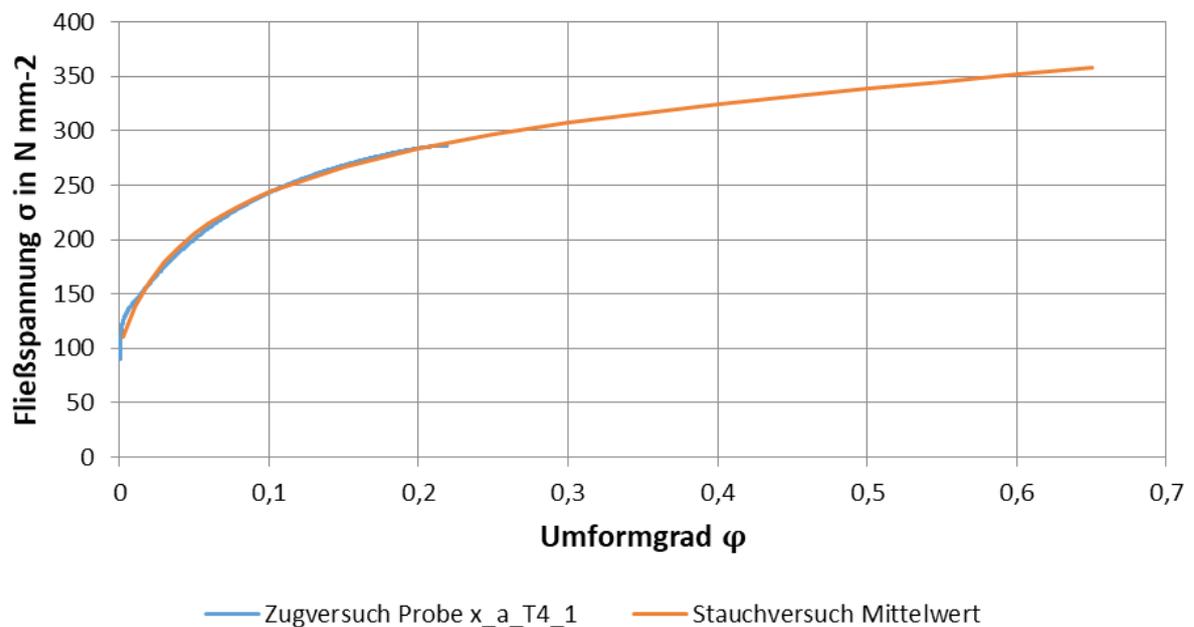


Abbildung 6-24: Vergleich der Fließkurve eines beispielhaften Zugversuchs mit der gemittelten Fließkurve der Stauchversuche

Für die Crashsimulationsrechnungen ergibt sich daraus die Folgerung, dass ein richtungsunabhängiger Ansatz der Fließkurvenbeschreibung verwendet werden kann.

### 6.3 Modellentwicklung und Ermittlung von Versagensparametern durch inverse Simulation

Ein Werkstoffmodell wird auf Basis der experimentellen Ergebnisse bzgl. Prozesseinflüsse entwickelt und in Kombination mit dem Versagensmodell GISSMO für Probensimulationen verwendet. Dabei wird eine Versagenskurve, die die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Mehrachsigkeit darstellt, verwendet. Eine Vorgehensweise zur Berücksichtigung der Prozesseinflüsse anhand der Ergebnisse aus Zugversuchen wird entwickelt. Die Simulationen werden mit dem FE-Programm LS-Dyna durchgeführt.

Alle Versuche des Absatzes **Error! Reference source not found.** an den sechs Serien, die im Absatz **Error! Reference source not found.** metallographisch untersucht wurden, werden simuliert. Die Serientypen und die Abkürzungen, die im Folgenden verwendet werden, sind in Tabelle 6-1 definiert.

Tabelle 6-1: In der Simulation untersuchten Serien mit Abkürzungen

| Serie  | Abkürzung     |
|--|---------------|
| Einkammerprofil V25, 480°C, 5m/min., Sprühnebel, T6                        | 1K25-5-mS-T6  |
| Einkammerprofil V25, 480°C, 10m/min., Sprühnebel, T6                       | 1K25-10-mS-T6 |
| Einkammerprofil V25, 480°C, 15m/min., Wasserbad, T6                        | 1K25-15-WB-T6 |
| Einkammerprofil V25, 480°C, 5m/min., ohne Sprühnebel, ohne Wärmebehandlung | 1K25-5-oS-xx  |
| Einkammerprofil V37, 480°C, 10m/min., Sprühnebel, T6                       | 1K37-10-mS-T6 |

*FE-Modelle der Proben*

Die im Projekt geprüften Proben werden mit vollintegrierten Schalenelementen vom Typ ELFORM = 16 und eine Elementkantenlänge  $l_e = 0,5$  mm im Prüfbereich vernetzt. Es werden 5 Integrationspunkte über die Dicke verwendet. Die Probendicke beträgt 2,95 mm für den Einkammerprofil V25, 1,95 mm für den Einkammerprofil V37 und 2,5 mm für den Zweikammerprofil V25. Zusätzlich werden bei den Kerbzug-, Biegewinkel- und Durchstoßversuchen zur Untersuchung numerischer Effekte punktuell Simulationen mit 8-Knoten Volumenelementen vom Typ ELFORM = 2 mit einer Kantenlänge von 0,5 mm im Prüfbereich durchgeführt. Die FE-Modelle für die Glattzug-, Kerbzug-, Scherzug- Durchstoß- und Biegewinkelprobe sowie den modellierten Versuchsaufbau sind in Abbildung 6-25 dargestellt. Das Durchstoßmodell wird als Viertelmodell aufgebaut und mit entsprechenden Symmetrierandbedingungen definiert. Die Einzelteile des Versuchsaufbaus werden als Starrkörper modelliert und für den Kontakt zwischen Probe und Stempel wird ein Reibwert von 0,02 eingesetzt. Das Biegewinkelmodell wird als Halbmodell aufgebaut und entsprechende Symmetrie Randbedingungen definiert. Die zwei Auflager werden als drehbare Starrkörper modelliert, der Stempel wird als analytische Kontaktfläche (\*CONTACT\_ENTITY in LS-Dyna) definiert. Für den Kontakt zwischen Probe und Stempel wird ein Reibwert von 0,1 eingesetzt. Die Simulationen werden mit dem FE-Code LS-Dyna durchgeführt.

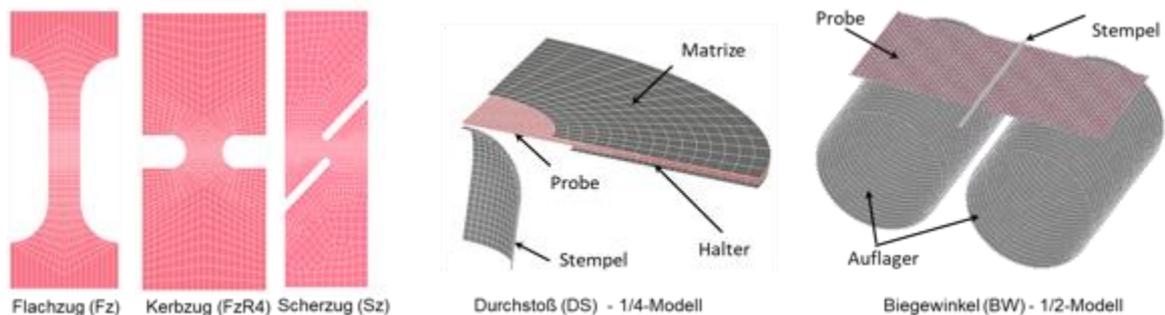


Abbildung 6-25: FE-Modelle der Flachzug-, Kerbzug-, Scherzug-, Durchstoß- und Biegewinkelprobe mit den modellierten Versuchsaufbau

*Material Model*

Die Simulationen werden mit von Mises-Modell (\*MAT\_24 in LS-Dyna) durchgeführt. Zur Anpassung der Fließkurve wird der erweiterte Voce-Ansatz mit zwei Termen (Gleichung (6-1)) verwendet, der fünf Materialparameter  $Y_0$ ,  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $B_1$  und  $B_2$  benötigt. In (6-1) bezeichnet  $\varepsilon_p$  die von Mises äquivalente plastische Vergleichsdehnung. Die Übernahme ins \*MAT\_24 erfolgt durch tabellarische Eingabe der analytischen Gleichung (\*DEFINE\_CURVE in LS-Dyna).

$$\sigma = Y_0 + \sum_{i=1}^2 A_i (1 - \exp(-B_i \varepsilon_p)) \quad (6-1)$$

Der FE-Input der Fließkurve für das Einkammerprofil V25, 5 m/min, 480°C, mit Abkühlung und T6 ist in Abbildung 6-26 exemplarisch gezeigt, die Parameter sind links angegeben.

Das von Mises-Modell wird in Kombination mit dem GISSMO-Versagensmodell (Generalized Incremental Stress State dependent damage Model) (\*MAT\_ADD\_ERROSION in LS-Dyna) mit einer nicht lineare Schädigungsentwicklung (DGMExp=4) und ohne Rückkopplung der Schädigung auf die Spannung verwendet. Die Eliminierung eines Elements erfolgt, wenn 75% der Gausspunkte das Versagenskriterium erreicht haben (NUMFIP=-75).

Die Bruchdehnung  $\varepsilon_f$  ist in (6-2) als Funktion der Mehrachsigkeit  $\eta = \sigma_{kk}/(3 \sigma_e)$  definiert, wobei ein analytischer Ansatz verwendet wird. Um Scher- und Wabenbruch beschreiben zu können, besteht die Versagenskurve aus zwei Teilen. Zur Beschreibung des Wabenbruchs wird ein Ansatz nach Gurson (6-2b), der zum Abfall der Bruchdehnung nach Form einer Sinushyperbolikus-Funktion mit zunehmender Triaxialität führt, verwendet. Der Parameter  $q_2$  entspricht dem  $q_2$  Parameter in der Gurson Fließfunktion und kann auf 1 gesetzt werden. Der Parameter  $\varepsilon^*$  entspricht einer Dehnung bei Bruch, der bei der Triaxialität  $\eta^*$  auftritt. Damit können die Versagensparameter für den Wabenbruch anhand eines einzelnen Versuchs, bestimmt werden. Dieser Ansatz ist sinnvoll, wenn nur ein Versuch, beispielweise der Zugversuch, zur Bestimmung einer Versagenskurve zur Verfügung steht. Zur Beschreibung des Scherbruchs wird eine empirische Funktion (6-2c) verwendet. Ihr Minimum liegt bei einer Mehrachsigkeit von Null, und der Parameter  $d_1$  kann aus einem Scherversuch bestimmt werden. Die Parameter  $d_2$  und  $m_2$  steuern den Übergang zwischen Scher- und Wabenbruch und die Parameter  $d_3$  und  $m_3$  dienen dazu den Bruch unter Druckbelastung zu beschreiben bzw. hier zu unterdrücken. Die Bruchdehnung  $\varepsilon_f$  ergibt sich als Minimum beider Funktionen (6-2a). Insgesamt sind acht Materialparameter zur Beschreibung der Bruchdehnung zu bestimmen.

$$\varepsilon_f = \min(\varepsilon_{\text{Gurson}}, \varepsilon_{\text{shear}}) \quad (\text{a})$$

mit:

$$\varepsilon_{\text{Gurson}}(\eta) = \frac{\sinh(1.5q_2\eta^*)}{\sinh(1.5q_2\eta)} \varepsilon^* \quad (\text{b})$$

$$\varepsilon_{\text{shear}}(\eta) = d_{s1} + d_{s2} |\eta|^{m_2} + d_{s3} \langle -\eta \rangle^{m_3} \quad (\text{c})$$

Diese analytische Versagenskurve wird für das GISSMO-Modell tabellarisch eingegeben (\*DEFINE\_CURVE in LS-Dyna). Der FE-Input der Versagenskurve für das Einkammerprofil V25, 5 m/min, 480°C, mit Abkühlung und T6 ist in Abbildung 6 exemplarisch gezeigt, die Parameter sind darin angegeben. Die Belastungspfade sind für jeden Probentyp dargestellt, dabei wird aus den Probensimulationen ohne Versagen die plastische Vergleichsdehnung über die Mehrachsigkeit für ein kritisches Element ausgewertet. Die Bruchpunkte (Symbole in Abbildung 6-27) entsprechen dem Erreichen des Zeitpunktes bzw. der Verschiebung beim Bruch im Experiment. Für die Ermittlung der Versagenskurve werden lediglich die Scher- und Zugversuche für jeweils den Scher- und Wabenbruch angepasst. Kerbzug-, Biegewinkel und Durchstoßversuche dienen als Validierung. Es zeigt sich, dass der Ansatz für

Wabenbruch eine befriedigende Abschätzung liefert. Da die Anisotropie nicht behandelt wird, werden immer die Versuche in Längsrichtung betrachtet.

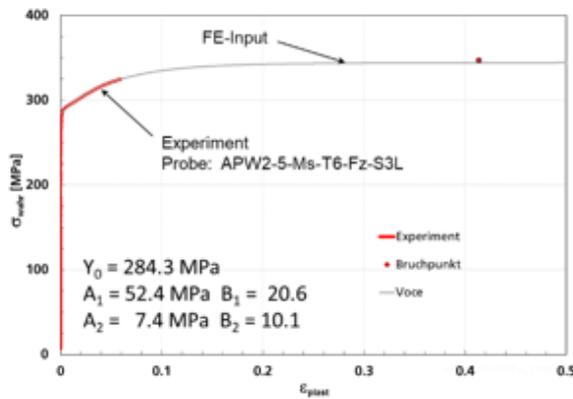


Abbildung 6-26: Fließkurve für das Einkammerprofil V25, 5 m/min, 480°C, mit Abkühlung und T6

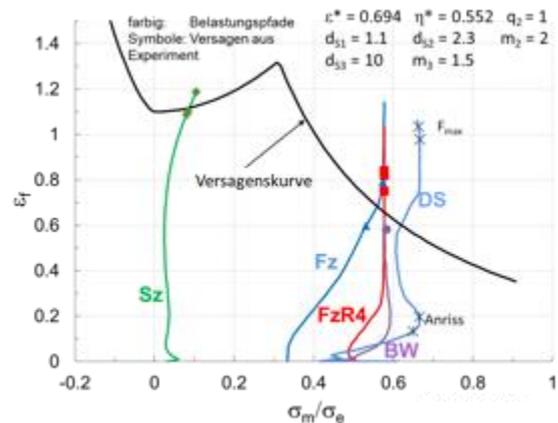


Abbildung 6-27: Versagenskurve mit Belastungspfade für das Einkammerprofil V25, 5 m/min, 480°C, mit Abkühlung und T6

Diese Kalibrierung der Materialkarte wird für eine Referenzvariante, nämlich das Einkammerprofil V25, 5 m/min, 480°C, mit Abkühlung und T6, verwendet. Für alle anderen Varianten wird die folgende Vorgehensweise durchgeführt: die fünf Parameter des Voce-Ansatzes werden jeweils aus einem Zugversuch im Längsrichtung bestimmt. Die Versagenskurve wird mit Bezug auf den Zugversuch skaliert. Nach (6-2b) können die Bruchdehnung  $\varepsilon_f$  und der Skalierungsfaktor K wie folgt bestimmt werden:

$$\varepsilon_f = K \varepsilon_f(\text{ref}) \quad K = \frac{\sinh(1.5 q_2 \eta^*) \varepsilon^*}{\sinh(1.5 q_2 \eta^*(\text{ref})) \varepsilon^*(\text{ref})} \quad (6-3)$$

In (6-3) bezeichnet  $\varepsilon_f(\text{ref})$  die Versagenskurve der Referenzserie 1K25-5-mS-T6 und  $\varepsilon^*(\text{ref})$  entspricht der Bruchdehnung bei der Triaxialität  $\eta^*(\text{ref})$  für die Referenzserie, die aus dem Zugversuch bestimmt wurde. Der Vergleich aller sechs Fließ- und Versagenskurven sind in den Abbildungen 6-28 und 6-29 dargestellt, die Voce Parameter und die Skalierungsfaktoren der Versagenskurven sind in Tabelle 6-2 gelistet.

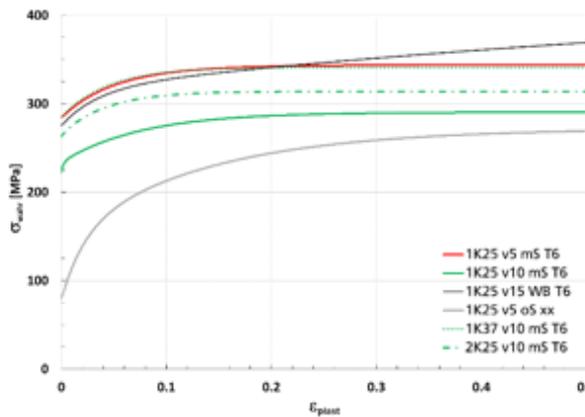


Abbildung 6-28: Fließkurve für die sechs simulierten Serien

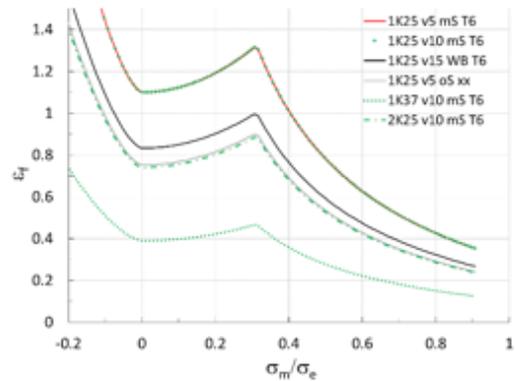


Abbildung 6-29: Versagenskurve für die sechs simulierten Serien

Tabelle 6-2: Voce Parameter und Skalierungsfaktoren der Versagenskurven für die sechs simulierten Serien

| Prozess  | 1K25-v5-mS-T6 | 1K25-v10-mS-T6 | 1K25-v15-WB-T6 | 1K25-v10-oS-xx | 1K37-v10-mS-T6 | 2K25-v10-mS-T6 |
|----------|---------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|
| Voce     |               |                |                |                |                |                |
| Y0 [MPa] | 284.3         | 222.2          | 275.1          | 78.8           | 285.2          | 262.6          |
| A1 [MPa] | 52.4          | 11.4           | 41.6           | 70.4           | 0.13           | 2.0            |
| b1       | 20.6          | 514.1          | 28.0           | 47.5           | 649.41         | 399.9          |
| A2 [MPa] | 7.4           | 56.7           | 124.6          | 123.0          | 56.01          | 49.2           |
| b2       | 10.1          | 13.2           | 1.1            | 7.4            | 22.78          | 23.8           |
| Versagen |               |                |                |                |                |                |
| K        | 1             | 1              | 0.757          | 0.684          | 0.354          | 0.673          |

### Simulation der Probenversuche

Alle Versuche (Kapitel **Error! Reference source not found.**) an den sechs Serien, die in Kapitel **Error! Reference source not found.** metallographisch untersucht wurden, werden simuliert. Die Abkürzungen der Serientypen sind in Tabelle 6-1 definiert. Die Serie 1K25-5-mS-T6 wurde als Referenz für alle Versagenskurve gewählt. Die normierten Kraft-Verschiebungskurven aus den Simulationen aller Proben im Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen sind in Abbildungen 6-30 bis 6-38 gezeigt.

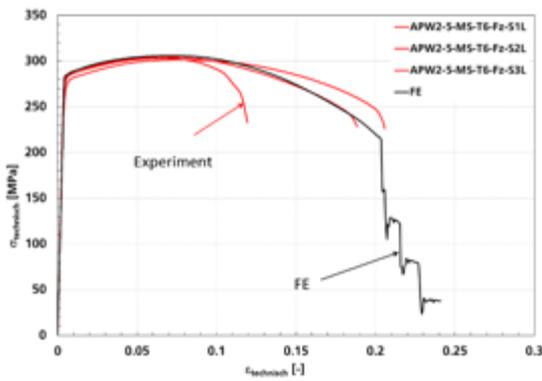


Abbildung 6-30: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

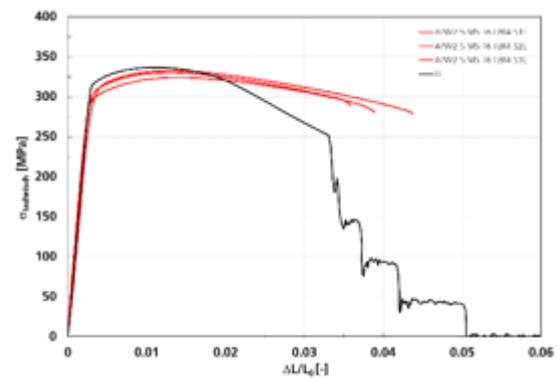


Abbildung 6-31: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

Beim Zugversuch wird der Versuch mit der niedrigeren Bruchdehnung nicht betrachtet, da die Probe am Rand des Messbereichs bricht. Deformation- und Versagensverhalten werden gut abgebildet. Beim Kerbzugversuch kann das Deformationsverhalten nicht gut mit Schalenelementen abgebildet werden. Die Dicke (2.95 mm) der Probe ist nicht klein genug gegen der Breite (5 mm). Der ausgeprägte Kraftabfall nach Kraftmaximum ist numerisch bedingt, dieser Effekt wird bei der Variante 1K25-10-mS-T6 durch Simulation mit Volumenelementen untersucht.

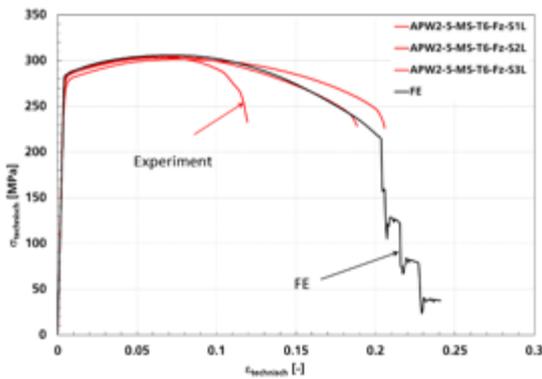


Abbildung 6-32: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

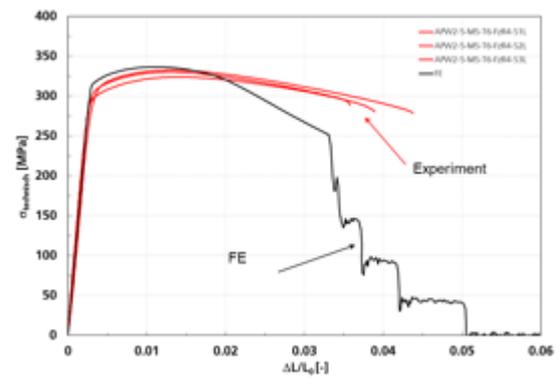


Abbildung 6-33: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

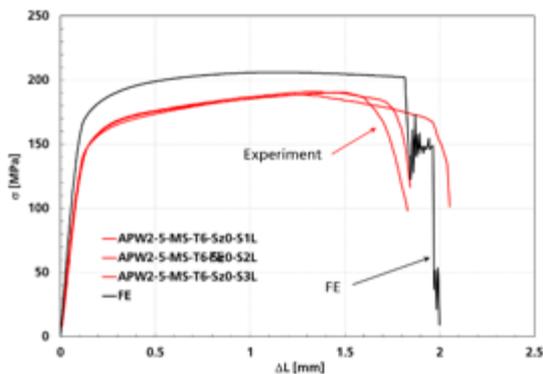


Abbildung 6-34: 1K25-5-mS-T6.  
Globalverhalten der Scherzugproben in  
Experiment und Simulation

Beim Scherversuch wird das Deformationsverhalten überschätzt. Es ist konsequent mit der experimentellen Beobachtung bei der Scherversuche  $v=10$  m/min: das Spannungsniveau ist höher als bei  $v=5$  m/min, obwohl die Fließspannung leicht darunter liegt. Das Versagensverhalten kann gut abgebildet werden, der Versuch wurde bei der Kalibrierung der Versagenskurve verwendet.

Beim Biegewinkelversuch liegt im Experiment der Stempel parallel zu Längsrichtung, was einer Querbelastung zur Extrusionsrichtung entspricht. Es gibt keine Bestimmung der Richtungsabhängigkeit bei  $v=5$  m/min, aber Experimente bei  $v=10$  m/min in Längs- und Querrichtung (bzw. Stempel parallel zur Quer- und Längsrichtung) zeigen höhere Spannung und niedriger kritischer Biegewinkel bei Quer- als bei Längsbelastung. Deswegen erfolgt in der Simulation der Kraftabfall zu spät.

Der Kraftabfall in der Simulation geschieht nicht allmählich wie im Experiment sondern ruckartig. Das liegt daran, dass ein Versagensmodell ohne Rückkopplung zur Spannungen verwendet wird. Wie im Experiment gibt es kein Durchbruch der Probe und das Spannungsniveau geht nicht zu Null. Der Einfluss des Elementtyps wird untersucht. Simulation ohne Schädigung mit Volumenelementen, mit Elementkantenlänge 0,5 mm zeigt höhere Spannungsniveau, aber auch keine Entfestigung wird vorhergesagt (Abbildung 6-36). Der Kraftabfall ist dann eher schädigungs- als lokalisierungsbedingt.

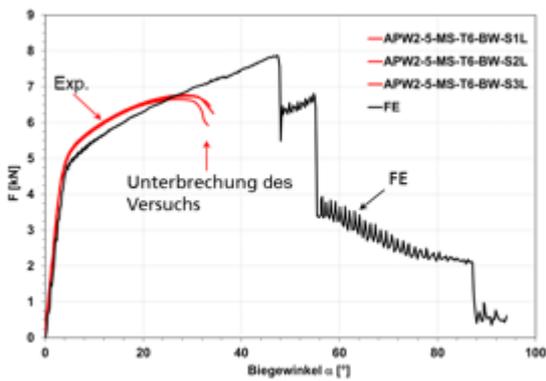


Abbildung 6-35: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation

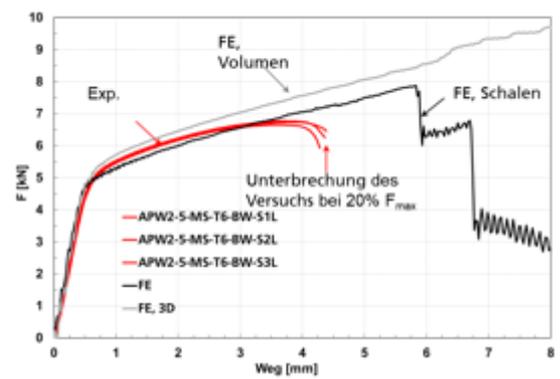


Abbildung 6-36: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation mit Volumenelementen ohne Versagen und Schalenelementen mit Versagen

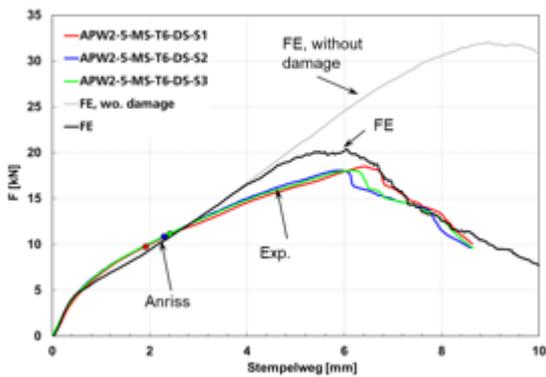


Abbildung 6-37: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Durstoßproben in Experiment und Simulation mit und ohne Versagen

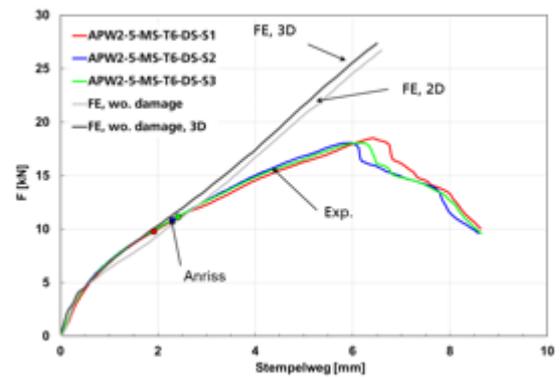


Abbildung 6-38: 1K25-5-mS-T6. Globalverhalten der Durstoßproben in Experiment und Simulation mit Schalen- und Volumenelementen

Das Verformungs- und Versagensverhalten kann zufriedenstellend wiedergegeben werden (Abbildung 6-37) Der unterschiedliche Verlauf zwischen den Simulationen mit und ohne Versagen findet allerdings erst später als der beobachtete Anriss statt, allerdings ist der Kraftverlauf vor dem Anriss etwa unterschätzt.

Zur Untersuchung dieser Abweichung wurden Simulationen mit Volumenelementen ohne Versagen durchgeführt (Abbildung 6-38) Mit Volumenelementen kann man den Anfangsbereich (bis Stempelweg von ca. 2 mm) exakt nachbilden, dazu kommt der Abzweig Experiment/3D-Simulation genau zum Zeitpunkt des Anrisses. Eine bessere Übereinstimmung konnte mit Volumenelementen erzielt werden, da die Proben dick sind (2.95 mm) im Vergleich zur Breite.

Für die Variante 1K25-5-mS-T6 kann man mit der kalibrierten Materialkarte alle Versuche nachbilden, dabei ist die Genauigkeit ausreichend angesichts der numerischen Effekten.

Bei der Serie 1K25-10-mS-T6 konnte dieselbe Versagenskurve wie die Referenz verwendet werden. Die normierten Kraft-Verschiebungskurven aus den Simulationen aller Proben im Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen sowie die berechnete Verteilung der Vergleichsdehnung  $\epsilon_p$  und der Mehrachsigkeit  $\eta$  kurz vor Bruch sind in Abbildungen 6-39 bis 6-43 gezeigt.

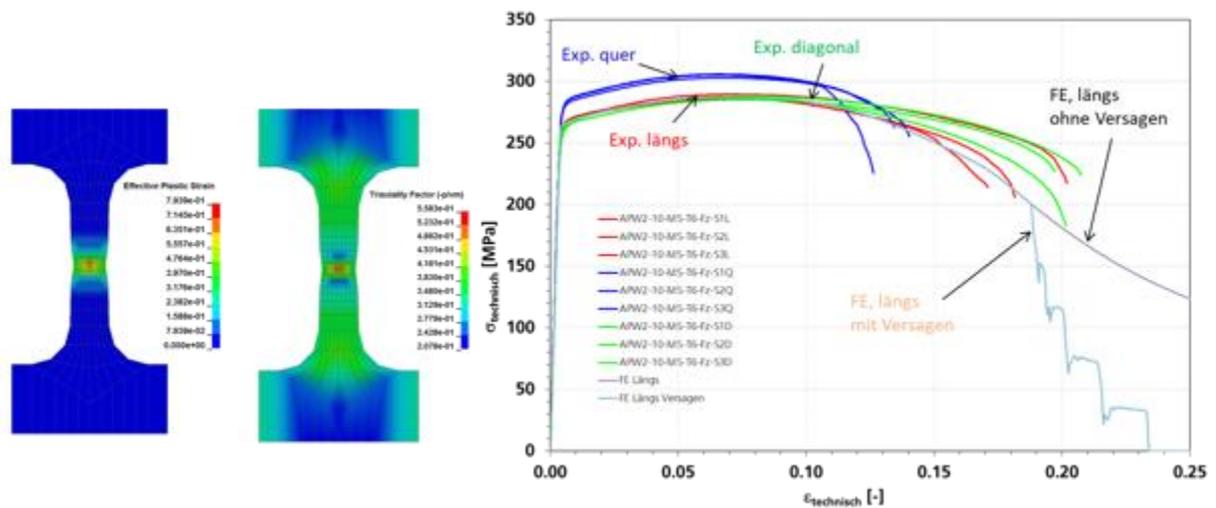


Abbildung 6-39: 1K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung  $\epsilon_p$  und Mehrachsigkeit  $\eta$  kurz vor Bruch (links)

Wie bei allen Varianten mit Untersuchung des Orientierungseinflusses wird ein Versuch für Längsorientierung zur Anpassung verwendet.

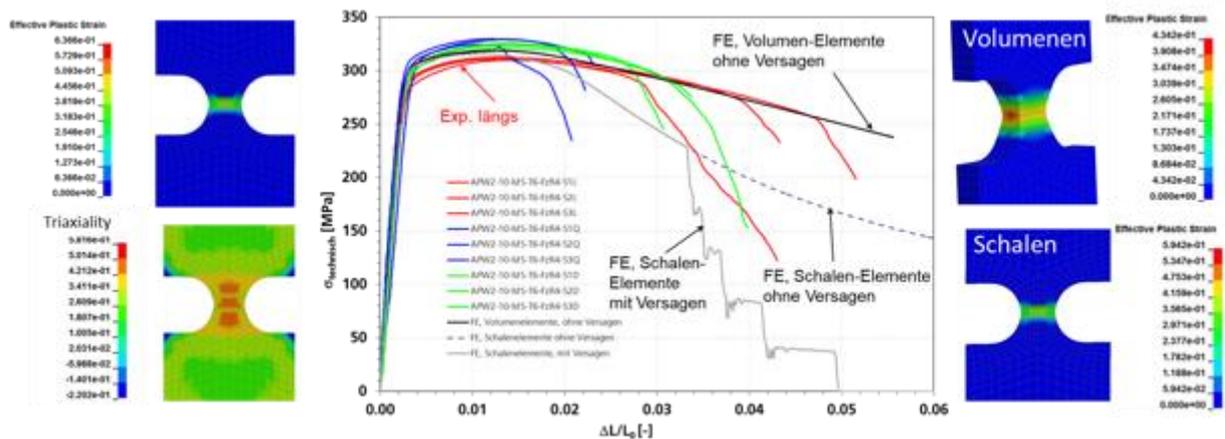


Abbildung 6-40: 1K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation (Mitte) und Verteilung der Vergleichsdehnung und Mehrachsigkeit kurz vor Bruch für Schalenelementen (links) und der Vergleichsdehnung für Volumen- und Schalenelementen (rechts)

Die Simulation mit Volumenelementen kann die experimentellen Ergebnisse der Kerbzugversuche sehr gut wiedergeben. Die Probe ist zu dick (2.95 mm) um im ebenen Spannungszustand zu bleiben, deswegen man mit Schalenelementen eine größere Abweichung bekommt. Mit Bezug auf Anisotropieeffekte und Streuung der Bruchdehnungen bleiben die numerische Effekte annehmbar.

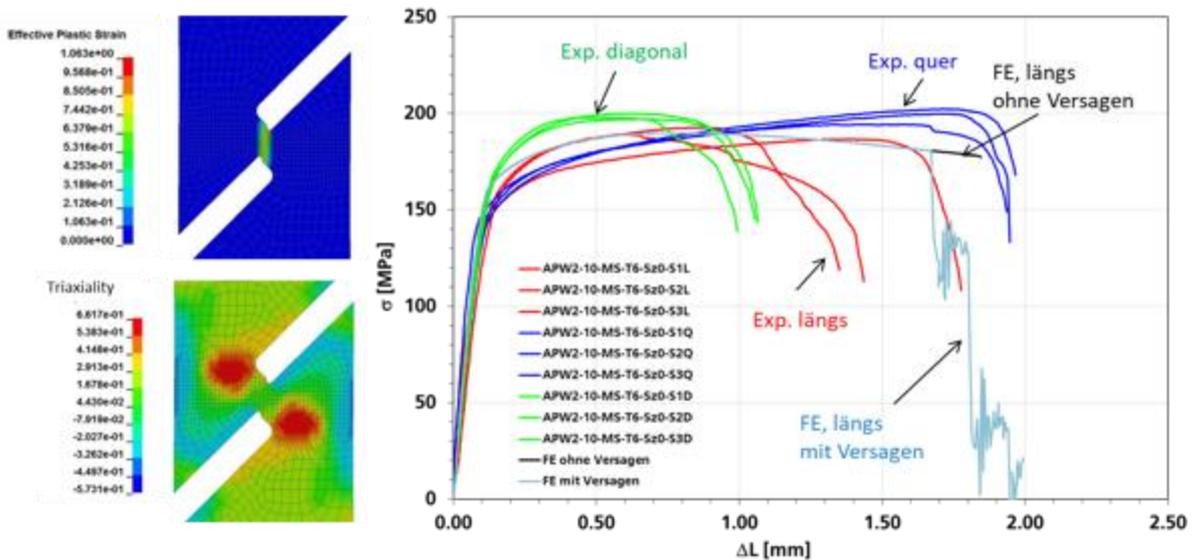


Abbildung 6-41: 1K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung und Mehrachsigkeit kurz vor Bruch (links)

Das Deformations- und Versagensverhalten des Scherzugversuchs werden gut modelliert.

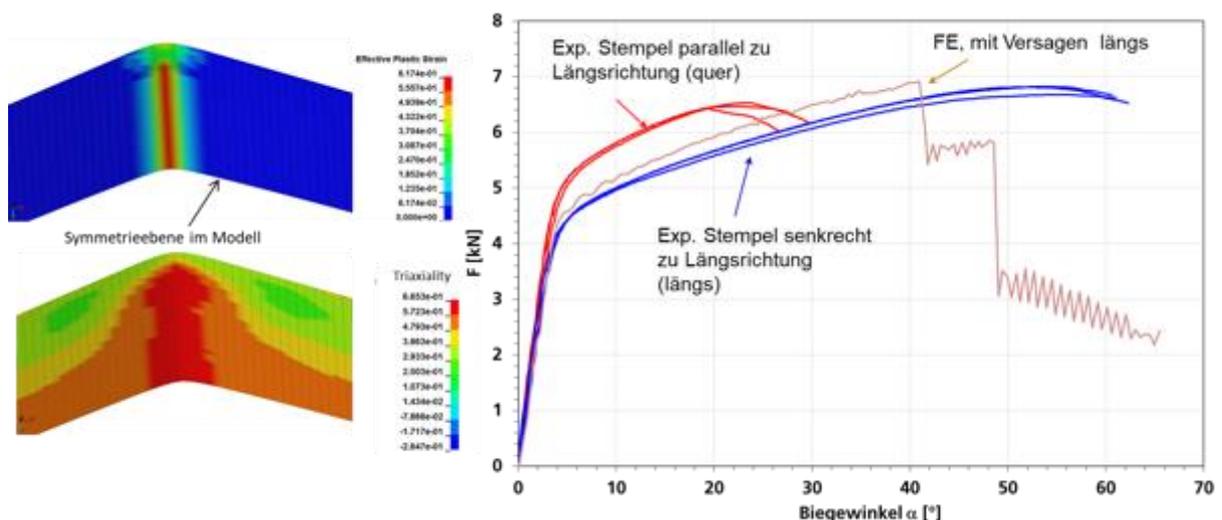


Abbildung 6-42: 1K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung und Mehrachsigkeit kurz vor Bruch (links)

Die berechnete Kraft des Biegeversuchs liegt zwischen den Messwerten für die beiden Orientierungen.

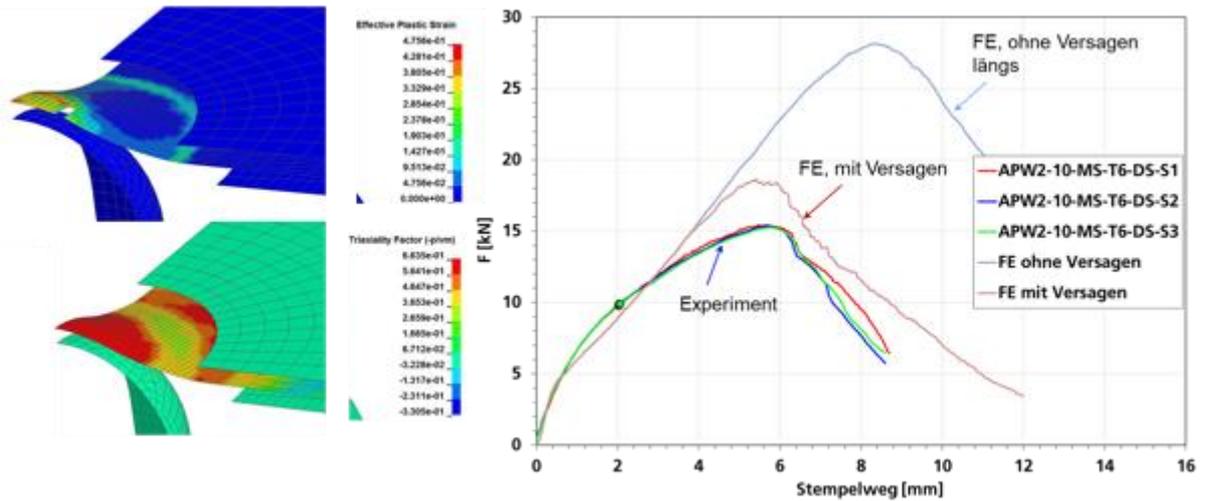


Abbildung 6-43: 1K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Durchstoßproben in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung und Mehrachsigkeit kurz nach und vor Bruch (links)

Der Durchstoßversuch wird zufriedenstellend simuliert. Auch für die Variante 1K25-10-mS-T6 kann man die angepasste Materialkarte anwenden. Die Simulationsergebnisse der Variante 1K25-15-mS-T6 sind in Abbildungen 6-44 bis 6-51 gezeigt.

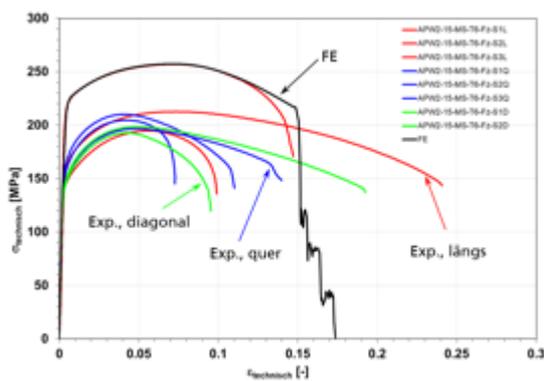


Abbildung 6-44: 1K25-15-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

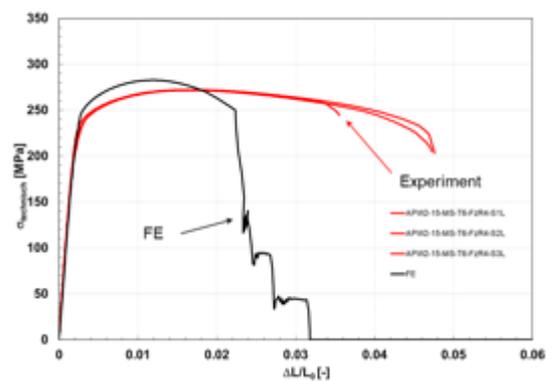


Abbildung 6-45: 1K25-15-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

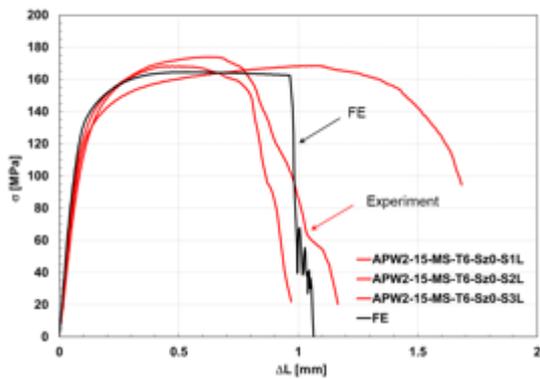


Abbildung 6-46: 1K25-15-mS-T6. Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation

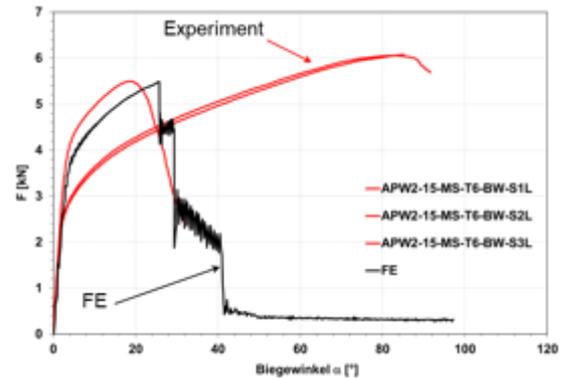


Abbildung 6-47: 1K25-15-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation

Auch für die Variante 1K25-15-mS-T6 kann man die angepasste Materialkarte ausreichend anwenden.

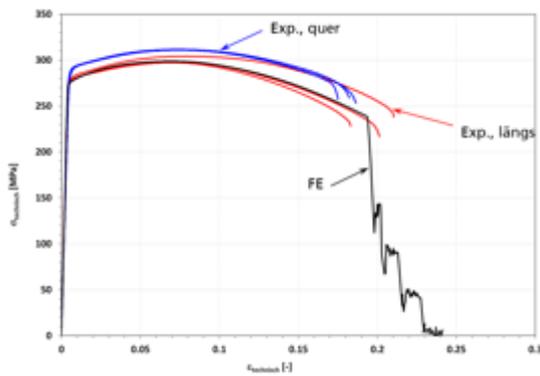


Abbildung 6-48: 1K25-15-WB-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

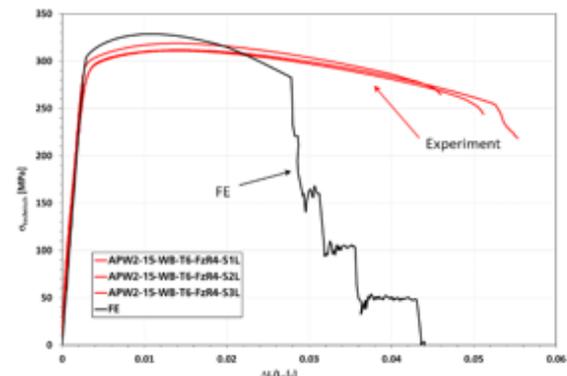


Abbildung 6-49: 1K25-15-WB-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

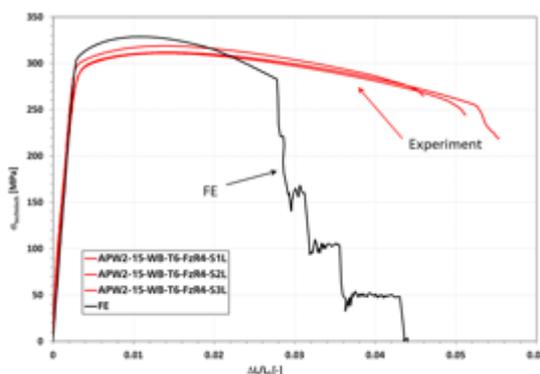


Abbildung 6-50: 1K25-15-WB-T6. Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation

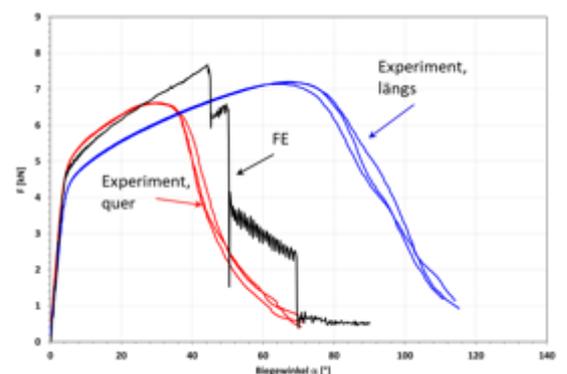


Abbildung 6-51: 1K25-15-WB-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation

Auch für die Variante 1K25-15-WB-T6 kann man die angepasste Materialkarte anwenden.

Die Simulationsergebnisse für die Variante 1K25-5-oS-xx sind in Abbildungen 6-52 und 6-53 gezeigt.

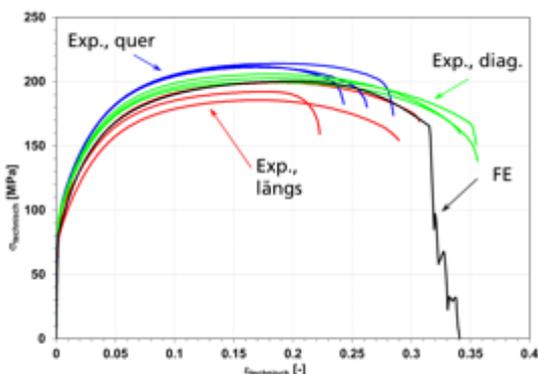


Abbildung 6-52: 1K25-5-oS-xx. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

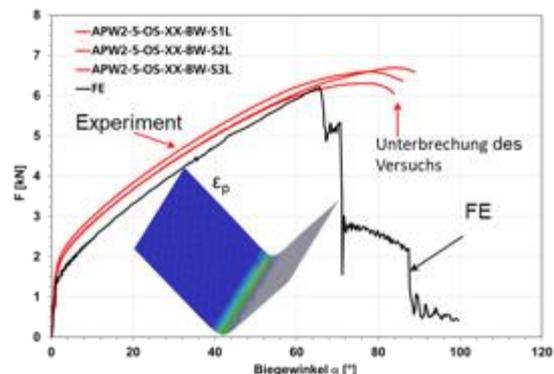


Abbildung 6-53: 1K25-5-oS-xx. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation mit Verteilung der Vergleichsdehnung beim Biegewinkel 100°

Das Deformation- und Versagensverhalten werden gut abgebildet. Auch für die Variante 1K25-5-oS-xx kann man die angepasste Materialkarte anwenden, auch wenn das Spannungsniveau dieser Variante ohne Abkühlung deutlich niedriger ist als bei den anderen Varianten.

Die Simulationen der Variante 1K37-10-mS-T6 sind den Abbildungen 6-54 bis 6-58 gezeigt. Für den Einkammerprofil V37 beträgt die Probendicke 1.95 mm.

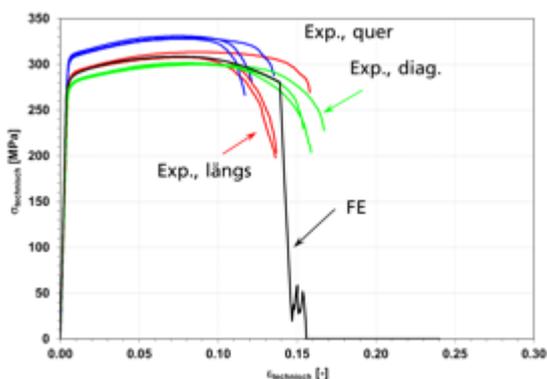


Abbildung 6-54: 1K37-10-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

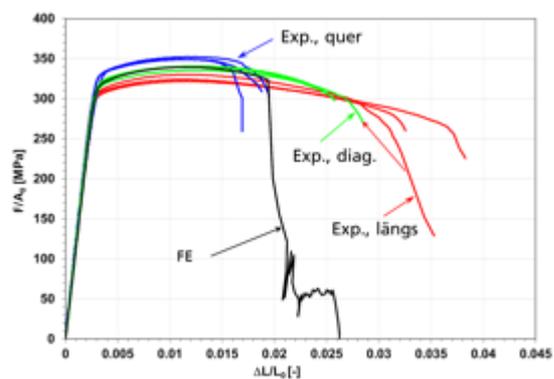


Abbildung 6-55: 1K37-10-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

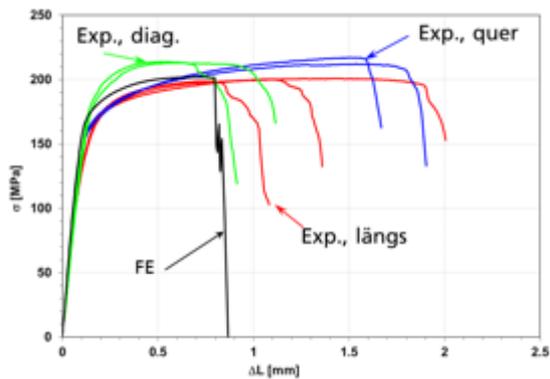


Abbildung 6-56: 1K37-10-mS-T6. Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation

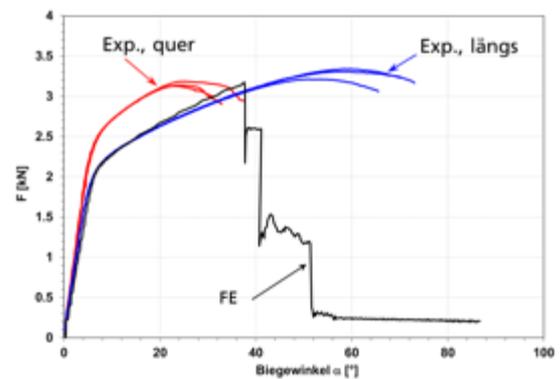


Abbildung 6-57: 1K37-10-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation

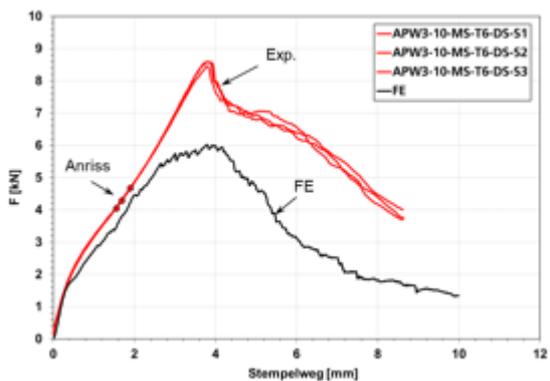


Abbildung 6-58: 1K37-10-mS-T6. Globalverhalten der Durstoßproben in Experiment und Simulation

Beim Einkammerprofil V37 ist das Deformationsverhalten des Kerbzugversuchs besser beschrieben als beim Einkammerprofil V25. Das liegt daran, dass mit einem Pressverhältniss von 37 die Probendicke nur 1,95 mm beträgt und die für Schalenelemente besser zutreffen.

Es gibt eine große Streuung des Versagens in Längsrichtung. Bei Biegewinkel- wie bei Kerbzugversuchen wird das Versagen in Längsrichtung überschätzt. Das liegt daran, dass ein Unterschied zwischen Längs- und Querrichtung vorliegt, aber nicht deutlich beim Zugversuch. Da der Orientierungseinfluss nicht berücksichtigt wird, und mit Bezug auf Streuung ist die angepasste Materialkarte für die Variante geeignet.

Die Simulationen der Variante 2K25-10-mS-T6 sind in den Abbildungen 6-59 bis 6-63 gezeigt. Für den Zweikammerprofil V25 beträgt die Probendicke 2.5 mm.

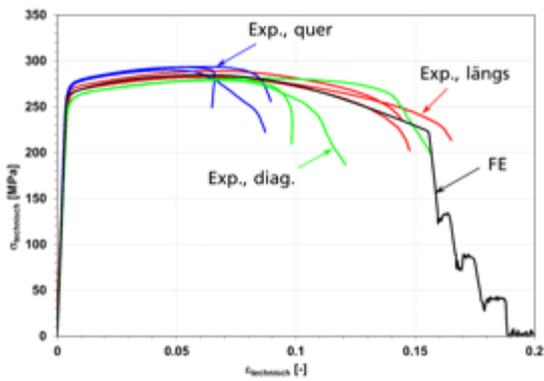


Abbildung 6-59: 2K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation

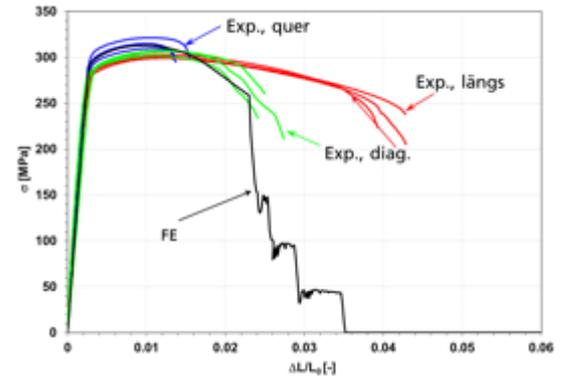


Abbildung 6-60: 2K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation

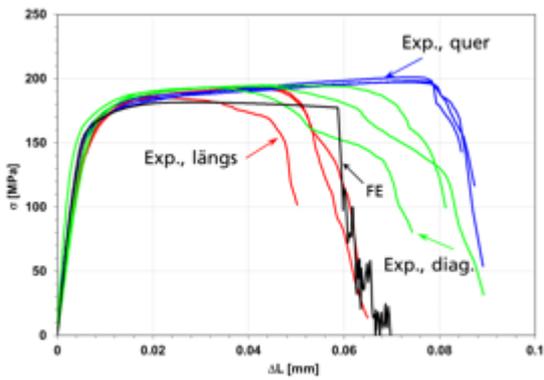


Abbildung 6-61: 2K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation

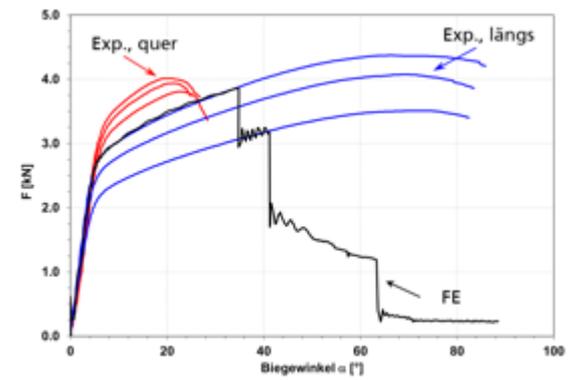


Abbildung 6-62: 2K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Biegewinkelproben in Experiment und Simulation

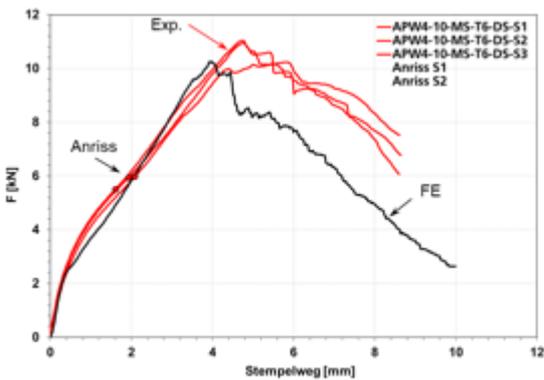


Abbildung 6-63: 2K25-10-mS-T6. Globalverhalten der Durstoßproben in Experiment und Simulation

---

Auch bei der Variante 2K25-mS-T6 liefert die kalibrierte Materialkarte zufriedenstellend Ergebnisse.

Da der Orientierungseinfluss nicht berücksichtigt wird und wegen der auftretenden Streuung, ist die angepasste Materialkarte für die Variante geeignet.

Eine Vorgehensweise zur Berücksichtigung der Prozesseinflüsse auf mechanische Eigenschaften wurde vorgeschlagen. Eine Referenzvariante wurde kalibriert und die Kalibrierung der anderen Materialkarten erfolgte durch Skalierung anhand der Ergebnisse aus Zugversuchen. Bezüglich des nicht behandelten Orientierungseinflusses und die starke Streuung können mit den kalibrierten Materialkarten alle Versuche ausreichend vorhergesagt werden.

## 6.4 Kalibrierung der Elementgrößenabhängigkeit der Versagensparameter

Da bei Proben- und Komponentensimulation unterschiedliche Elementgrößen benutzt werden und die Versagensparameter von der Elementgröße abhängig sind, müssen die Elementgrößeneinflüsse kalibriert werden. Dafür wird die häufig verwendete Regularisierungsmethode [SUN10] eingesetzt. Im GISSMO-Modell wird über einem elementgrößenabhängigen Faktor die Versagenskurve skaliert. Diese Skalierung kann Mehrachsigkeit abhängig sein und diese Abhängigkeit wird von zwei Regularisierungsfaktoren im Scher- und Biaxialbereich bestimmt.

Da keine großen Proben entnommen werden konnten, um die Regularisierungsparameter zu bestimmen, wurde der Einfluss der Elementgröße im GISSMO-Versagensmodell von einem ähnlichen Werkstoff (Strangpressprofil aus EN AW 6106 T7) übernommen. Der Skalierungsfaktor  $\Lambda$  ist in Abbildung 6-64 dargestellt. Für die Regularisierung im Scher- und Biaxialbereich wurden der Parameter SHRF auf 1 und BIAXF auf 0.8 gesetzt.

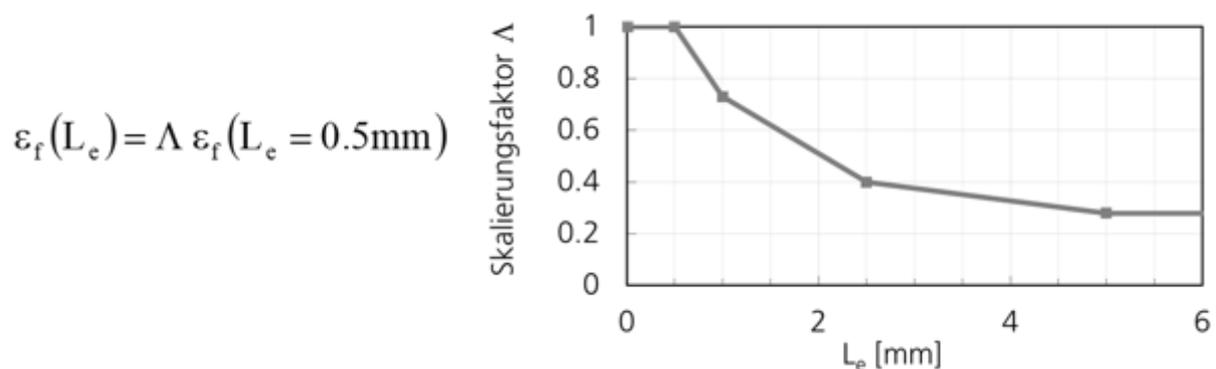


Abbildung 6-64: Skalierungsfaktor  $\Lambda$  der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Elementgröße  $L_e$

---

## 7 Komponentenversuche und -simulationen an Profilen

### 7.1 Statische Stauch- und Biegeversuche

Zur Ermittlung von Crashmerkmalen werden die drei stranggepressten Profiltypen unter statischer Stauchung geprüft. Während eines Versuchs werden die Kräfte und Verschiebungen gemessen und die Verformungs- und Schädigungsvorgänge mit Videos dokumentiert. Die Belastungsgeschwindigkeit beträgt 0,2mm/s. Zur Untersuchung des Faltungsverhaltens wurde ein Ende eines Profils mit einer Abschrägung um 5° versehen. In Abbildung 7-1 werden die Geometrie des Profilabschnitts aus Einkammerprofil V25 und der Aufbau des Stauchversuchs dargestellt. Die Profillänge von 150 mm wurde für alle drei Profiltypen verwendet.

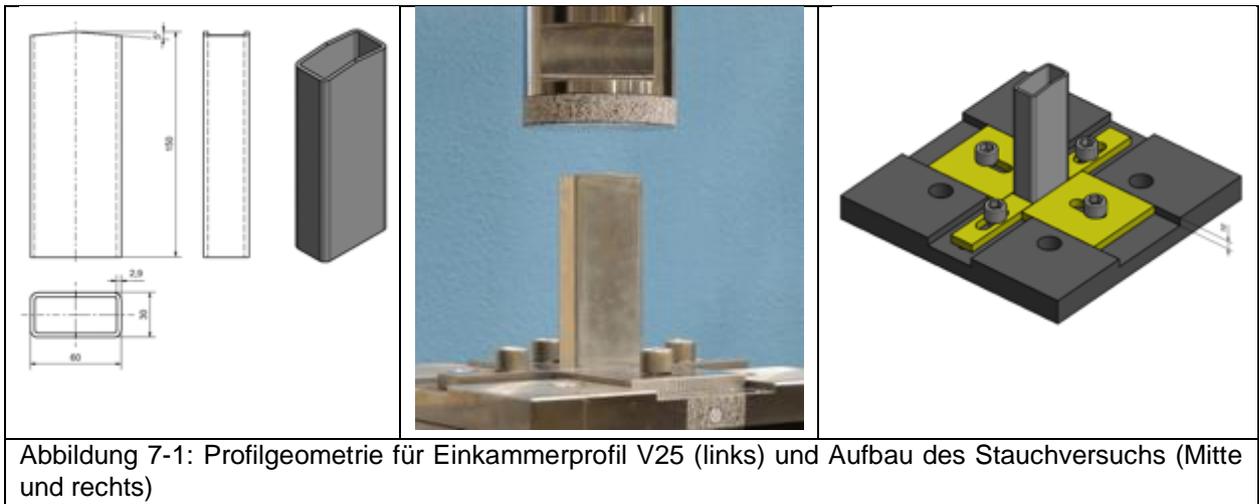


Abbildung 7-2 und Abbildung 7-3 zeigen die Ergebnisse der Stauchversuche an Einkammerprofil V25, 10m/min bzw. 5m/min mit Sprühnebelkühlung und Auslagerungsbehandlung. Neben der Kraft wird die absorbierte Energie als Funktion des Stempelwegs für jeden Stauchversuch dargestellt. Die maximale Kraft tritt beim Anfang von Buckling auf. Mit zunehmender Verformung wird die Faltenbildung immer stärker. In Abbildung 7-2 und Abbildung 7-3 werden die verformten Profile nach den Stauchversuchen ebenfalls zusammengestellt.

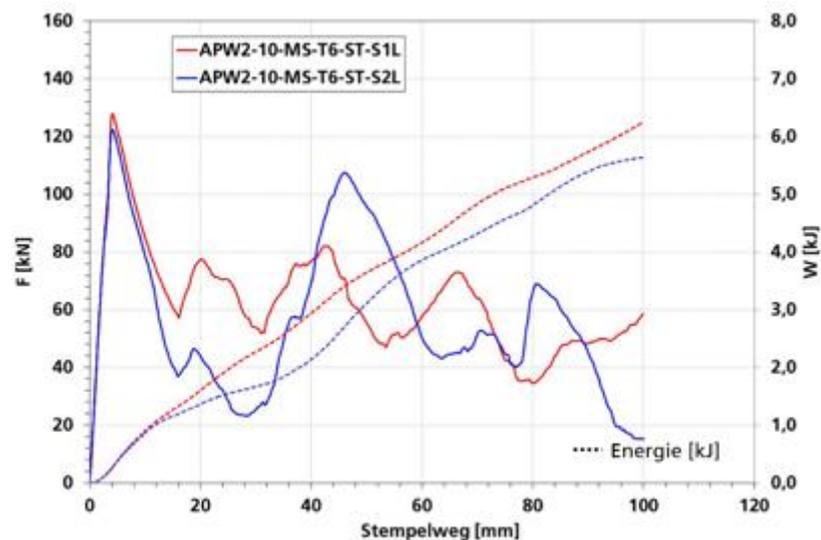


Abbildung 7-2: Stauchversuche an Einkammerprofil V25, 10m/min, Sprühnebelkühlung, Wärmebehandlung; links: Profile nach Versuch, rechts: Kraft und absorbierte Energie als Funktion des Stempelwegs

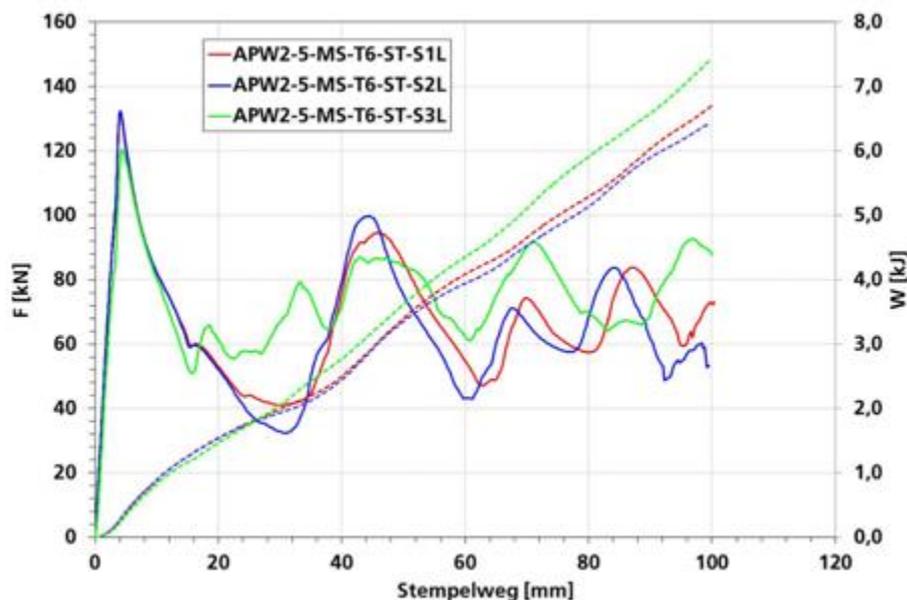
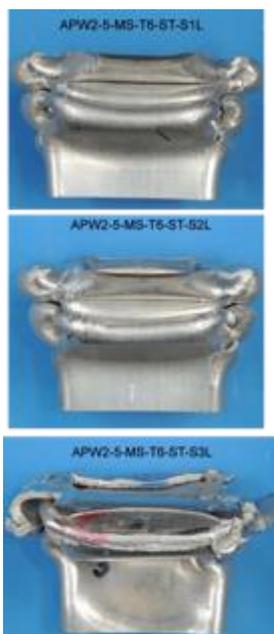


Abbildung 7-3: Stauchversuche an Einkammerprofil V25, 5m/min, Sprühnebelkühlung, Wärmebehandlung; links: Profile nach Versuch, rechts: Kraft und absorbierte Energie als Funktion des Stempelwegs

Abbildung 7-4 vergleicht die Verformungsbilder bei einem Stempelweg von 30mm und die Kraftverschiebungskurven zwischen vier verschiedenen Varianten des Einkammerprofils V25. Die höchsten Spitzenkräfte wurden von der Produktgeschwindigkeit von 10m/min und 5m/min mit Sprühnebelkühlung geliefert. Wie erwartet zeigt die Variante ohne Sprühnebelkühlung die niedrigsten Spitzenkräfte.

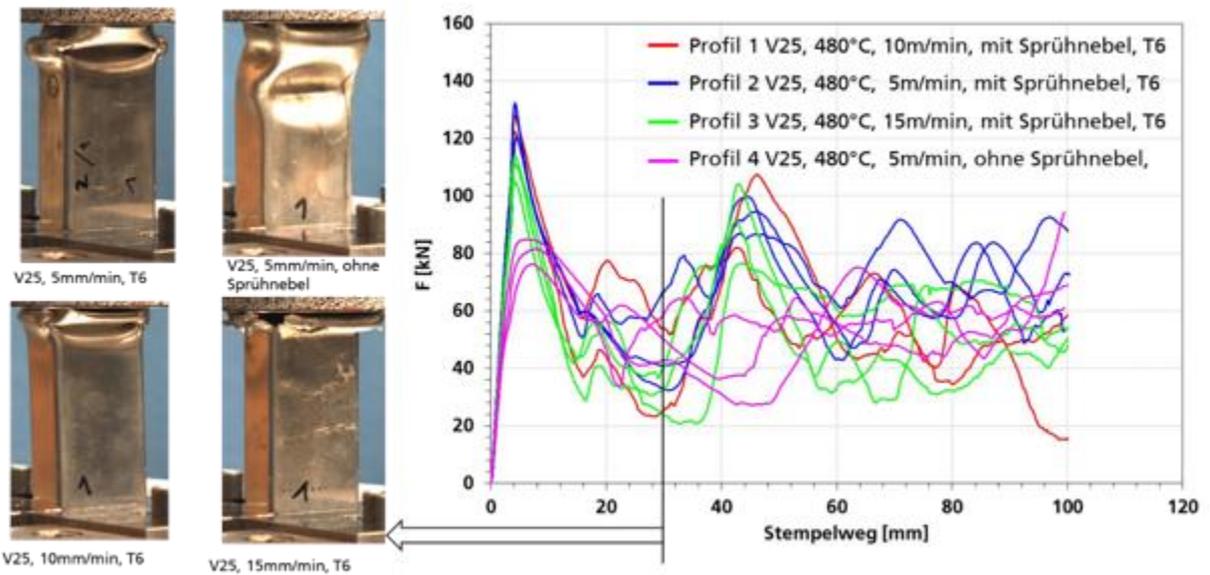


Abbildung 7-4: Ergebnisse der Stauchversuche von vier verschiedenen Varianten des Einkammerprofils V25

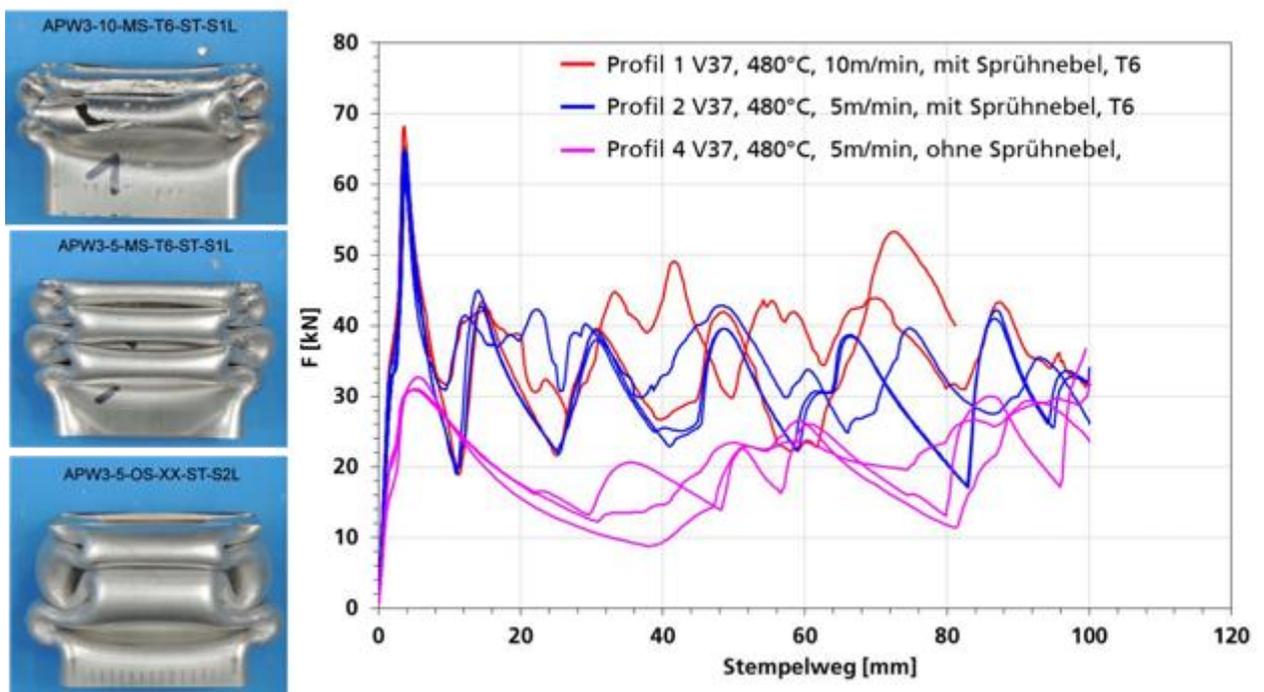


Abbildung 7-5: Ergebnisse der Stauchversuche von drei verschiedenen Varianten des Einkammerprofils V37

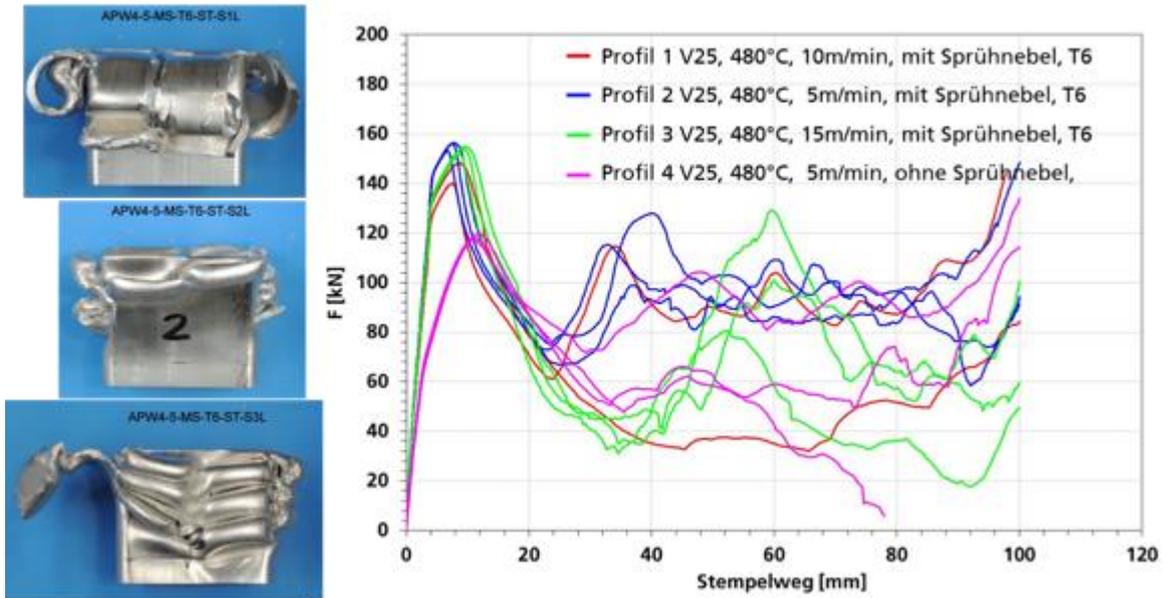


Abbildung 7-6: Kraft-Stempelweg-Kurven der Stauchversuche von drei verschiedenen Varianten des Zweikammerprofils V25 und verformte Profile nach Versuch aus der Serie von 5m/min mit Sprühnebelkühlung

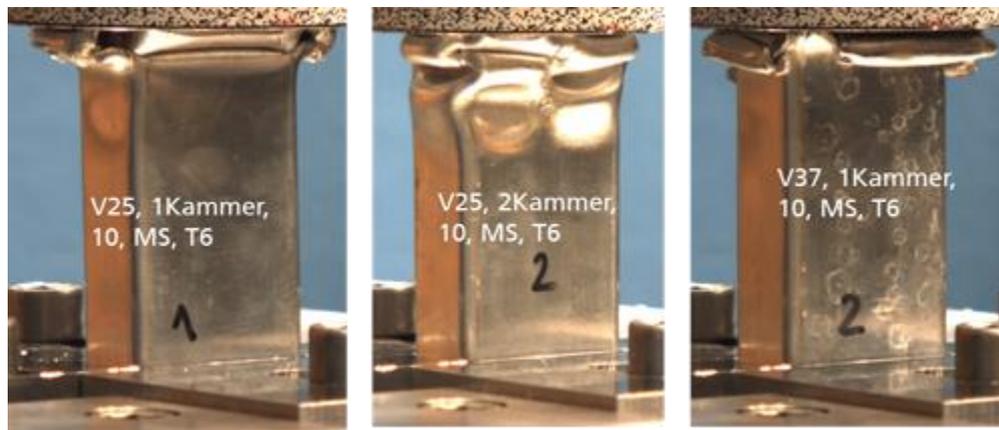


Abbildung 7-7: Verformte Bilder von drei Profiltypen von 10m/min mit Sprühnebelkühlung bei einem Stempelweg von 40mm

## 7.2 Komponentensimulationen zur Analyse lokaler Verformungs- und Versagensvorgänge

Zur Validierung der Vorgehensweise zur Erstellung von Materialkarten wurden die Stauchversuche für unterschiedliche Profilvarianten simuliert. Die FE-Modelle wurden aus vollintegrierten Schalenelementen vom Typ ELFORM = 16 mit 5 Integrationspunkte über die Dicke erstellt. Die Elementkantenlänge beträgt 2 mm. Das FE-Modell des Stauchversuchs ist in Abbildung 7-8 dargestellt.

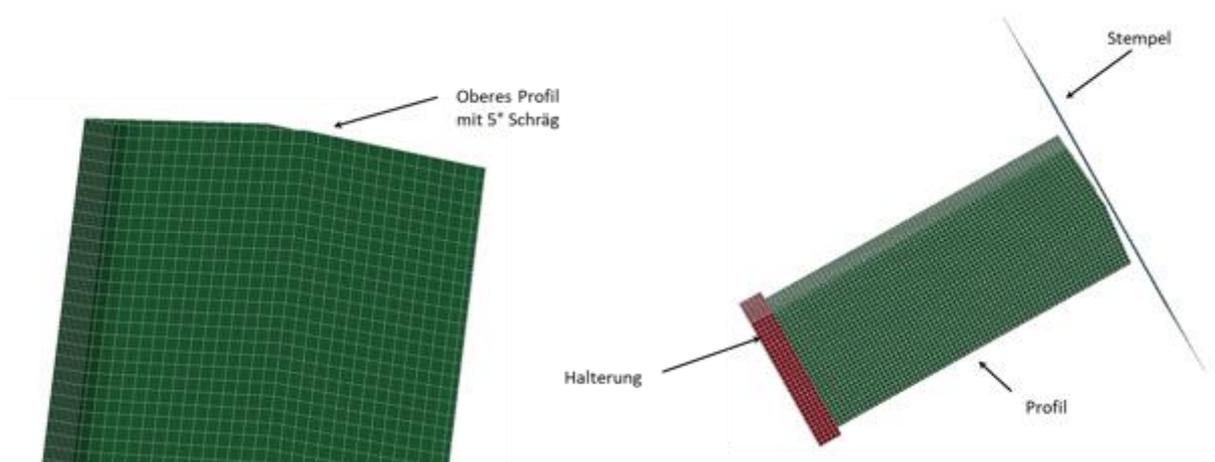


Abbildung 7-8: Das FE-Modell für des Stauchversuchs (recht) und Vergrößerung des oberes Profils mit 5° Schräg (links)

Die in AP4 ermittelten Materialkarten werden für die Komponentensimulationen eingesetzt. Gemessenes und berechnetes globales Verhalten und gestauchte Profile bei unterschiedlichen Stempelwegen sind für fünf Profilvarianten in den Abbildungen 7-9 bis 7-15 dargestellt.

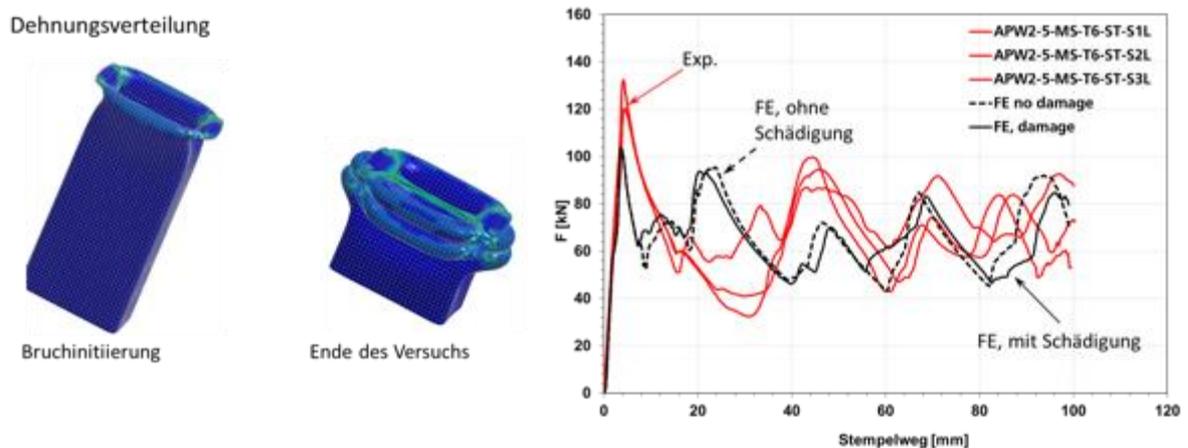


Abbildung 7-9: 1K25-5-mS-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (recht) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiiierung und am Ende des Versuchs (links)

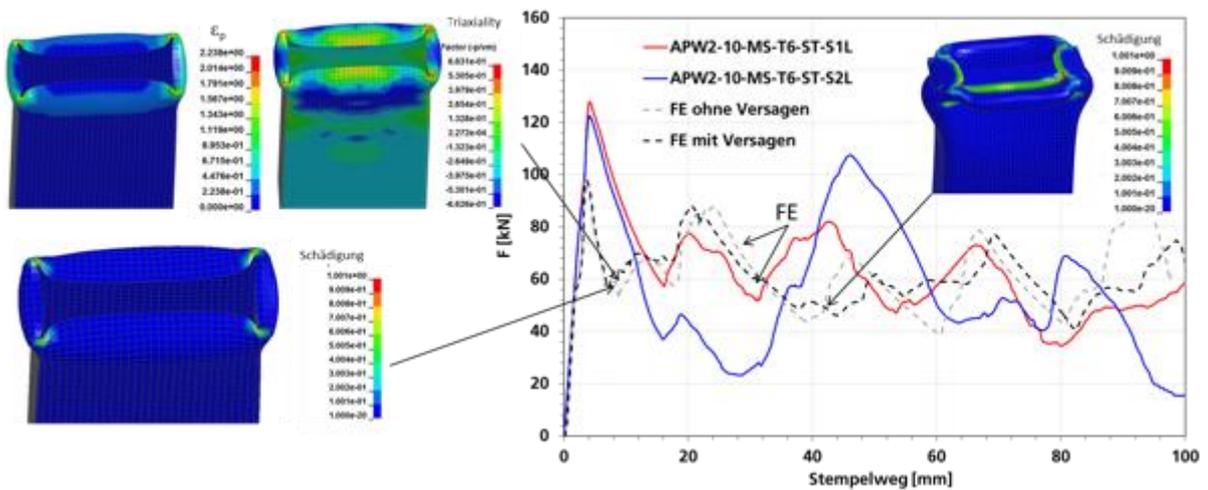


Abbildung 7-10: 1K25-10-mS-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation und Verteilung der plastischen Dehnung, Triaxialität und Schädigung bei Bruchinitiierung und beim Weg 40 mm

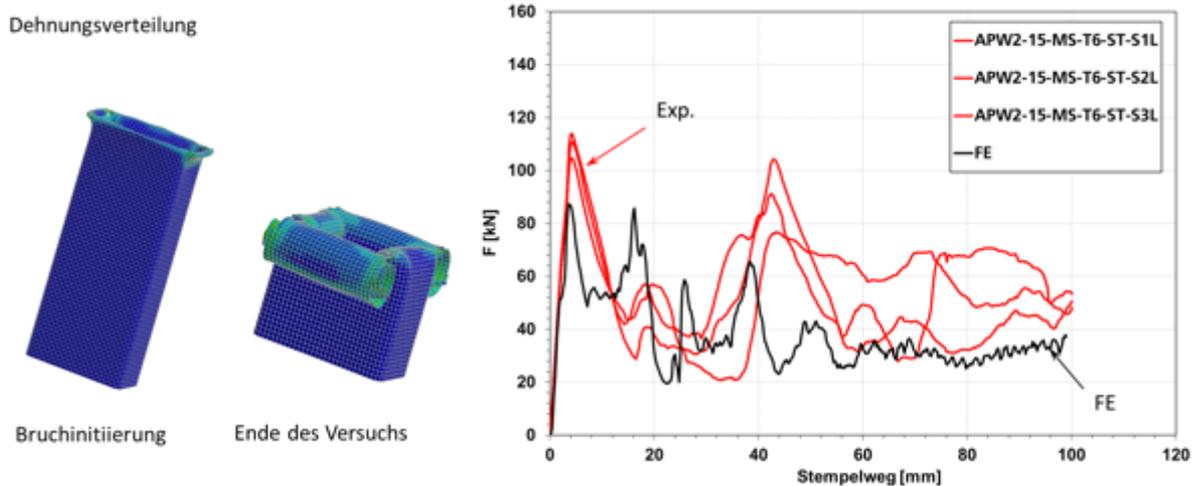


Abbildung 7-11: 1K25-15-mS-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiierung und am Ende des Versuchs (links)

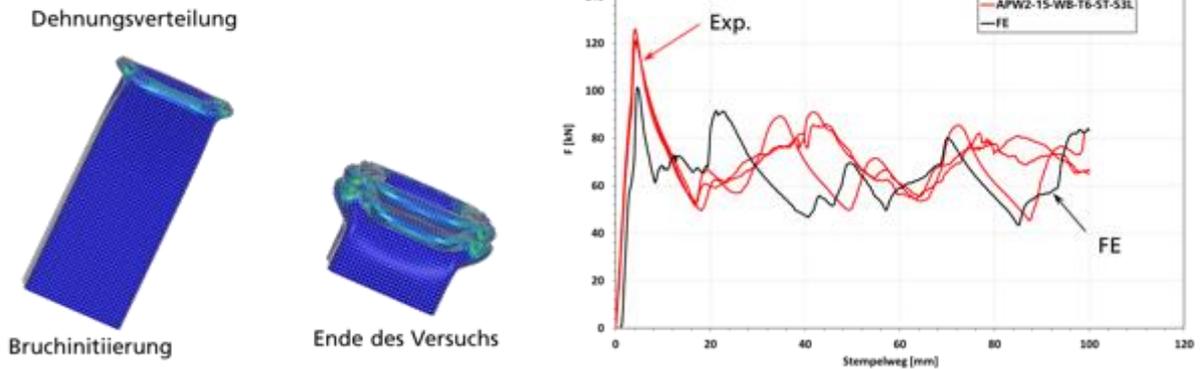


Abbildung 7-12: 1K25-15-WB-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiierung und am Ende des Versuchs (links)

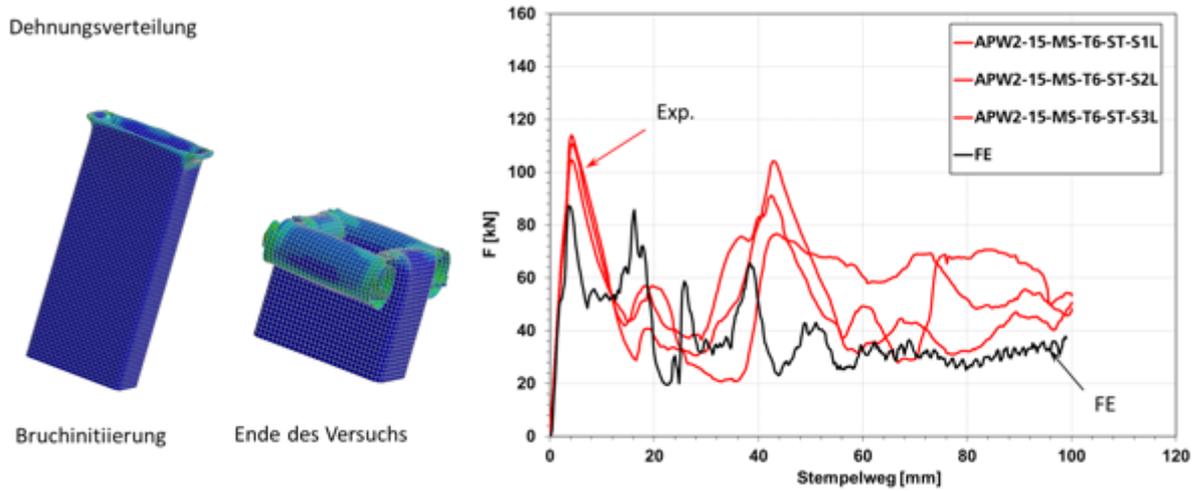


Abbildung 7-13: 1K25-15-mS-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiierung und am Ende des Versuchs (links)

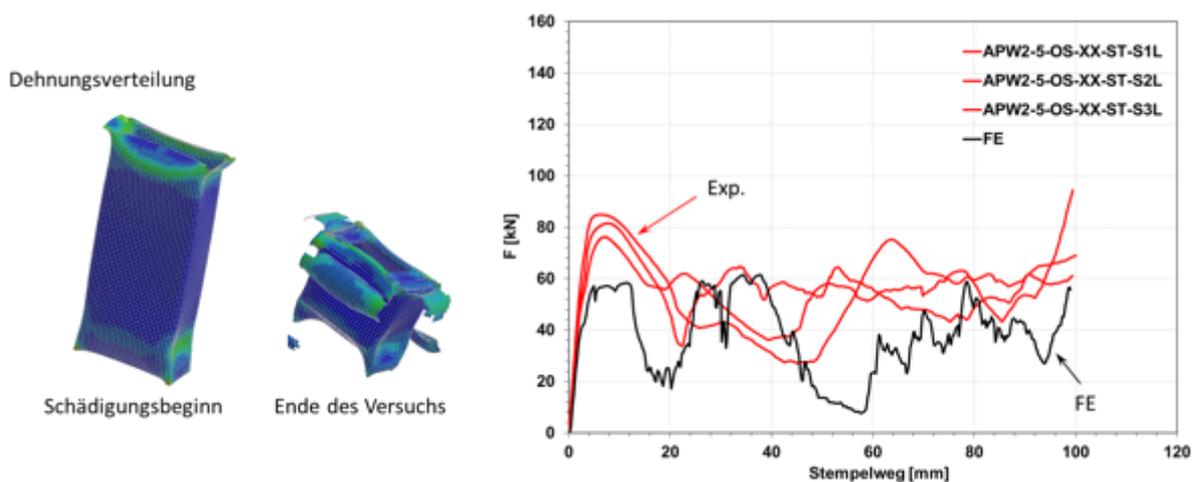


Abbildung 7-14: 1K25-5-oS-xx. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiierung und am Ende des Versuchs (links)

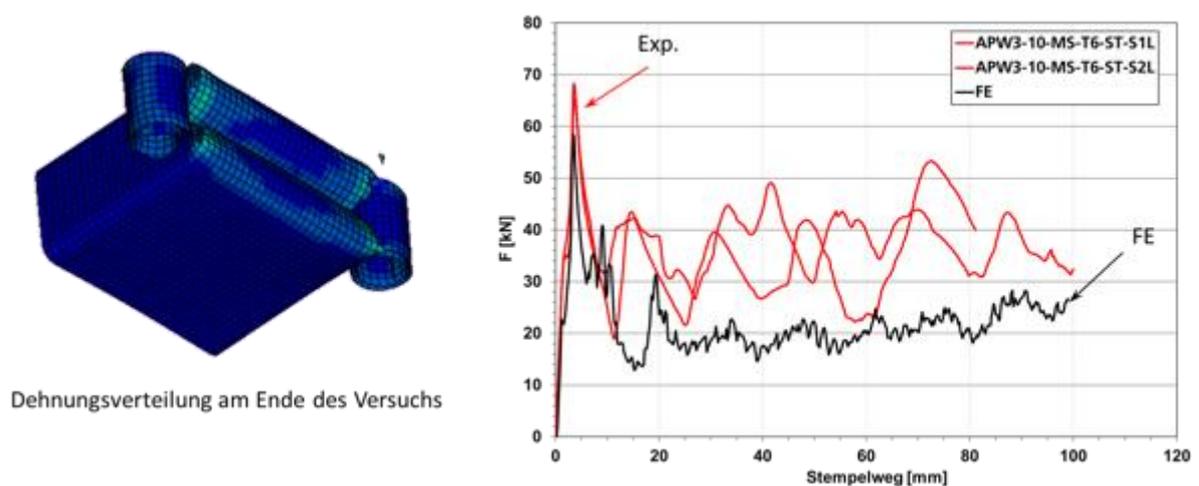


Abbildung 7-15: 1K37-10-mS-T6. Kraft-Weg Kurven des Stauchversuchs in Experiment und Simulation (rechts) und Verteilung der plastischen Dehnung bei Bruchinitiierung und am Ende des Versuchs (links)

Die Simulation unterschätzt immer die maximale Kraft. Ein Grund dafür könnte die Behandlung des Kontakts sein, da das Profil mit Schalenelementen modelliert wurde, und es sich um einen Kontakt zwischen Stempel und Schalenelementen, der problematisch ist, handelt. Das globale Verhalten und das Versagensmuster sind allerdings gut wiedergegeben.

Dadurch ist die Prognosefähigkeit der verwendeten Material- und Versagensmodelle validiert.

---

## 8 Erstellung eines zweiten KNN (Crashtest-Modell) zur Verknüpfung von Prozessparametern und mechanischen Eigenschaften mit Crasheigenschaften der Profile

### 8.1 Auswahl geeigneter Ansätze für die Modellerstellung und Abschätzung der erforderlichen Daten

Für das zweite Teilmodell zur Abbildung des Crashversuches wurde zunächst mit Hilfe von bestehenden Datensätzen eine erste Vorabversion des KNN entworfen und hinsichtlich seiner Eignung geprüft. Hierbei wurden insbesondere die Struktur und die benötigten Prozessdaten auf Signifikanz hin untersucht. Als Eingangsgrößen des KNN Stufe 2 wurden folgende Ausgangsgrößen des KNN Stufe 1 definiert:

- Dehngrenze  $R_{p0,2}$
- Zugfestigkeit  $R_m$
- Gleichmaßdehnung  $A_g$
- Bruchdehnung  $A_{10mm}$
- Brucheinschnürung  $Z$

Auf Basis der vom IWM durchgeführten quasistatischen Stauchversuche an den gepressten Profilabschnitten im Zustand T6 wurden folgende Parameter als Ausgangsgrößen für das KNN Stufe 2 festgelegt:

- Energieeintrag
- Maximal auftretende Kraft

### 8.2 Aufbau und Erprobung des KNN

Das KNN für den Crashversuch wurde mit Hilfe der Ergebnisse aus AP4 und AP5 erstellt, getestet und validiert. Die Vorgehensweise entspricht derjenigen von AP 3.2. Hierbei wurden insbesondere die Struktur des KNN sowie die Signifikanz von Eingangsparametern wie dem Gefügezustand und den mechanischen Eigenschaften auf das Crashverhalten untersucht (vgl. AP 5.2).

Die Entwicklung des zweiten KNN erfolgte entsprechend der in Abschnitt **Error! Reference source not found.** dargestellten Vorgehensweise durch systematische Variation der Netztiefe und der Anzahl der Neuronen pro Schicht. Hierbei wurden zunächst unterschiedliche Strukturen des KNNs erstellt und miteinander verglichen. Anschließend wurden vergleichende Betrachtungen zur Validierung der Vorhersagewerte durchgeführt. Die Ergebnisse des finalen KNN wurden wiederum mit ClearVuAnalytics als Referenz verglichen.

Aufgrund der eingeschränkten Datenmenge wurde dieses KNN für beide untersuchten Werkstoffzustände T4 und T6 entwickelt. In Abbildungen 8-1 bis 8-3 Abbildung 8 sind die Fehlerabweichungen (TMS) der getesteten KNN-Konfigurationen dargestellt.

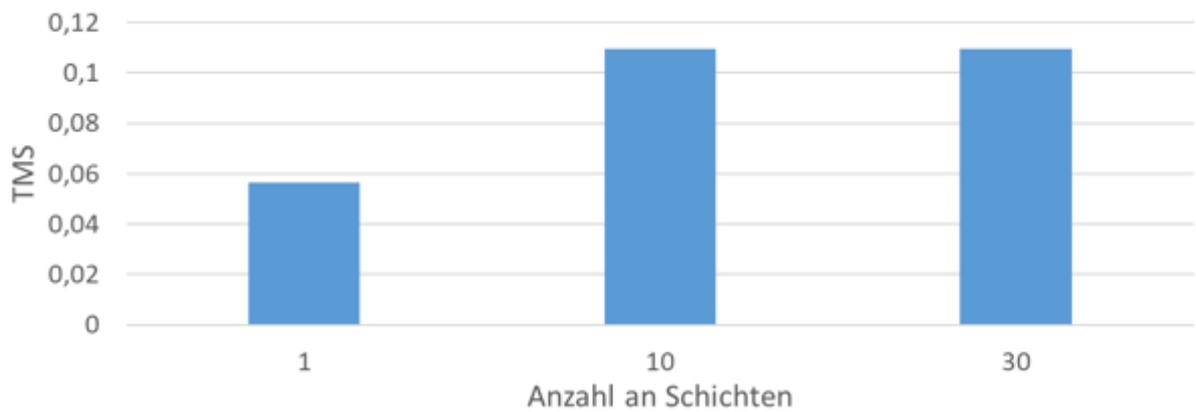


Abbildung 8-1: Abhängigkeit des TMS für das KNN Stufe 2 von der Anzahl der Zwischenschichten bei 10 Neuronen pro Schicht

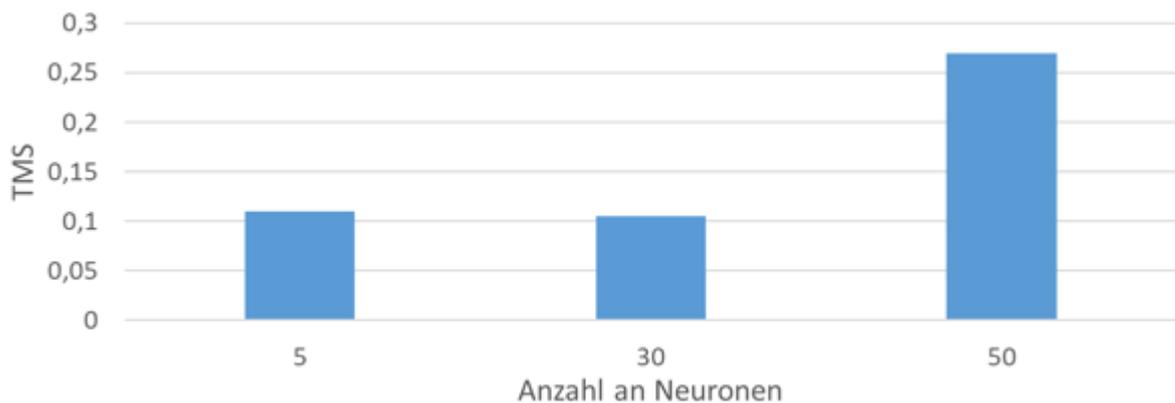


Abbildung 8-2: Abhängigkeit des TMS für das KNN Stufe 2 von der Anzahl an Neuronen bei gleichbleibender Tiefe des Netzes

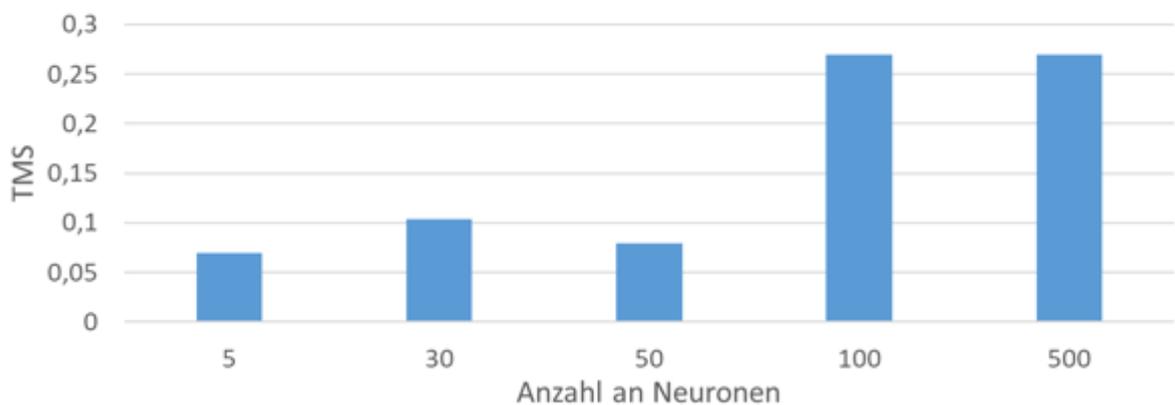


Abbildung 8-3: Abhängigkeit des TMS für das KNN Stufe 2 von der Anzahl der Neuronen bei nur einer Zwischenschicht

Wie auch bei der Stufe 1 zeigt sich eine Zunahme des TMS bei einer höheren Anzahl an Schichten und einer höheren Anzahl an Neuronen, unabhängig von der Anzahl der Zwischenschichten. Aus diesem Grund wurde für das KNN der Stufe 2 ein KNN mit 1 Schicht und 10 Neuronen ausgewählt.

Um das KNN zu überprüfen, wurden Vergleichsmodelle mit MODDE 13 erstellt und mit dem KNN aus NeurophStudio verglichen. Dabei ergab sich bei MODDE wieder ein linearer Zusammenhang zwischen den Ausgangs- und den Eingangsgrößen, jedoch zeigte das KNN diesmal eine deutlich höhere Signifikanz der Eingangsgrößen. Im Unterschied zum KNN für die Stufe 1 (Pressen) sind die Signifikanzen für den Crashfall deutlich stärker ausgeprägt. Abbildung 8-4 zeigt hierzu exemplarisch den Verlauf der Maximalkraft für den Profilstauchversuch in Abhängigkeit der gemessenen und berechneten Werte der Zugfestigkeit  $R_m$ .

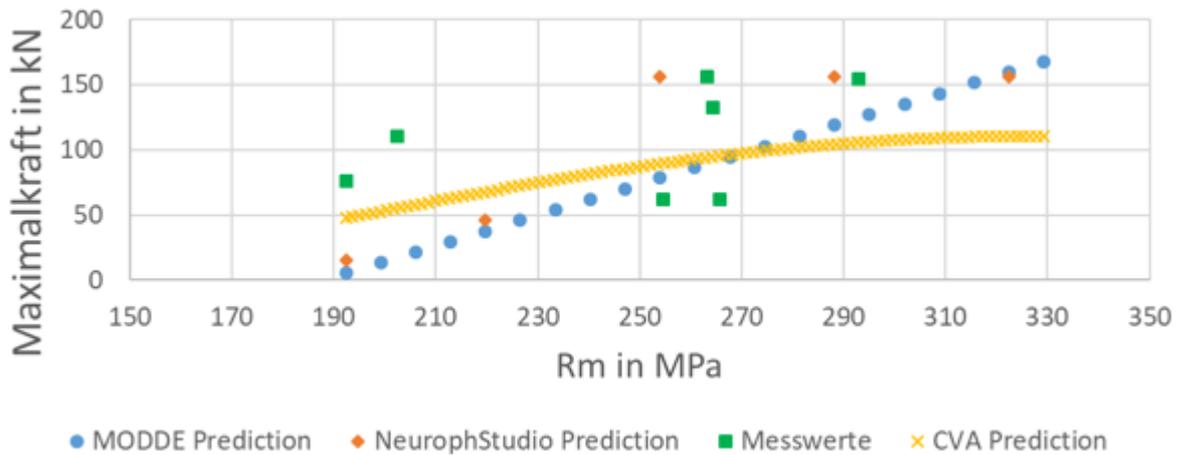


Abbildung 8-4: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Maximalkraft beim Stauchen in Abhängigkeit der Zugfestigkeit (in Längsrichtung)

Die lineare Zunahme der Maximalkraft mit zunehmender Zugfestigkeit wird mit dem MODDE-Modell am deutlichsten wiedergegeben, wohingegen die berechneten Werte des KNN einen eher asymptotischen Verlauf aufweisen. Die gemessene Maximalkraft weist hierbei keinen signifikanten Einfluss der Gleichmaßdehnung  $A_g$  und der Zugfestigkeit  $R_m$  auf. In Abbildungen 8-5 und 8-6 ist die Maximalkraft Gegenüberstellung für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  und die Brucheinschnürung  $Z$  dargestellt.

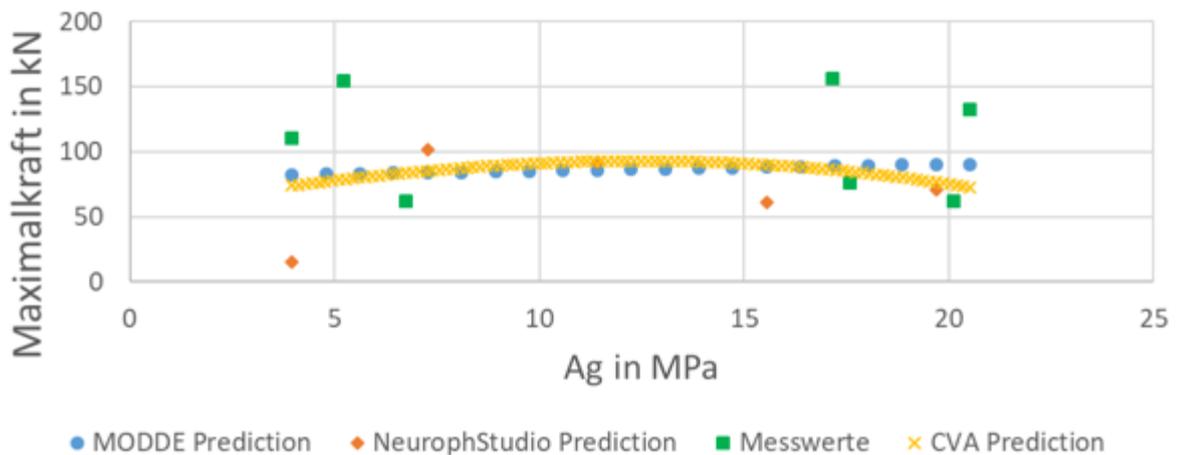


Abbildung 8-5: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Maximalkraft beim Stauchen in Abhängigkeit der Gleichmaßdehnung  $A_g$

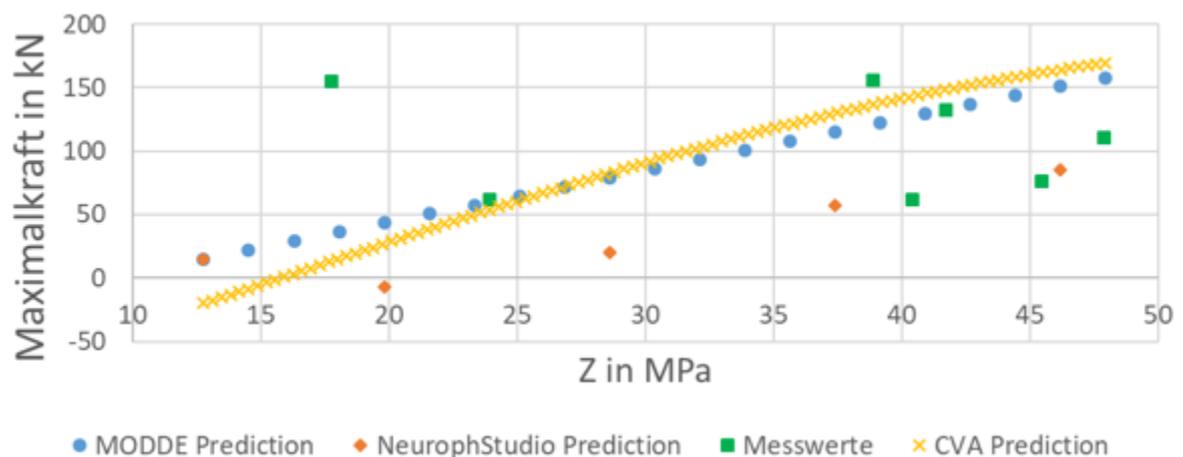


Abbildung 8-6: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Maximalkraft beim Stauchen in Abhängigkeit der Bruchdehnung Z

In Abbildung 8-6 zeigt sich, dass sowohl das CVA, als auch das erstellte KNN stellenweise negative Werte für die Maximalkraft ausgeben. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass in dem zugrundeliegenden Datensatz zu wenige Daten für diese Randbereiche vorhanden sind. Somit wird das KNN vermehrt mit im „mittleren“ Bereich liegenden Werten trainiert und das Modell wird somit verstärkt an diese Daten angepasst, während die wenigen Daten aus den Randbereichen weniger stark berücksichtigt werden.

Als weitere Überprüfung wurden an dieser Stelle ebenfalls wieder dieselben Modelle wie in Kapitel **Error! Reference source not found.** in ClearVuAnalytics erstellt und verglichen. Im Falle des KNN Stufe 2 lässt sich sehr gut der Auswahlprozess von ClearVuAnalytics darstellen. Abbildung 8-7 zeigt die erwähnte Ergebnisübersicht.

| Output Name        | Active Model          | Wins   | Correlation | MSE   | MAE   | CE      |
|--------------------|-----------------------|--------|-------------|-------|-------|---------|
| Maximalkraft in kN | gaussian processes II | ★★★★★★ | 0.7841      | 546.5 | 18.69 | 100.00% |

| Models                   |                                     | Qualities                  |        |  |  |
|--------------------------|-------------------------------------|----------------------------|--------|--|--|
| Active                   | Quality                             | Name                       | Wins   |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | linear model               | ★★     |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | fuzzy model                |        |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | support vector machine     | ★★     |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | decision tree I            | ★★★★   |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | gaussian processes I       | ★      |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | kernel quantile regression | ★      |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | forward neural net         |        |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input checked="" type="checkbox"/> | gaussian processes II      | ★★★★★★ |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | multilayer perceptron      | ★      |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | decision tree II           | ★      |  |  |
| <input type="checkbox"/> | <input type="checkbox"/>            | random forest II           | ★      |  |  |

Abbildung 8-7: Ergebnisausgabe von ClearVuAnalytics zur Modelauswahl für den Datensatz der Stufe 2

---

In der Ergebnisansicht wird mit Hilfe eines Ampelmodells die Qualität eines Modell-Typs angezeigt. Diese Ampel ist in zwei Hälften, links und rechts, unterteilt. Die linke Hälfte zeigt die finale Qualität des Modells, während die rechte Hälfte die Fähigkeit zur Generalisierung der Daten kennzeichnet. Als weiteres Merkmal werden die so genannten „Wins“ der Modelle anhand von Sternen aufgezeigt. Diese Wins zeigen an wie oft das entsprechende Modell signifikant besser war als die anderen Modelle innerhalb des Meta-Modells.

Für das KNN Stufe 2 wurde für beide Ausgangsgrößen das Modell „Gaussian Processes II“ ausgewählt, wobei diesmal, wie in Abbildung 8 8-7 gezeigt, auch andere Modelle deutlich bessere Ergebnisse lieferten. Gaußprozesse werden zur mathematischen Modellierung von nicht-deterministischen Systemen verwendet. Dabei können sie wie ein überwachtetes Maschinenlernverfahren, wie beispielsweise KNNs, verwendet werden, wobei allerdings in vielen Fällen kein iteratives Training notwendig ist. Als zweitbeste Methode zur Bestimmung der Maximalkraft wäre beispielsweise das Modell „Decision Tree I“ geeignet und für den Energieeintrag die „Support Vector Machine“. Auch ein „Multilayer Perceptron“ schnitt in diesem Fall bei beiden Größen deutlich besser ab.

In Abbildung 8 8-7 zeigt sich der für das Modell Gaussian Processes typische glockenförmige Verlauf der Vorhersagewerte durch das von CVA ausgewählte Modell.

Um ein KNN zukünftig verlässlich einsetzen zu können, sollten daher zusätzliche Daten gesammelt werden, die in diese Randbereiche fallen, um so diese Zusammenhänge besser abbilden zu können.

Das KNN der Stufe 2 ist somit zum jetzigen Zeitpunkt nur bedingt aussagekräftig bezüglich der tatsächlichen Crasheigenschaften in Abhängigkeit der Werkstoffeigenschaften.

### **8.3 Anpassung des KNN-Crashtest-Modells für die Abbildung unterschiedlicher Profilgeometrien**

Die Eingabeschicht des KNN wird für die Abbildung veränderlicher Geometrien in Analogie zu AP 3.3 angepasst.

Die Abbildung unterschiedlicher Profilgeometrien, im Rahmen dieses Projektes vornehmlich das Profil 3, wurde nach Rücksprache mit den Projektpartnern in einer PbA-Sitzung bereits in den Datensatz für das KNN Stufe 1 eingebaut. Als kennzeichnende Parameter wurden festgelegt:

- Profilfläche in mm<sup>2</sup>
- Wanddicke des Profils in mm
- Kantenradius innen in mm

In den folgenden Abbildungen 8-8 bis 8-10 ist exemplarisch die Signifikanz einiger Größen dargestellt.

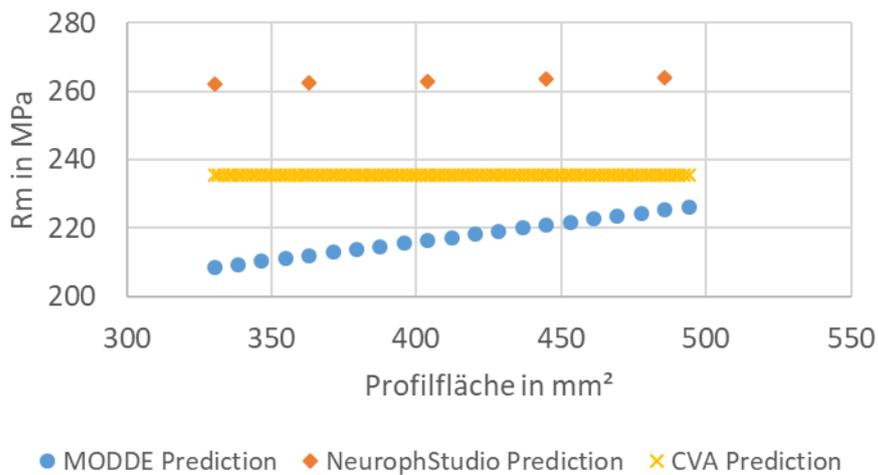


Abbildung 8-8: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Zugfestigkeit Rm in Abhängigkeit der Profilfläche der Profile im Zustand T4

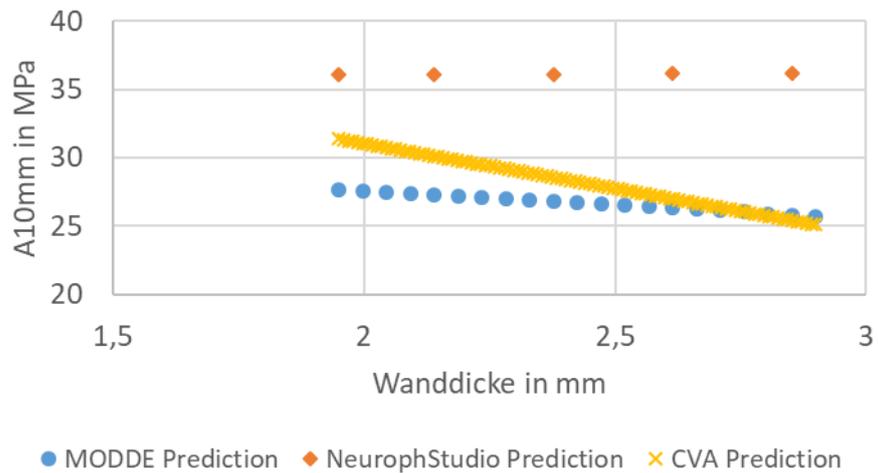


Abbildung 8-9: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Bruchdehnung A10mm in Abhängigkeit der Wanddicke der Profile im Zustand T4

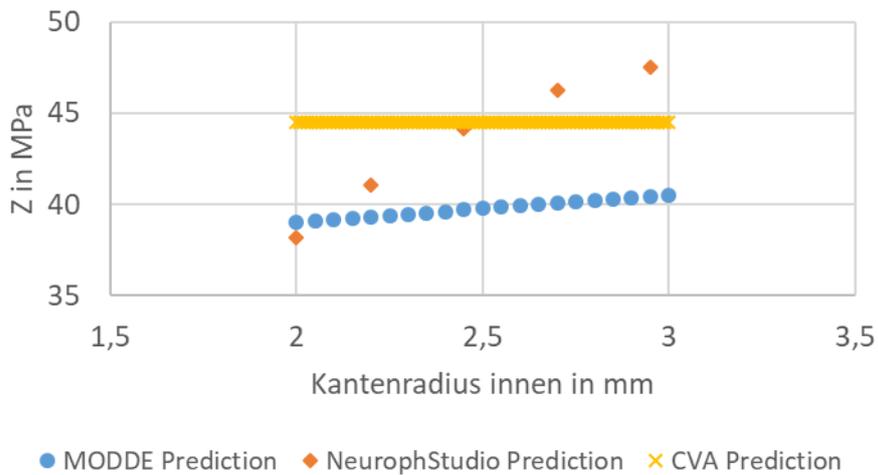


Abbildung 8-10: Gegenüberstellung der vorhergesagten Werte der Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit des Kantenradius innen der Profile im Zustand T4

---

Während die Geometrieparameter bei den meisten Materialkennwerten keinerlei Signifikanz aufweisen, ist bei einigen wenigen, je nach betrachtetem Modell, eine Abhängigkeit erkennbar.

Die Ergebnisse dieser Untersuchung belegen eine von zwei Aussagen. Entweder zeigen sie, dass die Profilgeometrie kaum eine Rolle spielt und eher die Prozessparameter entscheidend sind für die Crasheigenschaften des Profils oder aber, dass lediglich die gewählten Geometrieparameter nicht so entscheidend sind wie erwartet und dass möglicherweise andere Geometrieparameter in die Betrachtung miteinbezogen werden sollten.

## **9 Erstellung und Validierung des Gesamtmodells**

### **9.1 Verknüpfung der KNN aus AP 3 und AP 6 und Validierung und Abgleich des KNN**

Die beiden Teilmodelle für den Strangpressprozess und den Crashversuch werden zu einem integrierten Gesamtmodell verknüpft. Das Gesamtmodell wird mit verfügbaren Datensätzen getestet. Insbesondere soll die Stabilität des Modells bei fehlenden Daten untersucht werden.

Für die praxiserorientierte Anwendung werden Empfehlungen in Bezug auf die benötigten Prozessparameter beim Strangpressen sowie die Merkmale der gepressten Profile erarbeitet.

Beide Teilmodelle stellen ein eigenes KNN dar. Nach mehreren Testläufen und Untersuchungen der Datensatzzusammensetzung wurde beschlossen das KNN Stufe 1 in zwei KNNs aufzuteilen, wobei die KNNs jeweils einen Zustand, T4 oder T6, der Profile abbilden. Hiermit konnte eine höhere Genauigkeit des Trainings und des Tests der KNNs erreicht werden. Dies ist in Abbildung 5-29 bis Abbildung 5-31 dargestellt.

Das KNN Stufe 1 bringt hierbei die Prozessparameter während des Strangpressprozesses und die ausgewählten Geometrieparameter, die die einzelnen Profilgeometrien charakterisieren sollen, mit den Materialeigenschaften in Zusammenhang. Im zweiten Schritt, also dem KNN Stufe 2, wurden diese Materialeigenschaften mit den tatsächlichen Crashmerkmalen verbunden. So können Korrelationen zwischen den einzelnen Größen erkannt werden. Nach der Verknüpfung beider Teilmodelle zu einem Gesamtmodell kann somit von den Prozess- und Geometrieparametern auf die Crasheigenschaften geschlossen werden.

### **9.2 Umsetzung, Erstellung einer Java-basierten Applikation für das Prozessmodell**

Auf Basis des Gesamtmodells soll eine plattformunabhängige Java Applikation für die datenbasierte Prozessplanung unter industriellen Bedingungen im Kontext von Industrie 4.0 umgesetzt werden. Die Anwendung orientiert sich an den Prozessparametern und Prüfmerkmalen der industriellen Praxis. Ggf. notwendige

---

Merkmale zur Charakterisierung der Mikrostruktur werden anhand der Ergebnisse aus AP 1 und AP 2 als Hilfsgrößen im Hintergrund bestimmt. Als Vergleichsgrößen dienen die in Abbildung 10 dargestellten Merkmale des Pressprofils.

Für die Vorhersage der Crashmerkmale werden analog signifikante Merkmale des Stauchprozesses aus der Geometrie oder dem Belastungszustand als Hilfsgrößen bestimmt, vgl. AP 5.3.

### **9.3 Anwendung der gesamten Methode für das zweite Profil**

Mit der Übertragung auf die Lastfälle und Profilgeometrien von AP5.5 soll der Nachweis/Benchmark erbracht werden, ob das erarbeitete zweistufige Modell für die Analyse ähnlicher Produkte geeignet ist. Hierbei soll die Struktur des KNN beibehalten und die einzelnen Faktoren des KNN auf Basis der entsprechenden mechanischen Kennwerte neu bestimmt werden. Der Einfluss der Profil- und Verfahrensparameter auf die Ergebnisqualität soll bewertet werden.

Die Analyse des Einflusses der gewählten Geometrieparameter zeigte, dass diese keinen signifikanten Einfluss auf die Materialeigenschaften ausweisen, vgl. Kapitel **Error! Reference source not found.** Möglicherweise üben andere Geometrieparameter, die bisher unberücksichtigt blieben, einen größeren Einfluss auf die Materialeigenschaften aus.

Wie in Abschnitt **Error! Reference source not found.** gezeigt, können als Haupteinflussgrößen die Stempelgeschwindigkeit und Produktgeschwindigkeit genannt werden, wobei diese nur einen geringfügig höheren Einfluss auf die Materialeigenschaften zeigen als die anderen Eingangsgrößen des Prozesses. Um diese Signifikanz zu verifizieren, sollten ggf. noch weitergehende Untersuchungen mit zusätzlichen Versuchsparametern durchgeführt werden.

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

Drei Profilgeometrien aus 18 unterschiedlichen Prozessvarianten wurden unter unterschiedlichen Spannungszuständen statisch charakterisiert. Neben der globalen Größen wie z.B. Kraft, Verschiebung wurden lokale Dehnungsfelder während Versuch ermittelt.

Große Einflüsse von Pressgeschwindigkeit, Abkühlungsbedingung und Wärmebehandlung auf mechanische Eigenschaften wurden festgestellt. Mit zunehmender Pressgeschwindigkeit nimmt die Fließspannung deutlich ab. Allerdings bei Scherbelastung wurde dieser Effekt nicht bestätigt.

Die Variation des Pressverhältnisses hat nur einen geringfügigen Einfluss auf mechanische Eigenschaften. Ein klarer Anisotropie-Effekt wurde bei allen Prozessvarianten beobachtet.

Bei Stauchversuchen an Profilen wurden große Einflüsse von Prozessparametern des Strangpressens festgestellt.

---

Einflüsse der Prozessparameter des Strangpressens auf die Mikrostruktur wurden anhand von Licht- und REM-Untersuchungen sowie EBSD-Analyse untersucht. Verteilungen der Korngröße und der Kornorientierung wurden ermittelt.

Die mechanischen Kennwerte und die Biegewinkel wurden für alle untersuchten Prozessvarianten bestimmt und systematisch verglichen. Zusätzlich wurden die Einflüsse der Mehrachsigkeit auf die Bruchdehnungen von Scherung über einachsigen Zug, ebene Dehnung bis zum biaxialen Zug quantifiziert. Außerdem wurden die anisotrope Effekte erfasst.

Wichtige Prozessparameter sind Pressgeschwindigkeit, Kühlgeschwindigkeit und Wärmebehandlung (Auslagerung). Pressverhältnis und Profilgeometrie beeinflussen auch die mechanischen Eigenschaften.

Verschiedene Einflüsse der Prozessparameter auf die mikrostrukturellen Eigenschaften und damit auf das mechanische Verhalten wurden nachgewiesen.

Den stärksten Einfluss auf die Festigkeit (Dehngrenze, Zugfestigkeit, Härte) hat erwartungsgemäß die Warmaushärtung (T6).

Bei gleicher Wärmebehandlung (T6) kommen auch die mittlere Korngröße im Kerngefüge sowie der Grobkorn-Anteil zum Tragen. So nimmt bei den Einkammerprofilen mit Pressverhältnis 25, die sich nur in der Produktgeschwindigkeit unterscheiden (Serie1,2,3), der Grobkorn-Anteil in der gleichen Reihenfolge zu, wie Zugfestigkeit und Dehngrenze abnehmen. Die heterogene Verteilung des Grobkorns über die Profildicke (nicht nur an den Oberflächen, sondern auch im Inneren) dürfte bei Serie 3 die Ursache für die größere Streuung der Spannungs-Dehnungskurven sein.

Ein Versagensmodell wurde für unterschiedliche Prozessvarianten kalibriert und durch Simulation von verschiedenen Probenversuchen überprüft.

Stauchversuche an Profilen wurden zur Quantifizierung der Prozesseinflüsse durchgeführt und klare Beziehungen zwischen den Materialkennwerten und dem Profilverhalten sind zu erkennen.

Die Komponentensimulationen mit den kalibrierten Materialparametern sind in der Lage, das Verformungs- und Versagensverhalten von Profilen aus verschiedenen Prozessen vorherzusagen.

## 11 Ergebnistransfer in die Wirtschaft

### *Durchgeführte Transfermaßnahmen*

| <b>Maßnahme</b>                   | <b>Ziel</b>   | <b>Ort/Rahmen</b>             | <b>Datum/Laufzeit</b> |
|-----------------------------------|---|-------------------------------|-----------------------|
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion, Festlegung der Arbeitsschritte | 1. Sitzung des PA in Freiburg | 04.04.2019            |

|                                   |  |   |                |
|-----------------------------------|--|---|----------------|
| Vortrag                           | Schulung von Mitarbeitern aus Strangpressbetrieben, Profilanwendern, und Zulieferindustrie | DGM Fortbildungspraktikum „Direktes und indirektes Strangpressen“       | 20.-21.05.2019 |
| Vortrag                           | Fortschrittsbericht, Erfahrungsaustausch   | Präsentation im Arbeitskreis Forschung des FA-Strangpressen der DGM     | 25.09.2019     |
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion, Festlegung der Arbeitsschritte                            | 2. Sitzung des PA in Singen   | 20.10.2019     |
| Vortrag                           | Fortschrittsbericht, Erfahrungsaustausch   | Jahrestagung des Fördervereins des Forschungszentrum Strangpressen e.V. | 05.06.2020     |
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion, Festlegung der Arbeitsschritte                            | 3. Sitzung des PA (Videokonferenz)                                      | 10.12.2020     |
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion, Festlegung der Arbeitsschritte                            | 4. Sitzung des PA (Videokonferenz)                                      | 21.04.2021     |
| Vortrag                           | Fortschrittsbericht, Erfahrungsaustausch   | Jahrestagung des Fördervereins des Forschungszentrum Strangpressen e.V. | 06.05.2021     |
| Vortrag                           | Wissenstransfer in die Lehre unter Einbeziehung neuester Forschungsergebnisse              | Vorlesung „Strangpressen metallischer Werkstoffe“ an der TU Berlin      | jährlich       |

### *Geplante Transfermaßnahmen*

| <b>Maßnahme</b>                   | <b>Ziel</b>  | <b>Ort/Rahmen</b>  | <b>Datum/Laufzeit</b> |
|-----------------------------------|--|--|-----------------------|
| Veröffentlichung                  | Wissenstransfer in die Wirtschaft, Information der Fachwelt                                | Extrusion Technology   | 05/2022               |
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion  | AK Leichtmetall des FA Strangpressen der DGM                             | II/2022               |
| Vortrag                           | Fortschrittsbericht, Erfahrungsaustausch   | Jahrestagung des Fördervereins des Forschungszentrum Strangpressen e.V.  | 12.05.2022            |
| Ergebnispräsentation und Beratung | Fortschrittsbericht, Diskussion  | Jahrestagung des FA Strangpressen der DGM                                | III/2022              |
| Integration in die Lehre          | Information von Studierenden, Heranführen von Studierenden an wissenschaftliches Arbeiten  | Einbeziehung in Vorlesungsveranstaltungen, Vergabe von Abschlussarbeiten | SoSe 2022             |
| Vortrag                           | Schulung von Mitarbeitern aus Strangpressbetrieben, Profilanwendern, und Zulieferindustrie | DGM Fortbildungspraktikum „Direktes und indirektes Strangpressen“        | jährlich              |
| Vortrag                           | Schulung von Mitarbeitern aus Strangpressbetrieben, Profilanwendern, und Zulieferindustrie | TAE Semianr „Grundlagen des Strangpressens“                              | 2 jährig              |

---

## **12 Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts**

Viele Presswerke, Hersteller von Presswerkzeugen sowie Software-Firmen für Strangpresssimulation 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. Zusätzlich wird der Schlussbericht auf der Homepage beider Forschungsinstitute veröffentlicht und ist so für die interessierte Öffentlichkeit verfügbar. Die im Projekt entwickelten Werkstoff-, Reib- und Mikrostrukturmodelle sowie die Versuchsdaten werden über den FA Strangpressen/ AK Forschung der DGM und Veröffentlichungen für weitere Anwendungen zur Verfügung gestellt. Weder wirtschaftliche noch technische Gründe sprechen gegen eine sofortige Berücksichtigung der Erkenntnisse in Konstruktion und Fertigung.

---

## 13 Danksagung

Fraunhofer IWM und FZS Berlin und LUM-LFT Hochschule Heilbronn bedanken sich bei den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die anregenden Diskussionen und konstruktiven Ergänzungen zu diesem Vorhaben. Insbesondere gilt der Dank folgenden Firmen:

Constellium Singen GmbH, 78224 Singen  
Daimler AG, 71059 Sindelfingen  
Dr.-Ing. h.c. F. Porsche AG, 71287 Weissach  
DYNAmore GmbH, 70565 Stuttgart  
Divis intelligent solutions GmbH, 44227 Dortmund  
Gesellschaft für numerische Simulation mbH, 38114 Braunschweig  
Hai Extrusion Germany GmbH, 59494 Soest  
HMT Höfer Metall Technik GmbH & Co. KG, 06333 Hettstedt  
ISPT GmbH & Co. KG, ZfP, 44263 Dortmund  
Marx GmbH & Co. KG, 58638 Iserlohn  
MATFEM Partnerschaft Dr. Gese & Oberhofer, 80638 München  
Opel AG, 65423 Rüsselsheim  
Otto Fuchs KG, 58540 Meinerzhagen  
Wefa Inotec GmbH, 78224 Singen

Beteiligte Mitarbeiter der Forschungsstellen:

IWM: Dr. Florence Andrieux, Clemens Fehrenbach, Sabine Oeser, Dr. Dong-Zhi Sun  
FZS: Dr. Sören Müller, Dr. René Nitschke  
LUM-LFT: Prof. Dr. Dirk Ringhand

---

## 14 Literaturverzeichnis

- [ALL13] Allen, J.K.; Mistree, F.; Panchal, J.; Gautham, BP; Singh, A.; Reddy, S.; Kulkarni, N.; Kumar, P. INTEGRATED REALIZATION OF ENGINEERED MATERIALS AND PRODUCTS: A FOUNDATIONAL PROBLEM, Proc. of the Second World Congress on Integrated Computational Materials Engineering, Salt Lake City, Utah. July 7-11, 2013. Paper Number PII-52.
- [AND14] Andrieux, F.; Klitschke, S.; Böhme, W.; Sun, D.-Z.: Characterization and modeling of the deformation and damage of an aluminum sheet for crash, ICILLS 2014, 2014.
- [AUD05] Technische Liefervorschrift 116 der Audi AG, Strangpressprofile aus Al-Legierung AA6xxx –Werkstoffanforderungen, Juli 2005.
- [BAK15] den Bakker, A. J., Wu, X., Katgerman, L.; van der Zwaag, S.: Microstructural and X-ray tomographic analysis of damage in extruded aluminium weld seams, Materials Science and Technology 2015 VOL 31 NO 1.
- [BAO04] Bao, Y.; Wierzbicki, T.: On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space, Int. J. Mech. Sci., 2004, 46 (81), 81-98.
- [BAR04] Bariani, P.F.; Dal Negro, T.; Bruschi, S.: Testing and Modelling of Material Response to Deformation in Bulk Metal Forming Testing and Modelling of Material Response to Deformation in Bulk Metal Forming · CIRP Annals - Manufacturing Technology Dec 2004.
- [BAS00] Basheer, I.A.; Hajmeer, M.: Artificial neural networks: fundamentals, computing, design, and application, J. of Microbiological Methods 43 (2000) 3–31.
- [BER13] Bernhardt, R.; Schafstall, H.; Prahl, U.; Konovalov, S.; Bambach, M.; Henke, Th.: Physikalisch-statistisch basierte Multiskalen-Simulation in Prozessketten der Massivumformung, in: Liewald, M. (Hrsg.): Neuere Entwicklungen in der Massivumformung 2013.
- [BIR06] Birol, Y.: The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles, Journal of Materials Processing Technology 173 (2006) 84-91.
- [BOO11] Bookjans, M.: Virtuelles Qualitätsmanagement Strategien für den Aufbau abweichungsbetrachtender Simulationsmodelle und die Entwicklung virtueller Qualitätsmanagementtechniken, Dissertation Univ. Erlangen-Nürnberg 2011.
- [BRE07] Breuer, D.: Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung, Dissertation RWTH Aachen 2007.
- [BRU10] Brüggemann, T.; Bollmann, C.; Mohles, V.; Gottstein, G.; Hirsch, J.; Myhr, O.R.: Yield Stress Development during Age-Hardening of AA6xxx: Comparison of Two Model Predictions with Experimental Findings, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan.
- [CHU99] Chun, M.S.; Biglou, J.; Lenard, J.G.; Kim, J.G.: Using neural networks to predict parameters in the hot working of aluminum alloys, J. of Materials Processing Technology 86 (1999) 245 – 251.
- [DOR10] Dørum, C.; Lademo, O.-G.; Myhr, O. R.; Berstad, T.; Hopperstad, O.S.: Finite element analysis of plastic failure in heat-affected zone of welded aluminium connections, Computers and Structures 88 (2010) 519–528.

- 
- [EAA12] EAA Aluminium penetration in cars, Final Report, Durcker Worldwide & EAA Aluminium, Public Version, 13 März 2012.
- [FAL12] Falkinger, G.; Sun, D.-Z.; Basaran, M.; Feucht, M.: Charakterisierung und Modellierung eines stranggepressten Al-Profiles mit besonderer Berücksichtigung der plastischen Anisotropie, *Workshop crashMAT 2012*, Freiburg.
- [FOY13] Foydl, A., Segatori, A., Ben Khalifa, N., Donati, L., Brosius, A. Tomesani, L., Tekkaya, A. E.: Grain size evolution simulation in aluminium alloys AA 6082 and AA7020 during hot forward extrusion process, *Materials Science and Technology* 29 No. 1 (2013) 100–110.
- [FRO16] Frolova, O.: Fortgeschrittene Methoden zur Bewertung des schmelzenspezifischen Zeitstandbruchverhaltens von Werkstoffen des Kraftwerkbaus, Dissertation Universität Stuttgart 2016.
- [GOH95] GOH, A.C.T.: Back-propagation neural networks for modeling complex systems, *Artificial Intelligence in Engineering* 9 (1995), 143-151.
- [GOO16] Goodfellow, I.; Bengio, Y.; Courville, A.: *Deep Learning*, The MIT Press 2016.
- [HIR11] Hirsch, J.; Karhausen. K. F.: History of ICME in the European Aluminium Industry, 1st World Congress on Integrated Computational Materials Engineering TMS 2011.
- [HIR12] Hirsch, J.: Advances in Integrated Computational Materials Engineering “ICME”, Proc. Of the 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13) TMS 2012.
- [HIR14] Hirsch, J.: Recent development in aluminium for automotive applications, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 24 (2014) 1995–2002.
- [HOA15] Hoang, N.-H.; Hopperstad, O. S.; Myhr, O. R.; Marioara, C.; Langseth, M.: An improved nano-scale material model applied in axial-crushing analyses of square hollow section aluminium profiles, *Thin-Walled Structures* 92 (2015) 93–103.
- [HOR12] Horstemeyer, M. F.: *Integrated computational materials engineering (ICME) for metals: using multiscale modeling to invigorate engineering design with science* WILEY-TMS, 2012.
- [HSI05] Hsiang, S.-H.; Kuo, J.-L.: Application of ANN to the hot extrusion of magnesium alloy sheets, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2005) 25, 292–300.
- [KAS00] Kasperkiewicz, J.: The applications of ANNs in certain materials-analysis problems, *Journal of Materials Processing Technology* 106 (2000), 74-79.
- [KON00] Kong, L.X.; Hodgson, P.D.; Collinson, D.C.: Extrapolative prediction of the hot strength of austenitic steels with a combined constitutive and ANN model, *J. of Materials Processing Technology* 102 (2000) 84-89.
- [KRA15] Krawiec, M.; Sun, D.-Z.: Charakterisierung und Modellierung von dickwandigen stranggepressten Aluminiumprofilen, *Workshop crashMAT2015*, Freiburg.
- [LI00] Li, Y.Y.; Bridgwater, J.: Prediction of extrusion pressure using an artificial neural network, *Powder Technology* 108, 2000, 65–73.
- [LI02] Li, M.; Liu, X.; Xiong, A.: Prediction of the mechanical properties of forged TC11 titanium alloy by ANN, *J. of Materials Processing Technology* 121 (2002), 1-4.
- [LI04] Li, H.J.; Qi, L.H.; Han, H.M; Guo, L.J.: Neural network modeling and optimization of semi-solid extrusion for aluminum matrix composites, *J. of Materials Processing Technology* 151 (2004) 126–132.

- 
- [LUC10] Lucignano, C.; Montanari, R.; Tagliaferri, V.; Ucciardello, N.: Artificial neural networks to optimize the extrusion of an aluminium alloy, *J. Intell. Manuf.* (2010) 21, p. 569–574.
- [MIL12] Milkereit, B., Wanderka, N., Schick, C., Kessler, O.: Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys, *Materials Science and Engineering A* 550 (2012) 87-96.
- [MUS10] Musharavati, F.; Hamouda, A.S.M: Application of artificial neural networks for modelling correlations in age hardenable aluminium alloys, *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 41, ISSUES 1-2, July-August 2010, 140 -146.
- [MYH10] Myhr, O.R.; Grong, Ø.; Pedersen, K.O.: A Combined Precipitation, Yield Strength and Work Hardening Model for Al-Mg-Si Alloys, *Met. Trans A*, Vol. 41, No. 9, 2010, pp. 2276.
- [MYH14] Myhr, O. R.; Østhus, R.; Furu, T.: A novel methodology for optimisation of product properties and production costs in fabrication of aluminium alloys, *Materials Science Forum* Vols. 794-796 (2014) pp 676-681.
- [OCK12] Ockewitz, A.; Sun, D.-Z.; Andrieux, F.; Mueller, S.: Development of a numerical method for simulation of aluminum extrusion processes with modeling of microstructure, *Key Engineering Materials*, Vol. 491, 2012, pp. 257-264, © (2012) Trans Tech Publications, Switzerland.
- [POE07] Pöhlandt, K.; Ringhand, D.; Bubeck, F.: Umform- und Gefügesimulation für die Kupfer-Halbzeugfertigung. 53. Metallkunde-Kolloquium, Lech am Arlberg, 16.-18. April 2007.
- [RAF01] Rafiq, M.Y.; Bugmann, G.; Easterbrook, D.J.: Neural network design for engineering applications, *Computers and Structures* 79 -2001), 1541– 1552.
- [RIN15] D. Ringhand, D.; Mayer, Th.; Brügge, D.: Simulation of Extrusion Processes for Copper and Copper Alloys, *Proc. of the IWCC Technical Seminar 2* March 2015, Istanbul.
- [SCH11] Schulz, W. et al.: Integrative Prozessketten-Simulation für Werkstoff- und Fertigungstechnologien, in: Brecher, C., (Hrsg.): *Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer*, Springer Verlag 2011.
- [SCH12] Schäfer, C.; Myhr, O.R.; Liang, Z.; Brinkman, H.-J.; Engler, O.; Hirsch, J.; Chang, C.; Banhart, J.: Modelling the Effect of Room Temperature Storage and Deformation on the Age-Hardening Behaviour of Al-Mg-Si Alloys, *Proc. ICAA13 TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, 2012.
- [SHE07] Sheikh-Ahmad, J.; Twomey, J.: ANN constitutive model for high strain-rate deformation of Al 7075-T6, *J. of Materials Processing Technology*, 186 (2007) 339–345.
- [SUN95] Sun, D.-Z., Höning, A., Böhme, W., Schmitt, W., Application of Micromechanical Models to the Analysis of Ductile Fracture under Dynamic Loading, *Fracture Mechanics: 25th Volume*, ASTM STP 1220, F. Erdogan, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995, pp. 343-357.
- [SUN10] Sun, D.-Z., Andrieux, F., Feucht, M.: Simulation of the process chain from forming to crash taking into account stochastic aspects, 9. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg, 2010.
- [SUN13] Sun, D.-Z., Ockewitz, A., Falkinger, G., Andrieux, F., Aluminium Two Thousand 8th world Congress in Milano, 14.-18. May 2013.

- 
- [SUN15] Sun, D.-Z., Trondl, A., Klitschke, S., Böhme, W.: Deformation and damage behavior of different steels for automotive application under multiaxial crash loading, METEC & 2nd ESTAD 2015, Düsseldorf, 15 – 19 June 2015.
- [SUN16] Sun, D.-Z., Krawiec, M., Hooputra, H.: Characterization and modelling of the damage behavior of extruded aluminum profiles for crash simulations, ICAA15, 12.-16. June 2016, Chongqing.
- [VAR13] Varmanai, G.; Senthil-Kumar, T.; Malarvizh, S.; Balasubramanian, V.: Trans. Nonferrous Met. Soc. China 23 (2013) 2250–2259, S. 155 – 159.
- [ZEL94] Zell, A.: Simulation Neuronaler Netze, Addison Wesley 1994.