

FAT-Schriftenreihe 338

Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das
Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten mit
stochastischem Aspekt für die Crashsimulation



Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten mit stochastischem Aspekt für die Crashsimulation

Fraunhofer-Gesellschaft e.V.

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM

Projektleitung: Dr. Dong-Zhi Sun

Fraunhofer-Gesellschaft e.V.

**Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und
Angewandte Materialforschung, IFAM**

Projektleitung: Dirk Lehmus

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Das IGF-Vorhaben "Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten mit stochastischem Aspekt für die Crashsimulation" - 19495 N - der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Kurzzusammenfassung

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden eine Methodik und zugehörige Softwaretools entwickelt, um eine Vorhersage von Eigenschaften mittels Druckguss hergestellter, defektbehafteter Bauteile zu ermöglichen. Dabei lag das besondere Augenmerk auf dem Bauteilverhalten unter dynamischer (Crash-) Belastung, der Abbildung unterschiedlicher Defekttypen und der Verifizierung der korrekten Wiedergabe des Einflusses der betreffenden Defekte auf das mechanische Verhalten sowohl in Hinblick auf das Niveau der erreichten Kennwerte, als auch bezüglich der Streuung derselben. Zu diesem Zweck wurden Bauteile mit Variabilität der Wandstärke von 3-10 mm gegossen. Eine systematische Bestimmung der räumlichen Defektverteilungen wurde durchgeführt und deren Einflüsse auf das Versagensverhalten bestimmt. Aus Gießsimulationen, CT-Untersuchungen, metallographischen Untersuchungen und Probenversuchen wurden sowohl die prozessbedingten Variationen (von Ort zu Ort) als auch die stochastischen Variationen (von Bauteil zu Bauteil) festgestellt. Diese Informationen bildeten die Basis für die Weiterentwicklung eines Softwaretools zur Darstellung von Verteilungen mehrerer unterschiedlicher Defekttypen in einem Kontrollvolumen beliebiger, durch den Anwender frei definierbarer Größe. Für die stochastische Analyse wurde ein Superpositionsansatz zur Abbildung der Wechselwirkung zwischen unterschiedlichen Klassen von Ungängen entwickelt. Ein Versagensmodell wurde um die Berücksichtigung der Einflüsse dieser Mikrodefekte erweitert. Streuungen von Bruchdehnungen können durch den Einsatz des neuen Versagensmodells und der Ungängenverteilungen vorausberechnet werden. Die Übertragbarkeit des Modells wurde für verschiedene örtliche Auflösungen durch Validierungstests und -simulationen überprüft.

Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde somit erreicht.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	6
1.1	Problemstellung	6
1.2	Motivation	7
1.3	Zielsetzung	7
2	Stand der Forschung und Entwicklung.....	8
2.1	Im abgeschlossenen Vorläufervorhaben (412 ZN) erzielte Ergebnisse	8
2.2	Bestimmung von Ungängen durch Prozesssimulation, CT- und REM- Untersuchungen	11
2.3	Versagensmodellierung bei der Crashsimulation.....	12
2.4	Charakterisierung und Modellierung der Einflüsse von Ungängen auf das Versagensverhalten	13
2.5	Stochastische Modelle für unterschiedliche Defekte mit Superpositionsansatz	14
3	Identifizierung von Ungängen durch CT und Gießsimulation (IFAM).....	16
3.1	Gießen eines Demonstrators mit unterschiedlichen Wanddicken.....	16
3.2	CT-Analyse zur Bestimmung von Ungängenverteilungen.....	21
3.3	Berechnung von Oxidhaut, Gasporen und Einschlüssen durch Gießsimulation	31
4	Stochastische Beschreibung der Verteilungen von Ungängen (IFAM)	33
4.1	Modelle für die Beschreibung unterschiedlicher Defekttypen	33
4.2	Entwicklung eines Superpositionsansatzes	34
4.3	Parameterbestimmung und Berechnung von Morphologien virtueller Mikrodefekt-Verteilungen	37
5	Erweiterung des Versagensmodells für Multi-Defekte (IWM)	40
5.1	Experimentelle Charakterisierung.....	40
5.1.1	Probenversuche	40
5.1.2	Metallographie	66
5.2	Zellmodellrechnungen zur theoretischen Untersuchung der Einflüsse von Mikrodefekten auf Versagen.....	81
5.2.1	Untersuchung der Wechselwirkung zwischen Makroporen und in der Aluminium-Matrix eingebundenen Teilchen.....	81
5.2.2	Untersuchung der Wechselwirkung zwischen Makro- und Mikroporen	83
5.3	Entwicklung und Implementierung des makroskopischen Modells	86
5.3.1	Herleitung eines makroskopischen Versagensmodells	87
5.3.2	Implementierung des makroskopischen Modells in Crashcode LS- DYNA als User-Materialmodell für die Crashsimulation.....	89

5.4	Mapping von Ungängenverteilungen auf FE-Netze und Simulationen von Probenversuchen	91
5.4.1	Bestimmung der Matrixeigenschaften	91
5.4.2	Übertragung von Ungängenverteilungen auf FE-Netze für Zugproben	97
5.4.3	Simulation der Zugversuche mit Defektverteilung	100
6	Validierung der numerischen Methode durch Komponentenversuche und – simulation (IWM)	103
6.1	Validierungsversuche an Biegeplatten	103
6.2	Metallographische Untersuchungen der Biegeplatten	109
6.3	Übertragung von Verteilungen von Mikrodefekten auf Komponentenmodelle	112
6.3.1	Übertragung Ungängenverteilungen aus den Bruchflächen	112
6.3.2	Übertragung Ungängenverteilungen aus CT	114
6.4	Crashsimulation mit stochastischem Aspekt	114
7	Zusammenfassung	120
8	Zusammenstellung aller Arbeiten, die im Zusammenhang mit dem Vorhaben veröffentlicht wurden oder in Kürze veröffentlicht werden sollen	125
9	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	126
10	Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts	130
11	Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse	132
12	Literaturverzeichnis	134
13	Danksagung	137

1 Einleitung

1.1 Problemstellung

Das Druckgießen von Aluminiumwerkstoffen ist ein wichtiges Verfahren zur Serien- oder Massenproduktion von komplizierten Strukturkomponenten. Besonders komplex geschachtelte und dadurch nicht gewichtsoptimal ausgelegte meist große Bauteile in der tragenden Fahrzeugstruktur können sehr gut als einteiliges Aluminium-Gussbauteil ausgeführt werden, was zur Gewichtsreduktion erheblich beitragen kann. Zur Gewährleistung der Crashesicherheit von Automobilkomponenten ist eine zuverlässige Versagensmodellierung für Konstruktionen und Konzeptionen erforderlich. Allerdings ist das Verformungs- und Versagensverhalten von Gusskomponenten aus Aluminiumlegierungen wegen spezifischer Materialeigenschaften und komplexer Bauteilgeometrie unter Crashbelastung schwierig prognosesicher vorherzusagen. Bedingt durch den Fertigungsprozess, vor allem Formfüllungs- und Erstarrungsvorgänge, zeigen Aluminiumgusskomponenten inhomogene Eigenschaften, die nicht vollständig reproduzierbar sind. Die räumliche Inhomogenität und die große Streuung von mechanischen Eigenschaften, insbesondere von Bruchdehnungen haben ihre Ursache in den komplizierten Auswirkungen von Defekten wie Porosität, Oxidhäuten, Einschlüssen und Kaltrissen. Auch wenn die Qualität von Gusskomponenten durch ein optimiertes Verfahren hinsichtlich Reproduzierbarkeit und Fertigungstoleranzfenster verbessert werden kann, bleibt bei Gussstücken das Auftreten von Defekten unvermeidbar. Als Konsequenz müssen sie bei der Auslegung von Bauteilen einbezogen werden. Zur Berücksichtigung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Komponentenverhalten müssen die Verteilungen dieser Ungenauigkeiten in der Komponente ermittelt und ihre Auswirkungen auf Verformung und Versagen mit stochastischem Aspekt beschrieben werden. Die bisherigen viel versprechenden Untersuchungen beruhen häufig auf einer durchgängigen Simulation, bei der Gießsimulation und Festigkeitssimulation gekoppelt wurden. Allerdings wurden dabei der stochastische Charakter der Mikrostruktur und die daraus resultierenden Streuungen von lokalen Materialeigenschaften nicht berücksichtigt.

Im abgeschlossenen AiF-Projekt von Fraunhofer IWM und IFAM (412 ZN) wurde die Porenmorphologie in einem Demonstrator (Y-Box) mit Hilfe der Computertomographie (CT) ermittelt und mit einem stochastischen Modell beschrieben. Ausgewählte Einflüsse der Porengeometrie (integrale Porosität, mittlerer Äquivalentdurchmesser) auf das Versagensverhalten wurden bei der Festigkeitssimulation mit einem Werkstoffmodell, das den stochastischen Charakter dieser Eigenschaften der Porosität mitberücksichtigt, gut erfasst. Allerdings muss diese Methode für Anwendungen bezüglich Übertragung der Ergebnisse von Gießsimulationen und CT-Untersuchungen auf Crashmodelle sowie Homogenisierungsverfahren verbessert werden. Für eine zuverlässige Beschreibung von gesamten Bruchvorgängen einer Aluminiumgusskomponente müssen jedoch neben der Porosität andere Mikrodefekte wie Oxidhäute, Einschlüsse und Kaltrisse

bei der Festigkeitssimulation mit stochastischem Aspekt behandelt werden. Dafür muss die bereits entwickelte Methode erweitert werden.

1.2 Motivation

Als zentrales Forschungsergebnis wird angestrebt, dass die bereits für Porenmorphologie entwickelte Vorgehensweise zur stochastischen Modellierung des Versagensverhaltens nach Anpassungen auch für andere Ungänzentypen verwendbar ist.

Aufgrund der Komplexität der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Aluminiumgusskomponenten und des stochastischen Charakters sind die standardmäßigen Modelle einschließlich der experimentellen Charakterisierung nicht ausreichend. Eine systematische Bestimmung der räumlichen Defektverteilungen und deren Einflüsse auf das Versagensverhalten ist erforderlich. Dabei sollen sowohl die prozessbedingten Variationen (von Ort zu Ort) als auch die stochastischen Variationen (von Bauteil zu Bauteil) berücksichtigt werden. Zur Modellierung von inhomogenen lokalen Eigenschaften in einer Komponente sollen Gießsimulationen, CT-Untersuchungen und metallographische Untersuchungen korreliert werden und eine Methode entwickelt werden, die diese Inhomogenität und ihre Wirkung auf die Eigenschaften insbesondere Bruchdehnungen nachbilden kann. Zur Validierung des neu entwickelten numerischen Verfahrens sollen relevante Komponenten aus diesen Werkstoffen unter verschiedenen Belastungen geprüft und simuliert werden.

Es ist zu erwarten, dass die Anwendung des neuen Verfahrens für die Versagensmodellierung zu einer deutlichen Verbesserung der Zuverlässigkeit der Crashsimulation führen wird.

1.3 Zielsetzung

Das Ziel des Projekts ist die Erweiterung der vorhandenen stochastischen Methode um die Beschreibung der Einflüsse von Oxidhäuten, Einschlüssen und Kaltrissen auf das Bruchverhalten von Al-Guss-Bauteilen. Dafür werden Mikrodefekte durch neue Methoden der Röntgenprüftechnik (Mikro-CT) zur Erweiterung der stochastischen Simulationsmodelle genau analysiert. Die Formfüll- und Erstarrungssimulation wird um die Abschätzung von lokalen Ungänzengrößen erweitert. Ein Superpositionsansatz für die Wechselwirkung unterschiedlicher Klassen der örtlichen Verteilung von Ungängen (Schrumpfungsporosität, Gasporosität, Oxide, Einschlüsse, u.a.) wird für stochastische Analyse entwickelt und das entsprechende Versagensmodell wird um die Berücksichtigung dieser Mikrodefekte erweitert. Streuungen von Bruchdehnungen werden durch den Einsatz des neuen Versagensmodells und der vom stochastischen Modell erzeugten Ungängenverteilungen vorausberechnet. Bei der Charakterisierung und Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten wird der Spannungszustand systematisch variiert. Die Übertragbarkeit des stochastischen Modells auf die Komponentensimulation wird für verschiedene örtliche Auflösungen validiert.

2 Stand der Forschung und Entwicklung

2.1 Im abgeschlossenen Vorläufervorhaben (412 ZN) erzielte Ergebnisse

Das Ziel des abgeschlossenen Vorläufervorhabens war die Entwicklung einer Methode zur Modellierung der Einflüsse von Porenmerkmalen auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit Berücksichtigung stochastischer Effekte. Dafür wurde eine durchgängige Prozesskette von der Gieß- bis zur Crashsimulation durchgeführt. Zur Identifizierung von Porenverteilungen wurden CT-Untersuchungen an zwei Demonstratoren (Y-Boxen und Karosserieknoten) aus Castasil-37 mit unterschiedlichen Auflösungen durchgeführt. Die Berechnung der Schrumpfungsporosität aus Gießsimulationen zeigte eine gute Übereinstimmung mit den CT-Scans.

Die Ortsabhängigkeit des Versagensverhaltens wurde mit Zugproben aus unterschiedlichen Positionen in der Y-Box charakterisiert. Trotz großer Streuungen kann man erkennen, dass die Bruchdehnungen stark von der Entnahmeposition abhängen. Die Ursachen für die Ortsabhängigkeit liegen in unterschiedlichen Verteilungen von Porosität und anderen Ungängen.

Zur Untersuchung des Einflusses des Spannungszustands auf die Bruchdehnung wurden im Anschluss Versuche an Proben mit verschiedenen Geometrien durchgeführt. Bei jedem Versuchstyp wurde eine große Streuung der lokalen Bruchdehnungen ermittelt. Trotz dieser Streuung ist eine starke Abhängigkeit der Bruchdehnung vom Belastungstyp klar zu erkennen. Metallographische und fraktographische Untersuchungen mittels Stereomikroskop- und Rasterelektronenmikroskop(REM)-Aufnahmen wurden zur Identifizierung von Mikrodefekten und Mikromechanismen des Versagens durchgeführt. Dabei wurden unterschiedliche Mikrodefekte wie Gas- und Schrumpfporen, Oxidhäute und Kaltrisse beobachtet. Es wurde festgestellt (Abbildung 2-1), dass große Defekte auf der Bruchfläche immer mit einer niedrigen Bruchdehnung verknüpft sind (Probe YR2-5-Fz-S3L). Kaltrisse sind auf der Bruchfläche der Zugprobe YR2-2-Fz-S3L klar zu erkennen. Die Probe weist trotz der geringfügigen Porosität eine niedrige Bruchdehnung auf.

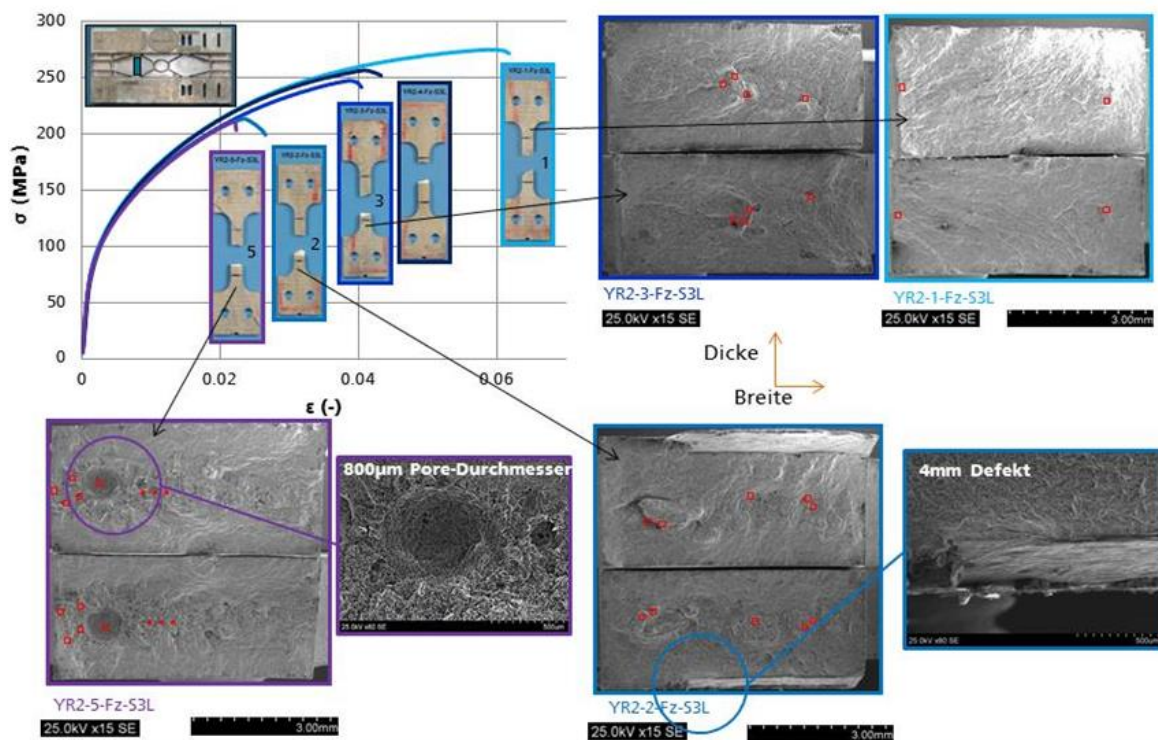


Abbildung 2-1: Bruchflächen von unterschiedlichen Zugproben aus gleicher Entnahmeposition und Streuung der gemessenen Spannungs-Dehnungskurven

Zur Untersuchung des Einflusses von Porenmerkmalen auf das Bruchverhalten wurden Zellmodellrechnungen mit mehreren Poren in einem repräsentativen Volumenelement (RVE) mit Variation von Porengröße, -anzahl, -form und -abstand bei unterschiedlichen Mehrachsigkeiten durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen einen ausgeprägten Einfluss der Porenmorphologie auf Versagen und eine starke Wechselwirkung zwischen Porenmorphologie und Mehrachsigkeit. Die Bruchdehnung lässt sich nicht eindeutig als Funktion von Porengröße, -anzahl, -form und -abstand und Mehrachsigkeit beschreiben. Deswegen wurde eine Methode vorgeschlagen, bei der der Einfluss bestimmter Porenmerkmale (integrales Volumen, mittlere Porengröße) durch eine vereinfachte und effiziente Nachbildung einer Porositätsverteilung, die mit einem stochastischen Modell erzeugt wurde, in einer Probe bzw. Komponente beschrieben wird. Dafür wurde ein stochastisches Modell entwickelt. Eine Porenverteilung wird durch Porosität und äquivalente Porengröße definiert (deterministischer Charakter). Der stochastische Charakter der Porenverteilung wird durch unterschiedliche Realisierungen des Modells nachgebildet. Die Parameter für die Erzeugung der Verteilungen wurden aus den CT-Untersuchungen an einem Kontrollvolumen bestimmt. Das implementierte Modell erzeugte örtliche Variationen der Porosität, die auf ein Finite-Elemente-Netz übertragen wurden.

Das makroskopische Modell braucht letztendlich nur die Eigenschaften der Matrix und den Anteil der Porosität. Der Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Porosität lässt sich eindeutig aus Zellmodellrechnungen mit einer Pore bestimmen.

Im Wesentlichen besteht die Vorgehensweise aus den folgenden Schritten:

- a) Charakterisierung der Porosität und Porengröße durch CT-Untersuchungen
- b) Erzeugung von stochastischen Variationen der Porenverteilung mit Hilfe eines Softwaretools
- c) Übertragung der Porositätsverteilungen auf ein FE-Modell
- d) Ableitung eines makroskopischen Versagensmodells mit Porositätseinfluss
- e) Crashsimulation mit dem makroskopischen Werkstoffmodell und der Porositätsverteilung als Anfangsbedingung.

Die Relevanz dieser Vorgehensweise wurde anhand von Zugversuchen demonstriert. Zwei typische Porenmorphologien mit Porengröße von 250 und 500 μm bei makroskopischer Porosität von 5% wurden ausgewählt. Zwanzig stochastische Realisierungen jeder Morphologie wurden generiert. In Abbildung 2-2 links kann man feststellen, dass die charakteristische Porenmorphologie aus CT (oben) von dem stochastischen Ansatz (unten) gut angenähert werden kann. Dabei wurden sowohl der deterministische Charakter der Mikrostruktur (große Poren sind kritischer als kleinere) als auch der stochastische Charakter (die ermittelten Streuungen der Bruchdehnung entsprechen den experimentellen Befunden) gut wiedergegeben (Abbildung 2-2). Diese Methode lässt sich im Prinzip auf alle Probengeometrien und Komponenten übertragen. Die hier dargestellten Methoden bieten eine gute Basis für Erweiterungen um andere Mikrodefekte.

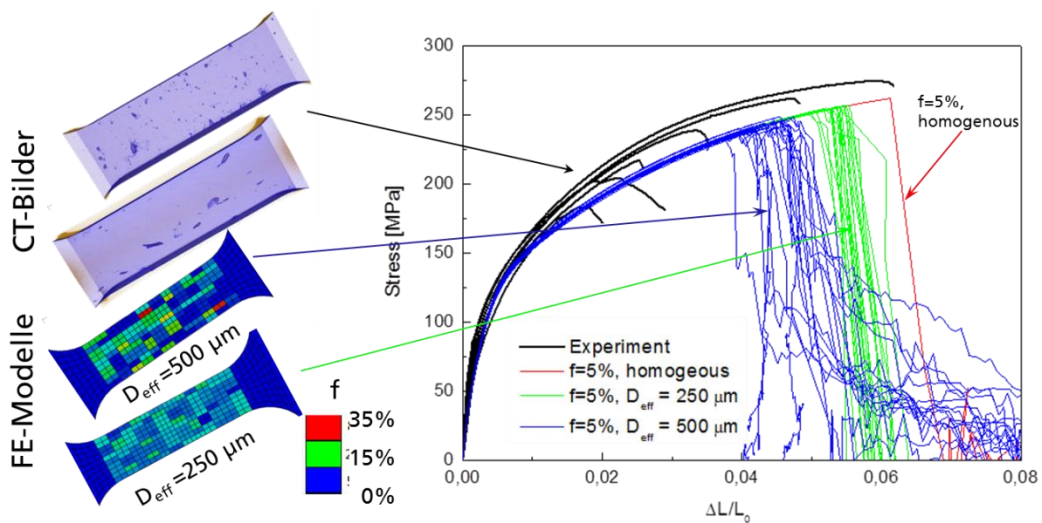


Abbildung 2-2: CT-Bilder mit gemessenen Poren, FE-Modelle für Zugprobe mit zwei Realisierungen der Porositätsverteilung, gemessene Spannungs-Dehnungskurven im Vergleich mit den berechneten Ergebnissen für jeweils 20 Variationen von 2 Porenmorphologien ($D_{\text{eff}} = 250$ und $500 \mu\text{m}$ bei 5% Porosität)

2.2 Bestimmung von Ungängen durch Prozesssimulation, CT- und REM-Untersuchungen

Gießsimulationen mit aktuellen kommerziellen Programmen können Gießdefekte wie Mikro-, Makro- sowie Gasporosität und Piping-Effekte sowie die Identifizierung thermischer Zentren (Hotspots) ermitteln [KAL12]. Die Simulation liefert zuverlässige Aussagen über den Fluss der Schmelze in der Form. Phänomene wie Turbulenzen, Fülldefekte, Lufteinschlüsse und Kaltschweißstellen werden tendenziell abgebildet. Zur Validierung der berechneten Ergebnisse können die Form, Größe und Lage der Poren mit Hilfe von Computertomographie experimentell ermittelt werden (Abbildung 2-3a). Je nach der Auflösung des verwendeten CT-Scanners können Poren in verschiedenen Größen identifiziert werden [YUE14].

Unter den verschiedenen Mikrodefekten sind Oxidfilme (Abbildung 2-3b) aufgrund ihrer sehr schwachen Verbindungen zur metallischen Struktur und rissartigen Wirkungen für mechanische Eigenschaften von Gusskomponenten besonders schädlich. Die Oxidfilme werden während des Gießprozesses an freien Oberflächen von flüssigem Aluminium durch Reaktion mit dem Sauerstoff in der Atmosphäre gebildet und durch Turbulenzfüllung in die Flüssigkeit mitgerissen. Obwohl verschiedene diskrete und indiskrete Modellierungsmethoden [REI13, TEW15] dafür entwickelt wurden, ist eine zuverlässige quantitative Vorhersage der Verteilung von Oxidfilmen noch nicht realisierbar. Bisher werden hauptsächlich Indikatoren für Orte mit höheren Dichten von Oxidfilmen oder eingeschlossenen Poren verwendet [TEW15].

Es gibt noch keine Standard-Modelle für die Berechnung von Verteilungen von Einschlüssen bei der Gießsimulation. Dies liegt daran, dass unterschiedliche metallische und nichtmetallische Einschlüsse in verschiedener Form während eines Gießprozesses entstehen können [RAZ13]. Als metallische Einschlüsse treten spröde Kristalle (Al_3Fe , Al_5Fe_2), plattenförmige Kristalle ($\beta\text{-AlSiFe}_5$, $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$, $\mu\text{-Al(Fe-Si)}$), sowie intermetallische Verbindungen wie z.B. ($\alpha\text{-AlSi(FeMn)}$, $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$, $\gamma\text{-Al(Mn-Fe)}$) häufig in Aluminiumlegierungen auf. Zu nichtmetallischen Einschlüssen gehören Korund ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), Spinell ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{MgO}$), Siliziumcarbid (SiC) und Quarz (SiO_2). Die Verteilungen von verschiedenen Einschlüssen können durch metallographische Untersuchungen mit CT, REM und energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) (Abbildung 2-3c und d) bestimmt werden [HAR07]. Zur Berechnung der Verteilungen von Einschlüssen stehen einzelne Modelle zur Verfügung. Das Stokes-Modell wurde zur Berechnung der Sinkgeschwindigkeit von Aluminiumoxiden in einer Aluminiumschmelze eingesetzt [RAZ13].

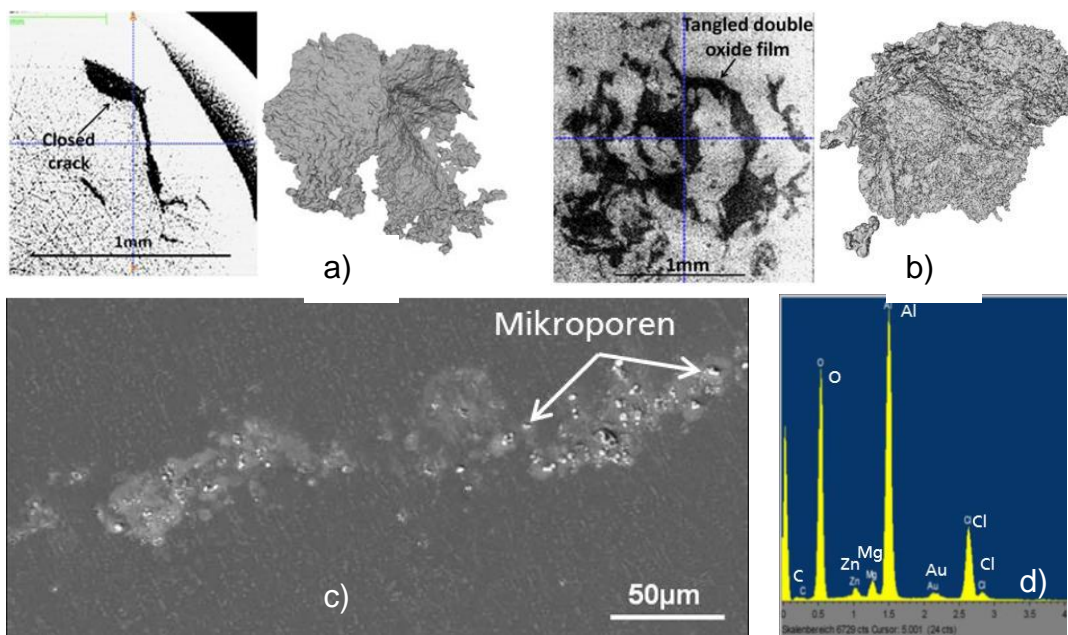


Abbildung 2-3: a) Geschlossene Risse und b) Verwickelte Oxidhäute aus Röntgen-Tomographie (2D-Ausschnitt und 3D-Darstellung) [YUE14]; c) Einschlüsse Al- bzw. AlMg-Oxide zusammen mit Mikroporen aus REM-Aufnahme und d) Punktspektrum der EDX-Analyse eines Partikels [HAR07]

Zusammenfassend haben folgende Ungängen auf das Crashverhalten mehr oder weniger Einfluss:

- Lunker (Schrumpfungsporosität) wurden im vorangegangenen Projekt grundlegend untersucht [SUN15].
- Gasporosität kann mit kommerziellen Programmen berechnet [KAL12] und im vorhandenen Mikromodell eingebracht werden.
- Oxidfilme können mit kommerziellen Programmen auf Basis von Indikatoren berechnet werden [TEW15]. Ein stochastisches Modell liegt noch nicht vor.
- Kaltfließstellen und Warmrisse können mit kommerziellen bzw. speziellen Programmen berechnet werden [ESI11, BAI15]. Ein stochastisches Modell liegt noch nicht vor.
- Eigenspannungen können mit kommerziellen Programmen berechnet werden. Der Einfluss auf das Crashverhalten ist nicht relevant.
- Einschlüsse (metallische und nichtmetallische) können bei der Gießsimulation nicht berechnet werden. Es gibt nur wenige CT-Untersuchungen [HAR07] und ein darauf basierendes stochastisches Modell liegt nicht vor.
- Mikrostruktur (Dendritenarmabstände) kann in Einzelfällen berechnet werden. Ergebnisse sind aber für den Druckguss (Mehrphasenströmung) zu ungenau.

2.3 Versagensmodellierung bei der Crashsimulation

Die meisten für die Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle beruhen auf phänomenologischen Ansätzen wie z.B. Johnson-Cook [JOH85], Wilkins [WIL80], Xue-Wierzbicki [XUE08; BAI10], CrachFEM [GES04], GISSMO [EBE08, AND16] oder Bi-Failure [SUN10]. Als Alternative sind mikromechanische Modelle, wie z.B. Gurson [GUR77], Gurson Erweiterung auf Scherversagen [NAH08] und Gologanu [GOL97, AND10] verfügbar. Die mikromechanischen Modelle beinhalten explizit den Einfluss

eines anfänglichen Defekts auf Verformung und Versagen. Dabei betrachtet man meistens Mikromechanismen des Porenwachstums (Wabenbruch). Die erweiterten Versionen solcher Modelle erlauben auch eine Berücksichtigung des Scherversagens z.B. durch empirische Modifikation der Porenentwicklungsgesetze [NAH08] oder durch Betrachtung der Porenformänderung [GOL97]. Allerdings werden sie aufgrund fehlender Übertragbarkeit im gesamten Raum des Spannungszustands oder starker Zunahme von Modellparametern, die zur Behebung dieser Schwäche von mikromechanischen Modellen benötigt werden, selten verwendet.

Die viel versprechenden phänomenologischen Modelle beruhen oft auf einer Bruchdehnung, die vom Spannungszustand abhängt [BAO04, SUN10]. In den meisten Fällen betrachtet man ursprünglich fehlerfreie Werkstoffe. Auch wenn die Schädigungsvariable prinzipiell alle Arten von Defekten verschmiert abbilden kann, sind viele phänomenologische Ansätze auf Basis eines Porenwachstums hergeleitet worden. Dazu gehört das Johnson-Cook-Modell [JOH05], bei dem die Bruchdehnung mit zunehmender Mehrachsigkeit (σ_m/σ_e) exponentiell abnimmt. Zahlreiche Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass je nach Beanspruchung nicht nur Porenwachstum sondern auch Scherbruch zum duktilen Versagen führen kann. Bisher sind nur wenige Versagensmodelle in der Lage, beide Versagenstypen zu beschreiben. Im CrachFEM-Modell [GES04] wurde die Bruchdehnung im Bereich des Wabenbruchs in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und im Bereich des Scherbruchs in Abhängigkeit von einer normierten Scherspannung definiert. Im Bi-Failure-Modell [SUN10] wurden zwei Mehrachsigkeitsbereiche definiert. Während die Bruchdehnung im hohen Mehrachsigkeitsbereich aus einem Porenwachstumsmodell abgeleitet wurde, wurde sie im niedrigen Mehrachsigkeitsbereich mit einem empirischen Ansatz für Scherbruch angenähert. Bai und Wierzbicki [BAI10] benutzten eine Bruchdehnung als Funktion sowohl von der Mehrachsigkeit als auch vom Lode-Parameter. Bezüglich Versagensmodellierung von Gussteilen findet man Anwendungen von porositätsabhängigen Kriterien, wobei Porosität als Anfangsbedingung definiert wird [WEI11, SUN14]. Bei anderen Defekten als Poren z.B. Mikrorissen wurde die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Mehrachsigkeit selten untersucht.

Zur Identifizierung einzelner Schädigungsphasen und zur Quantifizierung ihrer Abhängigkeit vom Spannungszustand sind spezielle Versuchstechniken wie z.B. Scherzug-, Torsions-, Lochzug- und Biaxialzugversuche mit Messungen von lokalen Dehnungsfeldern erforderlich [BAI10, SUN14]. Die durch inhomogene Mikrostruktur bedingten Streuungen der Bruchdehnungen von Gusswerkstoffen erschweren die Analyse des Einflusses des Spannungszustands.

2.4 Charakterisierung und Modellierung der Einflüsse von Ungängen auf das Versagensverhalten

Obwohl oft festgestellt wurde, dass bei Aluminiumguss nicht nur die Schwindungsporosität, sondern auch andere Defekte wie Gasporosität, Oxidhäute, Einschlüsse oder Kaltfließstellen das Versagensverhalten stark beeinflussen, werden diese Defekte in den vorhandenen Modellen [AVA02], [AMM08], [TIM10], [BLA05],

[NYA05] und [YI06] nicht separat betrachtet. Viele dieser Untersuchungen sind darüber hinaus der Lebensdauervorhersage gewidmet. Für die Lebensdauervorhersage werden häufig Weibull-Analysen eingesetzt. Dabei wird die Verteilung der Defekte indirekt durch eine Wahrscheinlichkeit berücksichtigt und die Weibull-Parameter spiegeln die Einflussstärke der Defekte wieder. Für das Ermüdungsverhalten wird in [YI06] eine äquivalente Porengröße betrachtet, die sowohl der Porosität als auch Oxidhäuten Rechnung tragen soll. In [TIM10] wurde eine ähnliche Vorgehensweise sowohl für die Lebensdauervorhersage als auch die Bruchdehnung unter Zug verwendet.

Gründe für fehlende Ansätze für die separate Behandlung von unterschiedlichen Ungängen bzgl. des Versagensverhaltens unter Crashbelastung sind:

- es ist sehr aufwendig, die Verteilungen jeder Ungänge in einer Komponente vorherzusagen und durch Experimente zu bestätigen
- es ist technisch anspruchsvoll, den Einfluss jedes Defekts auf Versagen separat zu charakterisieren und die Wechselwirkungen zu erfassen.

Wechselwirkungen zwischen unterschiedlichen Defekt-Typen wurden bereits punktuell untersucht. Needleman und Tvergaard [NEE91] haben das Wachstum eines Risses (2D-Defekt) in einer Matrix mit Poren (3D-Defekt) simuliert. Diese theoretischen Untersuchungen sind für ein besseres Verständnis von Bruchmechanismen hilfreich, allerdings bieten sie keinen konkreten Ansatz für ein Versagensmodell an.

2.5 Stochastische Modelle für unterschiedliche Defekte mit Superpositionsansatz

Die crashrelevanten Ungängen wie Porosität, Oxidhautverteilung, Kaltfließstellen und Einschlüsse in Gussbauteilen haben Zufallsgrößencharakter, da bei jeder Realisation (Fertigung) eine andere Ungängenverteilung entsteht, von der aber zu erwarten ist, dass diese einer bestimmten Statistik für ortsverteilte Größen genügt. Dabei muss einschränkend festgestellt werden, dass die konkreten Merkmale dieser statistischen Verteilung durch die lokal wirkenden Prozessparameter beeinflusst werden. Im Gegensatz zu einer Zufallsvariablen ist aber bei räumlichen Zufallsfeldern noch eine weitere Information nötig, die die Topologie des Zufallsgrößensystems beschreibt. Markov-Felder haben die Eigenschaft, dass die örtlichen Wahrscheinlichkeiten von den Wahrscheinlichkeiten abhängen, die in der unmittelbaren Umgebung des Ortes auftreten. Diese Abhängigkeiten werden durch ein Wechselwirkungspotenzial unter Einsatz der Gibbs-Verteilung beschrieben. Durch dieses stochastische Modell kann zum Beispiel die statistische Natur von Gefügestrukturen oder Porenmorphologien charakterisiert werden (Abbildung 2-4) [PER98].



Abbildung 2-4: Realisation von Markov-Feldern mit unterschiedlichen Pore-Pore-Wechselwirkungen

Porosität kann als Wahrscheinlichkeit aufgefasst werden, die angibt, ob bei einer punktwise durchgeführten Prüfung an einem Werkstoff Material vorhanden ist oder nicht. Markov-Felder dieser Art werden auch als Ising-Modelle bezeichnet. Es ist möglich, die stochastischen Modellparameter einer Porenmorphologie (Schrumpfungsporosität) aus Gefügebildern zu bestimmen, um anschließend im Computer für eine vorgegebene Porositätsverteilung (z.B. aus Gießsimulation) entsprechende variierende Morphologieverteilungen zu berechnen. Allerdings liefert derzeit keine in der Gießereitechnologie gängige Prozesssimulation eine Aussage über Poren- oder andere Defektverteilungen, die über einen Volumenanteil hinausgehen. Insbesondere sind aus der Gießsimulation heraus bis dato keine Aussagen über Defektgrößen und –morphologien möglich. Da dieser Punkt (Prognosefähigkeit der Prozesssimulation) nicht Gegenstand des aktuellen Forschungsvorhabens ist, kann dieses auch keine allein auf die Gießsimulation gestützte Aussage zu den Bauteileigenschaften liefern. Der grundlegende Ansatz einer auf Defektmerkmalen beruhenden Optimierung von Bauteilen und Fertigungsprozessen mittels stochastischer Zielgrößen („Robust Design“, vgl. u. a. [BUR08]) kann dennoch genutzt und in seiner Vorgehensweise im aktuellen Forschungsvorhaben abgebildet werden. Dies setzt allerdings voraus, dass an den im Projekt an konkreten Proben bestimmte Merkmale von Defektverteilungen als – bezogen auf den Druckgussprozess – allgemeingültig angenommen werden.

Einschlüsse können grundsätzlich ähnlich behandelt werden wie Porosität. Dabei wird ein 2-Phasen-Feld verwendet (Einschluss / Nichteinschluss). Es wird davon ausgegangen, dass Porosität-, Oxidhaut- und Einschlussverteilungen physikalisch voneinander unabhängig sind. Deshalb werden diese für die mikromechanischen Berechnungen überlagert (Superpositionsansatz). Die Verteilungen von Defekten werden bei der Gießsimulation bzw. aus CT oder Metallographie ermittelt und für Crashsimulation zur Verfügung gestellt.

3 Identifizierung von Ungängen durch CT und Gießsimulation (IFAM)

3.1 Gießen eines Demonstrators mit unterschiedlichen Wanddicken

Als Versuchsbauteil wurde im Rahmen des Projekts in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss das in Abbildung 3-1 dargestellte Bauteil (Halter für Steuergeräte) ausgewählt. Das Bauteil zeichnet sich durch eine komplexe Geometrie mit Wandstärken von 3-10 mm bei einem Schussgewicht von 2960 g aus. Die Abmessungen und insbesondere die Sprengfläche erlauben eine Produktion mittels der am Fraunhofer IFAM verfügbaren Druckgießanlage Bühler SC N/66 (Zuhaltekraft 660 t). Die Auswahl dieses Bauteils stützte sich in erster Linie auf die Erwartung, dass aufgrund der geometrischen Komplexität sowie der Variabilität der Wandstärke (insbesondere auch der für den Druckguss-Prozess ungewöhnlich hohen maximalen Werte dieses Parameters) eine entsprechende Streubreite der Eigenschaften über das Bauteilvolumen zu erzielen sein sollte. Die betreffende Form ist am IFAM verfügbar. Sie verfügt über eine Vorbereitung zum vakuumunterstützten Gießen und kann über 16 Temperierkanäle in ihrer Temperatur an die Erfordernisse des Gießprozesses angepasst werden.

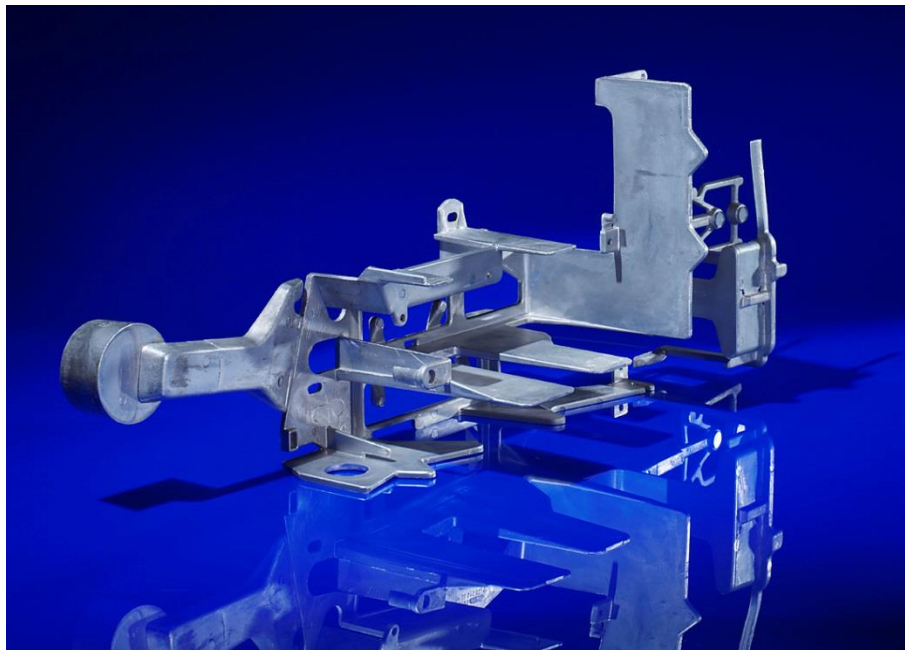


Abbildung 3-1: Versuchsbauteil Halter für Steuergeräte

Feste Formhälfte



Bewegliche Formhälfte



Abbildung 3-2: Ansicht der Form für die Herstellung der Versuchsbauteile und Übersicht über eine der Versuchsserien

Insgesamt wurden 75 Bauteile in zwei Versuchsreihen abgegossen – 25 Bauteile ohne Vakuumunterstützung (beinhaltet eine Anzahl von 11 Proben, im Verlauf von deren Herstellung eine Feinanpassung der Gießkurven durchgeführt wurde), die nachfolgende zweite Serie von 50 Bauteilen mit Vakuumunterstützung (vgl. Abbildung 3-2). Die Gießkurve ist Tabelle 3-1 zu entnehmen.

Weg Gießkolben [mm]	Geschwindigkeit Gießkolben [m/s]
0	0
239	0,05
259	0,17
269	0,25
284	3,0
488	3,0
490	1,5

Tabelle 3-1: Gießkurve für die durchgeführten Versuchsreihen.

Als Nachverdichtungsdruck wurde ein nomineller Wert von 600 bar gewählt. Die Temperatur der festen und der beweglichen Formhälfte wurde ebenso wie diejenige der Gießkammer auf 180 °C geregelt. Die Zuhaltezeit betrug 10 s. Bei der vergossenen Legierung handelt es sich um Castasil®-37 (AlSi9MnMoZr) der Firma Aluminium Rheinfelden. Eigenschaften der Legierung nach Herstellerangaben sind in Abbildung 3-3 zusammengefasst.

Zustand	Wanddicke [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
F	2-3	120-150	260-300
F	3-5	100-130	230-280



Erstarrungsintervall	595-550	°C	
Dichte	2,69	kg/dm ³	20°C
Elastizitätsmodul	68-75	GPa	20°C
Linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient	21	1/K × 10 ⁻⁶	20-200°C
Thermische Leitfähigkeit	1,3	W/(K × cm)	20-200°C
Elektrische Leitfähigkeit	18-22	MS/m oder m/(Ω × mm ²)	20°C
Wechselfestigkeit (r = -1); Gusszustand (F); gekerbte Probe (K _t = 1,2)	86	MPa	10 ⁶ Zyklen

Abbildung 3-3: Angaben zu den Festigkeits- (im unbehandelten Zustand F) und Verarbeitungseigenschaften der Legierung Castasil®-37 gemäß Herstellerangaben

Die Temperatur der Schmelze (im Schmelz- bzw. Warmhalteofen) betrug 720 °C. Es wurde ohne Gießrinne mit Dosierroboter gegossen. Die gegossenen Bauteile wurden nach dem Auswerfen an Luft abgekühlt und keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen. Eine Übersicht über die gegossenen Bauteile sowie die tatsächlich registrierten maximalen Werte des Nachverdichtungsdrucks sowie der erzielten Vakuumunterstützung sind Tabelle 3-2 (Versuchsserie 1) und Tabelle 3-3 (Versuchsserie 2) zu entnehmen.

Identifizierung von Ungängen durch CT und Gießsimulation (IFAM)

Nr.	Druck [bar]	Vakuum [mbar]	Ergebnis [i.O./n.i.O]	Anmerkungen/Verbleib
1	-	n. a.	i.O.	Parameteroptimierung Gießkurve
2	>1100	n. a.	i.O.	Parameteroptimierung Gießkurve
3	-	n. a.	i.O.	Parameteroptimierung Gießkurve
4	-	n. a.	i.O.	Parameteroptimierung Gießkurve
5	-	n. a.	i.O.	Parameteroptimierung Gießkurve
6	1100	n. a.	i.O.	CT-Analyse Bereiche 5 und 9 (Fraunhofer IFAM)
7	-	n. a.	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche (vgl. Abschnitt 5.1.1.1)
8	948	n. a.	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche (vgl. Abschnitt 5.1.1.1)
9	1018	n. a.	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche (vgl. Abschnitt 5.1.1.1)
10	1040	n. a.	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche (vgl. Abschnitt 5.1.1.1), metallographische Analyse)
11	-	n. a.	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche (vgl. Abschnitt 5.1.1.1)
12	-	n. a.	n. i. O.	
13	950	n. a.	i.O.	
14	1000	n. a.	i.O.	
15	-	n. a.	i.O.	Entnahme von Zugproben für Versuche mit vorheriger CT-Analyse der Proben
16	-	n. a.	i.O.	
17	-	n. a.	i.O.	
18	-	n. a.	i.O.	
19	920	n. a.	i.O.	
20	-	n. a.	i.O.	CT-Analyse Bereiche 5 und 9 (Fraunhofer IFAM)
21	1032	n. a.	i.O.	
22	1056	n. a.	i.O.	
23	910	n. a.	i.O.	
24	-	n. a.	i.O.	
25	-	n. a.	i.O.	

Tabelle 3-2: Übersicht über die im Rahmen des Projekts gegossenen Bauteile der Versuchsreihe 1 ohne Vakuumunterstützung mit Angaben zu den aufgezeichneten Gießparametern und Verbleib bzw. Nutzung der Bauteile im Projekt

Identifizierung von Ungängen durch CT und Gießsimulation (IFAM)

Nr.	Druck [bar]	Vakuum [mbar]	Ergebnis [i.O./n.i.O.]	Anmerkungen/Verbleib
26	-	-	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche, metallographische Analysen
27	-	145	i.O.	Probenentnahme für quasistatische Zugversuche
28	662	314	i.O.	
29	661	456	i.O.	
30	653	155	i.O.	Entnahme von Zugproben/Biegeplatten für Versuche mit CT-Analyse
31	660	241	i.O.	CT-Analyse (Fraunhofer EZRT)
32	739	167	i.O.	Probenentnahme für mehrachsige Prüfung
33	659	172	i.O.	Probenentnahme für Durchstoßversuche
34	716	224	i.O.	
35	676	551	i.O.	
36	710	561	i.O.	
37	666	571	i.O.	
38	707	560	i.O.	
39	667	544	i.O.	Probenentnahme für Versuche zum Einfluss der Gusshaut (vgl. Abschnitt 5.1.1.3), dynamische Zugversuche
40	664	580	i.O.	Entnahme von Zugproben/Biegeplatten für Versuche mit vorheriger CT-Analyse der Proben (vgl. Abschnitt 5.1.1.2)
41	714	561	i.O.	CT-Analyse gesamtes Bauteil (Fraunhofer EZRT)
42	665	585	i.O.	Probenentnahme für mehrachsige Prüfung
43	669	589	i.O.	Probenentnahme für Durchstoßversuche
44	884	622	i.O.	
45	759	552	i.O.	
46	1034	629	i.O.	
47	667	580	n. i.O.	
48	666	670	i.O.	
49	665	611	i.O.	
50	963	593	i.O.	
51	649	326	i.O.	Probenentnahme für Versuche zum Einfluss der Gusshaut (vgl. Abschnitt 5.1.1.3), dynamische Zugversuche
52	636	343	i.O.	Probenentnahme für mehrachsige Prüfung
53	662	390	i.O.	Probenentnahme für Durchstoßversuche
54	689	310	i.O.	
55	641	330	i.O.	
56	685	344	i.O.	CT-Analyse gesamtes Bauteil (Fraunhofer EZRT)
57	647	367	i.O.	
58	654	339	i.O.	
59	664	348	i.O.	
60	660	331	i.O.	
61	670	297	i.O.	
62	661	336	i.O.	Probenentnahme für mehrachsige Prüfung
63	661	326	i.O.	Probenentnahme für Durchstoßversuche
64	650	320	i.O.	
65	649	319	i.O.	Probenentnahme für Versuche zum Einfluss der Gusshaut (vgl. Abschnitt 5.1.1.3), dynamische Zugversuche
66	675	318	i.O.	
67	666	314	i.O.	
68	663	318	i.O.	
69	671	321	i.O.	
70	662	321	i.O.	CT-Analyse Bereiche 5 und 9 (Fraunhofer IFAM)
71	1009	322	i.O.	Probenentnahme für Versuche zum Einfluss der Gusshaut (vgl. Abschnitt 5.1.1.3), dynamische Zugversuche
72	683	325	i.O.	Probenentnahme für mehrachsige Prüfung
73	682	320	i.O.	Probenentnahme für Durchstoßversuche
74	686	296	i.O.	
75	678	299	i.O.	

Tabelle 3-3: Übersicht über die im Rahmen des Projekts gegossenen Bauteile der Versuchsreihe 2 mit Vakuumunterstützung mit Angaben zu den aufgezeichneten Gießparametern und Verbleib bzw. Nutzung der Bauteile im Projekt

3.2 CT-Analyse zur Bestimmung von Ungängenverteilungen

Im Rahmen des Projekts wurden CT-Analysen an den in Abschnitt 3.1 dargestellten Versuchsbauteilen durchgeführt. Dabei wurden einerseits Übersichtsanalysen an vollständigen Bauteilen, detailliertere Analysen an Teilbereichen der Bauteile und schließlich höher aufgelöste Analysen an konkreten, aus den Bauteilen herausgearbeiteten Proben für Zug- und Biegeversuche durchgeführt. Eckdaten der Analysen sind in der nachfolgenden Tabelle zusammengefasst. Die hier aufgeführten Analysen wurden teils am Fraunhofer Entwicklungszentrum Röntgentechnologie (EZRT), teils am Fraunhofer IFAM mit der hier vorhandenen CT-Anlage YXLON MU2000 durchgeführt.

Screening-Untersuchungen wurden zur qualitativen Ermittlung eines etwaigen Einflusses des tatsächlichen Druckniveaus auf die Defektausprägung für die Bauteilbereiche 5 und 9 (vgl. Abbildung 5-1) durchgeführt. Die betreffenden CT-Aufnahmen sind in Abbildung 3-4 und Abbildung 3-5 zusammengefasst. Sie zeigen bei einer Auflösung von ca. 90 µm keinen erkennbaren Einfluss dieses Parameters auf die Defektverteilung.

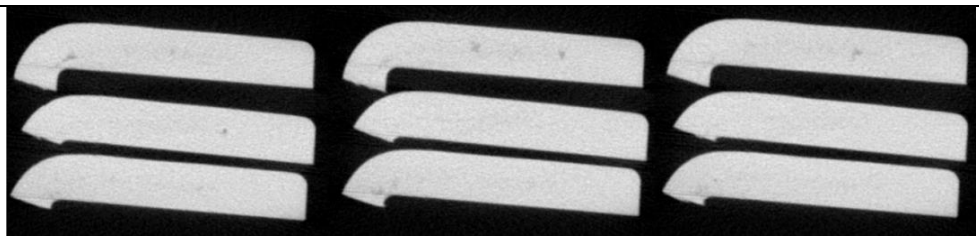
Bauteil Nr.	Druck [bar]	Schnittebenen
6	1100	
20	920	
70	662	

Abbildung 3-4: Schnittbilder aus CT-Untersuchungen des Bauteilbereichs 5 für zwei ohne (Nr. 6, 20) und ein mit Vakuumunterstützung gegossene(s) Bauteil(e) (Nr. 70)

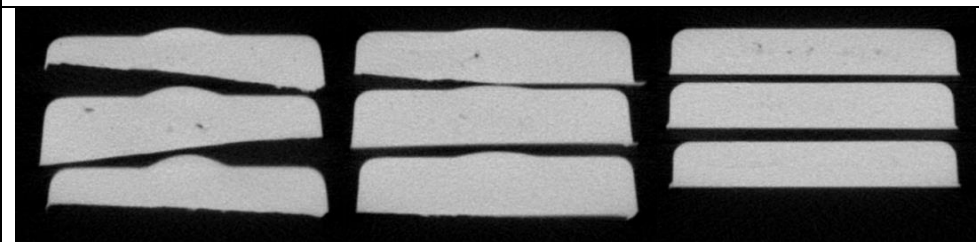
Bauteil Nr.	Druck [bar]	Schnittebenen
6	1100	
20	920	
70	662	

Abbildung 3-5: Schnittbilder aus CT-Untersuchungen des Bauteilbereichs 9 für zwei ohne und ein mit Vakuumunterstützung gegossene(s) Bauteil(e)

Die anhand der Gießsimulation für detailliertere CT-Untersuchungen ausgewählten Bauteilbereiche sind in Abbildung 3-6 hervorgehoben. Zur Diskussion der Auswahlentscheidung vgl. Abschnitt 3.3. Auf der an besagter Stelle erläuterten

Simulation des Gießprozesses beruht zudem die Festlegung der Entnahmepositionen der Biegeversuchsplatten für die Validierungsversuche. Beispiele für die gefundenen Defekte sind bereits der Darstellung des gesamten Bauteils in der nachfolgenden Abbildung 3-7 zu entnehmen.

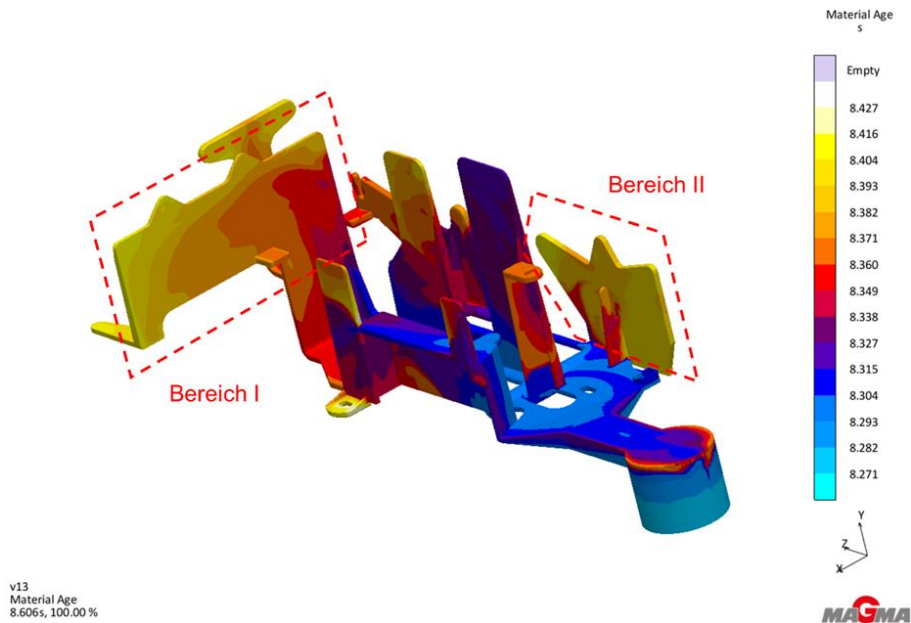


Abbildung 3-6: Auf Basis der Gießsimulation ausgewählte Bauteilbereiche für eine detaillierte CT-Analyse, Darstellung des Parameters „Alter der Schmelze“ nach erfolgter Formfüllung gemäß Gießsimulation

Objekt	Bemerkungen	Auflösung [µm]
Versuchsbauteil	gesamtes Bauteil, Übersicht	>> 75 µm
Versuchsbauteil	Bauteilbereiche 5 und 9 gemäß Abbildung 5-1, Screening Einfluss Druckniveau/-spitzen auf Defektausprägung	ca. 90 µm
Versuchsbauteil	Bauteilbereiche gemäß Abbildung 3-6, Basis für Analysen/Abgrenzung von Gas- und Schwindungsporosität	ca. 75 µm
Biegeversuchsproben	Entnahmepositionen s. Abb. 6-1 und 6-2, Abgleich zw. Experiment und Simulation mit realer Porenverteilung	ca. 88 µm
Zugversuchsproben	Entnahmepositionen gemäß Abschnitt 5.1.1.1. Abgleich zw. Experiment, Simulation mit realer Porenverteilung und Simulation mit virtuellen Porenverteilungen	ca. 15 µm

Tabelle 3-4: Übersicht über durchgeführte CT-Untersuchungen. Die angegebene Auflösung entspricht der gerundeten Voxel-Kantenlänge

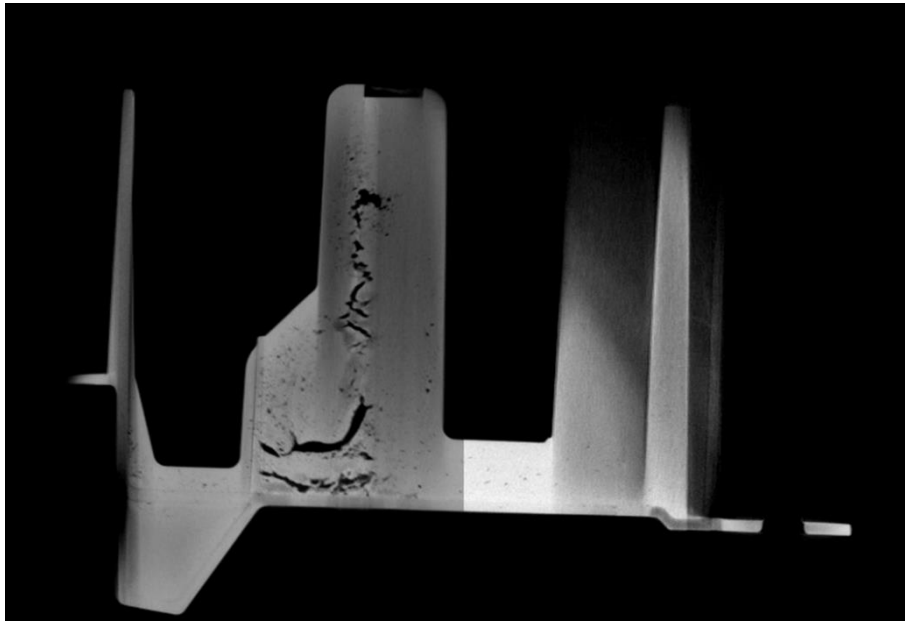


Abbildung 3-7: CT-Aufnahme des gesamten Versuchsbauteils, Schnitt

Die Analyse der CT-Daten konnte in erster Linie zur Beurteilung der Porosität genutzt werden. Bis auf die Screening-Untersuchungen, die einzelne Einschlüsse zeigen, liefern weder die CT-Aufnahmen der vollständigen Bauteile, noch diejenigen der unterschiedlichen Teilbereiche Hinweise auf Einschlüsse. Eine Ausnahme bilden die Bruchflächenuntersuchungen, die in Abschnitt 5.1.2 beschrieben werden. Dementsprechend konnten aus den CT-Daten keine Informationen zur geometrischen Beschreibung dieses Fehlertyps gewonnen werden. Ebenso liefern die CT-Aufnahmen keine Aussagen zu Kaltfließstellen oder Oxidhäuten, da die effektiven Abmessungen derartiger Gussfehler die Auflösung der CT selbst bei Beschränkung der Betrachtung auf kleinste Bauteilbereiche und damit bei Erzielung maximaler Auflösungen, um mehrere Größenordnungen unterschreiten. Im Zuge der Analyse der Zugproben wurden Probenbereiche von 3 mm x 5 mm x 14 mm untersucht. Dabei wurden Auflösungen (Voxel-Kantenlänge) von ca. 15 μm erreicht. Oxidhäute und ähnliche, flächige Ungängen erreichen dagegen typischerweise eine Dicke von einigen 10 nm. Damit ist eine Detektion dieses Defekttyps über CT-Analyse nicht möglich. Detaillierte Ergebnisse der Untersuchungen sind in den Abschnitten 3 und 4 zusammengefasst. Der Fokus liegt dabei auf der Porosität in ihren Ausprägungen aus Gas- und Schwindungsporosität. Die Auswertung der Porosität ergab erwartungsgemäß unterschiedliche Ergebnisse in Abhängigkeit von der Auflösung der zu Grunde liegenden Daten.

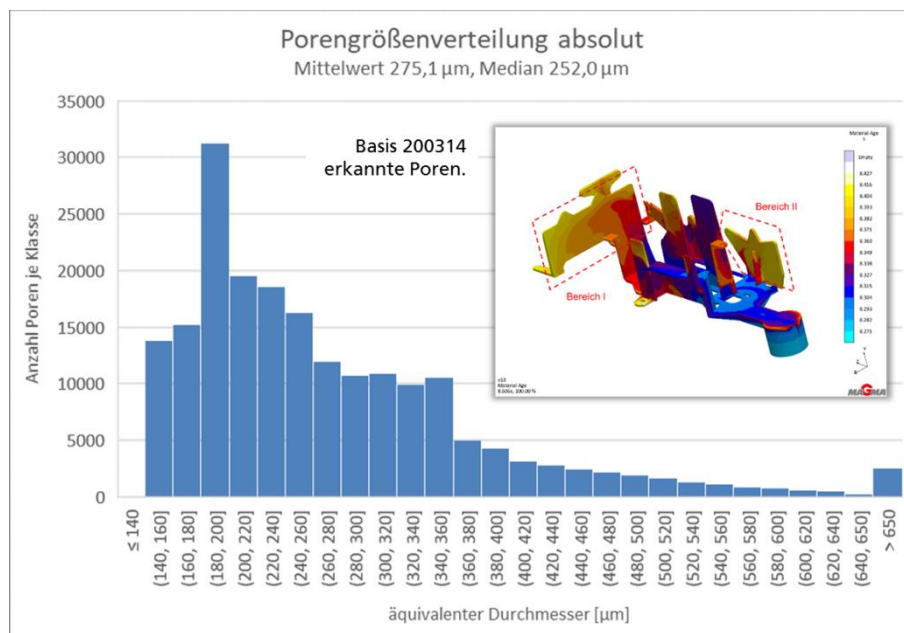


Abbildung 3-8: Porengrößenverteilung zusammengefasst über zwei Bauteilbereiche und Bauteile

Abbildung 3-8 verdeutlicht die Ergebnisse zur Porengrößenverteilung auf Basis der Auswertung der zwei dargestellten Bauteilbereiche. Die zu Grunde liegenden CT-Analysen wurden mit einer Auflösung (Voxel-Kantenlänge) von ca. 75 µm durchgeführt. Da als untere Schwelle für die Detektion einer Pore eine minimale Größe von 4 Voxeln festgelegt wurde, liegt die untere Schwelle für die detektierbare Porengröße in diesem Fall bei einem äquivalenten Porendurchmesser (Durchmesser der volumengleichen Kugel) von 147 µm.

Die Bewertung der detektierten Poren in Hinblick auf eine Unterscheidung in Gas- und Schwindungsporosität erfolgte zunächst nach den durch die BDG-Richtlinie P203 vorgegebenen und dort auch definierten Kriterien Sphärizität und Kompaktheit. Beide Kriterien sind so definiert, dass eine Kugel den Wert 1 aufweist. Möglich sind Werte zwischen 0 und 1. Das Kriterium Sphärizität (Ψ) bezieht die Oberfläche der einer Pore volumengleichen Kugel auf die gemessene Oberfläche A_P der Pore des gemessenen Volumens V_P . Das Kriterium Kompaktheit (C) beschreibt das Verhältnis zwischen dem gemessenen Volumen der Pore und dem Volumen der kleinsten die reale Pore vollständig einschließenden Sphäre, deren Durchmesser mit \varnothing_P bezeichnet wird [BDG19]. Dabei ist zu beachten, dass die BDG-Richtlinie P203 lediglich die genannten Kennwerte zur Beschreibung der Porengeometrie definiert, selbst aber keine Abgrenzung zwischen Porositätstypen anhand bestimmter Werte dieser Kennwerte vornimmt.

Abbildung 3-9 veranschaulicht die Häufigkeitsverteilung für das Kriterium Kompaktheit für 5 Bereiche innerhalb dreier verschiedener Bauteile. Abbildung 3-10 fügt die entsprechenden Verteilungen für die Werte des Kriteriums Sphärizität hinzu.

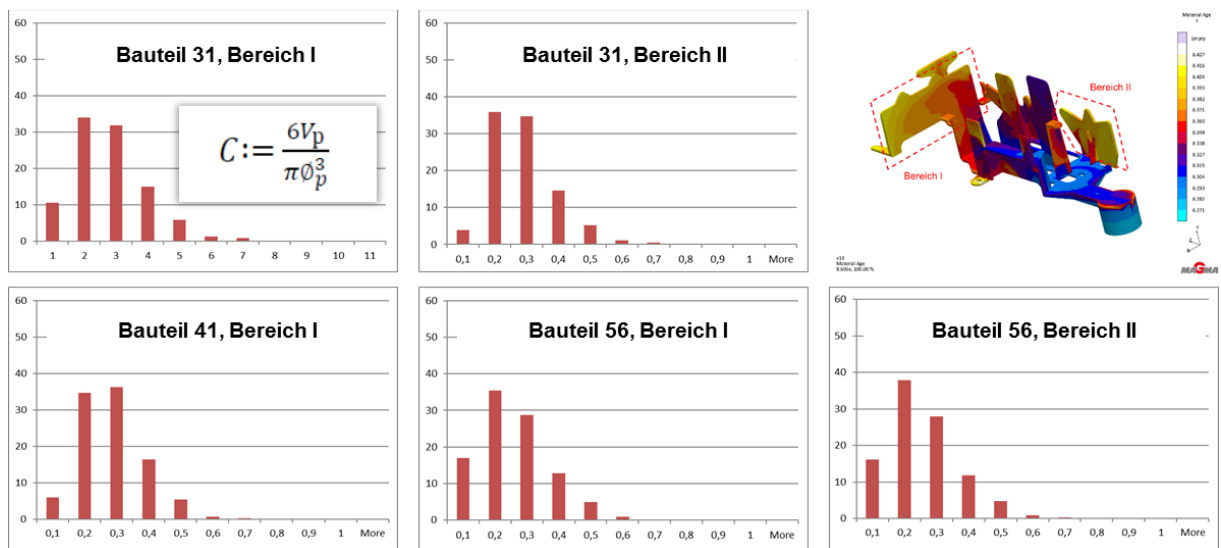


Abbildung 3-9: Verteilungen der Kompaktheit C der detektierten Poren für ausgewählte Bereiche der Bauteile Nr. 31, 41 und 56. V_p bezeichnet das gemessene Porenvolumen, ϕ_p den minimalen Durchmesser einer die Pore vollständig einschließenden Kugel

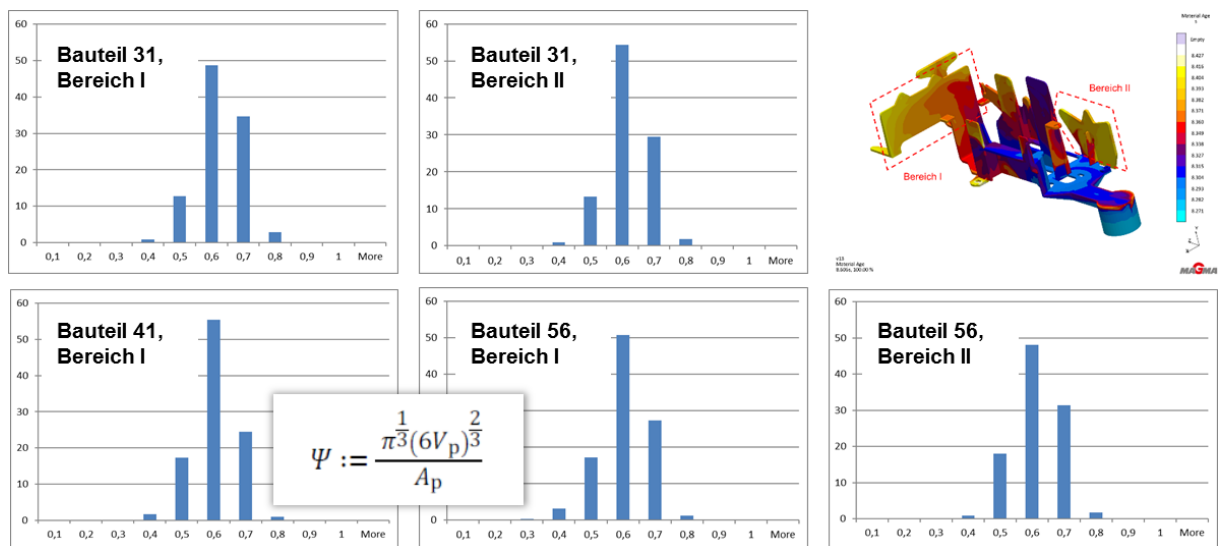
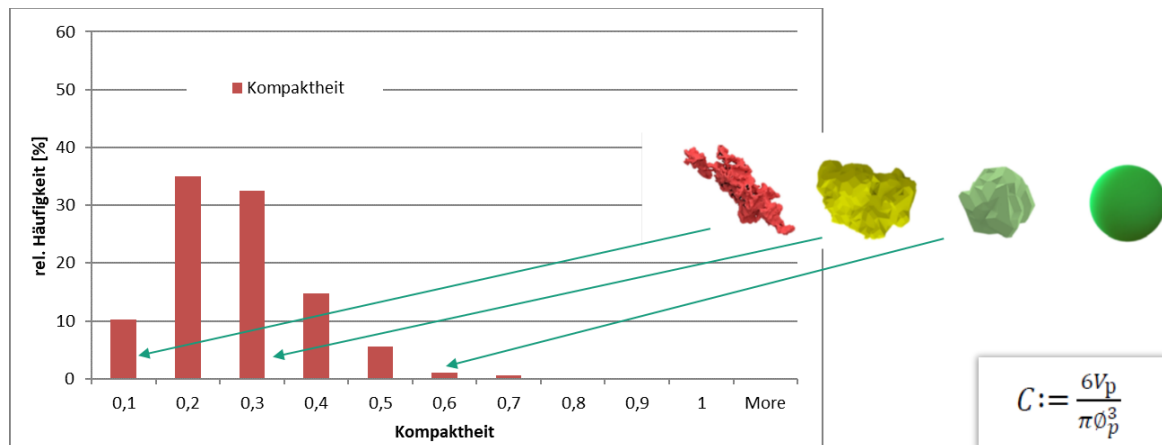


Abbildung 3-10: Verteilungen der Sphärizität Ψ der detektierten Poren für ausgewählte Bereiche der Bauteile Nr. 31, 41 und 56. A_p bezeichnet die gemessene Oberfläche der Pore

Abbildung 3-11 fasst die betreffenden Daten für alle Bauteilbereiche zusammen und stellt den Klassen einige der BDG-Richtlinie P203 entnommene Beispiele für typische Ausprägungen der Porenform in Abhängigkeit vom Wert des beschreibenden Parameters gegenüber [BDG19].

a)



b)

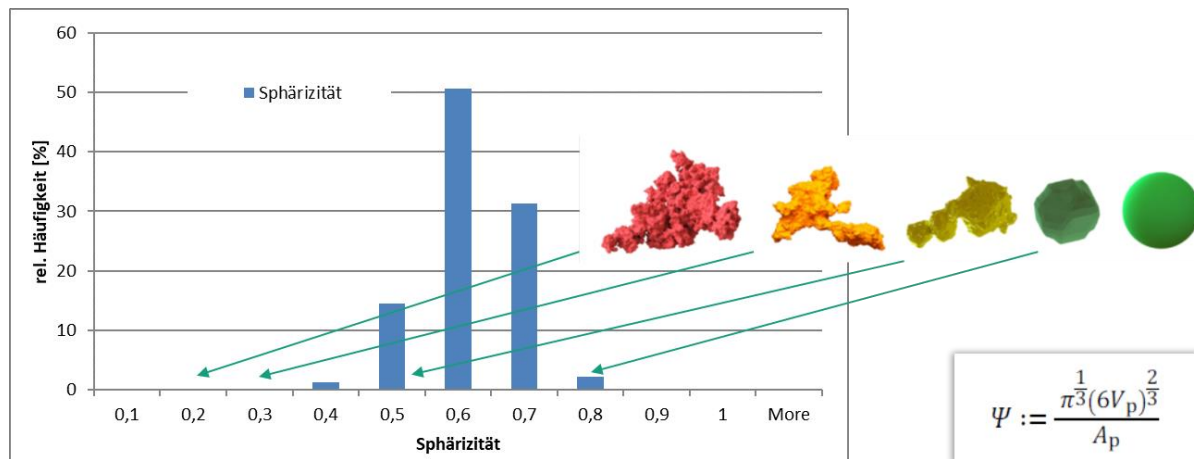
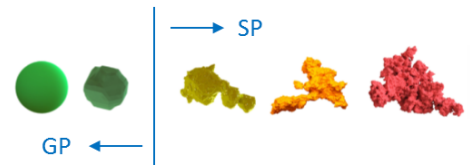
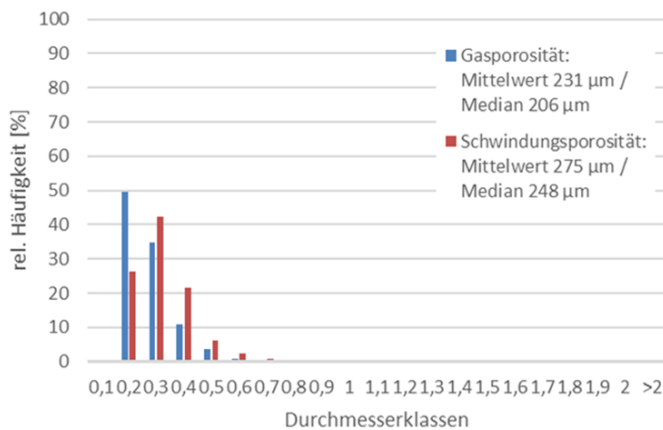


Abbildung 3-11: Zusammenfassung der Verteilungen von (a) Kompaktheit und (b) Sphärizität für alle analysierten Bauteilbereiche

Beide Verteilungen zeigen bei Bewertung anhand der genannten Kriterien eine eindeutige Dominanz unregelmäßig geformter Poren. Eine Einteilung in Gas- und Schwindungsporosität erfordert die Festlegung eines Grenzwertes. Im nachfolgenden Beispiel ist dieser zu 0,368 (Kompaktheit) bzw. 0,667 (Sphärizität) gewählt. Für das Kriterium Kompaktheit ist dies der Wert, der sich für eine als würfelförmig angenommene Pore ergeben würde. Diese würde eine Sphärizität von 0,806 aufweisen. Da dieser letztere Wert jedoch im vorliegenden Datensatz nicht erreicht wurde, wurde der Grenzwert für Sphärizität auf 0,667 festgelegt. Anhand dieser Kriterien lässt sich, wie in der nachfolgenden Abbildung geschehen, eine Abgrenzung zwischen Gas- und Schwindungsporosität realisieren. Bei Auftragung der relativen Häufigkeiten der Größenklassen ergibt sich ein differenziertes Bild für beide Formen der Porosität: Während sich die relativen Häufigkeiten in beiden Fällen naturgemäß unterscheiden, fällt das Maximum der Verteilung in beiden Fällen für die Gasporosität auf die kleinste detektierbare Größenklasse. Dementsprechend ergeben sich für die Gasporosität auch geringere Mittel- und Medianwerte. Besonders ausgeprägt ist dieser Effekt bei einer Differenzierung nach Sphärizität. In diesem Fall liegt die

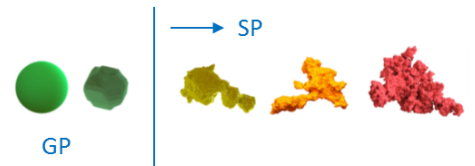
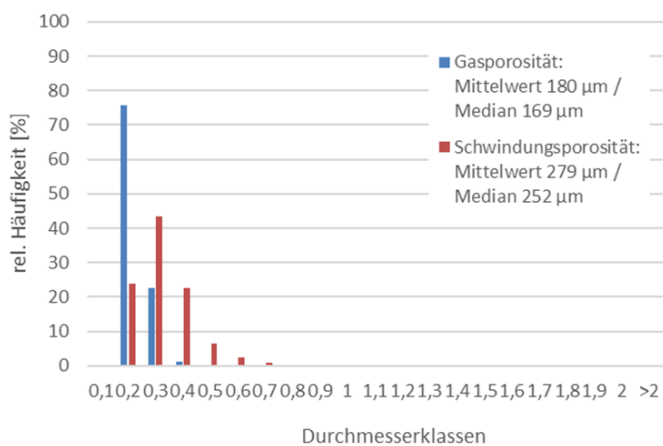
mittlere äquivalente Porengröße für Gasporosität bei 180 µm, für Schwindungsporosität bei 279 µm.

a)



Abgrenzung GP/SP
 Kompaktheit – GP bei $C \geq 0,368$
 Sphärizität – GP bei $\Psi \geq 0,667$

b)



Abgrenzung GP/SP
 Kompaktheit – GP bei $C \geq 0,368$
 Sphärizität – GP bei $\Psi \geq 0,667$

Abbildung 3-12: Abgrenzung zwischen Gasporosität (GP) und Schwindungsporosität (SP) gemäß den Kriterien (a) Kompaktheit C mit Grenzwert 0,368 und (b) Sphärizität Ψ mit Grenzwert 0,667

Bei der Auswertung der CT-Untersuchungen wurde zusätzlich differenziert zwischen der Betrachtung größerer Bauteilbereiche mit reduzierter Auflösung und der detaillierten Analyse kleiner Bauteilbereiche. Bei letzteren handelt es sich um die bereits erwähnten Bereiche konstanten Querschnittes der aus den Gussteilen entnommenen Zugversuchsproben. Für 18 dieser Proben wurden CT-Analysen mit einer Voxel-Kantenlänge von ca. 15 µm durchgeführt, aus der sich unter erneuter Berücksichtigung einer 4 Voxel umfassenden minimalen Porengröße ein Grenzwert für den minimalen Porendurchmesser von ca. 29,5 µm ergibt. Wie bereits die vorangegangenen Untersuchungen nahelegten, ergaben die betreffenden Analysen deutlich reduzierte mittlere Porendurchmesser speziell für die Gas-, aber auch für die Schwindungsporosität. Das Unterscheidungskriterium zwischen Gas- und Schwindungsporosität wurde in diesem Fall noch einmal modifiziert: Es wurde für alle Poren das Produkt aus Kompaktheit und Sphärizität berechnet und durch den

jeweiligen äquivalenten Porendurchmesser dividiert. Der arithmetische Mittelwert dieser Kenngröße fungiert als Schwelle zwischen Gas- und Schwindungsporosität: Größere Werte wurden der ersteren, kleinere der letzteren Kategorie zugeschlagen. Tabelle 3-4 fasst Ergebnisse für diejenigen der Zugversuchsproben zusammen, die im Zugversuch im Bereich der Prüflänge bzw. noch im direkt angrenzenden Bereich konstanten Querschnitts versagten. Für die Analysen wurden die Probenabschnitte konstanten Querschnitts in 28 Bereiche aufgeteilt. Die Separation in Gas- und Schwindungsporosität wurde je Probe für die drei Bereiche mit der höchsten Gesamtporosität durchgeführt.

Probe	Porosität gesamt[%]	Gasporosität		Schwindungsporosität	
		Porosität [%]	äq. Poren-Ø [µm]	Porosität [%]	äq. Poren-Ø [µm]
30_Fz_S1	11,86	0,087	66,78	11,77	156,42
	14,71	0,086	67,24	14,62	155,17
	10,08	0,086	63,32	10,71	133,12
30_Fz_S2	6,81	0,077	63,75	6,733	153,78
	9,98	0,082	63,33	9,898	143,89
	8,79	0,063	63,47	8,727	133,12
30_Fz_S3	0,70	0,053	63,12	0,647	99,68
	0,68	0,356	85,76	0,324	104,83
	1,01	0,070	64,43	0,940	127,82
30_Fz_S4	5,21	0,144	64,20	5,066	152,56
	8,53	0,121	63,01	8,409	119,9
	7,00	0,074	60,34	6,926	149,58
30_Fz_S6	0,33	0,174	86,02	0,156	106,06
	0,41	0,024	59,74	0,386	102,77
	0,29	0,151	84,78	0,139	84,78
30_Fz_S9	6,56	0,156	62,24	6,404	111,69
	7,34	0,121	61,80	7,219	121,19
	6,43	0,121	61,81	6,309	112,56
40_Fz_S1	13,22	0,081	63,23	13,14	147,52
	12,72	0,089	62,45	12,63	143,18
	14,04	0,117	67,26	13,92	152,15
40_Fz_S3	3,19	0,074	61,55	3,116	131,57
	4,33	0,088	62,93	4,242	124,00
	2,74	0,076	61,84	2,664	127,92
40_Fz_S5	2,11	0,085	63,53	2,025	107,27
	2,63	0,060	63,01	2,570	115,22
	1,83	0,137	65,69	1,693	111,40
40_Fz_S6	0,08	0,0094	61,14	0,071	98,55
	0,08	0,018	57,11	0,062	72,31
	0,08	0,013	58,40	0,067	86,55
40_Fz_S8	13,38	0,051	60,53	13,33	124,97
	13,04	0,073	64,65	12,97	128,95
	10,94	0,101	67,12	10,84	142,79
40_Fz_S9	7,27	0,120	63,82	7,150	109,18
	6,39	0,132	62,08	6,258	111,64
	6,60	0,149	62,74	6,451	121,71

Tabelle 3-5: Übersicht über die Ergebnisse zur Ermittlung von Gas- und Schwindungsporosität auf Basis hochaufgelöster CT-Analysen

Die Abgrenzung zwischen Gas- und Schwindungsporosität erfolgte, aufbauend auf den Ergebnissen der vorangegangenen Analysen, in diesem Fall nicht anhand der Werte eines einzelnen Parameters wie Kompaktheit oder Sphärizität. Ebenso konnte die bei der Generierung virtueller Porenverteilungen herangezogene Taxi-Norm bzw. Manhattan-Distanz nicht verwendet werden, da die hierfür erforderlichen Basisdaten über die CT-Analyse nicht zur Verfügung gestellt werden. Daher wurde ein Ansatz gewählt, der neben dem Geometrieaspekt auch die Porengröße einbezieht. Die Grundlage bildet der Quotient aus dem Produkt von Kompaktheit und Sphärizität und dem äquivalenten Porendurchmesser. Der arithmetische Mittelwert dieses Parameters wurde als Scheidemarke interpretiert: Den Mittelwert überschreitende Werte wurden als Gasporosität, ihn unterschreitende Werte als Schwindungsporosität gewertet. Abbildung 3-13 zeigt die sich nach diesem Kriterium ergebende Häufigkeitsverteilung und die Differenzierung der Poren in der Auftragung des Parameters Kompaktheit über der äquivalenten Porengröße beispielhaft für den Bereich 06 der Probe ALD2_30_Fz_S1 (vgl. Tabelle 3-5).

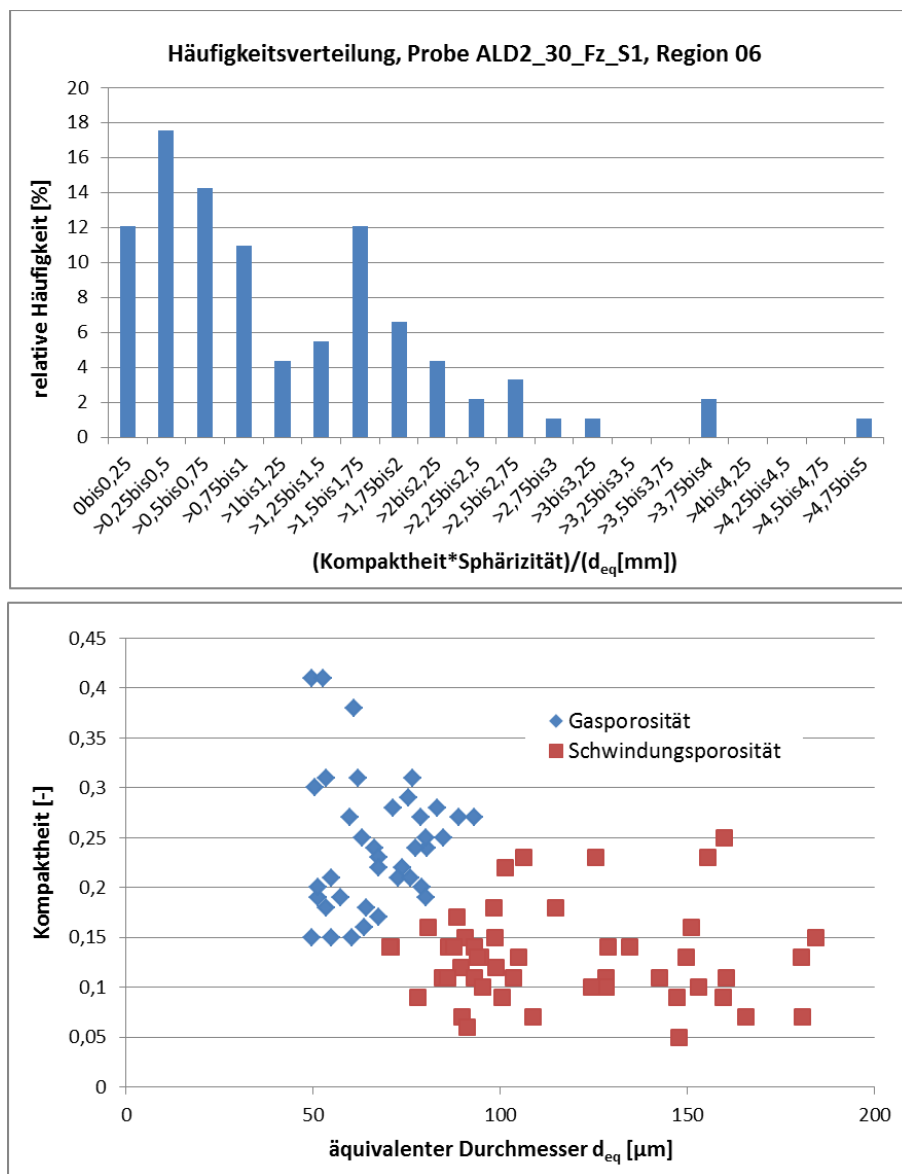


Abbildung 3-13: Häufigkeitsverteilung der Poren auf Basis des angegebenen Diskriminierungsparameters und resultierende Aufteilung der Porenpopulation in Gas- und Schwindungsporosität

Die Zusammenfassung der Ergebnisse zeigt für die Gasporosität eine deutliche Übereinstimmung der mittleren äquivalenten Porengrößen im Bereich knapp oberhalb 60 µm, unabhängig von der beobachteten Gesamtporosität im analysierten Bereich. Gleichzeitig ist der volumenbezogene Anteil der Gasporosität nach dieser Klassifizierung deutlich geringer als der der Schwindungsporosität. Deren mittlerer äquivalenter Durchmesser unterschreitet ebenfalls die in Abbildung 3-12 oben dokumentierten Werte, übertrifft den betreffenden für die Gasporosität gefundenen Wert aber wiederum deutlich (Faktor 2-2,5).

3.3 Berechnung von Oxidhaut, Gasporen und Einschlüssen durch Gießsimulation

Die Verfahren der Gießsimulation wurden auf das in Abschnitt 3.1 beschriebene Bauteil angewandt. Verwendet wurde das Softwarepaket MAGMASoft in den Versionen 5.2 und 5.3. Die Randbedingungen der Simulation orientieren sich an den in Abschnitt 3.1 wiedergegebenen Parametern der praktisch durchgeführten Gießversuche.

Die Gießsimulation liefert quantitative Aussagen lediglich für lokale Anteile an Schwindungsporosität. Sie stellt darüber hinaus anhand von Kombinationen bestimmter Kenngrößen des simulierten Prozesses Aussagen zur Wahrscheinlichkeit des Auftretens anderer Defekttypen zur Verfügung, ohne jedoch deren Größe und Anteil im Bauteil (etwa im Sinne eines Volumenanteils) zu quantifizieren.

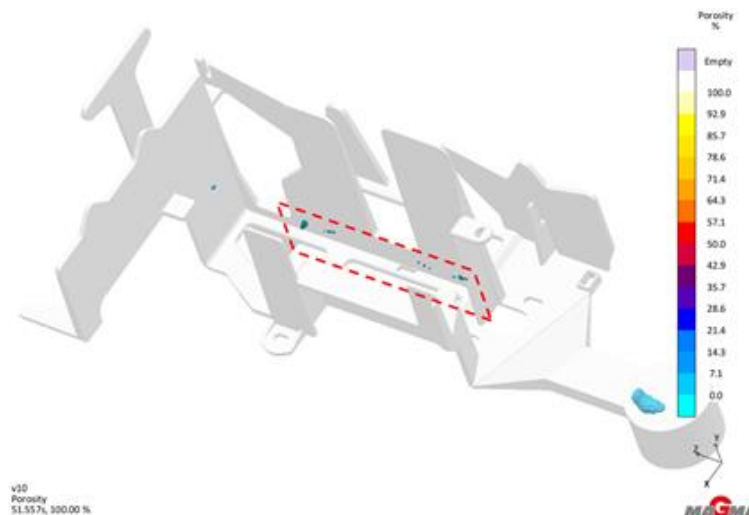


Abbildung 3-14: Simulation des Versuchsbauteils mittels MAGMASoft: Abbildung der prognostizierten Schwindungsporosität. Auf Basis dieser Untersuchungen wurde die Entnahmeposition der Biegeversuchsproben (vgl. Abschnitt 6) festgelegt

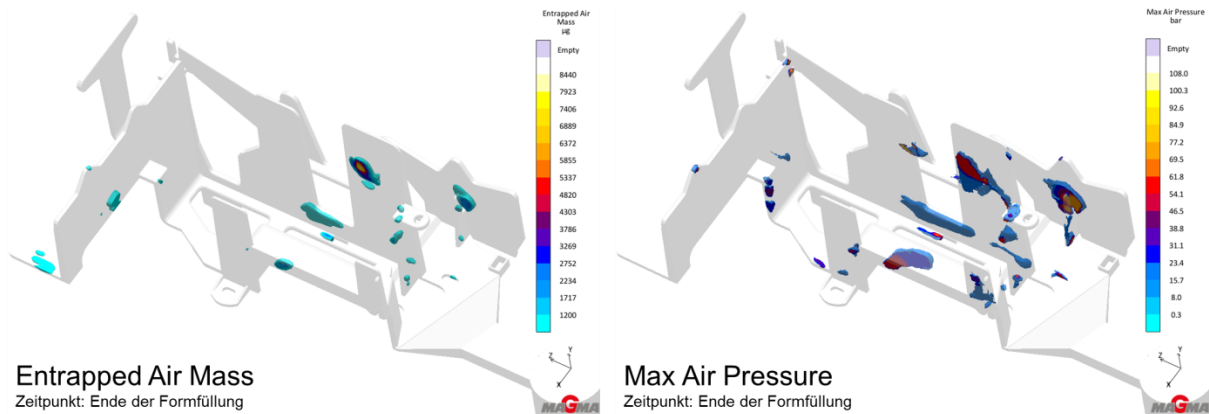


Abbildung 3-15: Simulation des Versuchsbauteils mittels MAGMASoft: Abbildung der Parameter entrapped air mass (eingeschlossene Luftmenge, links) und max. air pressure (max. Druck eingeschlossener Luft) als Indiz für das Auftreten primär strömungsbedingter Gasporosität

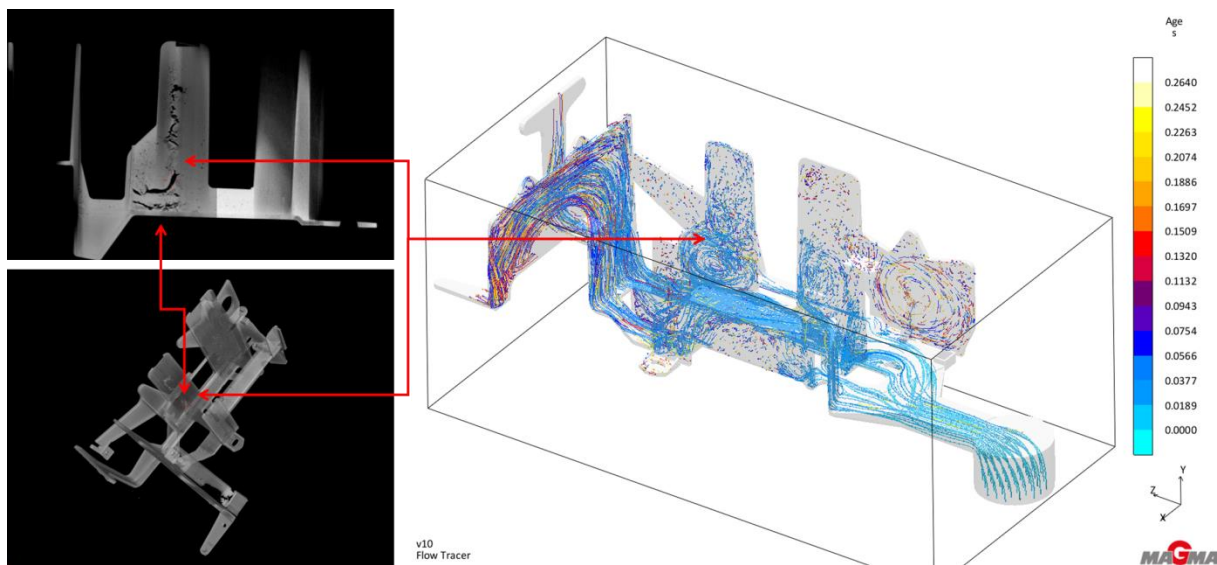


Abbildung 3-16: Detail einer Simulation des Versuchsbauteils mittels MAGMASoft: Abbildung der Strömungsverläufe in der Form und Gegenüberstellung mit Ergebnissen der CT-Analyse

Abbildung 3-16 verdeutlicht die Zusammenhänge zwischen dem über die Gießsimulation prognostizierten Verlauf der Formfüllung und der lokal im Bauteil gefundenen Porosität. Die CT-Daten bestätigen qualitativ die Aussagen der Gießsimulation, eine quantitative Ableitung des Anteils der strömungsbedingten Porosität ist jedoch nicht möglich. Dies wird auch anhand des Vergleichs mit Abbildung 3-14 deutlich, die im betreffenden Bereich keine Porosität zeigt, da die betreffende Ergebnisperspektive auf der Analyse von „hot spots“ beruht und damit lediglich Schwindporosität beinhaltet. Demgegenüber weisen die in Abbildung 3-16 hervorgehobenen Bereiche eine sich aus der turbulenten Formfüllung ergebende Porosität auf, die in den CT-Aufnahmen deutlich sichtbar ist und sich in der Simulation durch die in der Darstellung der Strömungsverläufe erkennbaren Wirbel in den betreffenden Bereichen andeutet. Ähnliche Verläufe sind auch in den in Abbildung 3-6 hervorgehobenen Bereichen des Gussteils erkennbar. Damit besteht

hier eine erhöhte Wahrscheinlichkeit der Bildung von Oxiden (durch den Kontakt zwischen der temporär ausgebildeten Oberfläche der Schmelze mit der Atmosphäre innerhalb des Formhohlraumes – in diesem Zusammenhang ist zu beachten, dass, wie auch die Gießparameter in Abschnitt 3.1, Tabelle 3-2 und Tabelle 3-3, nahelegen, das verwendete Vakuumsystem keine vollkommene Evakuierung der Form, sondern lediglich eine Vakuumunterstützung gewährleisten kann, mithin also auch bei Nutzung des Systems nicht von einer sauerstofffreien Umgebung innerhalb der Form ausgegangen werden kann). Halbquantitativ spiegelt sich diese Situation auch in der Darstellung in Abbildung 3-15 wieder, in der die lokale eingeschlossene Masse Luft aufgezeigt ist. Auch in diesem Fall handelt es sich lediglich um einen Hinweis auf ein mögliches Auftreten von Oxiden, da die Simulation keine belastbaren quantitativen Aussagen darüber zulässt, in welchem Ausmaß es zu Reaktionen zwischen Atmosphäre und Schmelze kommt. Dennoch genügen die betreffenden Aussagen sowie die zusätzliche Information über das Alter der Schmelze in den jeweiligen Bereichen (vgl. Abbildung 3-6 - höheres Alter entspricht potenziell längeren Kontaktzeiten zwischen Atmosphäre und Schmelze), um die Entscheidung für die detaillierte Analyse der in Abbildung 3-6 gezeigten Bauteilsegmente zu begründen.

4 Stochastische Beschreibung der Verteilungen von Ungängen (IFAM)

4.1 Modelle für die Beschreibung unterschiedlicher Defektypen

Im Rahmen des Projekts wurde ein Softwaretool zur Generierung stochastischer Variationen von Defektverteilungen auf Basis der Eingabe grundlegender beschreibender Parameter dieser Defektverteilungen weiterentwickelt. Ziel der Weiterentwicklung war die Abbildung unterschiedlicher Defektypen über die Schwindungsporosität hinaus. Neben der Beschreibung der Defekte über integrale (Volumenanteil des Defektyps in der betrachteten Region of Interest, im Folgenden, dem Kontrollvolumen) und gemittelte (mittlerer äquivalenter Durchmesser der Defekte) Kenngrößen erfordert eine derartige Einbeziehung weiterer Defektypen zunächst die Berücksichtigung geometrischer Aspekte (vgl. hierzu die Auswertung der CT-Analysen nach Porenmorphologie über Parameter wie Sphärizität und Kompaktheit) sowie die Einbeziehung der Materialeigenschaften der Defekte, insoweit es sich nicht um Poren handelt. Modifikationen insbesondere in Hinblick auf die Geometrie der Defekte wurden in das hier entwickelte Softwaretool im Sinne einer Unterscheidbarkeit zwischen Gas- und Schwindungsporosität integriert. Die grundlegende Arbeitsweise des Tools ist in Abschnitt 4.3 dargestellt. Die Darstellung von Verteilungen von Defekten mit unterschiedlichen Geometrien kann sich prinzipiell auf die in Abschnitt 3 eingeführten Parameter Kompaktheit und Sphärizität stützen, allerdings birgt dies die Gefahr von Fehlentscheidungen, sollte die Arbeitsweise des Tools wie in Abschnitt 4.3 z. B. zu vermikularen Defektgeometrien führen. Abbildung 4-1 verdeutlicht diese Möglichkeit und erläutert zudem das vor diesem Hintergrund

ergänzend angewandte Kriterium der Taxi-Norm (Manhattan-Entfernung, Manhattan-Distanz).

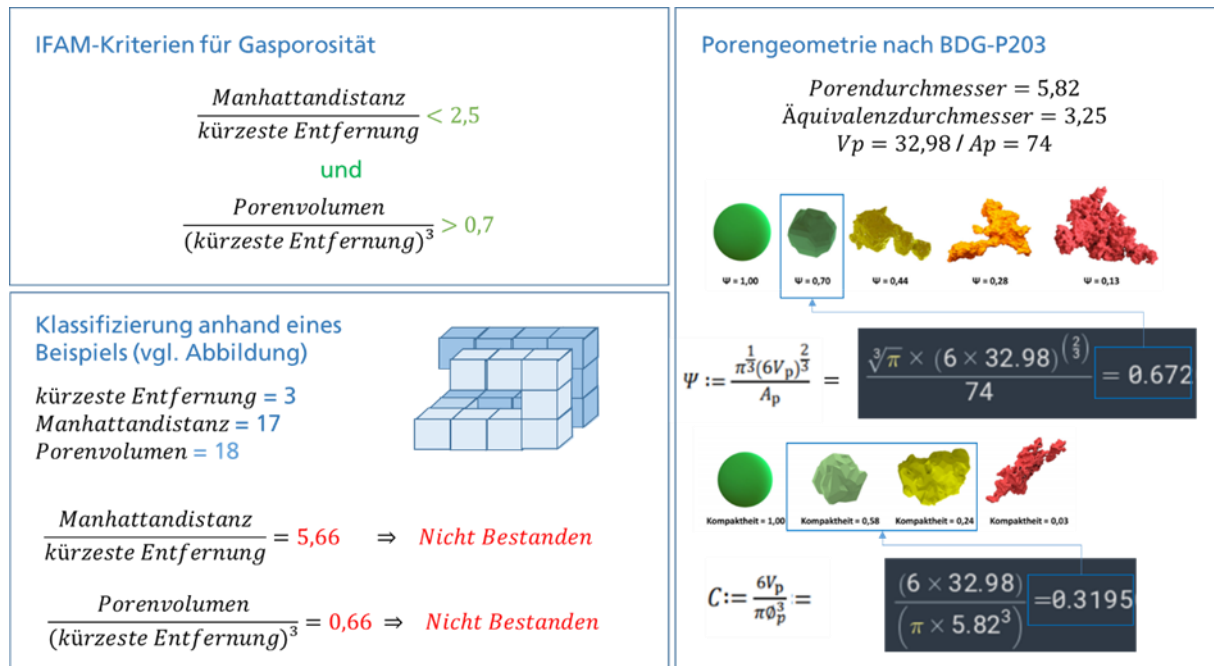


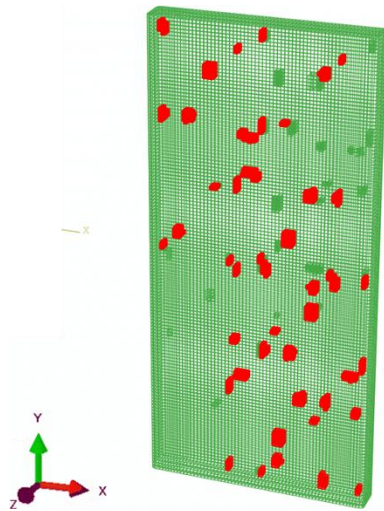
Abbildung 4-1: Vergleich zur Interpretierbarkeit komplexer Defektgeometrien mittels der Parameter Kompaktheit, Sphärizität und Manhattan-Distanz anhand eines Beispiels und der Unterscheidung zwischen Gas- und Schwindungsporosität

Eine Porosität wird als Gasporosität akzeptiert, wenn sie beide in Abbildung 4-1 oben links genannten Kriterien erfüllt. Wenn nur ein Kriterium oder keines davon erfüllt ist, wird die Porosität als Schwindungsporosität eingestuft. Die Implementierung dieses Kriteriums im Softwaretool erfolgt auf der Ebene des Quellcodes, d.h. nach aktuellem Stand werden die betreffenden Parameterwerte für eine Unterscheidung zwischen Gas- und Schwindungsporosität nicht in Form einer Eingabe des Nutzers erwartet, sondern sind bereits vorgegeben und werden abhängig von der Entscheidung des Nutzers, welcher Defekttyp abgebildet werden soll, zur Anwendung gebracht.

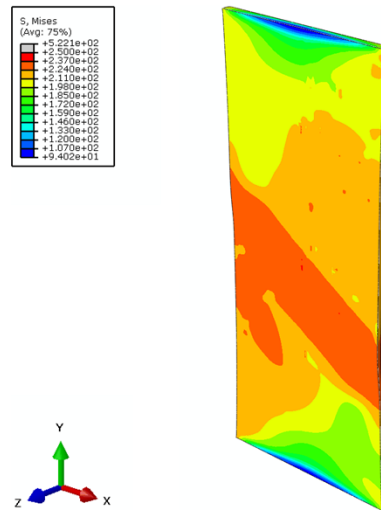
4.2 Entwicklung eines Superpositionsansatzes

Die gleichzeitige Berücksichtigung mehrerer Defekttypen kann bei separater Erzeugung statistischer Verteilungen derselben zu Überlagerungen führen, die zu Veränderungen der Vorgaben bezüglich der jeweiligen Defektanteile führen. Die Berücksichtigung dieser Möglichkeit erfordert eine Bewertung des Einflusses derartiger Überlagerungseffekte auf das Gesamtergebnis der Berechnung, hier speziell in Hinblick auf das sich jeweils ergebende Materialverhalten.

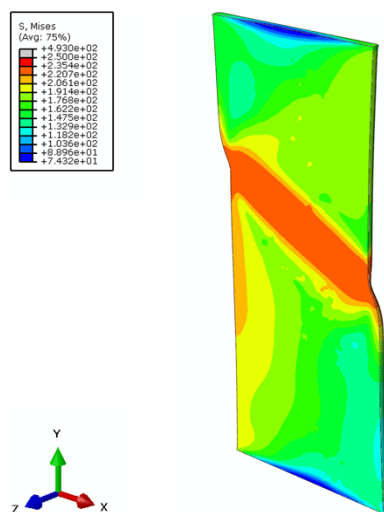
a) FE-Modell, mit Gas- und Schwindungsporosität



b) Spannungsverteilung bei aussch. Betrachtung der Gasporosität



c) Spannungsverteilung bei aussch. Betrachtung der Schwindungsporosität



d) Spannungsverteil. bei Überlagerung von Gas- und Schwindungsporosität

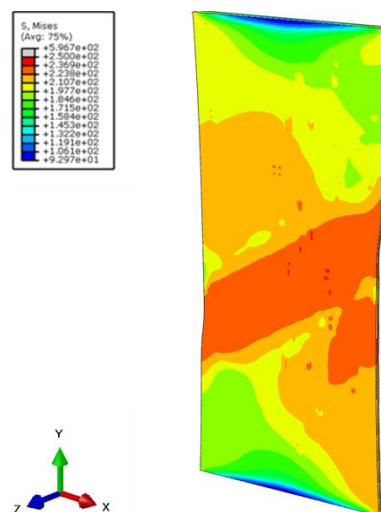


Abbildung 4-2: Beispiel für die Überlagerung zweier Defektypen, hier: Gas- und Schwindungsporosität – (a) Darstellung des FEM-Modells mit Gasporosität in rot, Schwindungsporosität in grün, Simulation des Versagens unter ausschließlicher Berücksichtigung der Gasporosität (b) und der Schwindungsporosität (c) sowie unter Überlagerung beider Defektypen (d)

Abbildung 4-2 zeigt beispielhaft die Überlagerung zweier Porenverteilungen, die in ihren geometrischen Merkmalen jeweils Gas- bzw. Schwindungsporosität entsprechen. Das Kontrollvolumen beträgt in diesem Fall $9920 \times 4960 \times 480 \mu\text{m}$, die Elementkantenlänge $53,3 \mu\text{m}$, angepasst an einen mittleren äquivalenten Porendurchmesser von $160 \mu\text{m}$ im Falle der Gas- und $256 \mu\text{m}$ im Falle der Schwindungsporosität. Die Analyse der Defektverteilung, die sich aus der Überlagerung von Gas- und Schwindungsporosität ergibt, zeigt, dass der Verlust an Porosität infolge eines Übereinanderliegens zweier Poren weniger als 1 % des Porenvolumens beträgt. Der Vergleich des Materialverhaltens unter Last (Abbildung

4-2 b, c und d) zeigt einen übereinstimmenden Typ des Versagens im Bereich der größten Schubspannungen, während sich die Lage und Orientierung der beobachteten Verformungsbänder unterscheidet. Die zugehörigen technischen Spannungs-Dehnungskurven sind Abbildung 4-3 zu entnehmen. Die betreffenden Daten stützen sich auf die von Ebrahimi et al. veröffentlichten Untersuchungen und gehen daher von einer anderen Matrixlegierung als der zur Herstellung der Versuchsbauteile verwendeten aus, namentlich Silafont-36 des Anbieters Aluminium Rheinfelden (AlSi10MnMg). Als Matrixeigenschaften wurden die Herstellerangaben im Zustand F zu Grunde gelegt [EBR19].

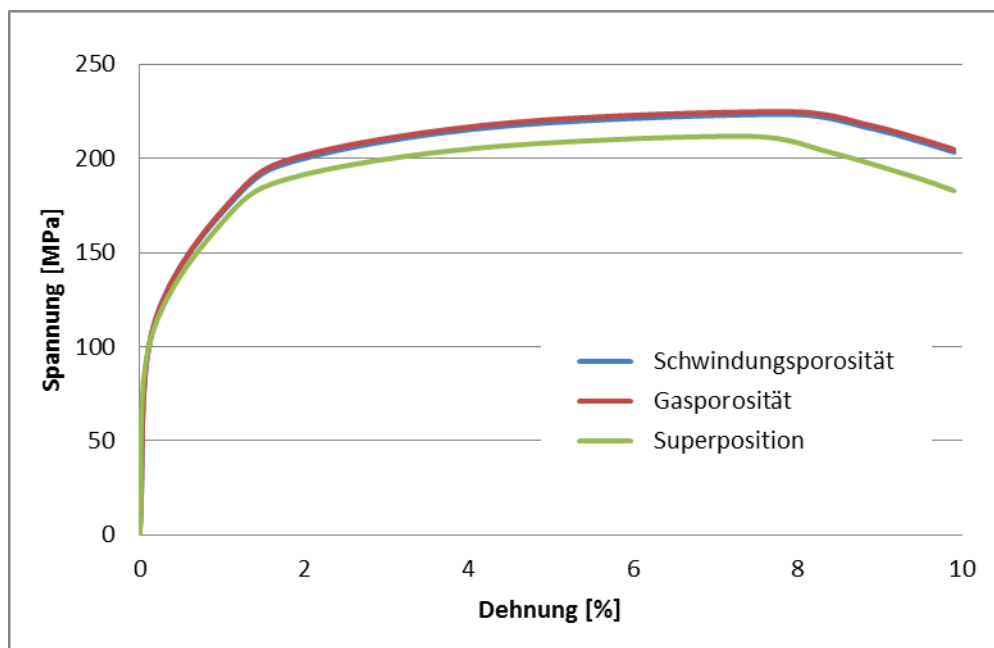


Abbildung 4-3: Technische Spannungs-Dehnungskurven für identische Proben mit übereinstimmenden Volumenanteilen (3 %) an Gas- und Schwindungsporosität und Überlagerung derselben. Die Kurven basieren jeweils auf 5 unterschiedlichen Porenverteilungen des angegebenen Porositätsniveaus

Die Abbildung verdeutlicht, dass sich in den hier betrachteten Grenzen der Typ der Porosität kaum auf das gemittelte mechanische Verhalten der Proben auswirkt. Dies gilt speziell dann, wenn dieser Faktor mit dem demgegenüber deutlich höheren Einfluss des Porositätsniveaus selbst verglichen wird. Damit ist es erforderlich, den Grad der Überlagerung beider Porositätstypen zu beschränken. Dies kann geschehen, indem nach Überlagerung zweier Porositäts- bzw. allgemein Defekttypen der Grad der Überlagerung geprüft und die kombinierte Verteilung verworfen wird, wenn ein kritischer Grenzwert überschritten ist. Für die Überlagerung von Gas- und Schwindungsporosität wird ein Grenzwert von 5 % empfohlen: Werden durch die Überlagerung 5 % des Porenvolumens eliminiert, muss mindestens eine der beiden Verteilungen ersetzt werden.

Eine alternative Möglichkeit besteht in der Analyse der Defektverteilungen und der Detektion von Überlagerungen, sowie der anschließenden Verschiebung eines der sich überdeckenden Defekte in den Bereich der ungestörten Matrix. Nachteil dieser

Vorgehensweise ist, dass damit von der stochastischen Verteilung der Defekte abgewichen wird, da die betreffende Verschiebung keine zufällige Modifikation darstellt und somit der Charakter der ursprünglichen Verteilung verändert wird. Daher wird von dieser Vorgehensweise abgesehen.

Für die parallele Berücksichtigung von Gas- und Schwindungsporosität wird auf Basis der differenzierenden Betrachtung der Ergebnisse der CT-Analyse und der oben dargestellten virtuellen Zugversuche folgende Vorgehensweise empfohlen:

- Festlegung der im jeweiligen Bauteilbereich anzunehmenden Anteile an Gas- und Schwindungsporosität (auf Basis von CT-Analysen und/oder Gießsimulation).
- Generierung von Verteilungen der Schwindungsporosität.
- Einbeziehung der Gasporosität über die Berücksichtigung im für die Beschreibung des Matrixwerkstoffes genutzten Materialmodell.

Dieser Ansatz reduziert massiv die Größe der zur Abbildung von Porositätsverteilungen erforderlichen stochastischen Modelle und minimiert damit die für deren Aufstellung in statistisch relevanter Anzahl benötigten Rechenzeiten. Ein Nachteil besteht insofern, als dass der Einfluss der Gasporosität aus den im Rahmen des Projekts durchgeführten Experimenten der mechanischen Werkstoffprüfung nicht losgelöst von anderen Defekten beurteilt werden konnte – insbesondere nicht getrennt von der beobachteten Schwindungsporosität. Allerdings können auf Basis der erfolgten Validierung der generellen Methode einer Abbildung von Porositätsverteilungen und einer darauf basierenden Ableitung von Eigenschaften defektbehafteter Werkstoffe entsprechende Modellrechnungen mit ausschließlicher Berücksichtigung unterschiedlicher Anteile an Gasporosität durchgeführt werden. Aus diesen können anschließend die erforderlichen Parameter des homogenisierten Materialmodells ermittelt werden. Die skizzierte Vorgehensweise wird auch durch die in Abschnitt 3 dargestellten Ergebnisse der Analysen der in Zugversuchsproben gefundenen Porosität gestützt, die unabhängig vom Gesamtniveau der Porosität ein deutliches Überwiegen des Anteils von Schwindungs- gegenüber Gasporosität nahelegen.

4.3 Parameterbestimmung und Berechnung von Morphologien virtueller Mikrodefekt-Verteilungen

Die in Abschnitt 3 beschriebenen CT-Untersuchungen bilden die Grundlage der Beschreibung der Morphologie unterschiedlicher Defekttypen, wie auch der Abbildung derselben über das im Rahmen des Projekts weiterentwickelte Softwaretool zur Generierung unterschiedlicher Defektverteilungen.

Abbildung 4-4 verdeutlicht prinzipiell die Nutzung des Tools zur Erzeugung virtueller Defektverteilungen am Beispiel von Gas- und Schwindungsporosität. Die eigentliche Anwendung des Tools ist rechts dargestellt und beginnt mit der Auswahl eines

Kontrollvolumens, d. h. desjenigen Bereichs, für den Porenverteilungen zu erzeugen sind. Die Eingabe von Porosität und mittlerer äquivalenter Porengröße definiert die Vorgabe, der die zu erzeugende Porengrößenverteilung genügen muss. Die Entscheidung, ob Gas- oder Schwindungsporosität zu erzeugen ist, legt fest, welchen Formparametern die erzeugte Porosität genügen muss. Auf Basis dieser Angabe wird eine Porenverteilung generiert und anschließend auf Einhaltung der vorgegebenen Kennwerte überprüft. Ist diese gegeben, ist der Programmdurchlauf abgeschlossen, ist dies nicht der Fall, erfolgt eine Modifikation und erneute Überprüfung der Verteilung. Dieser iterative Vorgang wird abgebrochen, sobald die angestrebten Kennwerte erreicht sind.

Wesentliche Voraussetzung für die Nutzung des Tools ist die Kenntnis der bestimmenden Merkmale der Poren- bzw. allgemeinen Defektverteilung, die abgebildet werden soll. Diese Information kann nach aktuellem Stand vollständig lediglich über Bauteilanalyse und Übertragung der betreffenden Ergebnisse geschehen, da die Gießsimulation allenfalls Aussagen zur Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Defekten bzw. zum kumulierten Volumengehalt liefern kann, nicht aber die benötigte Information zur geometrischen Ausprägung von Defekten und Defektverteilungen.

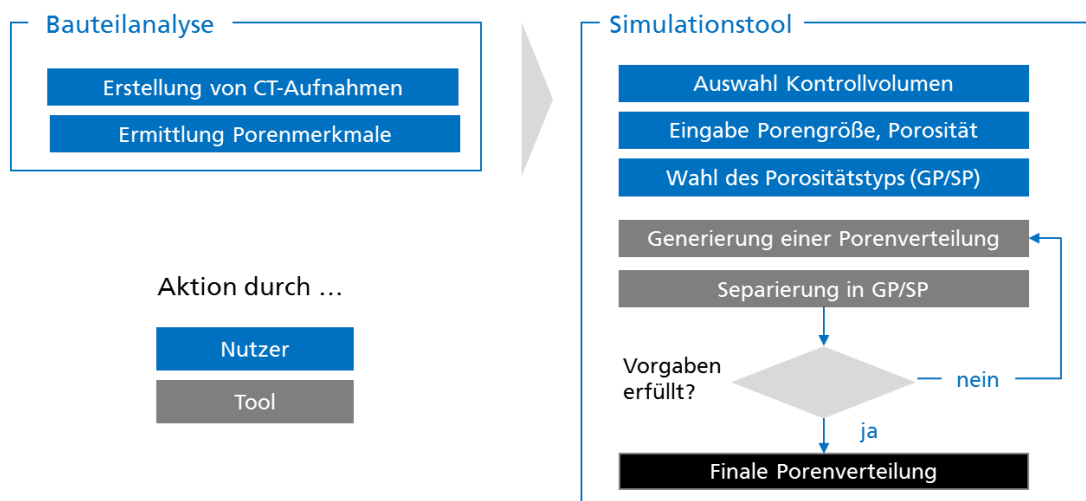


Abbildung 4-4: Schematische Darstellung der Arbeitsweise des weiterentwickelten Tools zur Darstellung von Defektverteilungen: Vorgehensweise und Differenzierung zwischen Nutzereingaben und Aktionen des Tools

Das zu betrachtende Kontrollvolumen, d. h. der Bauteilbereich, innerhalb dessen eine Defektverteilung generiert werden soll, kann hinsichtlich seiner Größe frei gewählt werden. Allerdings sind in der praktischen Anwendung die unterschiedlichen Größenskalen von Defekten und Bauteilen zu beachten: Typische, im Rahmen des Projekts über CT detektierte Abmessungen (äquivalente Durchmesser) von Gasporosität liegen den vorliegenden Auswertungen zufolge in der Größenordnung von ca. 60 µm. Basierend auf den aus metallographischen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnissen zu Einschlüssen und intermetallischen Verbindungen

kann für diese von ähnlichen bzw. um eine Größenordnung kleineren Abmessungen ausgegangen werden. Um Defektgeometrien sinnvoll abbilden zu können, müssen derartige Ungängen, Einschlüsse o.ä. durch mehrere Elemente abgebildet werden. Werden z. B. in jeder Raumrichtung mindestens 4 Elemente angestrebt, ergibt sich im skizzierten Fall der Gasporosität eine erforderliche Auflösung (Elementkantenlänge) von ca. 15 μm . Dies führt bereits im Falle eines Kontrollvolumens von 1 cm^3 zu einem annähernd 300 Millionen Elemente umfassenden Modell der Porenverteilung.

Damit wird die direkte Abbildung von Porenverteilungen speziell für Gasporosität wesentlich erschwert. Aufgrund der tendenziell größeren Abmessungen von Schwindungsporen rechtfertigt dies den im vorangegangenen Abschnitt vorgeschlagenen zweiseitigen Ansatz zur Abbildung beider Defekttypen, namentlich die separate Generierung virtueller Porenverteilungen für Gas- und Schwindungsporosität, die physische Abbildung der letzteren im Modell, und die Berücksichtigung der ersteren in Form einer entsprechenden Modifikation der Kennwerte des Matrixwerkstoffes, in den die Schwindungsporosität eingebettet ist. Die betreffende Abminderung der Kennwerte sowie die Berücksichtigung ihrer Streuung kann ihrerseits anhand geeigneter Kontrollvolumina reduzierter Größe gemäß den im vorliegenden Projekt entwickelten Ansätzen ermittelt werden.

Der grundlegende Ansatz kann auch auf Defekte wie Einschlüsse übertragen werden, wenn den im Rahmen der iterativen Generierung der Defektverteilung verschobenen bzw. vertauschten Elementen nicht die Eigenschaften einer Pore, sondern diejenigen eines Einschlusses, etwa einer intermetallischen Verbindung oder eines keramischen Partikels zugewiesen werden. Problematisch ist dabei allerdings die Darstellung der Grenzflächeneigenschaften, die bei der Abbildung von Poren naturgemäß entfallen kann: Ohne weitere Ergänzungen des Tools wäre damit nach diesem Vorgehen implizit eine ideale Verbindung zwischen Einschluss und Matrix angenommen. Auch schon bei Betrachtung des zweiten Extremfalls eines vollständigen Fehlens der Anbindung zwischen Einschluss und Matrix wären weitere Maßnahmen erforderlich, da in diesem Fall zusätzlich Grenzflächeneigenschaften und Kontaktbedingungen zwischen Matrix und Einschluss definiert werden müssten. Ähnliche Anforderungen stellt auch die Abbildung von Oxidhäuten und Kaltlauf: Da es sich in beiden Fällen effektiv um flächige Trennungen im Material mit Abmessungen bis hinunter in den Bereich einiger 10 nm handelt, ist eine volumetrische Modellierung wie im Falle der Poren und Einschlüsse nicht sinnvoll. Vielmehr müssten derartige Fehlstellen über Grenzflächeneigenschaften bzw. Kontaktbedingungen modelliert werden.

5 Erweiterung des Versagensmodells für Multi-Defekte (IWM)

5.1 Experimentelle Charakterisierung

Die am IFAM gegossenen Komponenten aus der Aluminiumlegierung Castasil®-37 (AlSi9MnMoZr) wurden am IWM experimentell charakterisiert und metallographisch untersucht.

5.1.1 Probenversuche

Zur Untersuchung des Ortseinflusses auf die mechanischen Eigenschaften wurden statische Zugversuche an Flachzugproben aus 9 Positionen (Screening-Versuche) durchgeführt. Zur Untersuchung des Mehrachsigkeitseinflusses auf Versagen wurden Versuche an Proben mit unterschiedlichen Geometrien aus ausgesuchten Positionen durchgeführt (Mehrachsigkeitsversuche).

5.1.1.1 Screening-Versuche

Zur Untersuchung der Ortsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften in der Komponente wurden Zugproben aus 9 Positionen aus 6 Bauteilen entnommen und geprüft. Vier der Bauteile (7-9) wurden ohne Vakuum gegossen, die Bauteile 26 und 27 mit Vakuum. Die 9 Entnahmepositionen für das Screening sind in Abbildung 5-1a dargestellt. Die Wandstärken variieren zwischen 3 und 10 mm und sind in Abbildung 5-1b angegeben. Alle Proben wurden auf eine Dicke von 3 mm abgearbeitet. Abbildung 5-2 zeigt die Geometrie der Flachzugproben.

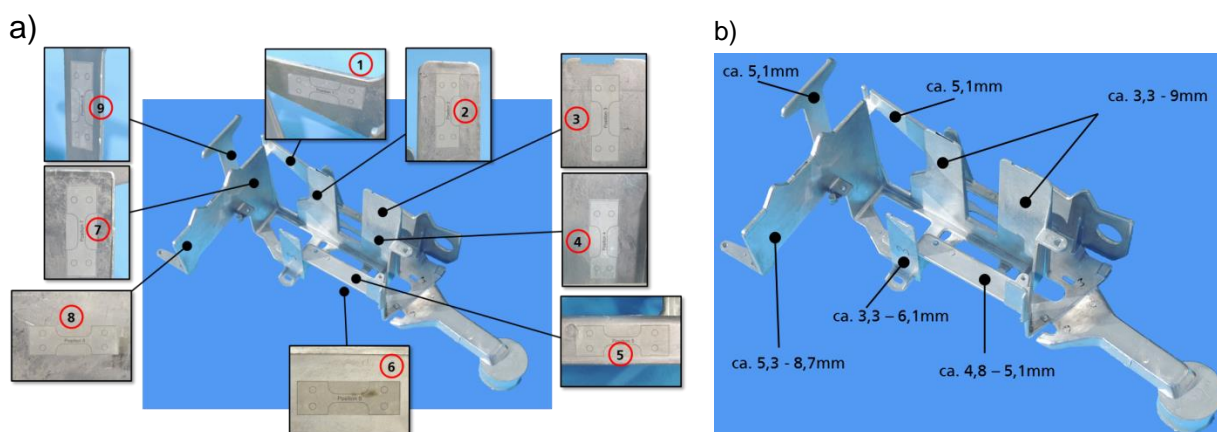


Abbildung 5-1: Demonstrator Steuergerätehalter: a) Entnahmepositionen für die Screening Versuche
b) Wandstärken

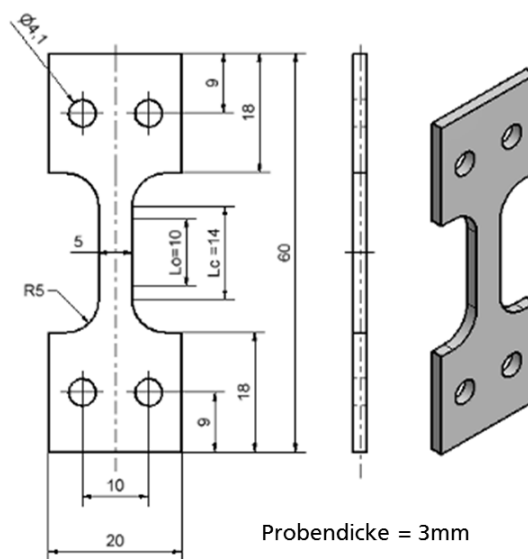


Abbildung 5-2: Geometrie der glatten Flachzugproben

Zur besseren Lesbarkeit von Diagrammen und Tabellen ist die am IWM verwendete Probenbezeichnung in Abbildung 5-3 erläutert.

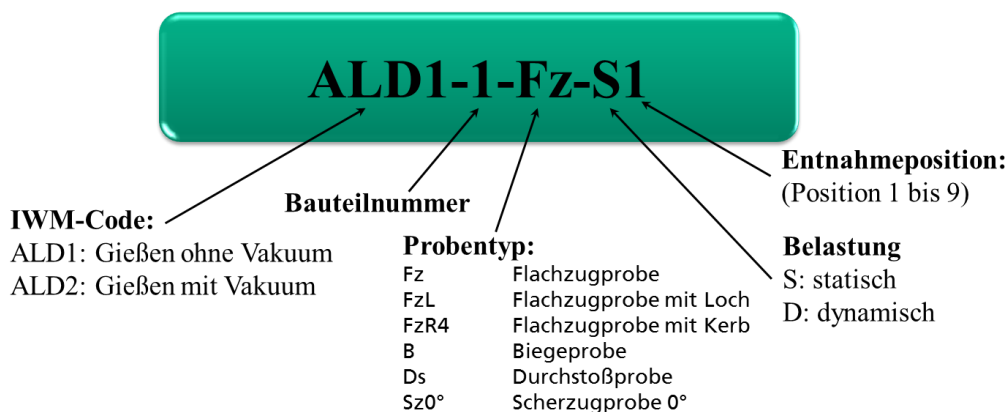


Abbildung 5-3: IWM-Probenbezeichnung

Alle statischen Zugversuche wurden bei Raumtemperatur positionsgeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,01 mm/s durchgeführt. Dabei wurden die Kraft F und die Probenverlängerung Δl des Prüfteils ausgehend von einer Ausgangsmesslänge $L_0 = 10$ mm gemessen. Alle Messgrößen wurden digital aufgezeichnet.

Aus den Kraft- und Verlängerungsmessungen der Glattzugversuche wurden die technischen Kennwerte Streckgrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g , Bruchdehnung A_{10mm} , 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.

Die technischen und wahren Spannungs-Dehnungskurven sind beispielhaft für das Bauteil 7 für die 9 Entnahmepositionen in Abbildung 5-4 und Abbildung 5-5 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen eine große Streuung. Zudem sind meist mehrere Proben außerhalb des Prüfbereichs gebrochen. Diese Proben sind in allen Spannungs-Dehnungsdiagrammen durch gestrichelte Linien gekennzeichnet.

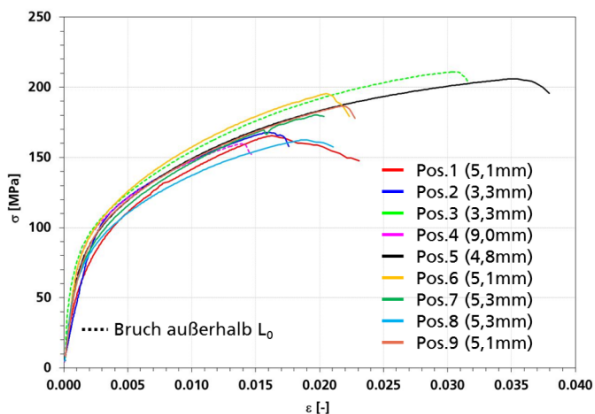


Abbildung 5-4: Technische Spannungs-Dehnungskurven für 9 Positionen, Bauteil 7

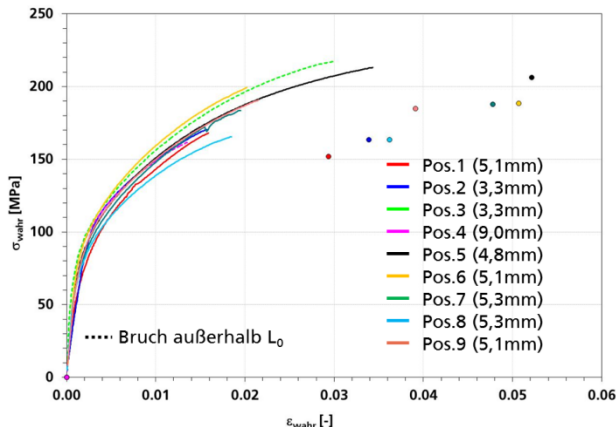


Abbildung 5-5: Wahre Spannungs-Dehnungskurven für 9 Positionen, Bauteil 7

Abbildung 5-6 bis Abbildung 5-14 zeigen die technischen Spannungs-Dehnungskurven für die Entnahmepositionen 1 bis 9. Rechts sind die geprüften Proben für alle 6 Bauteile und die technischen Kennwerte angegeben.

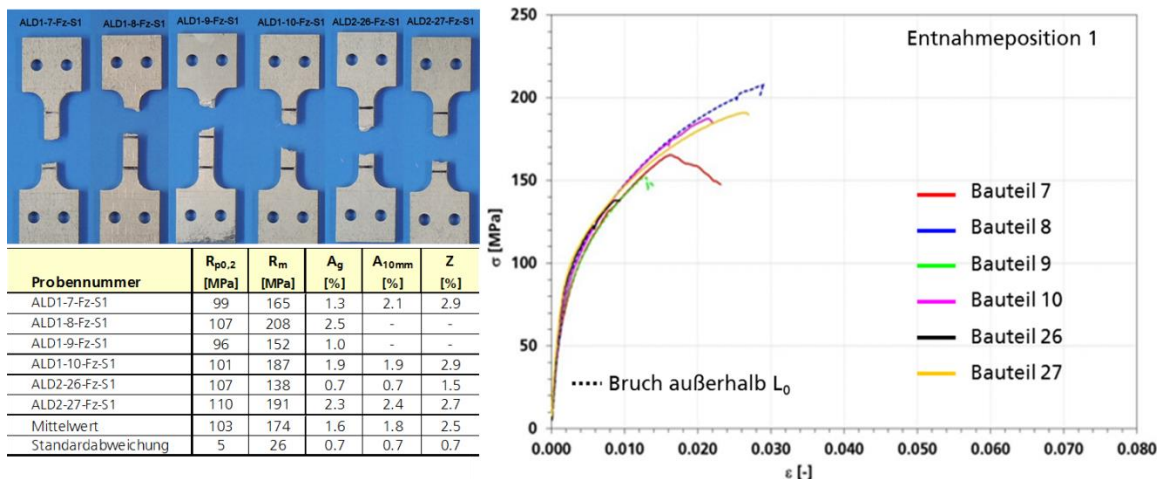


Abbildung 5-6: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 1

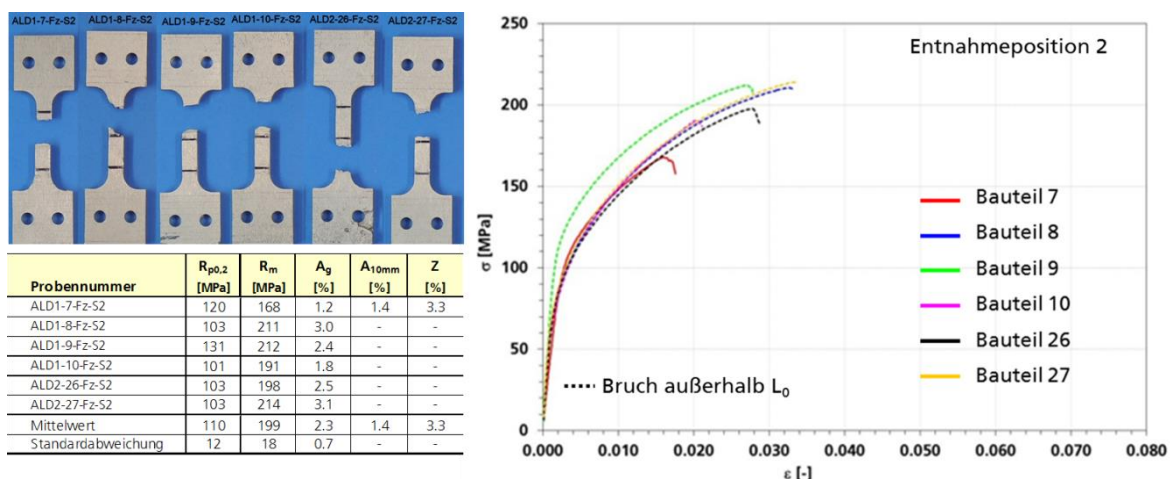


Abbildung 5-7: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 2

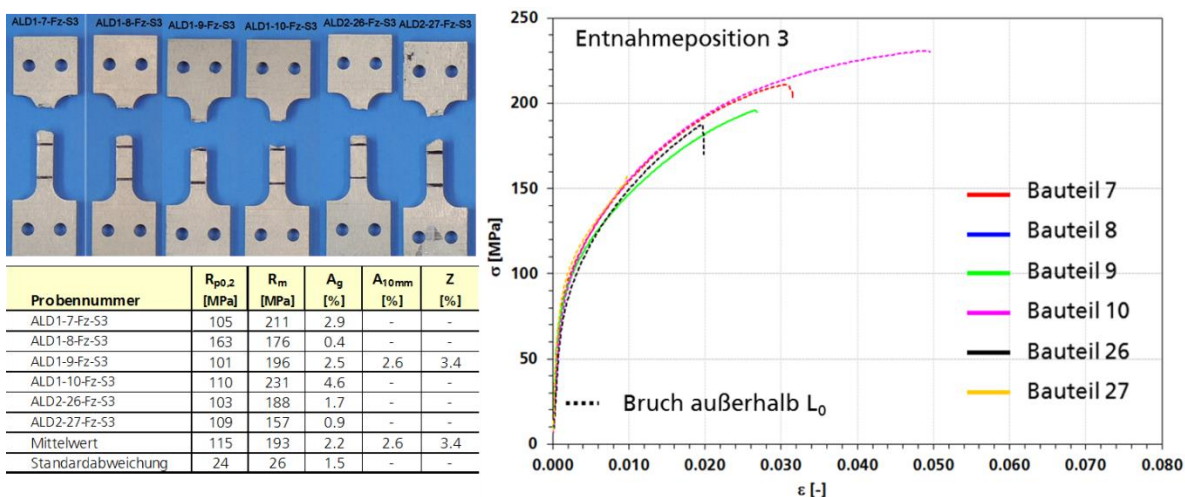


Abbildung 5-8: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 3

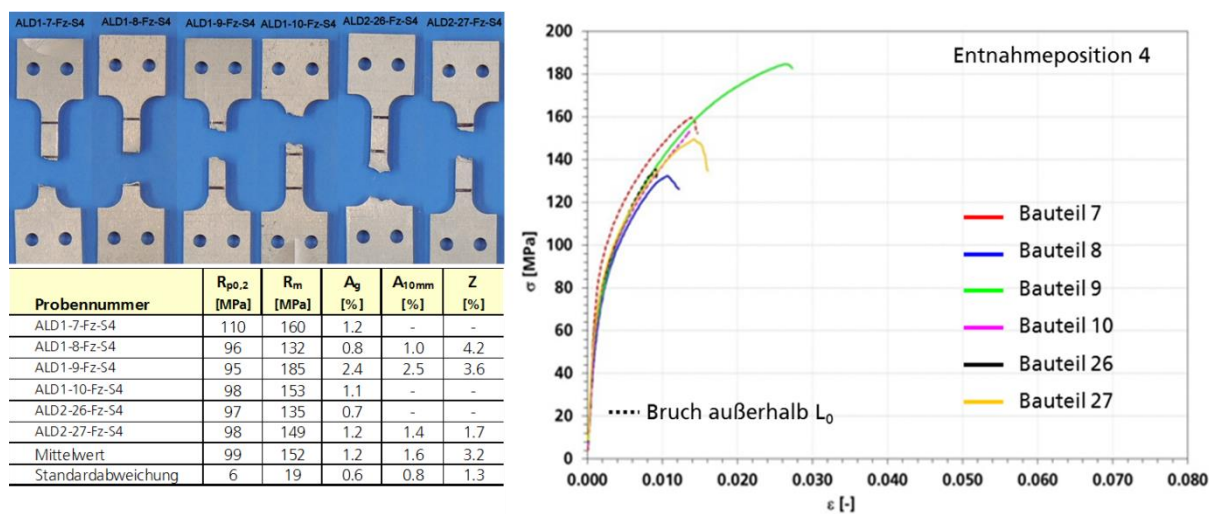


Abbildung 5-9: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 4

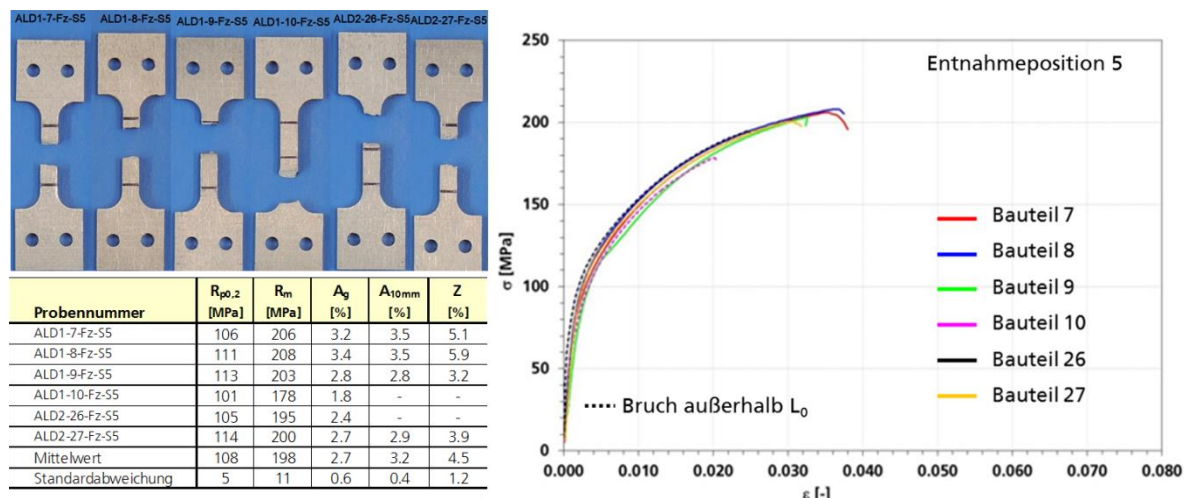


Abbildung 5-10: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 5

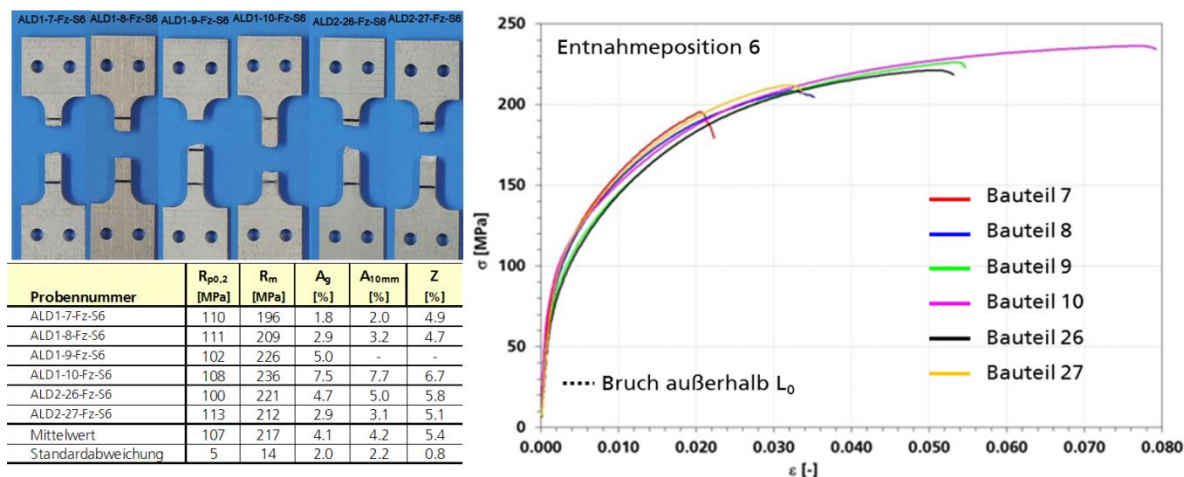


Abbildung 5-11: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 6

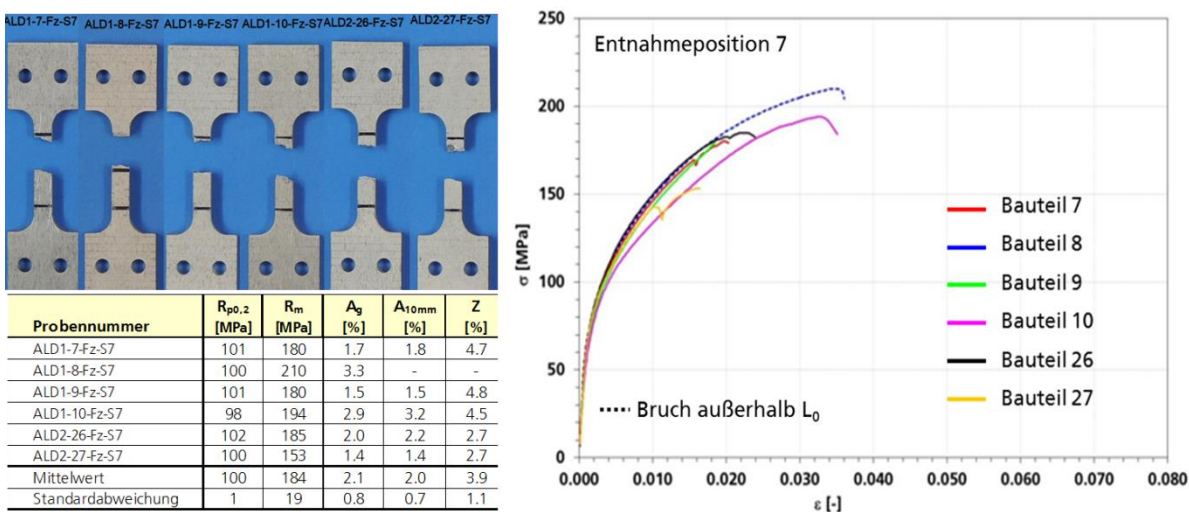


Abbildung 5-12: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 7

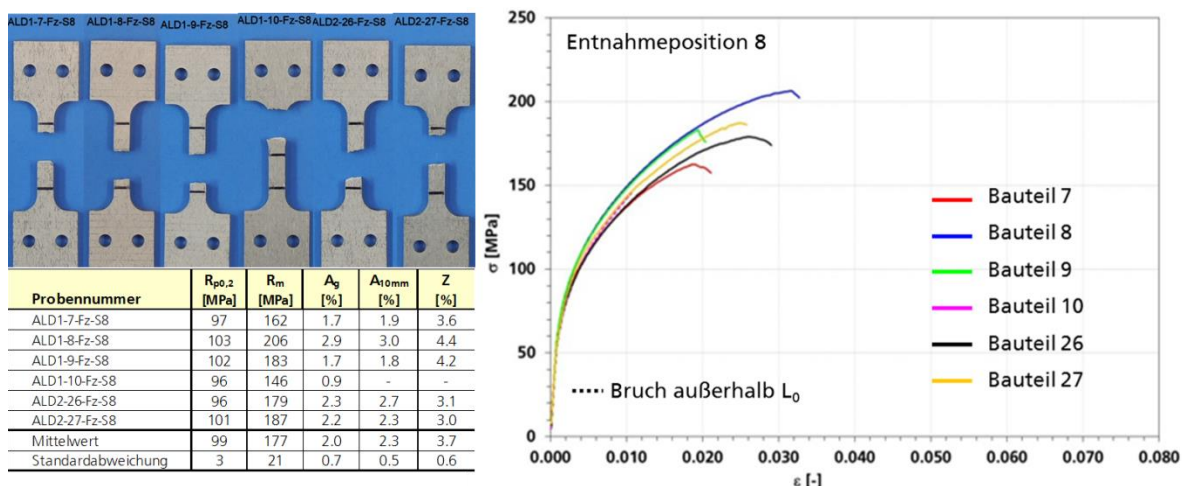


Abbildung 5-13: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 8

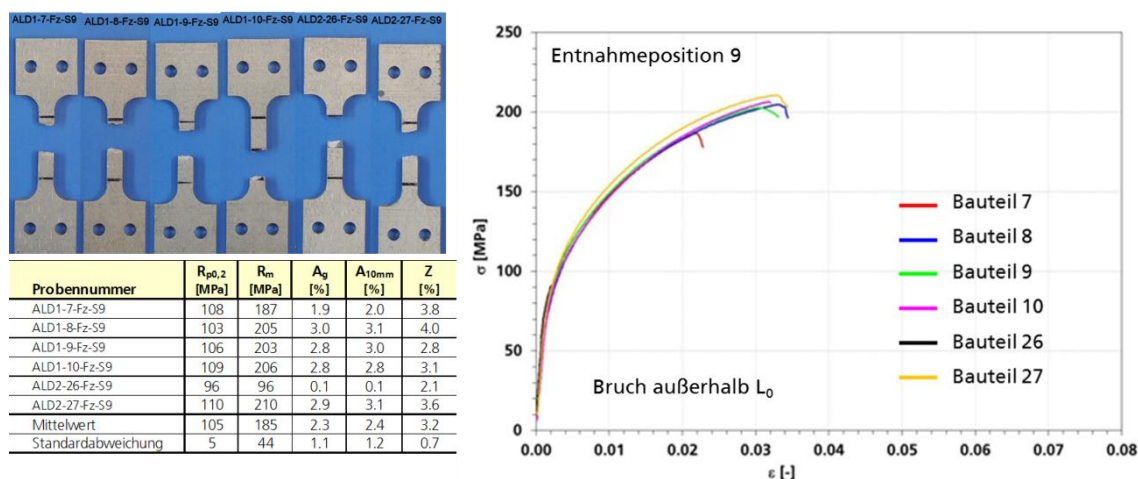


Abbildung 5-14: Geprüfte Proben, technische Kennwerte und technische Spannungs-Dehnungskurven für Entnahmeposition 9

Die Ergebnisse zeigen für alle Werte eine große Streuung. Trotz Streuung ist eine Abhängigkeit der Zugversuchskennwerte von der Entnahmestelle erkennbar. Für die Entnahmepositionen 2 und 3 gab es jeweils nur einen gültigen Versuch, die 5 weiteren geprüften Proben sind alle außerhalb der Messlänge gebrochen, was auf das Vorliegen von Ungängen an den außermittigen Bruchstellen hindeutet. Die Proben aus Entnahmeposition 4 zeigen sehr geringe Bruchdehnungen, so dass auch hier Mikrodefekte vorhanden sein müssten. Für die Entnahmeposition 6 liegen wohl keine gravierenden Ungängen in den Proben vor, da hier alle Versuche gültig waren, die höchsten Bruchdehnungen und die geringste Streuung im Kraftniveau auftraten. Für detaillierte Aussagen sei auf die metallographischen und fraktographischen Untersuchungen im Abschnitt 5.1.2 verwiesen.

Der Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven aller Zugversuche für alle Bauteile ohne Vakuum in Abbildung 5-15 zeigt ebenfalls eine große Streuung der

Ergebnisse. Die technischen Spannungs-Dehnungskurven für alle Bauteile mit Vakuum sind in Abbildung 5-16 dargestellt und zeigen einen ähnlichen Verlauf wie den der Bauteile ohne Vakuum. Jede Position ist mit derselben Farbe dargestellt und die Wanddicke der Entnahmeposition ist in der Legende angegeben. Der Vergleich aller Spannungs-Dehnungskurven in

Abbildung 5-17, in der die Proben aus Bauteilen mit und ohne Vakuum farblich unterschieden sind, bestätigt auch, dass es keinen deutlichen Effekt des Gießverfahrens gibt. Trotz der großen Streuung der Ergebnisse ist eine Ortsabhängigkeit zu erkennen, so weisen die Versuche an Proben aus Position 6 eine deutlich höhere Bruchdehnung auf und die aus Position 1 eine niedrige Bruchdehnung. Es gibt keine direkte Korrelation zwischen Eigenschaften und Wandstärken.

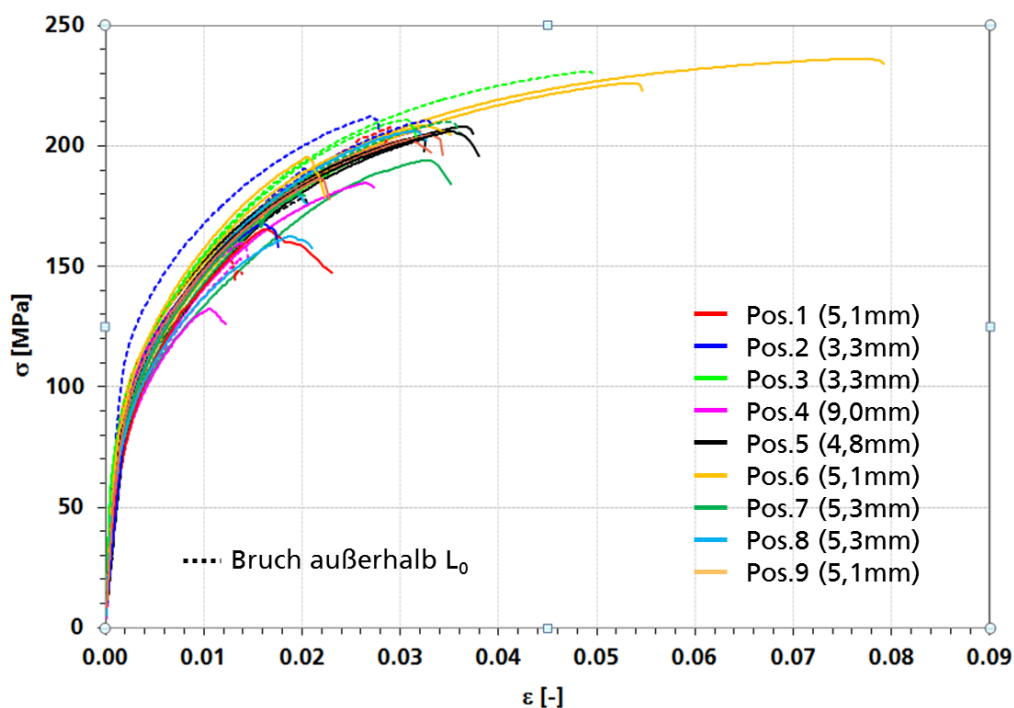


Abbildung 5-15: Technische Spannungs-Dehnungskurven für 9 Entnahmepositionen, alle Bauteile ohne Vakuum (Bauteile 7-9)

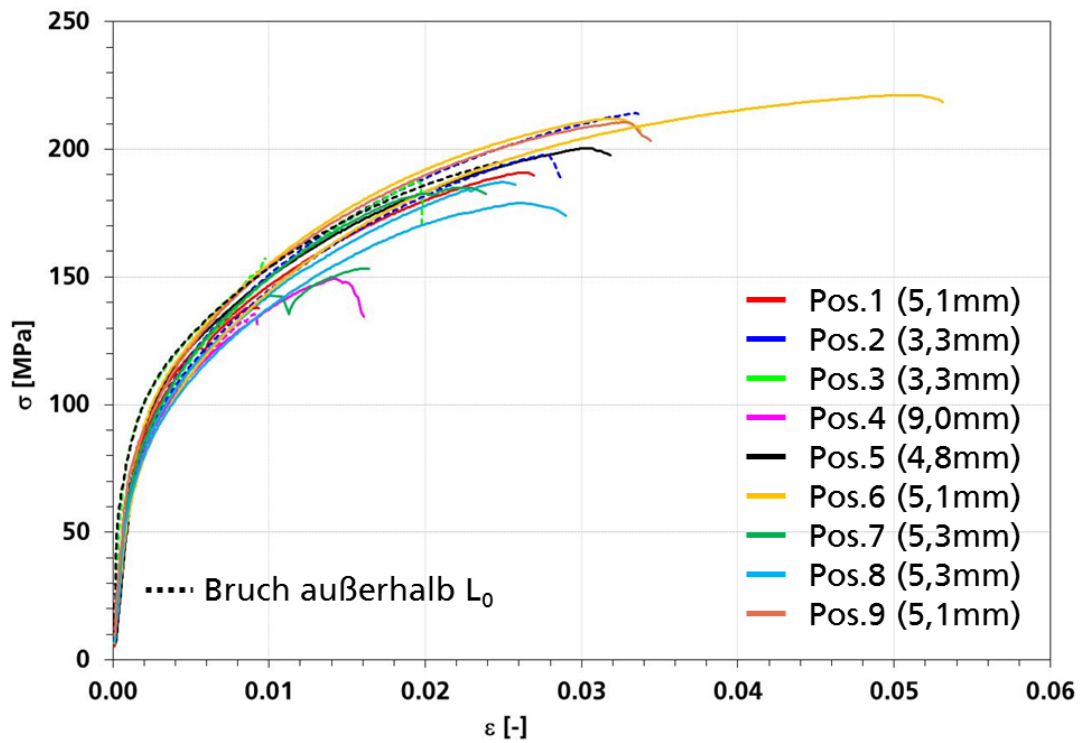


Abbildung 5-16: Technische Spannungs-Dehnungskurven für 9 Entnahmepositionen, alle Bauteile mit Vakuum (Bauteile 26, 27)

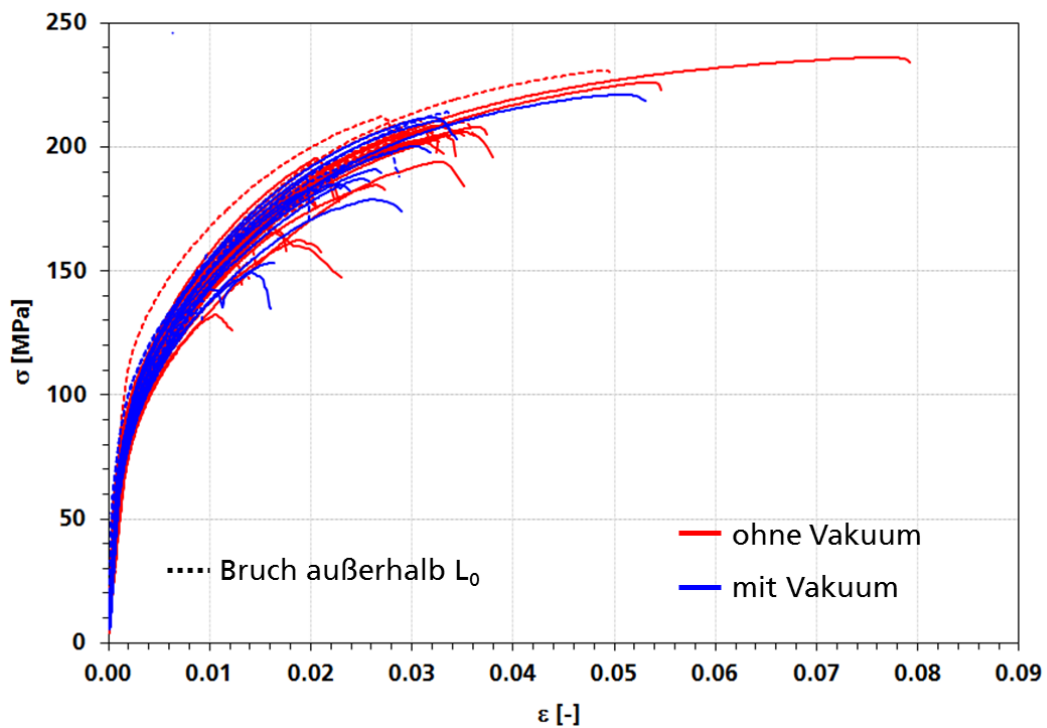


Abbildung 5-17: Technische Spannungs-Dehnungskurven für 9 Entnahmepositionen, Vergleich Bauteile mit und ohne Vakuum

Abbildung 5-18 zeigt die Verteilung der Vergleichsdehnung in einer Fachzugprobe (Bauteil 26, Position 6) aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch. Die Dehnungen sind sehr homogen im Prüfbereich verteilt. Auch Abbildung 5-19 zeigt ähnliche Entwicklungen der lokalen Vergleichsdehnungen im Prüfbereich, was die Spannungs-Dehnungskurve bestätigt: Es gibt keine ausgeprägte Einschnürung. Als Konsequenz sind die lokalen Dehnungen kurz vor Bruch und der technische Wert $A_{10\text{mm}}$ von 5% (Tabelle in Abbildung 5-11) vergleichbar.

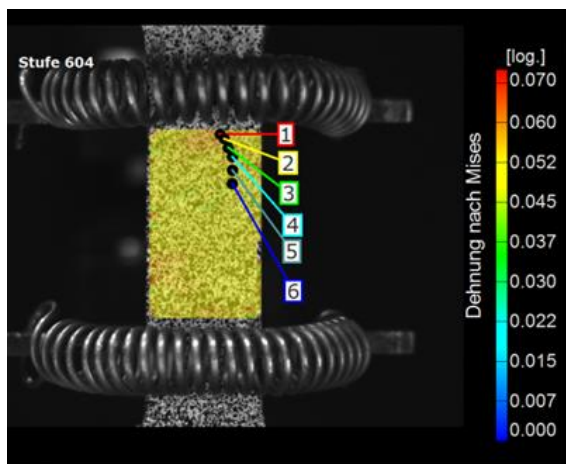


Abbildung 5-18: Verteilung der von Mises-Vergleichsdehnung in der Zugprobe ALD2-26-Fz-S6 kurz vor Bruch

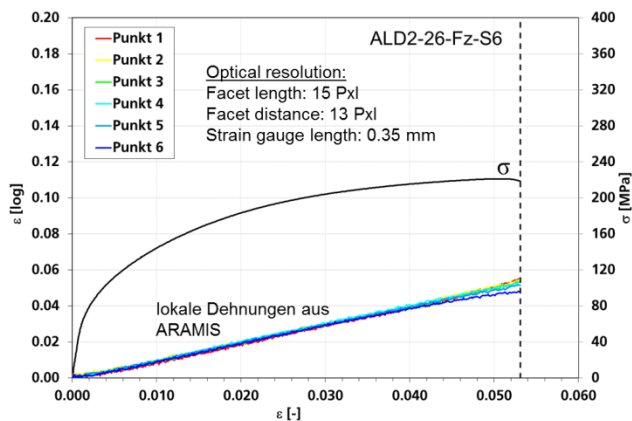


Abbildung 5-19: Technische Spannungs-Dehnungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 6 Positionen für die Zugprobe ALD2-26-Fz-S6

Die Eigenschaften der untersuchten Komponenten (Halter) wurden mit denen der Y-Boxen im Vorläufervorhaben verglichen (Abbildung 5-20). Die Spannungs-Dehnungskurven und die Bruchdehnungen aus der neuen Komponente sind deutlich niedriger als die aus der Y-Box im Vorläufervorhaben. Auch die Streuung ist geringer, besonders das Streuband der Festigkeit. Im Gegensatz zu den Proben aus der neuen Komponente, die in Dickenrichtung abgearbeitet wurden, enthalten die aus der Y-Box die Gusshaut. Der Einfluss der Gusshaut wird in Abschnitt 5.1.1.3 untersucht. Eine andere Ursache für den Unterschied kann eine Variation der Gießparameter sein.

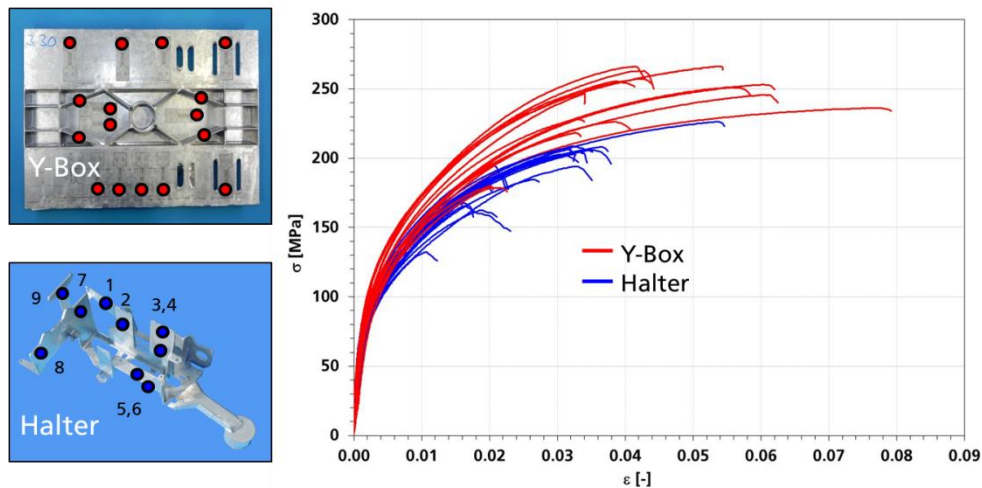


Abbildung 5-20: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven mit denen aus dem Vorläufervorhaben (YR1)

5.1.1.2 Zugversuche an CT-gescannten Proben

Aus den Bauteilen 30 und 40 (mit Vakuum) wurden Zugproben aus den gleichen 9 Entnahmepositionen wie für die Screening-Versuche (Abbildung 5-1a) entnommen. Vor den Versuchen wurden ausgewählte Proben durch Computer-Tomographie zur Bestimmung von Mikrodefekten untersucht (s. Abschnitt 3.2). Die CT-Scan-Ergebnisse liefern Eingabedaten für das stochastische Simulationsmodell. Zur Verifikation der Simulationsergebnisse wurden die gescannten Proben danach unter statischer Belastung geprüft, die Bruchflächen fraktographisch und metallographisch ausgewertet und die Zugversuche simuliert.

Abbildung 5-21 und Abbildung 5-22 zeigen die geprüften Proben für die Bauteile 30 und 40, die technischen Kennwerte sind in Tabelle 5-1 zu finden. Alle technischen Spannungs-Dehnungskurven für die beiden Bauteile sind in Abbildung 5-23 dargestellt. Sie zeigen eine ähnliche Streubreite wie die Ergebnisse der Bauteile für die Screening-Versuche. Auch hier sind jeweils mehrere Proben außerhalb des Prüfbereichs gebrochen.

Erweiterung des Versagensmodells für Multi-Defekte (IWM)

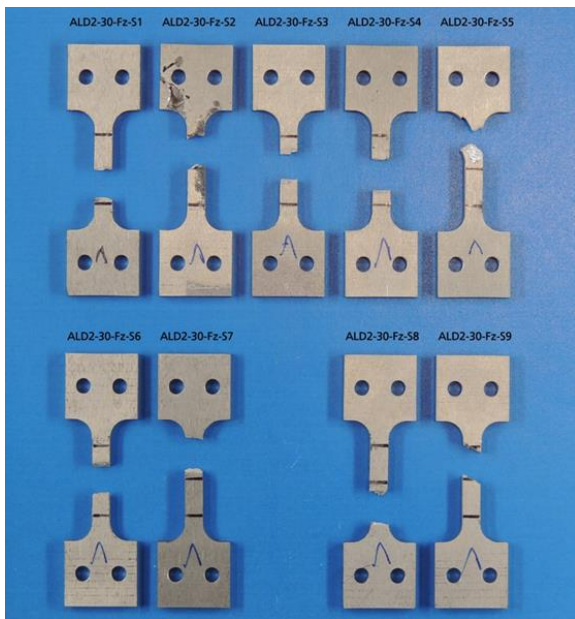


Abbildung 5-21: Geprüfte Proben für Bauteil 30

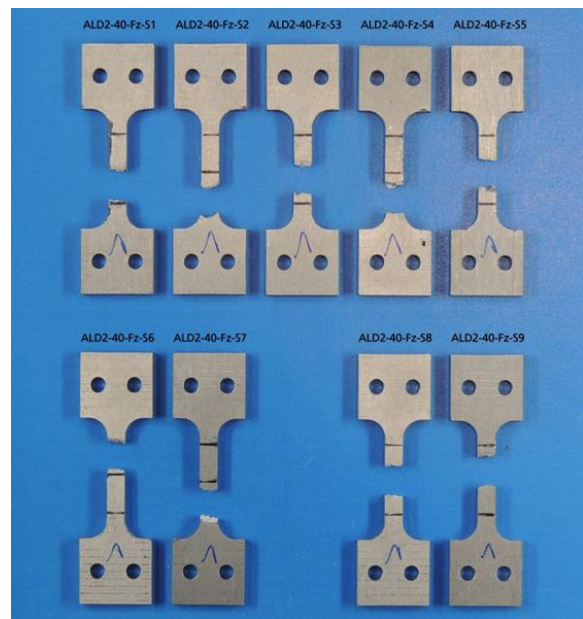


Abbildung 5-22: Geprüfte Proben für Bauteil 40

Pos.1 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S1	106	156	1.1	1.3	1.2
ALD2-40-Fz-S1	98	138	1.1	-	-
Mittelwert	102	147	1.1	1.3	1.2
Pos.3 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S3	110	238	6.0	6.3	7.3
ALD2-40-Fz-S3	102	202	2.7	3.0	2.8
Mittelwert	106	220	4.4	4.6	5.0
Pos.5 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S5	110	168	1.2	-	-
ALD2-40-Fz-S5	75	76	0.2	0.5	1.0
Mittelwert	93	122	0.7	0.5	1.0
Pos.7 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S7	101	163	1.1	-	-
ALD2-40-Fz-S7	116	200	2.6	-	-
Mittelwert	108	182	1.9	-	-
Pos.9 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S9	100	196	2.5	-	-
ALD2-40-Fz-S9	102	195	2.4	2.6	1.7
Mittelwert	101	196	2.5	2.6	1.7

Pos.2 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S2	104	172	1.6	-	-
ALD2-40-Fz-S2	107	201	2.5	2.5	-
Mittelwert	105	187	2.0	2.5	-
Pos.4 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S4	100	155	1.3	1.8	3.6
ALD2-40-Fz-S4	94	139	1.1	-	-
Mittelwert	97	147	1.2	1.8	3.6
Pos.6 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S6	105	230	7.1	7.4	6.7
ALD2-40-Fz-S6	104	230	5.5	-	-
Mittelwert	105	230	6.3	7.4	6.7
Pos.8 Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-30-Fz-S8	89	121	0.7	-	-
ALD2-40-Fz-S8	103	153	1.1	1.2	1.1
Mittelwert	96	137	0.9	1.2	1.1

Tabelle 5-1: Technische Kennwerte für Position1 bis 9 – Bauteile 30 und 40

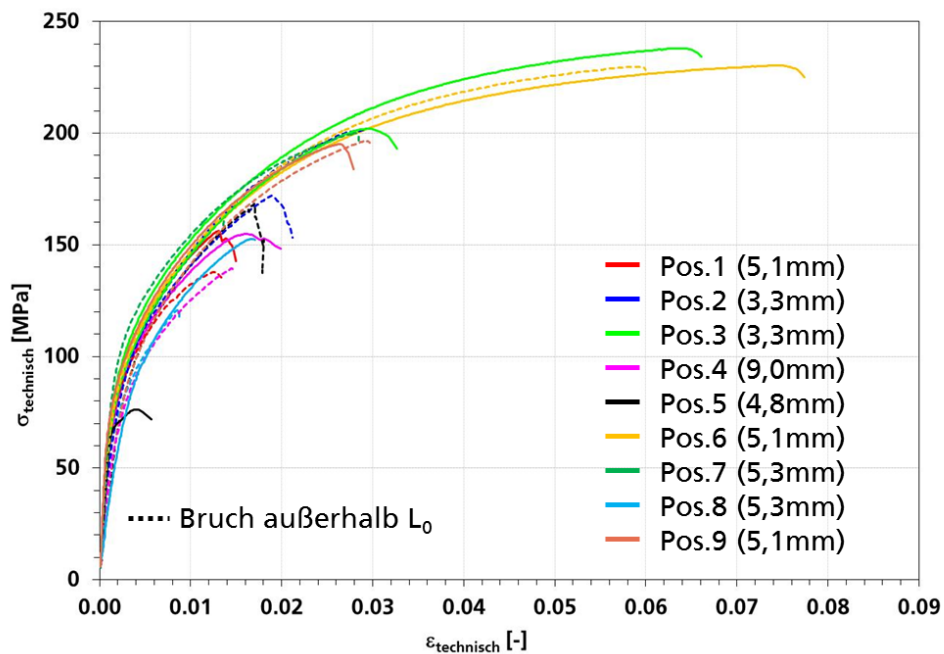


Abbildung 5-23: Technische Spannungs-Dehnungskurven für 9 Positionen, Bauteile 30 und 40

Die Ergebnisse an gescannten Proben bestätigen die aus den Screening-Versuchen. Die Streuung ist groß und eine Ortabhängigkeit ist wieder erkennbar. Position 3 und Position 6 weisen bessere Eigenschaften auf als die Position 1 und Position 5.

5.1.1.3 Einfluss der Gusshaut

Zur Untersuchung des Einflusses der Gusshaut wurden vier weitere Zugproben aus Position 6 (Abbildung 5-24) entnommen und ohne Entfernung der Gusshaut geprüft. Die Probendicke betrug ca. 4,6 mm.

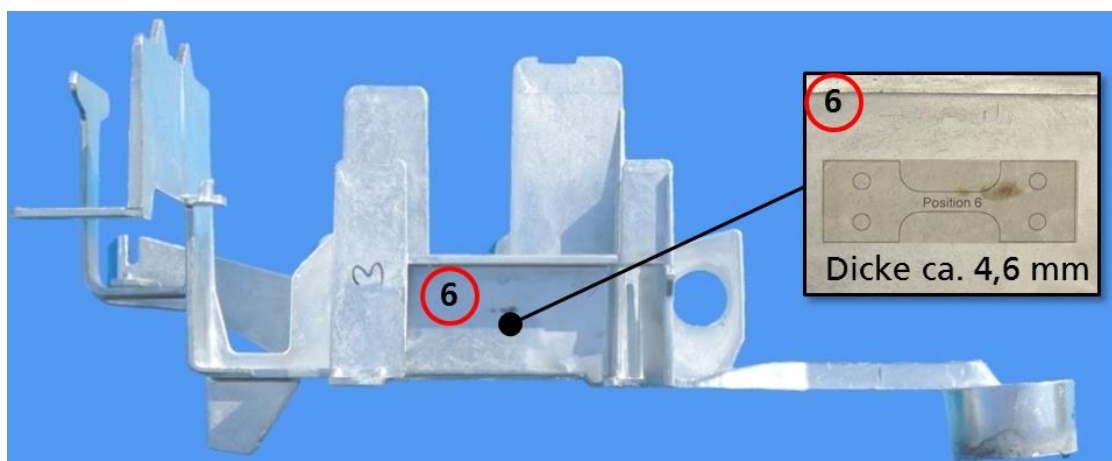


Abbildung 5-24: Entnahmeposition für die Zugproben mit Gusshaut

Abbildung 5-25 zeigt die geprüften Proben, die technischen Kennwerte sind in Tabelle 5-2 zu finden.



Probennummer	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A _{10mm} [%]	Z [%]
ALD2-39-Fz-S6	96	219	4.2	4.4	9.1
ALD2-51-Fz-S6	98	219	5.8	6.0	8.7
ALD2-65-Fz-S6	96	240	6.4	6.9	8.0
ALD2-71-Fz-S6	95	228	5.4	5.5	9.2
Mittelwert	96	227	5.5	5.7	8.8
Standardabweichung	1	10	0.9	1.0	0.5

Abbildung 5-25: Mit Gusshaut geprüfte Proben aus Entnahmeposition 6

Tabelle 5-2: Technische Kennwerte für die mit Gusshaut geprüften Proben aus Entnahmeposition 6

Der Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven für die mit und ohne Gusshaut geprüften Proben aus Entnahmeposition 6 ist in Abbildung 5-26 gezeigt.

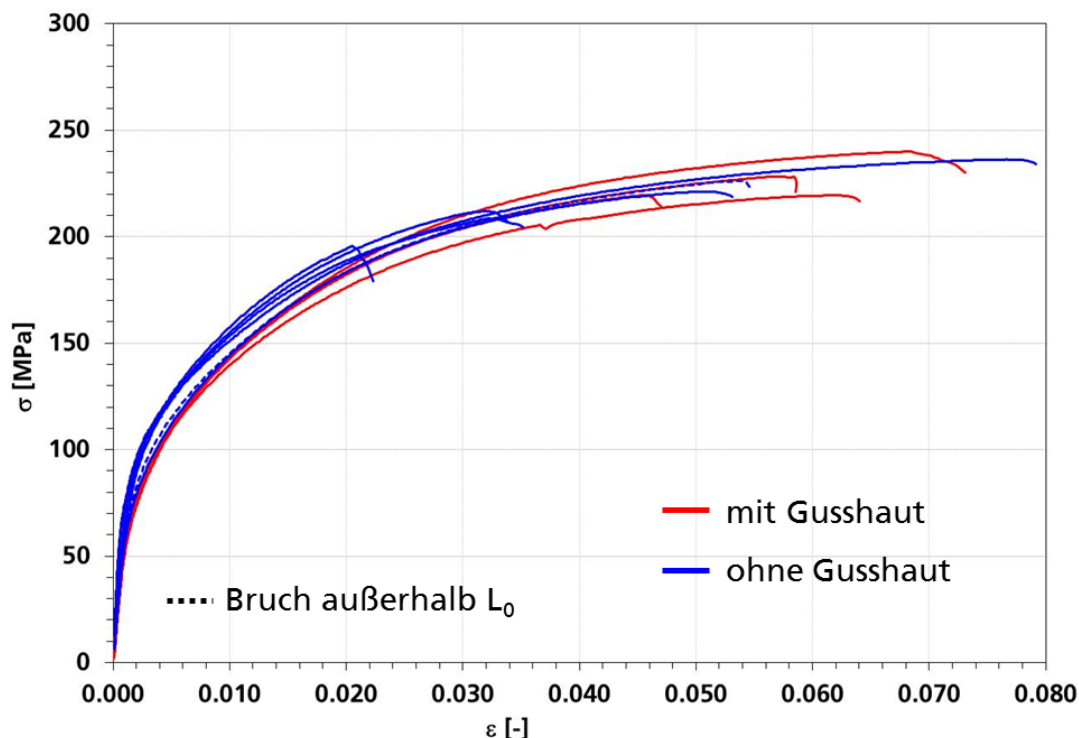


Abbildung 5-26: Technische Spannungs-Dehnungskurven für die mit und ohne Gusshaut geprüften Proben aus Entnahmeposition 6

Wieder ist eine große Streuung erkennbar, aber ein eindeutiger Einfluss der Gusshaut kann nicht festgestellt werden. Die in Abschnitt 5.1.1.1 festgestellten

Eigenschaftenunterschiede der aktuellen und alten Komponenten können nicht auf den Gusshauteinfluss zurückgeführt werden.

5.1.1.4 Mehrachsigsigkeitsversuche

Zur Untersuchung der Mehrachsigsigkeitseinflüsse auf das Versagenverhalten wurden neben den Zugversuchen Kerbzug-, Lochzug-, Scherzug-, Biege- und Durchstoßversuche unter statischer Belastung durchgeführt. Der untersuchte Bereich der Mehrachsigsigkeit (Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_m zur von Mises Vergleichsspannung σ_e) liegt zwischen 0 unter Scherbelastung und $2/3$ unter biaxialer Belastung bei den Durchstoßversuchen.

Die Proben für die Mehrachsigsigkeitsversuche wurden aus Position 3 der Komponente entnommen. Die Wanddicke der Komponente an dieser Stelle beträgt ca. 3,3 mm. Die Proben wurden auf eine Dicke von 3 mm abgearbeitet. Die verwendeten Probengeometrien für die unterschiedlichen Proben sind in Abbildung 5-27 bis Abbildung 5-32 dargestellt.

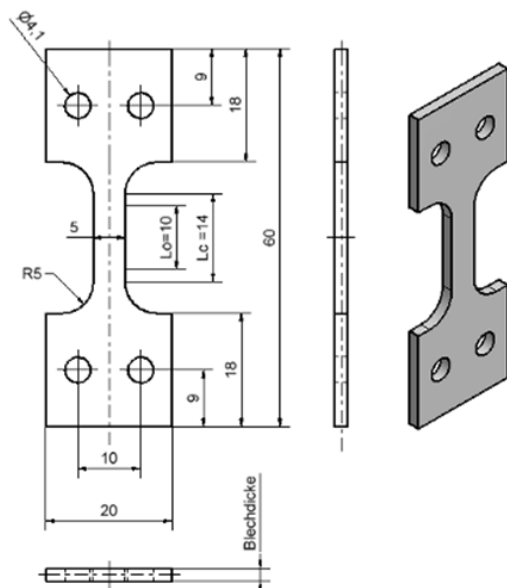


Abbildung 5-27: Geometrie der glatten Flachzugproben

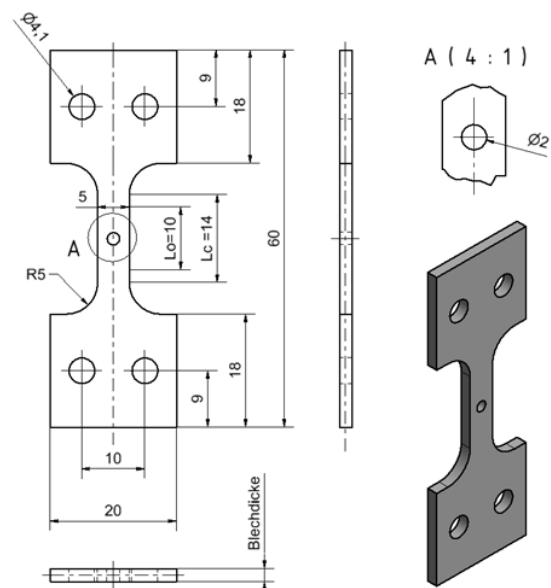


Abbildung 5-28: Geometrie der Flachzugproben mit Loch

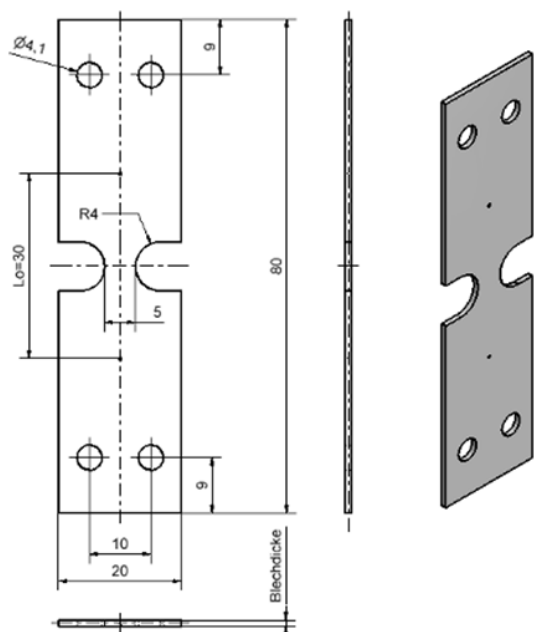


Abbildung 5-29: Geometrie der Kerzugproben (mm)

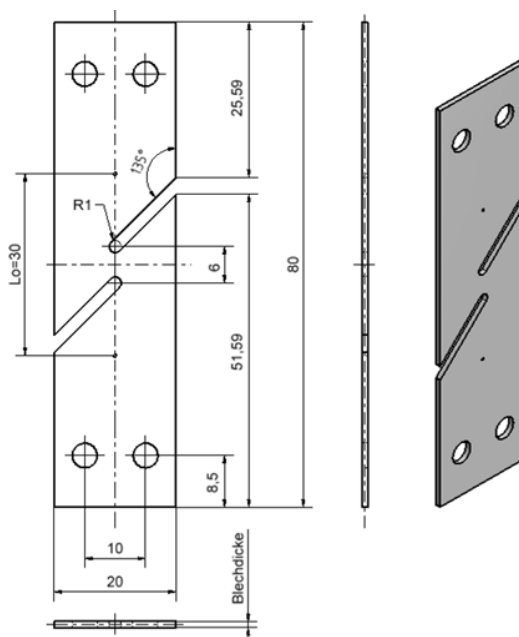


Abbildung 5-30: Geometrie der Scherzugproben (mm)

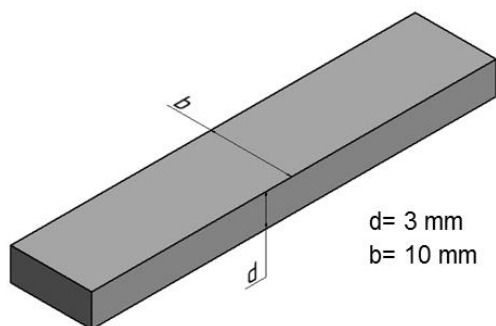


Abbildung 5-31: Geometrie der Biegeproben

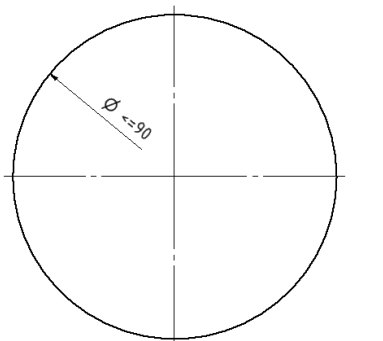


Abbildung 5-32: Geometrie der Durchstoßproben (mm)

Abbildung 5-33 zeigt die Entnahmepositionen für die unterschiedlichen Proben. Die Kerbzug-, Lochzug-, Scherzug- und Biegeproben sind aus demselben Bauteil entnommen, die Durchstoßprobe aus einem weiteren. Insgesamt wurden zehn Bauteile (jeweils 5 Wiederholungen pro Versuchstyp) für die Probenentnahme verwendet.

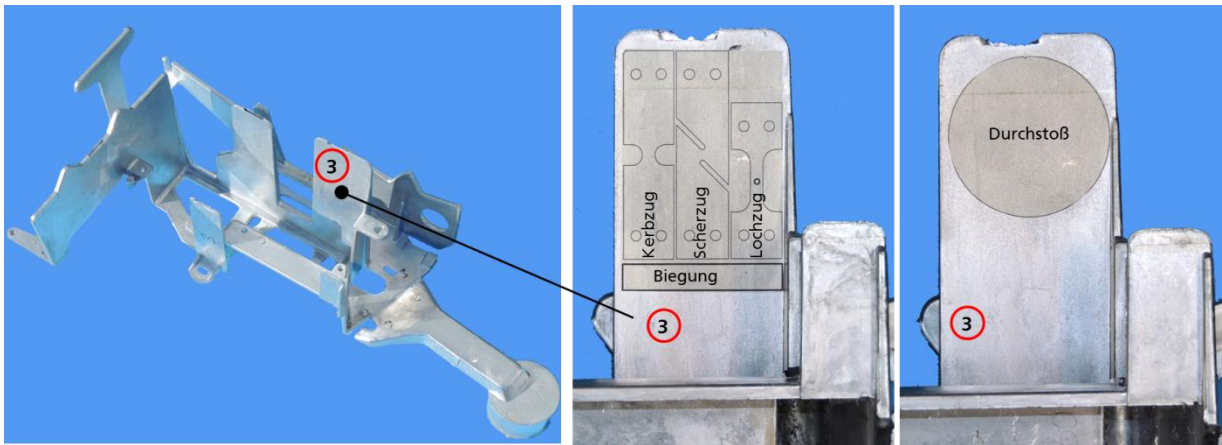


Abbildung 5-33: Probenentnahme für die Mehrachsigsversuche

Alle Zugversuche wurden bei Raumtemperatur positionsgeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,01 mm/s durchgeführt. Dabei wurden die Kraft F und die Probenverlängerung Δl des Prüfteils ausgehend von einer Ausgangsmesslänge L_0 von 10 mm bei den Lochzugproben und 30 mm bei Kerbzug- und Scherzugproben gemessen. Alle Messgrößen wurden digital aufgezeichnet. Zur Bestimmung des lokalen Dehnungsfelds wurde das optische Messverfahren ARAMIS bei ausgewählten Versuchen verwendet.

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 wird 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 5-34 zeigt den Versuchsaufbau für den Durchstoßversuch mit zwei Kameras für 3D-ARAMIS-Messungen. Die Abmessungen der Matrize und des Blechhalters sind der Abbildung 5-35 zu entnehmen. Zur Reduzierung der Reibkräfte wurde der Stempel mit einer 2 lagigen Teflonfolie versehen.

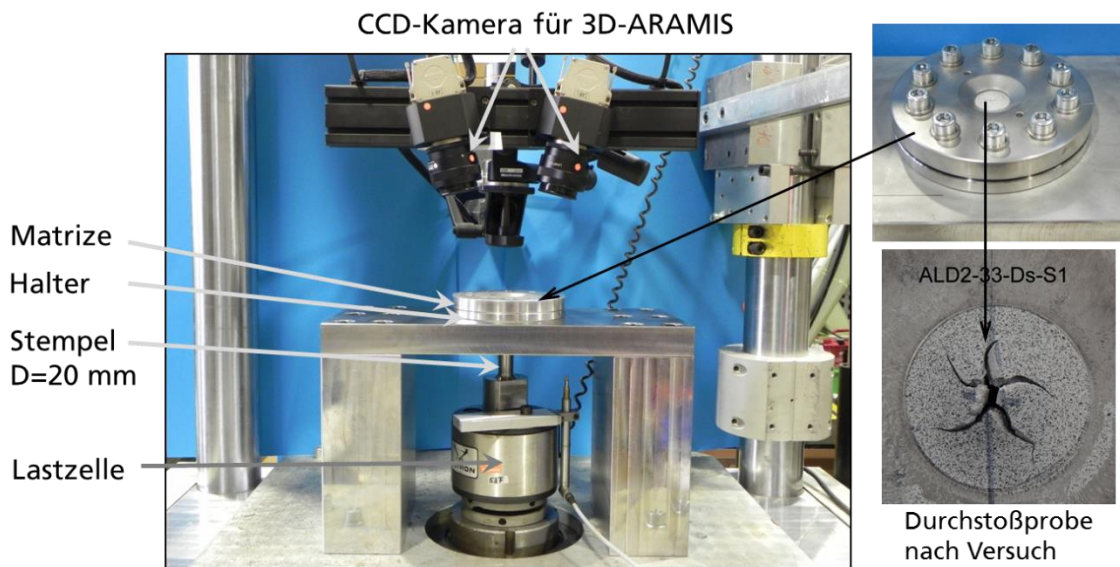


Abbildung 5-34: Versuchsaufbau für einen Durchstoßversuch mit 3D-ARAMIS-Messungen

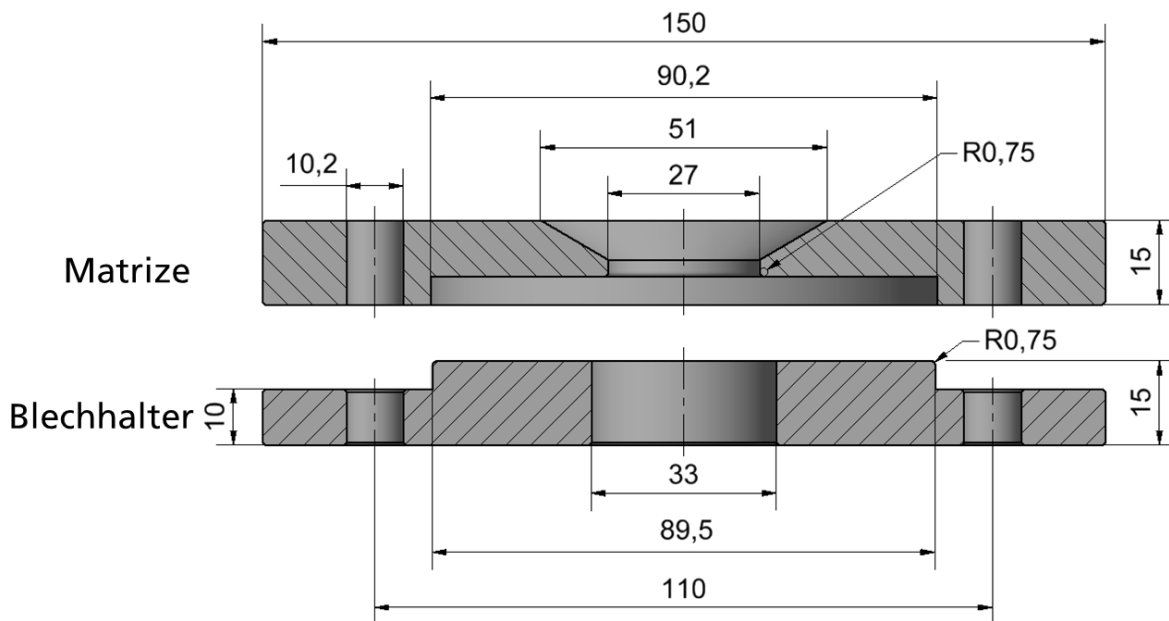


Abbildung 5-35: Abmessungen (in mm) der Matrize und des Halters für die Durchstoßversuche

Der Versuchsaufbau für die Biegeversuche ist in Abbildung 5-36 dargestellt. Der Stempelradius r_1 beträgt 2 mm, der Auflagerradius r_2 1 mm, der Auflagerabstand L 24 mm und die Länge der Probe l 50 mm.

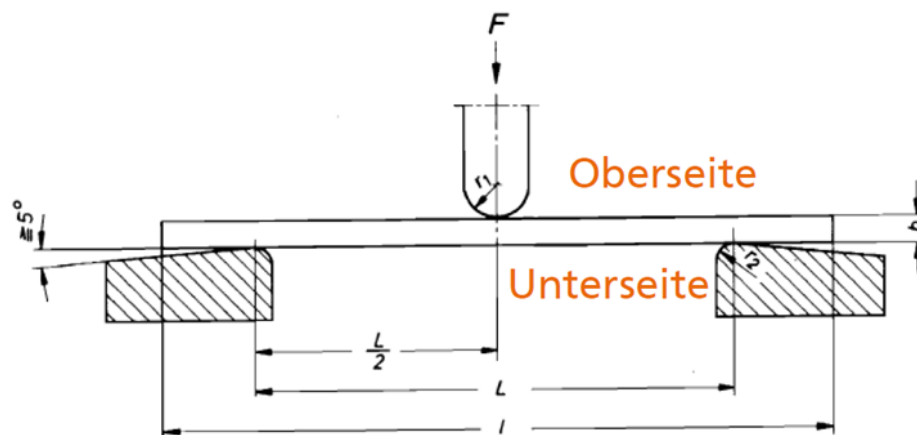


Abbildung 5-36: Versuchsaufbau für die Biegeversuche

Kerbzugversuche

Abbildung 5-37 zeigt die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Kerbzugproben mit Kerbradius 4 mm (R4). Die geprüften Kerbzugproben sind in Abbildung 5-38 zusammengestellt. Es gibt eine große Streuung in der Bruchdehnung.

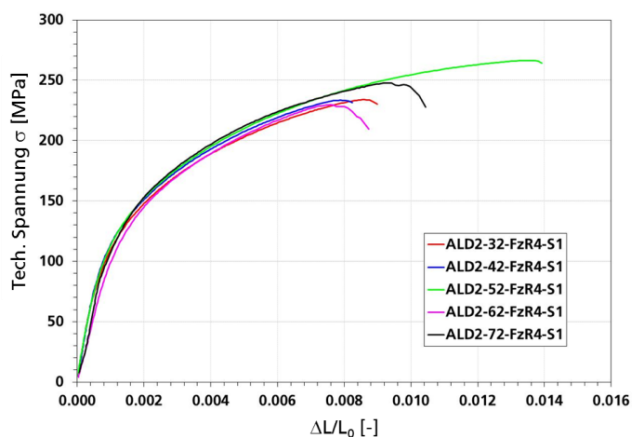


Abbildung 5-37: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Kerbzugproben R4

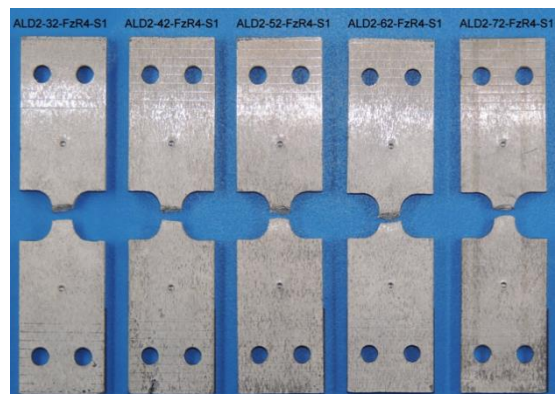


Abbildung 5-38: Kerbzugproben R4 nach Versuch

Zur Darstellung des Einflusses der Kerbe auf das Fließen und das Versagen werden die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Glattzug- und Kerbzugproben in Abbildung 5-39 verglichen. Wie erwartet führt der Einfluss der Kerbe zu einer höheren axialen Spannung.

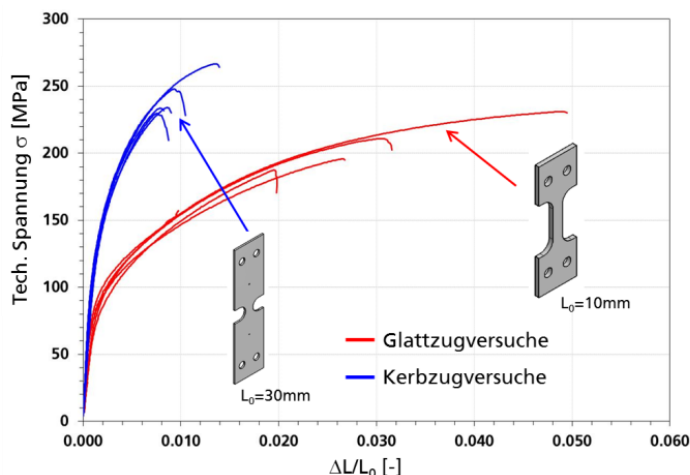


Abbildung 5-39: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Kerbzug- und Zugproben

Abbildung 5-40 zeigt die Verteilung der Vergleichsdehnung in einer Kerbzugprobe aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch. Die maximalen Dehnungen liegen am Rand der Kerbe. Abbildung 5-41 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnungen am Ort der maximalen Dehnungen.

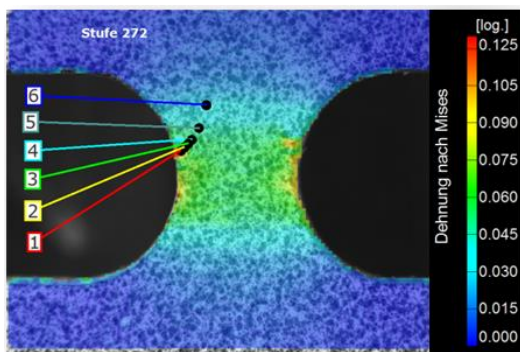


Abbildung 5-40: Verteilung der von Mises-Vergleichsdehnung in einer Kerbzugprobe kurz vor Bruch

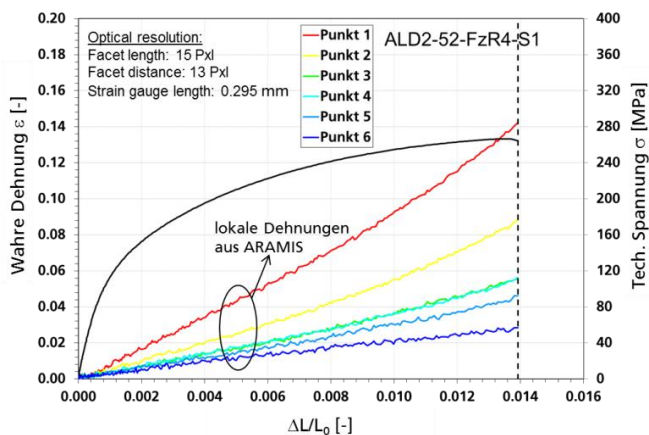


Abbildung 5-41: Normierte Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 6 Positionen für eine Kerbzugprobe

Flachzugversuche mit Loch

Die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Lochproben werden in Abbildung 5-42 verglichen. Die geprüften Proben sind in Abbildung 5-43 dargestellt.

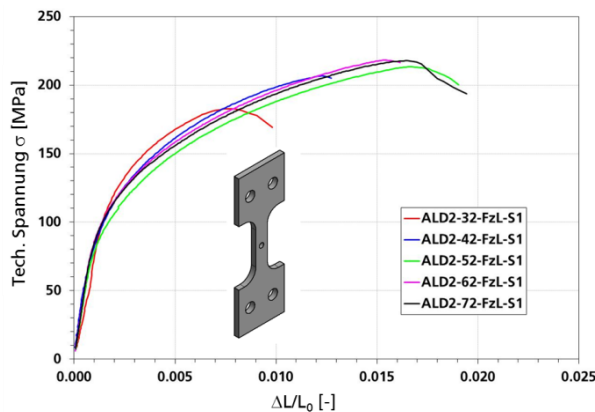


Abbildung 5-42: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Lochproben

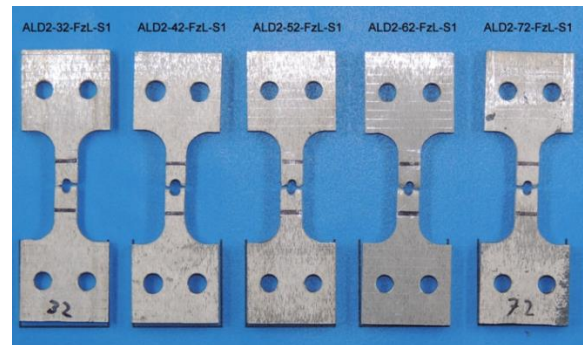


Abbildung 5-43: Lochproben nach Versuch

Abbildung 5-44 zeigt die Verteilung der Vergleichsdehnung in einer Flachzugprobe mit Loch aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch. Abbildung 5-45 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnungen am Ort der maximalen Dehnungen. Die maximalen Dehnungen liegen an den seitlichen Rändern des Lochs, kurz vor Bruch lokalisiert sich die Dehnung in einer X-Form, aber der Bruch erfolgt waagrecht (Abbildung 5-43) im schwächsten Querschnitt. Es gibt eine große Streuung in der Bruchdehnung.

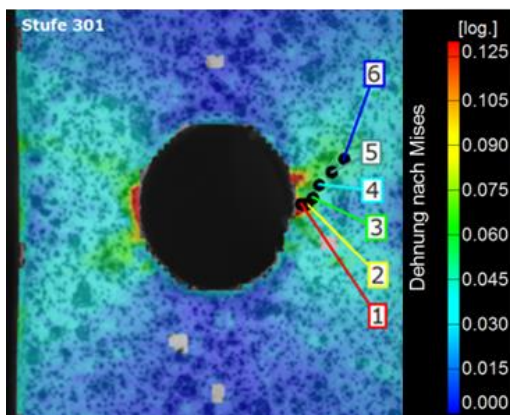


Abbildung 5-44: Verteilung der von Mises-Vergleichsdehnung in einer Lochprobe

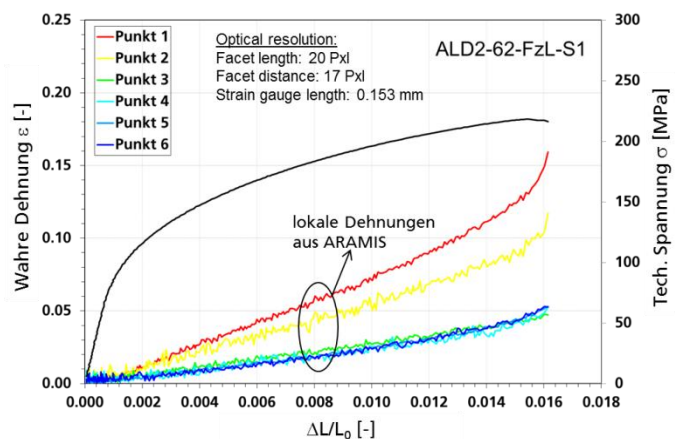


Abbildung 5-45: Normierte Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 6 Positionen für eine Lochprobe

Scherzugversuche

Die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Scherzugproben sind in Abbildung 5-46 zusammengestellt. Die geprüften Scherzugproben sind in Abbildung 5-47 zu sehen. Drei der fünf geprüften Proben (aus den Bauteilen 32, 42 und 52, links in Abbildung 5-47) sind nicht komplett durchgerissen, sondern zeigen Anrisse, die in Richtung der Kerben verlaufen, die beiden anderen Proben versagen unter Scherung. Es gibt eine große Streuung sowohl im Kraftniveau als auch in der Bruchdehnung.

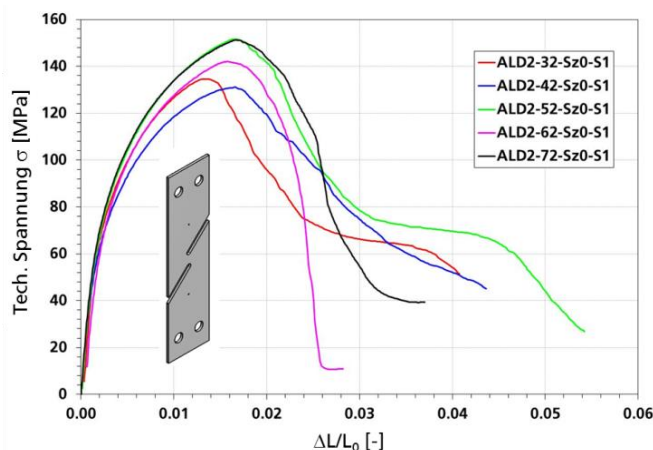


Abbildung 5-46: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Scherzugproben

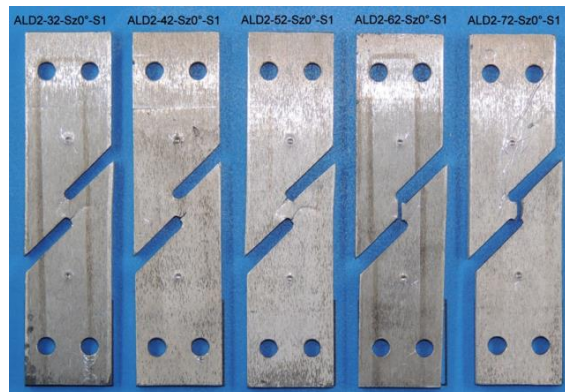


Abbildung 5-47: Scherzugproben nach Versuch

Abbildung 5-48 zeigt die Verteilung der Vergleichsdehnung aus den ARAMIS-Messungen kurz vor Bruch in einer der Scherzugproben, die im Scherbereich durchgerissen sind. Die maximalen Dehnungen liegen im Scherbereich. Abbildung 5-49 zeigt die Entwicklungen der lokalen wahren Vergleichsdehnungen am Ort der maximalen Dehnungen. Die maximale Vergleichsdehnung in der Scherzugprobe sind deutlich größer als die in Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugprobe.

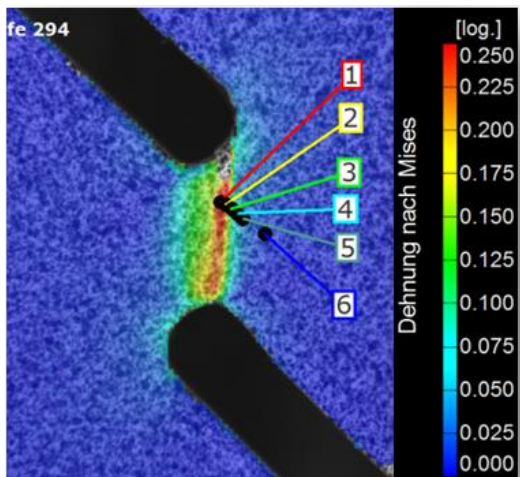


Abbildung 5-48: Verteilung der von Mises-Vergleichsdehnung in einer Scherzugprobe

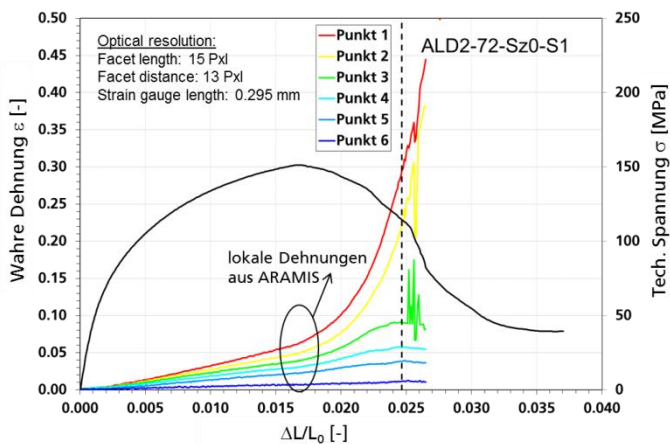


Abbildung 5-49: Normierte Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 6 Positionen für eine Scherzugprobe

Durchstoßversuche

Abbildung 5-50 vergleicht die Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben. Der Zeitpunkt des ersten in den Kameraaufzeichnungen sichtbaren Anrisses ist für die einzelnen Proben im Diagramm mit Symbolen gekennzeichnet. Die Entwicklung der lokalen wahren Dehnungen in einer Durchstoßprobe ist in Abbildung 5-51 dargestellt. Abbildung 5-52 zeigt die Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an drei Positionen für eine Durchstoßprobe bis zum Anriss.

Danach sind die Kurven nicht mehr auswertbar. Die geprüften Proben sind in Abbildung 5-53 in zwei Ansichten zu sehen.

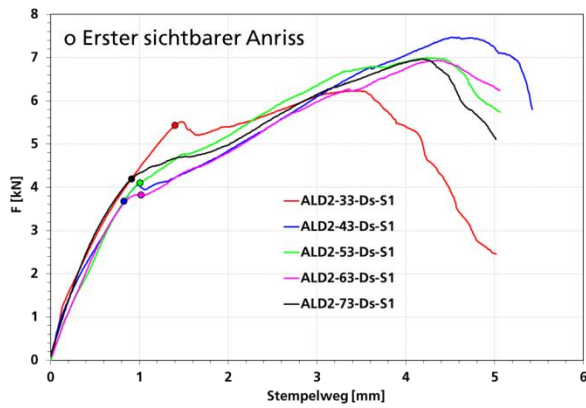


Abbildung 5-50: Kraft-Verschiebungskurven der Durchstoßproben

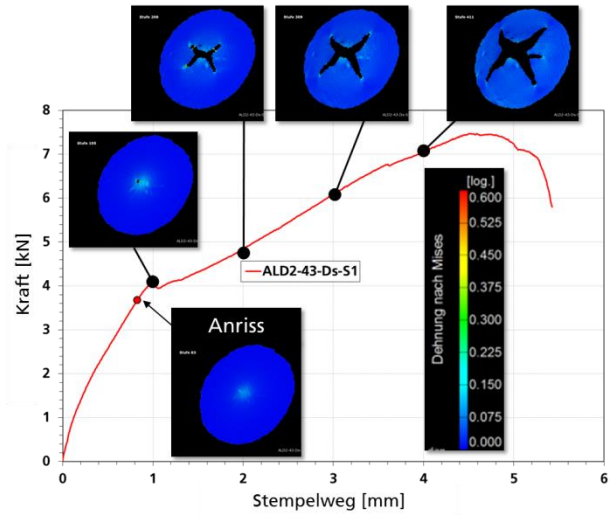


Abbildung 5-51: Entwicklung der Verformung und der Schädigung in einer Durchstoßprobe

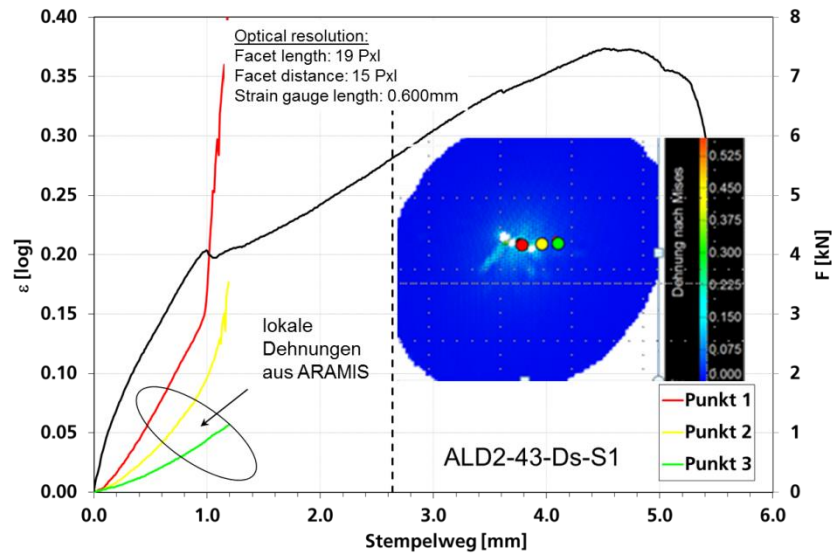


Abbildung 5-52: Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 3 Positionen für eine Durchstoßprobe

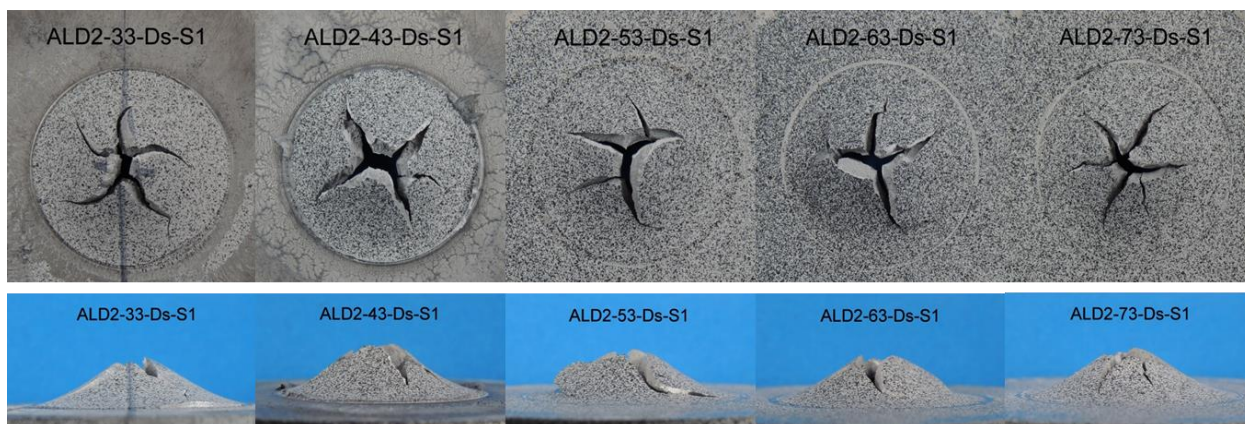


Abbildung 5-53: Durchstoßproben nach Versuch

Biegeversuche

Abbildung 5-54 zeigt die normierten Kraft-Verschiebungskurven der Biegeproben. Der Zeitpunkt des ersten in den Kameraaufzeichnungen sichtbaren Anrisses ist für die einzelnen Proben im Diagramm mit Symbolen gekennzeichnet. Die Zeitpunkte der Anrisse sowie die Bruchdehnungen weisen eine große Streubreite auf. Die Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen für die Probe aus Bauteil 32 mit geringer Bruchdehnung (rote Kurve in Abbildung 5-54) und für die Probe aus Bauteil 52 mit höherer Bruchdehnung (grüne Kurve in Abbildung 5-54) sind in Abbildung 5-55 und Abbildung 5-56 verglichen. Der Anriss der Probe ALD2-32-B-S1 (Abbildung 5-55) erfolgt schon bei einer Dehnung von 0.03 und vor dem Kraftmaximum, während bei der Probe ALD2-52-B-S1 (Abbildung 5-56) der erste sichtbare Anriss erst kurz vor Bruch zu sehen ist, wahrscheinlich war der erste Anriss hier nicht sichtbar. Abbildung 5-57 zeigt die Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an vier Positionen für die Biegerobe ALD2-52-B-S1 bis zum Anriss. Danach sind die Kurven nicht mehr auswertbar.

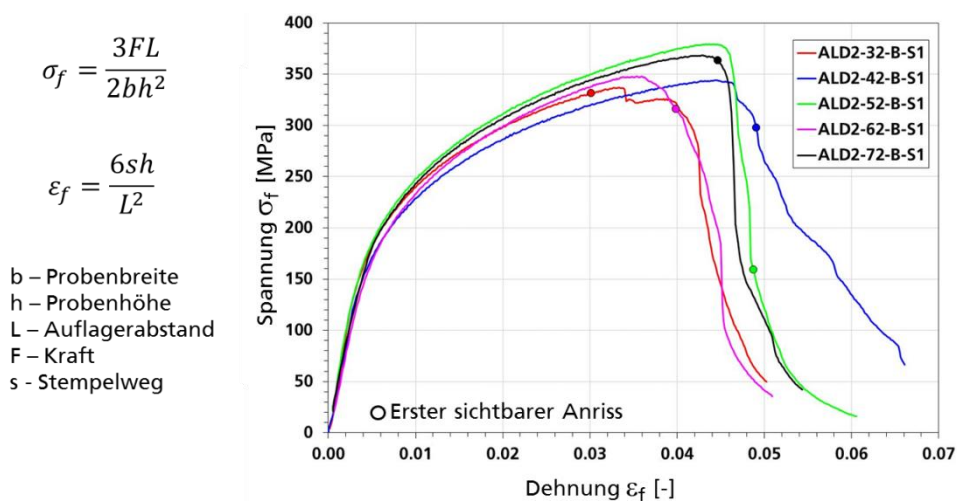


Abbildung 5-54: Normierte Kraft-Verschiebungskurven der Biegeproben

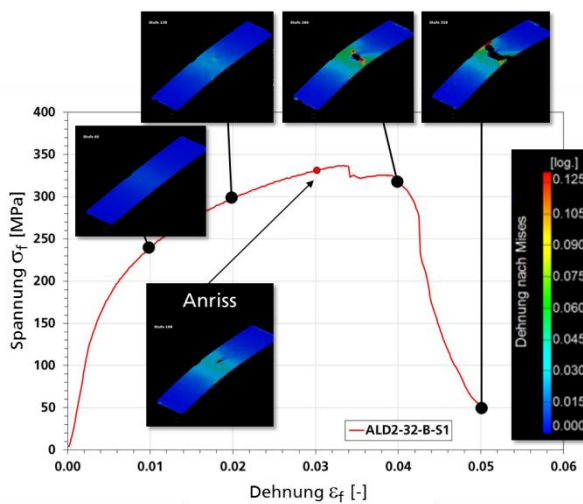


Abbildung 5-55: Entwicklung der Verformung und Schädigung in der Biegeprobe ALD2-32-B-S1

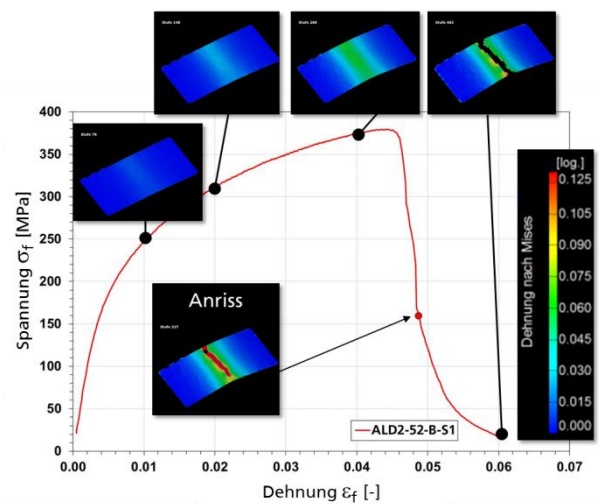


Abbildung 5-56: Entwicklung der Verformung und Schädigung in der Biegeprobe ALD2-52-B-S1

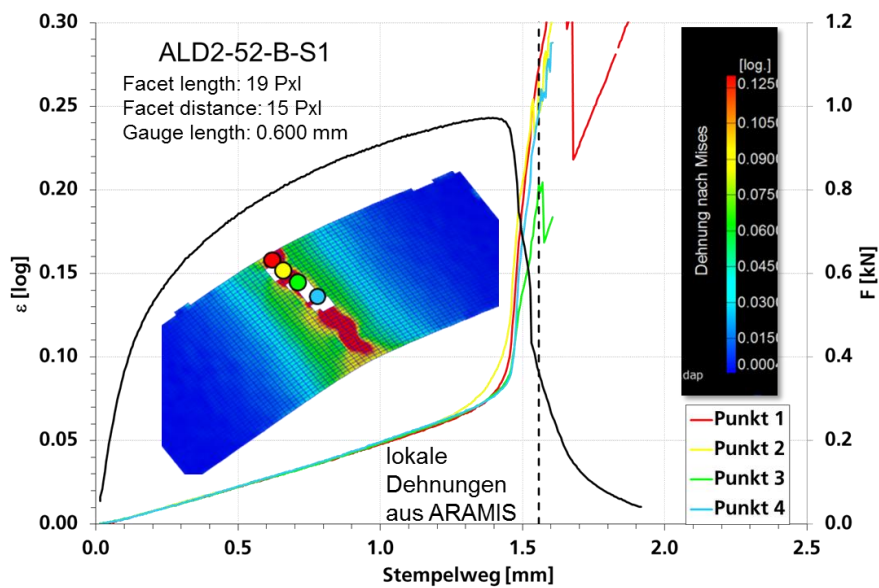


Abbildung 5-57: Kraft-Verschiebungskurve und Entwicklungen der lokalen wahren Dehnungen an 4 Positionen für eine Biegeprobe

Fotos von den geprüften Biegeproben und den Bruchflächen sind in Abbildung 5-58 zusammengestellt. Auf den Fotos der Bruchflächen sind für die Proben ALD2-32-B-S1 und ALD2-42-B-S1 größere Defekte zu erkennen. Die Bruchfläche der Probe ALD2-52-B-S1 weist keine gravierenden Ungenzen auf.

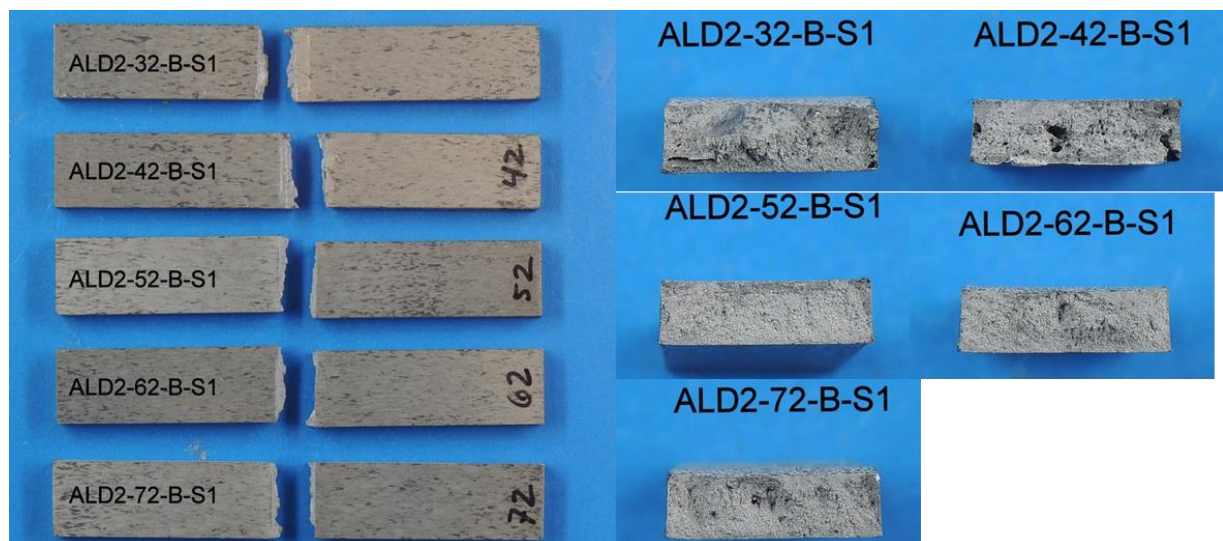


Abbildung 5-58: Biegeproben und Bruchflächen nach Versuch

Die Mehrachsigsigkeitsversuche zeigen wie die Zugversuche eine Streuung der Brucheigenschaften, die durch unterschiedliche Defektverteilungen in den Proben bedingt sein kann.

5.1.1.5 Dynamische Zugversuche

Zur Bestimmung der Dehnratenabhängigkeit unter Zugbelastung wurden Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei nomineller Dehnrates 100 s^{-1} durchgeführt. Die Zugproben (Geometrie s. Abbildung 5-2) wurden an der Entnahmeposition 3 (Abbildung 5-1) der Bauteile entnommen und auf eine Dicke von 3 mm abgearbeitet. Die Hochgeschwindigkeits-Zugversuche wurden mit einer Schnellzerreißmaschine in Anlehnung an die FAT-Richtlinie [BOE08] durchgeführt. Die Kraftmessung erfolgte mit der patentierten IWM-Kraftmesszelle als „quasi-lokaler“ schwingungsarmer Kraftmessung. Die Messung der Prüfteilverlängerung bis zum Bruch erfolgte für die Anfangsmesslänge $L_0 = 10 \text{ mm}$ durch lokale Messung von im Prüfteil applizierten Speckle-Mustern mit einer Hochgeschwindigkeits-Videokamera und anschließender Auswertung mit der Grauwertkorrelationsanalyse (ARAMIS).

Die dynamisch geprüften Proben sind in Abbildung 5-59 gezeigt. Wie fast alle statisch geprüften Proben aus Entnahmeposition 3 sind auch zwei der dynamisch geprüften Proben am Rande oder außerhalb der Messlänge gebrochen.



Abbildung 5-59: Dynamisch geprüfte Glattzugproben für Dehnrate 100 s^{-1} nach Versuch

Die technischen und die wahren Spannungs-Dehnungskurven sind für die quasi-statischen und die dynamischen Versuche in Abbildung 5-60 und Abbildung 5-61 dargestellt.

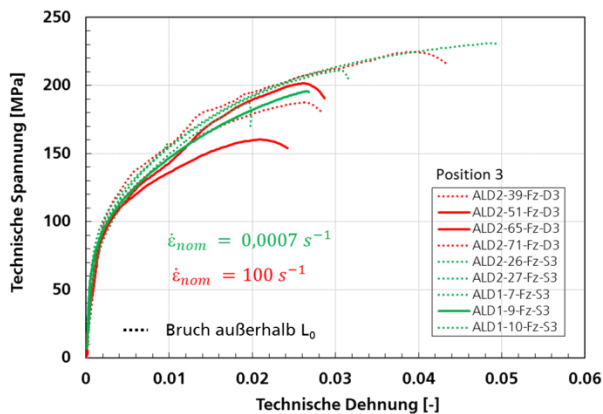


Abbildung 5-60: Technische Spannungs-Dehnungskurven bei quasistatischer und dynamischer Belastung

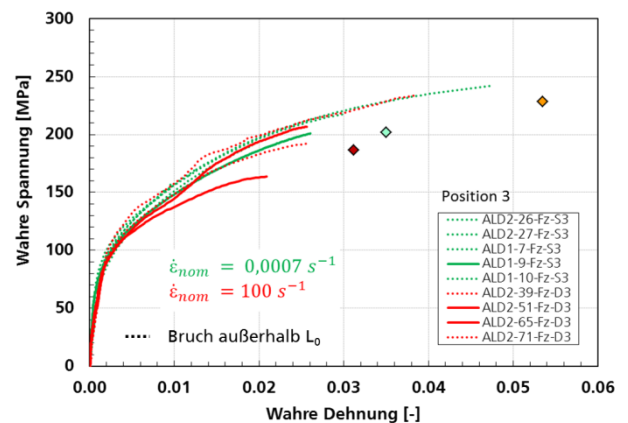


Abbildung 5-61: Wahre Spannungs-Dehnungskurven bei quasistatischer und dynamischer Belastung

Die ermittelten technischen Kennwerte für die statischen und dynamischen Flachzugproben sind in Tabelle 5-3 aufgeführt.

Wie bei den statischen Versuchen liegt eine große Streuung innerhalb der Bruchdehnung vor. Es ist kein deutlicher Einfluss der Dehnrate auf Festigkeitskennwerte (Abbildung 5-62) und Bruchdehnung erkennbar.

Erweiterung des Versagensmodells für Multi-Defekte (IWM)

Probennummer	v_0	Dehnrates			$R_{p0,2}$	R_m	A_g	A_{10mm} online	Z
		nominell [s ⁻¹]	mittel [s ⁻¹]	$R_{p0,2} \dots R_m$ [s ⁻¹]					
ALD2-39-Fz-D3	1.4 m/s	100	43.1	64.7	110	187	2.3	2.6	3.1
ALD2-51-Fz-D3	1.4 m/s	100	47.2	88.2	106	160	1.9	2.2	
ALD2-65-Fz-D3	1.4 m/s	100	38.7	51.9	105	201	2.3	2.3	4.7
ALD2-71-Fz-D3	1.4 m/s	100	43.7	56.6	119	225	3.6	4.0	5.2
Mittelwert:			43.2	65.3	110	193	2.5	2.8	4.3
Standardabweichung:			3.5	16.1	6	27	0.7	0.8	1.1
ALD2-26-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			103	188	1.7	1.7	
ALD2-27-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			109	157	0.9	0.9	
ALD1-7-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			105	211	2.9	3.0	
ALD1-8-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			163	176	0.4	0.4	
ALD1-9-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			101	196	2.5	2.6	3.4
ALD1-10-Fz-S3	0.01 mm/s	0.0007			110	231	4.6	4.7	
Mittelwert:					115	193	2.2		
Standardabweichung:					24	26	1.5		

Tabelle 5-3: Dehnratenabhängigkeit der technischen Kennwerte bei quasistatischer und dynamischer Belastung

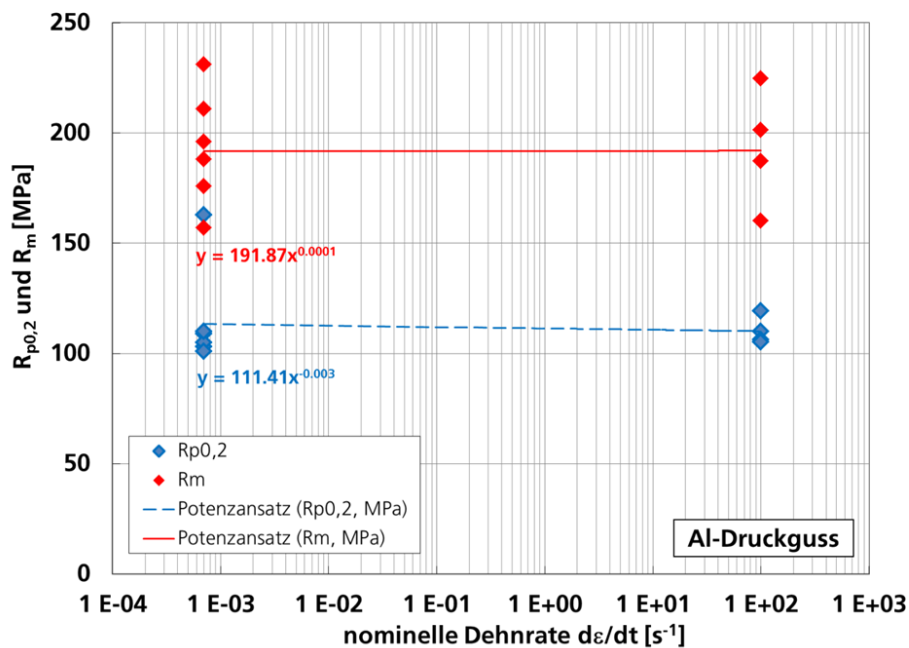


Abbildung 5-62: Festigkeitskennwerte bei quasistatischer und dynamischer Belastung

5.1.2 Metallographie

Fraktographische und metallographische Untersuchungen wurden zur Identifizierung von Bruchauslösern und Zusammenhängen zwischen globalen Eigenschaften und Defekttypen und -größen durchgeführt. Verteilungen von Poren, Einschlüssen und anderen Mikrodefekten in unterschiedlichen Größen wurden auf Bruchflächen und in Schliffen ermittelt.

5.1.2.1 Zugproben aus Screening-Versuchen

Die aus sechs Bauteilen (davon vier ohne und zwei mit Zwangsentlüftung gegossen) an jeweils neun Positionen entnommenen und quasistatisch geprüften Flachzugproben wurden fraktographisch und metallographisch ausgewertet. Dafür wurden die Bruchflächen im Stereomikroskop und Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht sowie von ausgewählten Proben Schlitze senkrecht zur Bruchfläche präpariert.

Versagen mit Defekten

Liegen gravierende Defekte im Gussgefüge innerhalb der Prüflänge vor, kann die Probe durch diese schon vor Erreichen der Zugfestigkeit und unter minimaler Plastifizierung brechen, gegebenenfalls außermittig bzw. außerhalb der Messlänge.

Es wurden drei Arten schädigungsrelevanter Ungängen identifiziert:

Gasporosität (mit Gasblasen bis ca. 1,7 mm Durchmesser; besonders häufig an Position 4, Abbildung 5-63 oben, Abbildung 5-64), Schrumpfungsporosität (Lunker, Abbildung 5-63 unten, Abbildung 5-67) und Kaltfließstellen (Abbildung 5-63 Mitte, Abbildung 5-65, Abbildung 5-66).

Die verschiedenen Defektarten traten oft in Kombination auf. Ein signifikanter Einfluss des Gießverfahrens (mit/ohne Zwangsentlüftung) auf Art, Häufigkeit und Verteilung der Defekte wurde nicht festgestellt.

Tabelle 5-4 enthält eine Zusammenfassung von Häufigkeit vorzeitigem Probenbruchs und vorliegender Defektart in Abhängigkeit von der Entnahmeposition.

Entnahmestelle	Anzahl an Proben mit vorzeitigem Versagen	Grund des vorzeitigen Versagens im Zugversuch
Position 1	2 von 6	Kaltfließstelle
Position 2	1 von 6	Gasblase-Lunker-Kombination
Position 3	2 von 6	1x an Kaltfließstelle/Lunker, 1x an makroskopischen Gasblasen
Position 4	5 von 6	vorwiegend makroskopische Gasblasen
Position 5	0 von 6	-
Position 6	0 von 6	-
Position 7	1 von 6	Kaltfließstelle
Position 8	1 von 6	makroskopische Gasblase/ Lunker
Position 9	1 von 6	Kaltfließstelle

Tabelle 5-4: Zusammenfassung der zu vorzeitigem Bruch der Screening-Zugproben führenden Defekte für die verschiedenen Entnahmepositionen

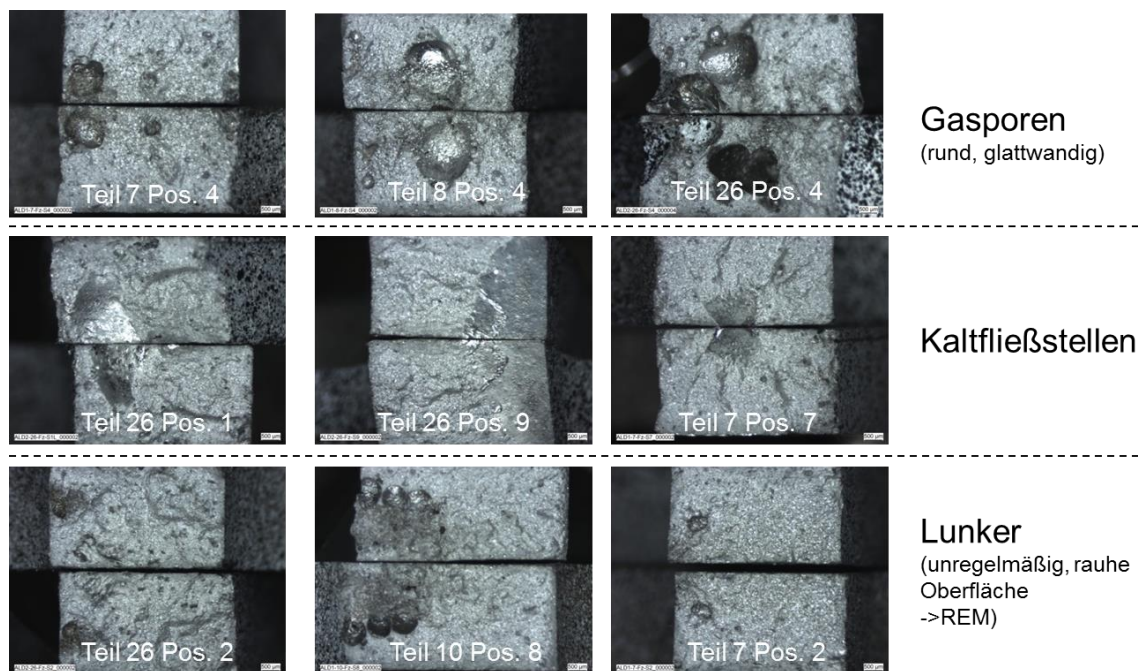


Abbildung 5-63: Stereomikroskopische Aufnahmen von Bruchflächen mit Defekten, die zum vorzeitigen Versagen der Flachzugproben führten (Beispiele)

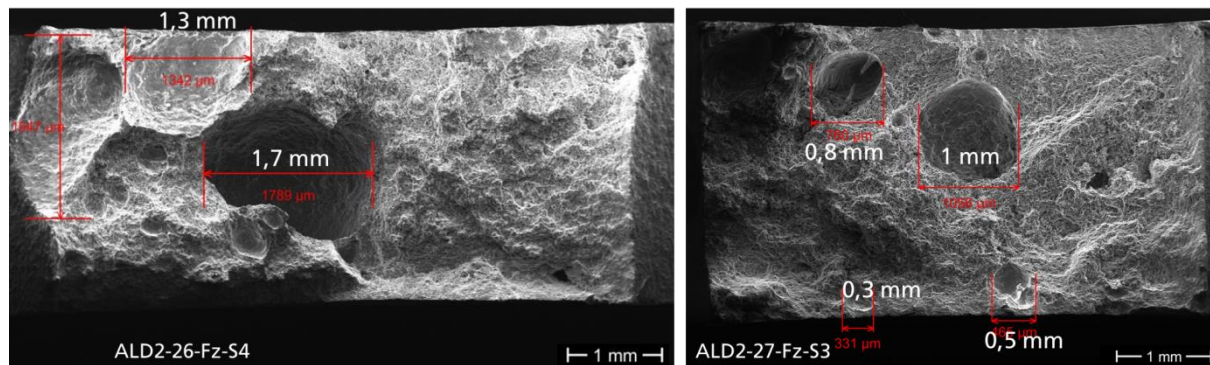


Abbildung 5-64: REM-Aufnahmen von Bruchflächen mit größeren Gasblasen am Beispiel der Proben ALD2-26-Fz-S4 (linkes Bild) und ALD2-27-Fz-S3 (rechtes Bild)

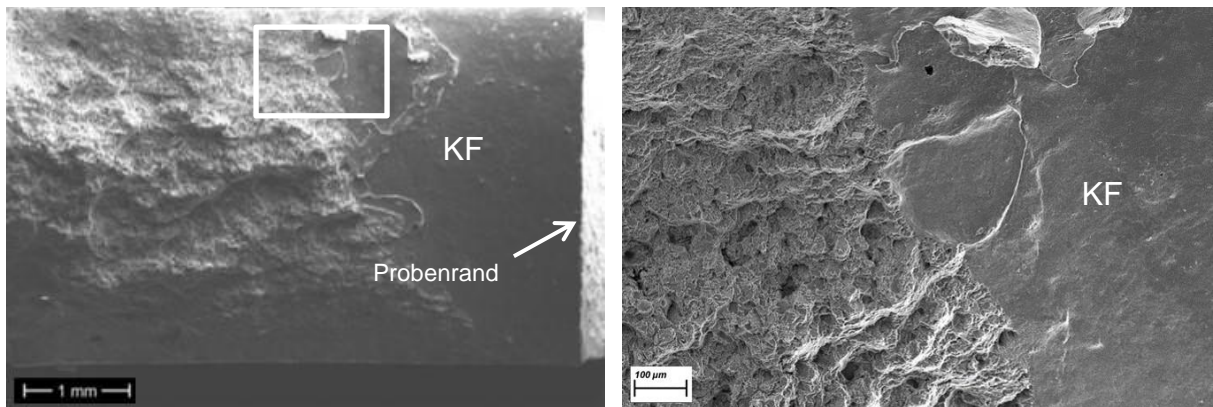


Abbildung 5-65: REM-Aufnahmen einer Bruchfläche der Grenzfläche einer Kaltfließstelle (KF), die von der Probenoberfläche geschnitten wird, am Beispiel von Probe ALD2-26-Fz-S9 (rechtes Bild: markierter Ausschnitt aus linkem Bild)

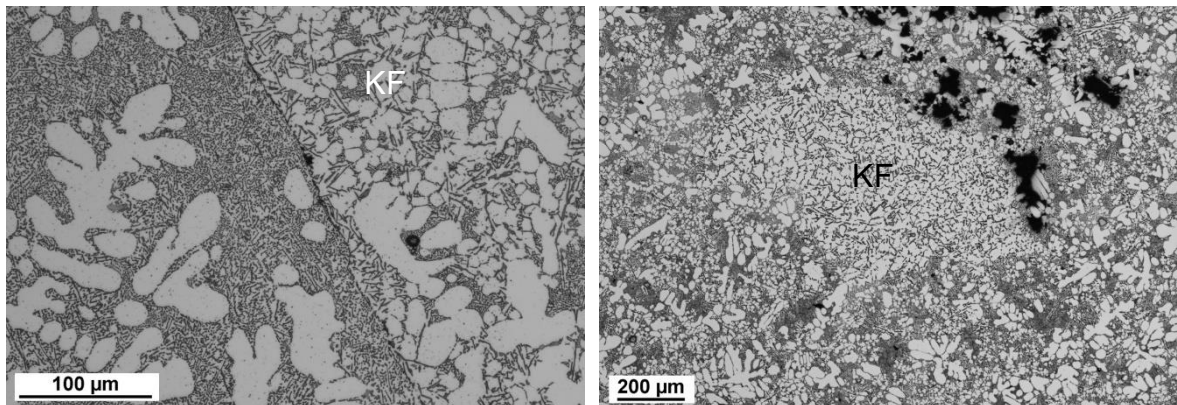


Abbildung 5-66: Beispiele für Kaltfließstellen (KF), (Vorerstarrung, jeweils Bereich mit größerem Gefüge) im Schlifffbild (lichtmikroskopische Aufnahmen an verschiedenen Positionen in Probe ALD1-8-Fz-S3), im rechten Bild mit angrenzenden Mikrolunkern

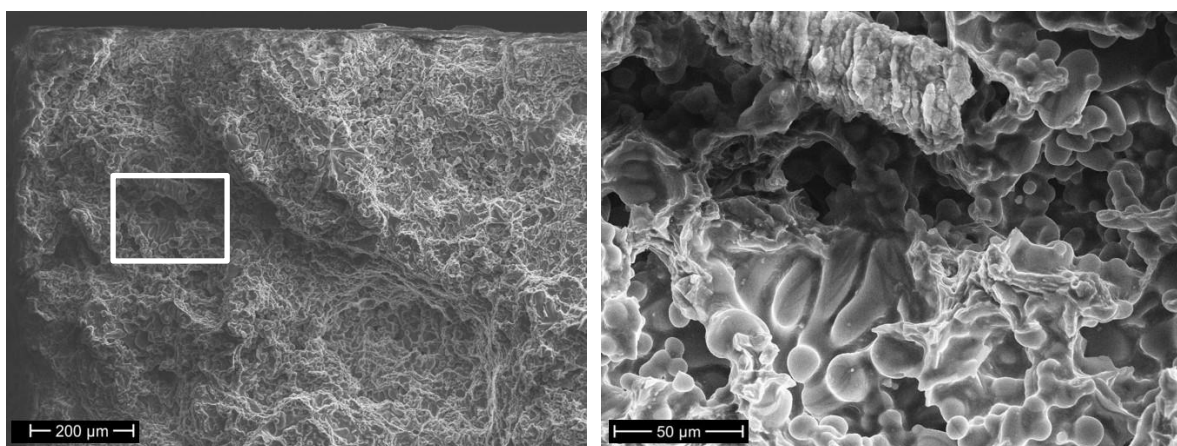


Abbildung 5-67: REM-Aufnahmen eines Bruchflächenausschnitts mit ausgedehntem Lunker (Probe ALD1-7-Fz-S2) (rechtes Bild: markierter Ausschnitt aus linkem Bild)

Die von Zugproben aus Entnahmeposition 2 (vgl. Abbildung 5-1) angefertigten Schiffe fielen bereits makroskopisch-visuell durch besonders große Hohlräume, vor allem im Einspannbereich der Probe, auf (Abbildung 5-68). Daraufhin wurden aus einem weiteren Bauteil an ebendieser Stelle Schiffe zur Verfolgung der Hohlraumverteilung über die Dicke entnommen (Abbildung 5-69). Die Wanddicke verläuft an dieser Position keilförmig.

Die größte Porosität liegt in Mitte der Wandstärke vor. Bezogen auf die Zugproben-Messlänge befindet sich die maximale Porosität außermittig bzw. außerhalb (Abbildung 5-70).

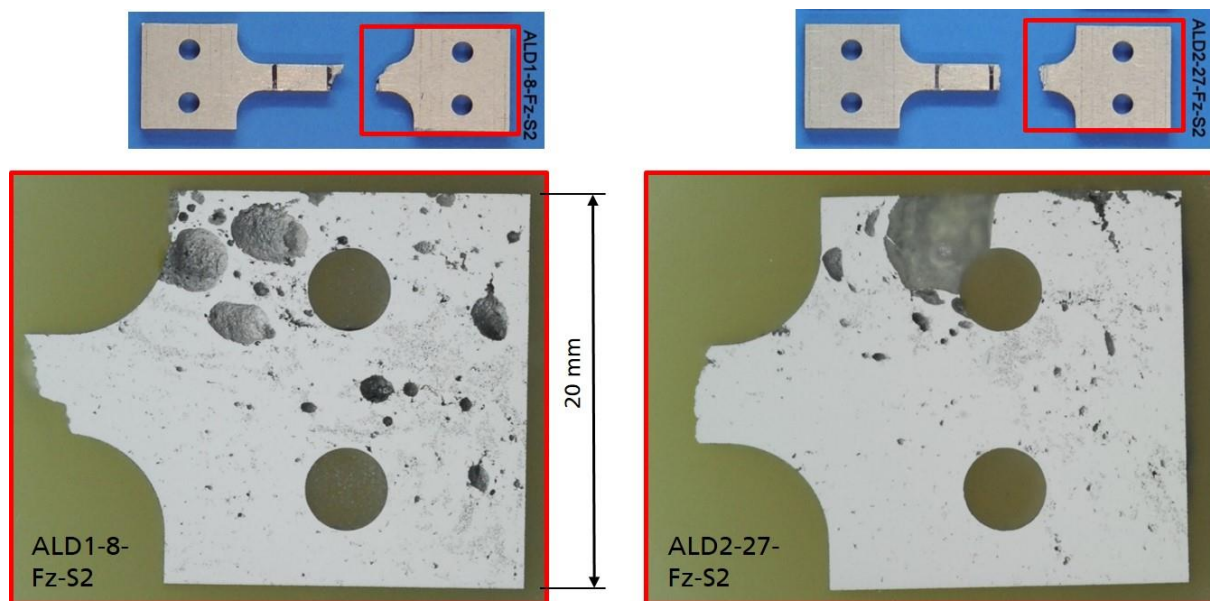


Abbildung 5-68: Übersichtsaufnahmen von Schriffen aus Zugproben von Position 2 mit stark ausgeprägter makroskopisch sichtbarer Porosität (Schliffebene etwa Mitte Probendicke)

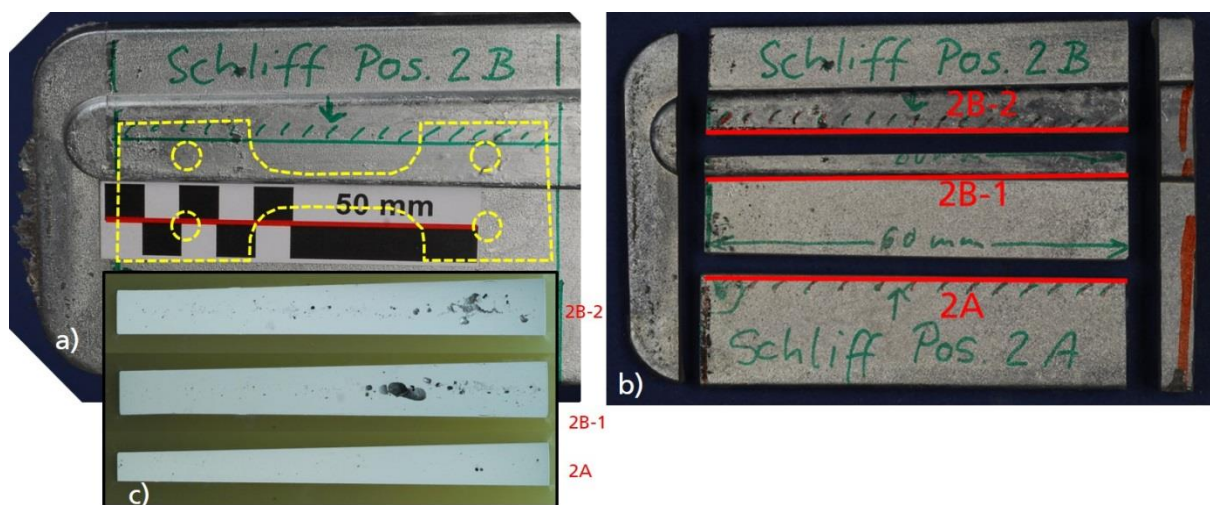


Abbildung 5-69: Komponentenabschnitt „Position 2“ (Bauteil 18), Lage der Zugprobe skizziert (Teilbild a), nach dem Teilen, Schliffflächen rot gekennzeichnet (Teilbild b) und polierte Schliffflächen (Teilbild c)

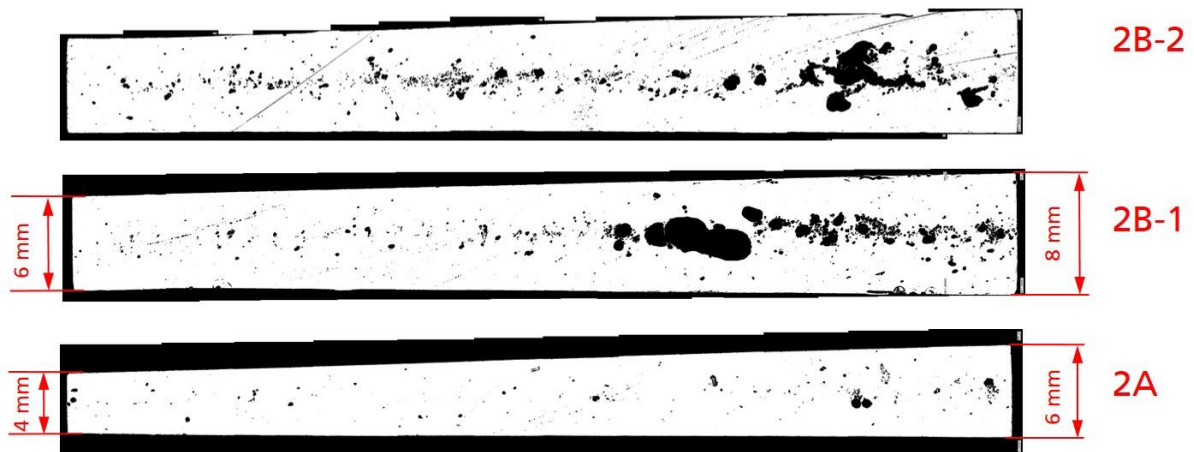


Abbildung 5-70: Visualisierung der Porositätsverteilung in den Schlifffebenen aus Position 2 (vgl. Abbildung 5-69) anhand binarisierter stereomikroskopischer Aufnahmen (Bildmontagen)

Versagen ohne Defekte

Liegen keine gravierende Defekte im Gussgefüge innerhalb der Prüflänge vor, wie es bei den an Position 5 und 6 entnommenen Proben der Fall war, erfolgt die Schädigung auf mikroskopischer Ebene durch Hohlraumbildung durch Bruch der Si-Kristalle sowie verschiedener intermetallischer Phasen. Die Bruchflächen zeigen Anteile an Waben- und Quasispaltbruch, bedingt durch das Vorliegen duktiler und spröder Phasen (Abbildung 5-71).

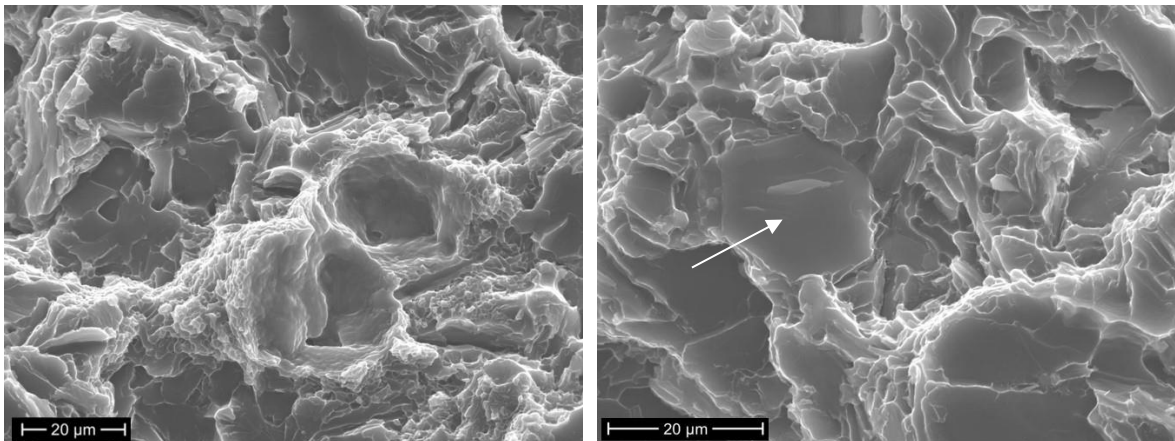


Abbildung 5-71: REM-Detailaufnahmen der Bruchfläche einer Zugprobe von Entnahmeposition 6 (Probe ALD1-10-Fz-S6), die kaum schadigungsrelevante Ungängen enthält, mit Wabenbruch im Al-Mischkristall sowie Spaltbruch an Si-Kristall (linkes Bild) und größeren intermetallischen Phasen (rechtes Bild, Pfeil).

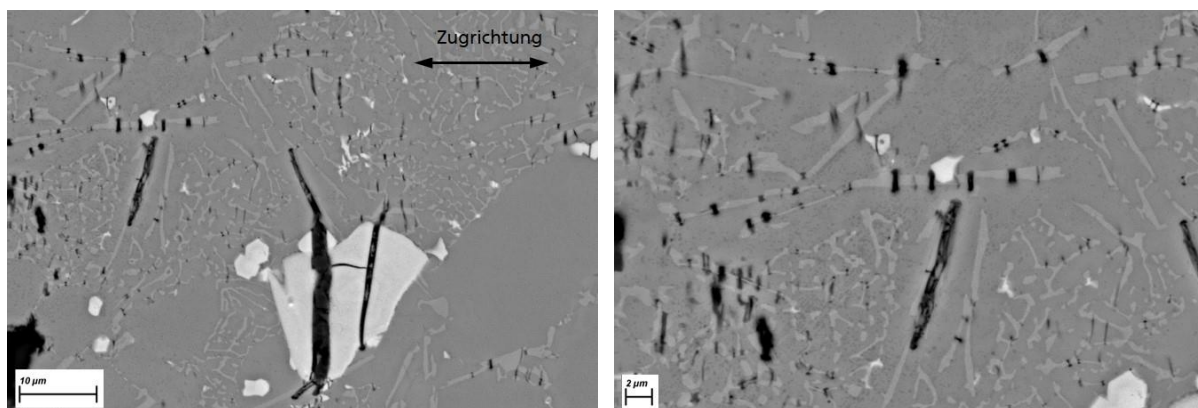


Abbildung 5-72: REM-Aufnahmen der Schliifffläche von Zugprobe ALD1-10-Fz-S6 nahe der Bruchfläche: senkrecht zur Belastungsrichtung gebrochene grobe intermetallische Phasen (linkes Bild) und eutektische Siliziumkristalle (rechtes Bild, Detail aus linkem Bild)

Gefügecharakterisierung

Da ein heterogenes Gussgefüge vorliegt, dessen verschiedene Phasen bzw. Teilchenpopulationen unterschiedlich zu Verformungs- und Versagensverhalten beitragen, wurde dieses näher charakterisiert.

Die im lichtmikroskopischen Schliiffbild erkennbaren Gefügebestandteile sind in Abbildung 5-73 dargestellt. Im REM-Rückstreuelektronenbild lassen sich mittels Ordnungszahlkontrast und energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) sowie anhand Partikelgröße und -morphologie unterschiedliche Arten intermetallischer Verbindungen („Teilchenpopulationen“) identifizieren (Abbildung 5-74, Abbildung 5-75). In der Matrix aus duktilem Aluminium-Mischkristall, der sowohl eutektisch als auch primär ausgeschieden vorliegt und im Wesentlichen die plastische Verformung trägt, sind zahlreiche harte, spröde Phasen eingebettet. Neben dem Silizium sind das eine Vielzahl intermetallischer Verbindungen. Im REM konnten davon drei wesentliche Populationen, hier als Typ A, B, C bezeichnet, identifiziert werden.

Bei Typ A, welcher höhere Anteile an Mangan enthält, handelt es sich mit hoher Wahrscheinlichkeit um die intermetallische Verbindung $Al_{12}Mn_3Si_2$. Die Kristalle sind etwa zwei bis drei Mikrometer groß. Die Teilchen des Typs B sind vor allem reich an Molybdän und haben eine mittlere Größe von etwa 10 bis 15 Mikrometern (Abbildung 5-74). Eine weitere Phase (Typ C), die größenmäßig zwischen A und B liegt, enthält vor allem Zirkon und Titan (Abbildung 5-75).

Anhand ihrer Erscheinungsform im Schliiffbild wird angenommen, dass die groben intermetallischen Ausscheidungen als flache Prismen (Höhe ein bis wenige Mikrometer) mit polygonaler Basisfläche vorliegen (Abbildung 5-76).

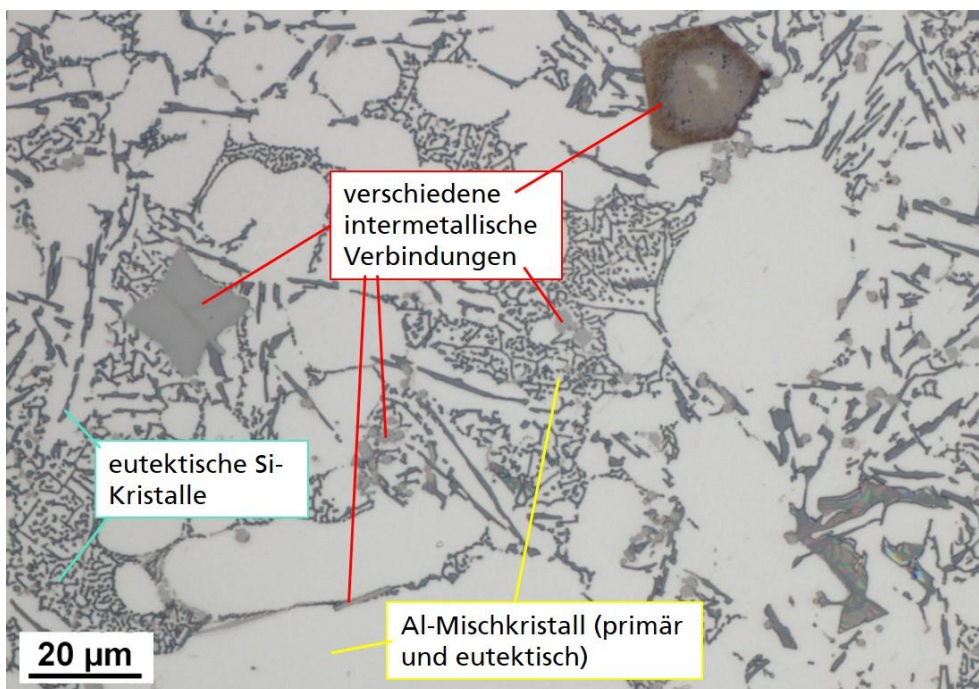


Abbildung 5-73: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges am geätzten Schliff von Probe ALD1-8-Fz-S3

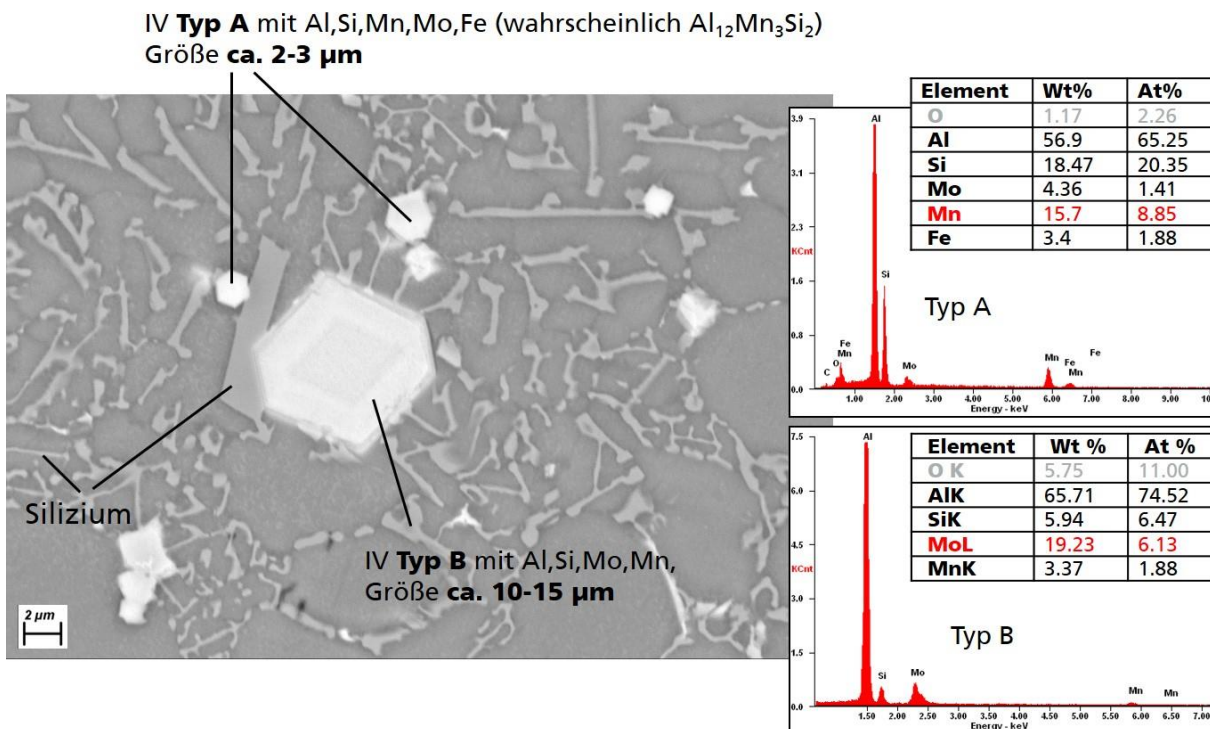


Abbildung 5-74: REM-Rückstreuelektronenaufnahme des Gefüges am geätzten Schliff mit EDX-Spektren zur Identifizierung unterschiedlicher Teilchenpopulationen (IV = intermetallische Verbindung)

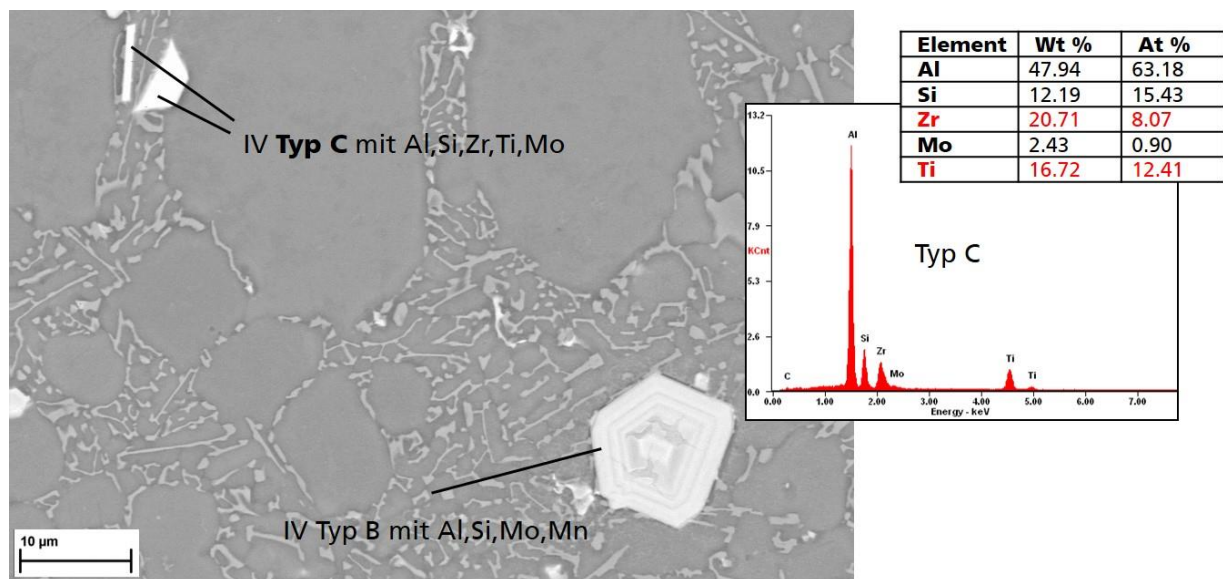


Abbildung 5-75: Weitere REM-Rückstreuelektronenaufnahme des Gefüges am geätzten Schliff mit EDX-Spektrum zur Identifizierung unterschiedlicher Teilchenpopulationen (IV = intermetallische Verbindung)

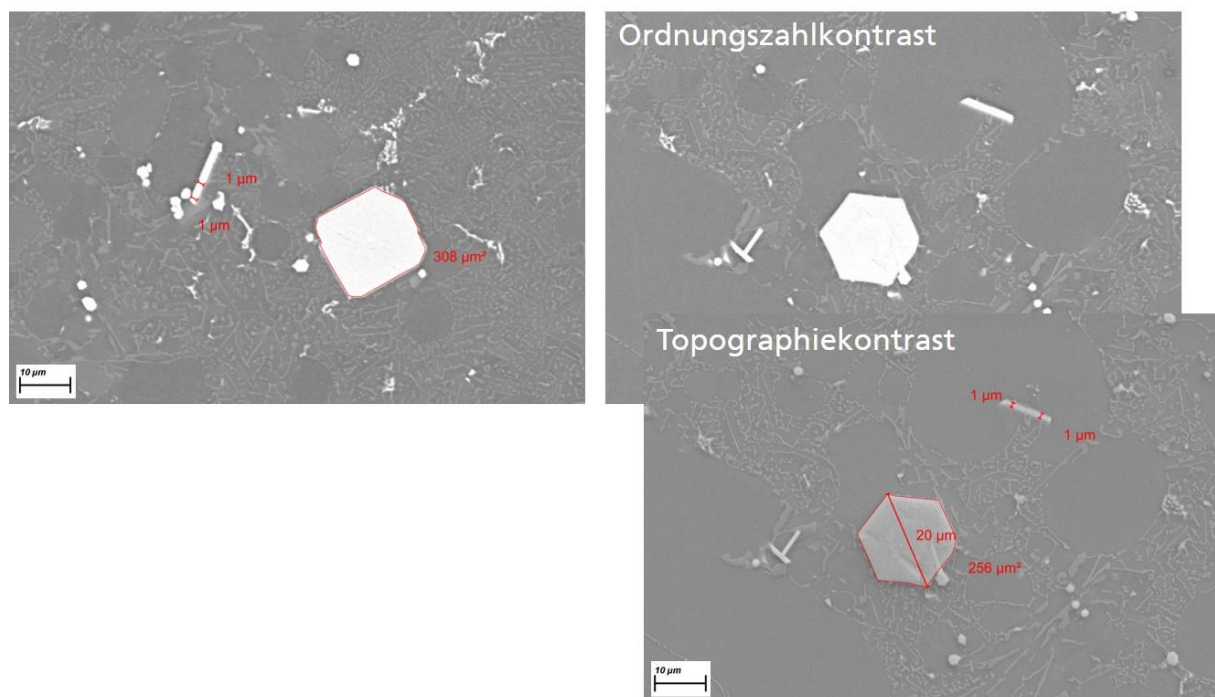


Abbildung 5-76: REM-Aufnahmen zur Teilchenmorphologie der größeren intermetallischen Phasen

Zur Abschätzung der Festigkeitseigenschaften sowie plastischer bzw. elastischer Eigenschaften der einzelnen Gefügebestandteile wurden an einem Schliff aus Position 6 lokale instrumentierte Eindringprüfungen mit einem Nanoindenter Fischerscope H100C XYp durchgeführt.

Als Eindringkörper diente ein Vickersdiamant. Die maximale Prüfkraft betrug 5 mN, die Be- und Entladungsdauer jeweils 20 Sekunden. Gemessen wurde im primären Aluminium-Mischkristall („Al-Mk“), in größeren Silizium- Kristallen („Si“) , im Al-Si-

Eutektikum („Eut.“) und in den größeren intermetallischen Verbindungen des Typs B („IV“), Abbildung 5-77. Die erhaltenen Kraft-Eindringtiefe-Kurven sind in Abbildung 5-78 dargestellt. Bei der Kraftaufbringung im Eindringvorgang wird nur ein Teil der aufgewendeten mechanischen Arbeit als plastische Deformationsarbeit verbraucht. Der Rest wird während der Krafrücknahme als elastische Rückverformungsarbeit wieder freigesetzt. Das Verhältnis dieser beiden Anteile ist für die einzelnen Gefügebestandteile sehr unterschiedlich, wie Abbildung 5-79 verdeutlicht.

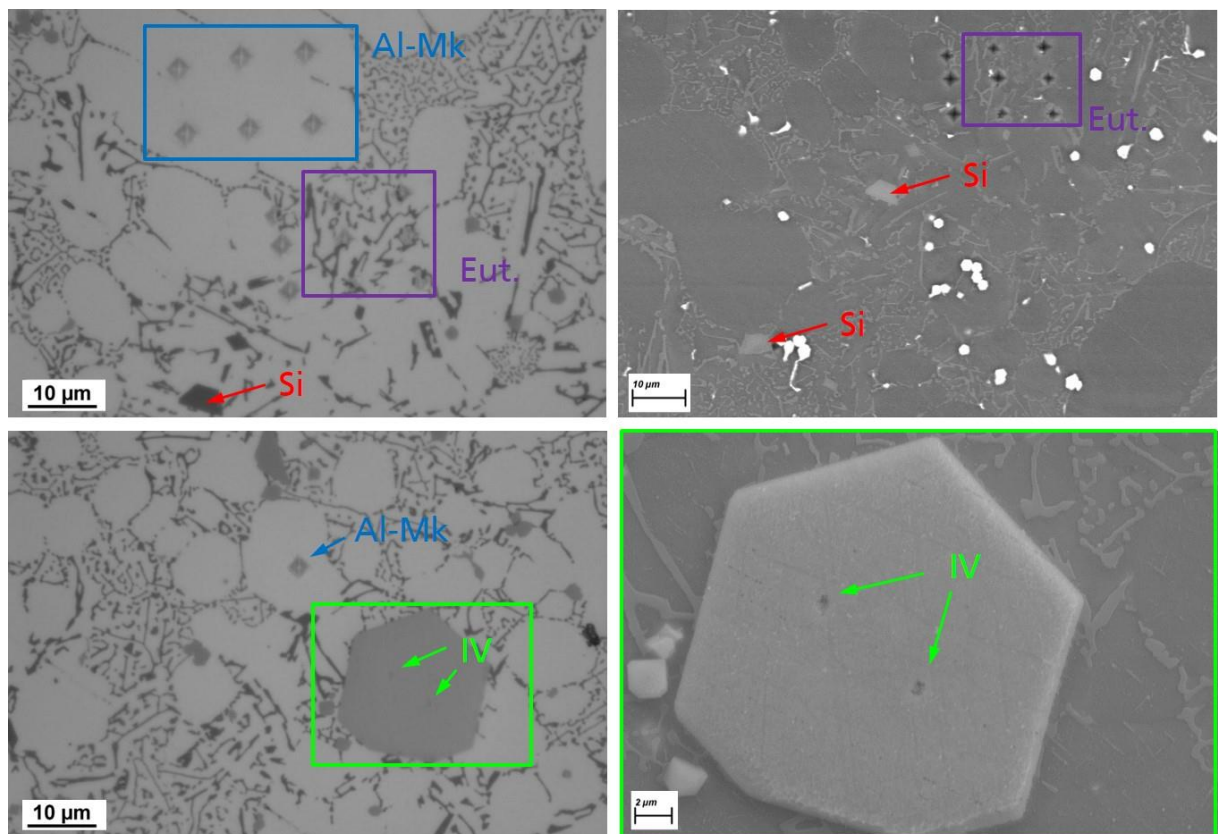


Abbildung 5-77: Beispiele für Nanoindenter-Messpositionen (Vickersindrücke) in unterschiedlichen Gefügebestandteilen, Lichtmikroskop- (links) und REM-Abbildungen (rechts)

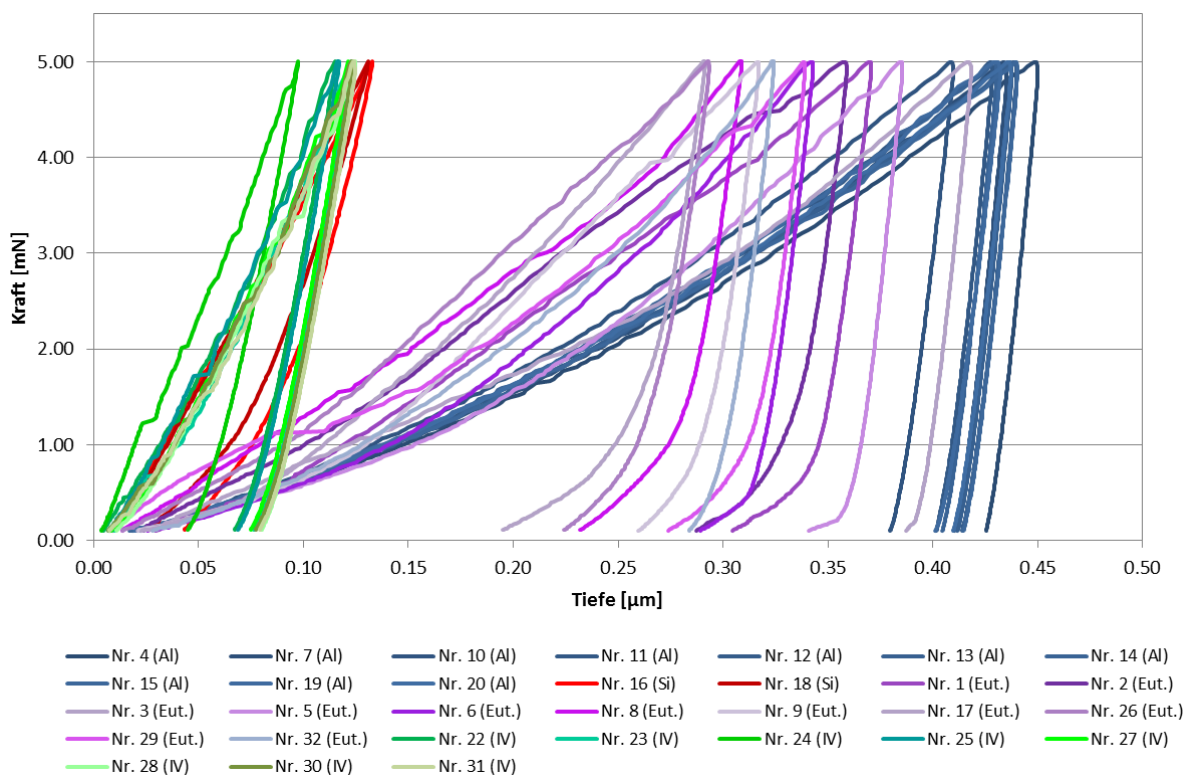


Abbildung 5-78: Lokale Kraft-Eindringtiefe-Kurven verschiedener Gefügebestandteile (Al = Aluminium-Mischkristall, Eut. = Eutektikum, Si = Silizium, IV = intermetallische Verbindung Typ B)

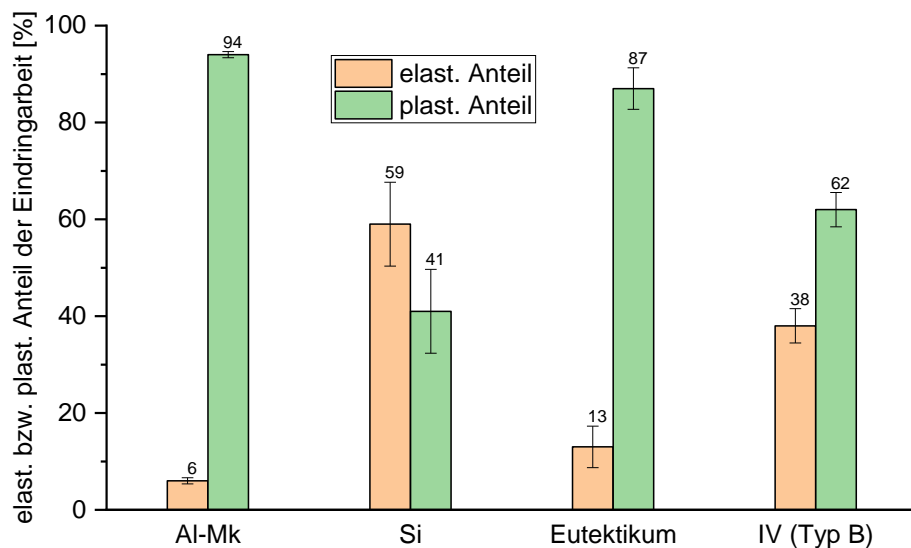


Abbildung 5-79: Elastische und plastische Anteile der Eindringarbeit für unterschiedliche Gefügebestandteile aus Nanoindentierungen nach DIN EN ISO 14577-1: 2015-11

Außerdem wurden die intermetallischen Phasen ab einer Teilchengröße von 5 Mikrometern an zwei Schliffen aus Position 6 quantifiziert. Dazu wurde jeweils eine Gesamtfläche von ca. 1,53 Quadratmillimetern mittels quantitativer Bildanalyse ausgewertet. Ein Beispiel für ein analysiertes Einzelbild zeigt Abbildung 5-80.

Die für die Proben ALD1-10-Fz-S6 und ALD2-26-Fz-S6 ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 5-5 wiedergegeben.

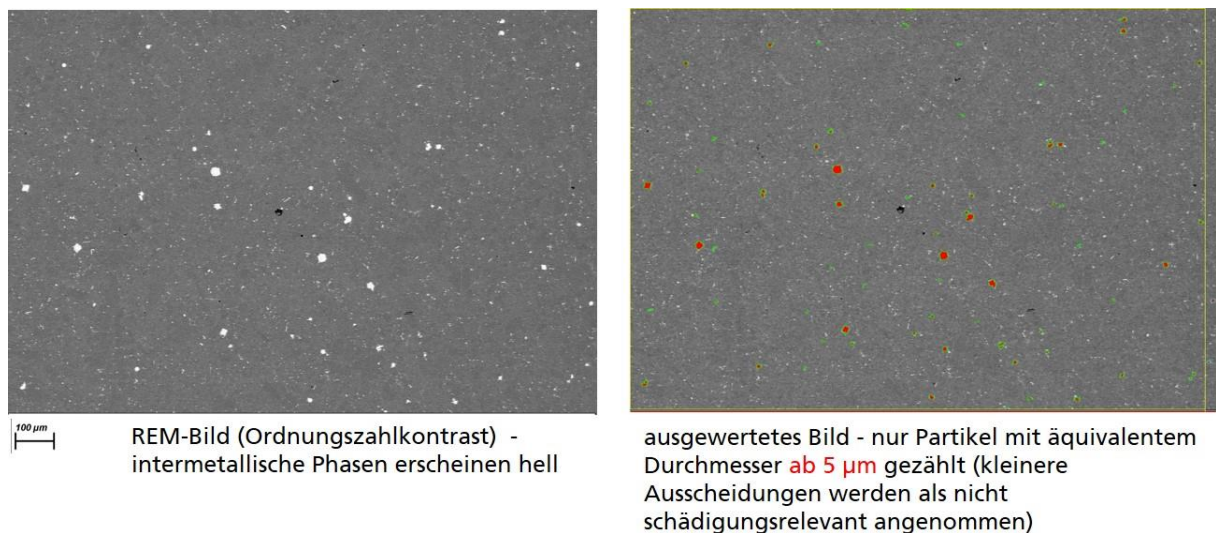


Abbildung 5-80: Beispiel für quantitative Bildanalyse an Schliffen aus Position 6

	ALD1-10-Fz-S6	ALD2-26-Fz-S6
Flächenanteil (= Volumenanteil) der IV-Partikel ab 5 µm	0,39 %	0,23 %
mittlerer äquiv. Durchmesser der IV-Partikel ab 5 µm	9,0 µm	7,9 µm
Flächendichte der IV-Partikel ab 5 µm	52 mm ⁻²	39 mm ⁻²

Tabelle 5-5: Ergebnisse der quantitativen Partikelanalysen an Schliffen aus Position 6

5.1.2.2 CT- gescannte Zugproben

Es wurden die Bruchflächen der Zugproben aus den Bauteilen Nr. 30 und 40 makroskopisch, stereomikroskopisch und rasterelektronenmikroskopisch analysiert. Unterschiedliche Defektypen lagen häufig in Kombination vor. Übersichtsaufnahmen aller Bruchflächen sind in Abbildung 5-81 und Abbildung 5-82 und die in den jeweiligen Bruchebenen gefundenen Defekte in Tabelle 5-6 zusammengefasst.

Erweiterung des Versagensmodells für Multi-Defekte (IWM)

Entnahmeposition:

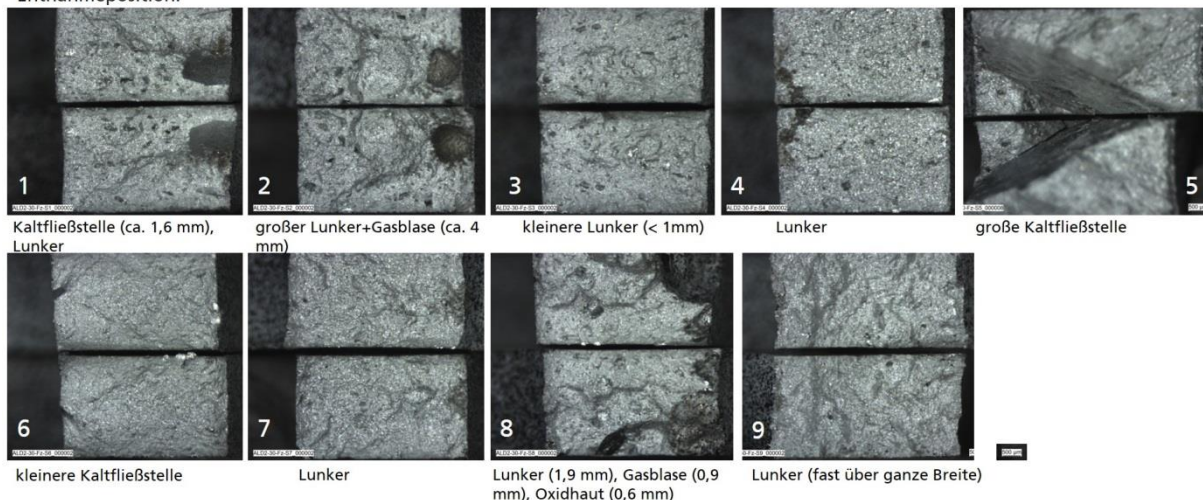


Abbildung 5-81: Bruchflächen-Übersichtsaufnahmen der Flachzugproben aus Bauteil ALD2-Fz-30

Entnahmeposition:

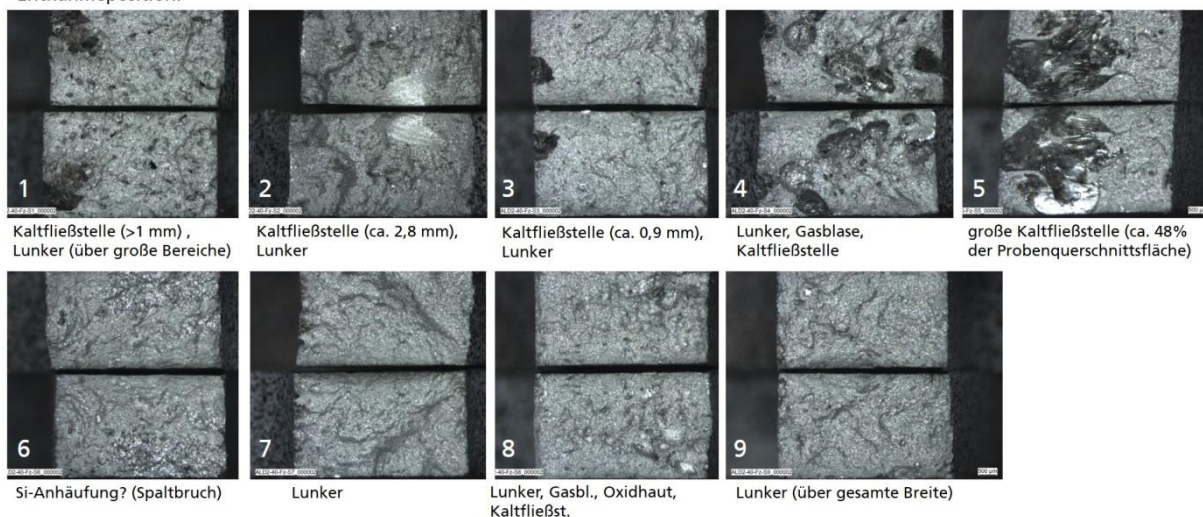


Abbildung 5-82: Bruchflächen-Übersichtsaufnahmen der Flachzugproben aus Bauteil ALD2-Fz-40

Entnahmestelle	Bauteil 30	Bauteil 40
Position 1	Kaltfließstelle/Lunker	Kaltfließstelle/Lunker
Position 2	großer Lunker/Gasblase	Kaltfließstelle/Lunker
Position 3	kleinere Lunker	Kaltfließstelle/Lunker
Position 4	Lunker	Lunker/Gasblase/Kaltfließstelle
Position 5	große Kaltfließstelle	große Kaltfließstelle
Position 6	kleinere Kaltfließstelle	-
Position 7	Lunker	Lunker
Position 8	Lunker/Gasblase/Oxidhaut	Lunker/Gasblase/Oxidhaut/KF
Position 9	Lunker (fast über ganze Breite)	Lunker (über gesamte Breite)

Tabelle 5-6: Zusammenfassung der auf den Bruchflächen der Zugproben aus Bauteil Nr. 30 und 40 vorgefundenen Ungängen

Bei der Simulation wurden die Zugproben aus Bauteil 30, Positionen 1, 2 und 6 genauer untersucht, weshalb deren fraktographische Befunde im Folgenden detaillierter beschrieben werden. Eine größere Kaltfließstelle-Lunker-Ungänze an Position 1 wird von der Probenoberfläche geschnitten und hat in der Bruchebene eine Ausdehnung von etwa 1,57 mm x 1,79 mm (Abbildung 5-83). Ferner liegen kleinere Lunker und Oxidhäute mit Ausdehnungen zwischen ca. 0,1 und 0,5 Millimetern vor (Abbildung 5-84). An Position 2 befindet sich ein großer Lunker-Gasblase-Hohlraum mit einer Gesamtausdehnung von fast vier Millimetern in der Bruchebene (Abbildung 5-85). Die Bruchfläche der Probe von Position 6 weist nur eine etwas kleinere Kaltfließstelle auf (Abbildung 5-86).

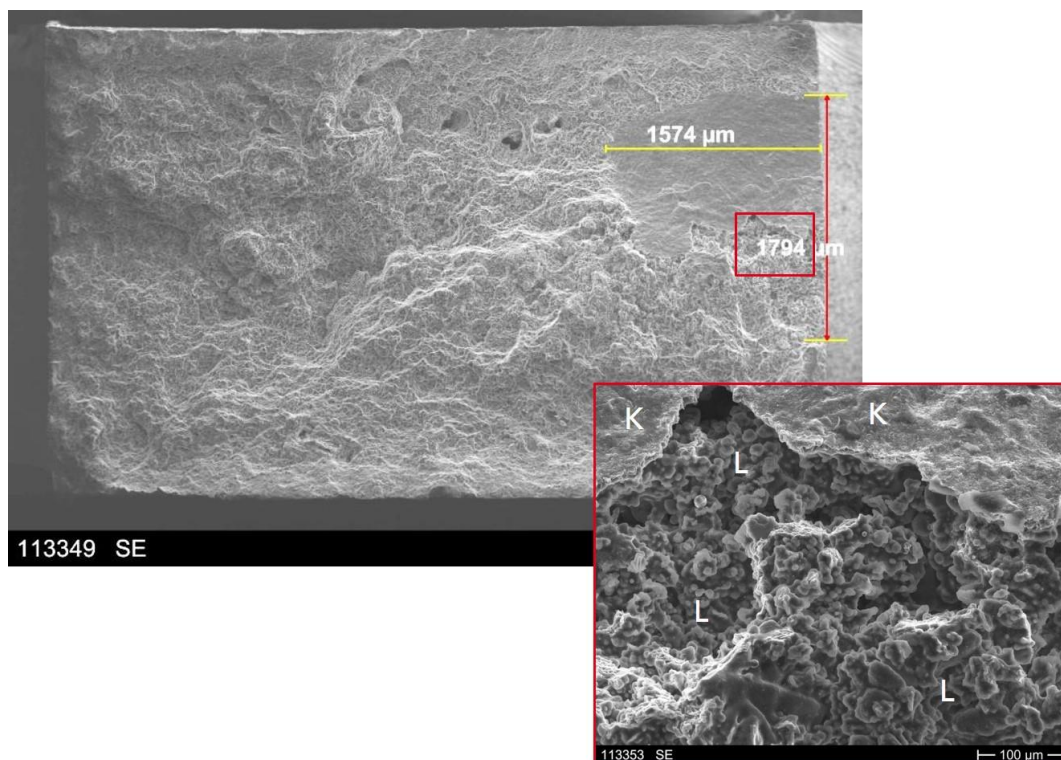


Abbildung 5-83: Detailaufnahmen der Bruchfläche von Zugprobe ALD2-Fz-30-S1 mit Kaltfließstelle (K) – Lunker (L) - Kombination

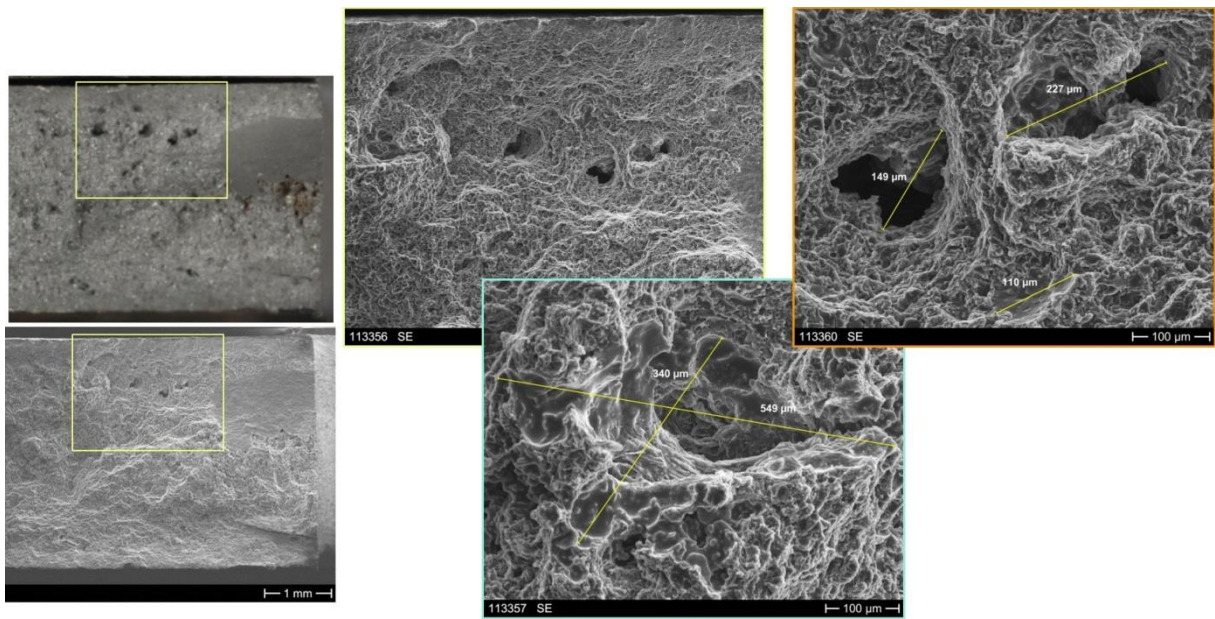


Abbildung 5-84: Weitere Detailaufnahmen der Bruchfläche von Zugprobe ALD2-Fz-30-S1 mit Lunker-Oxidhaut-Kombination

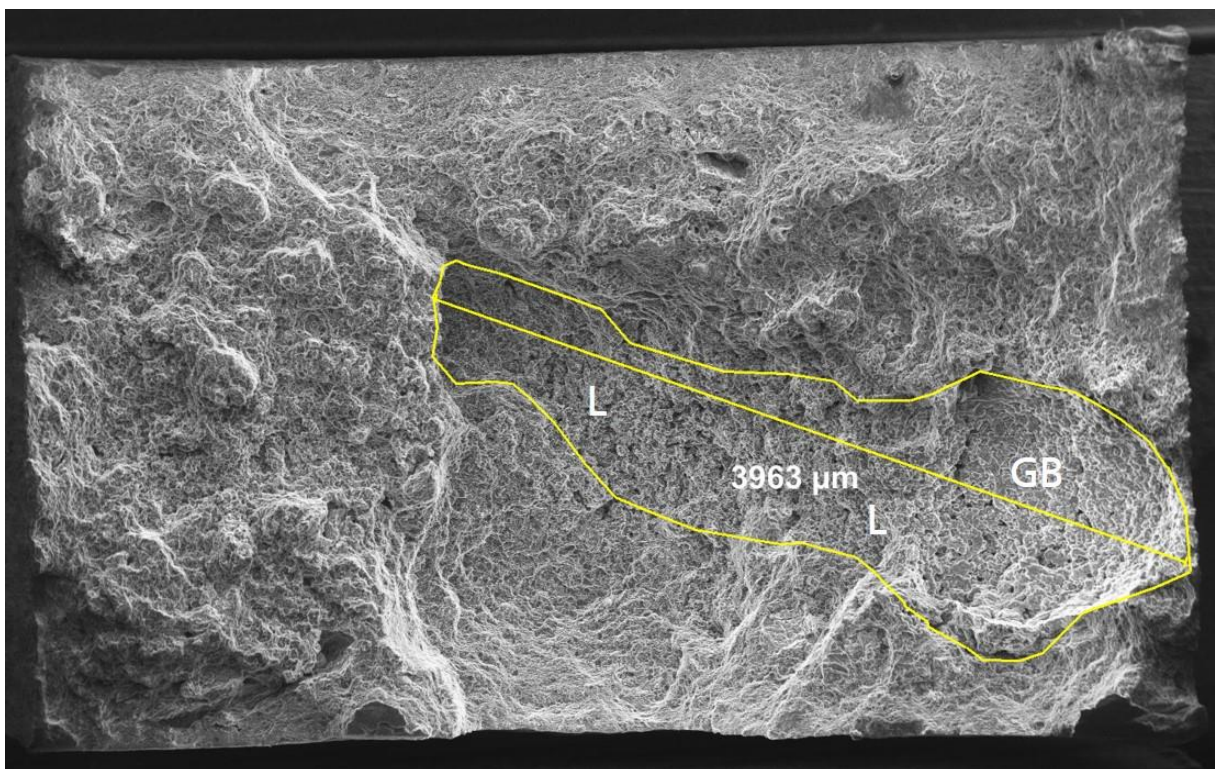


Abbildung 5-85: REM-Aufnahme der Bruchfläche von Zugprobe ALD2-Fz-30-S2 mit Lunker (L) und Gasblase (GB)

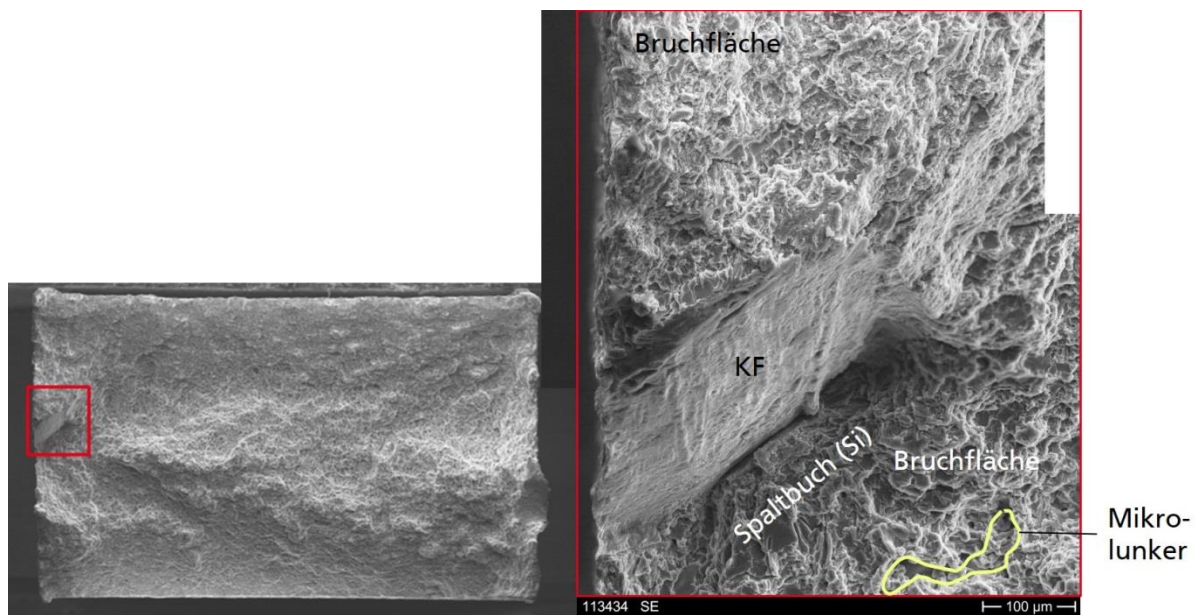


Abbildung 5-86: REM-Aufnahme der Bruchfläche von Zugprobe ALD2-Fz-30-S6 mit Lunker (L) und Gasblase (GB) (rechtes Bild: markierter Ausschnitt aus linkem Bild)

5.2 Zellmodellrechnungen zur theoretischen Untersuchung der Einflüsse von Mikrodefekten auf Versagen

5.2.1 Untersuchung der Wechselwirkung zwischen Makroporen und in der Aluminium-Matrix eingebundenen Teilchen

Zur Untersuchung der Wechselwirkung zwischen in der Aluminium-Matrix eingebundenen Teilchen (Si-Kristallen bzw. verschiedenen intermetallischen Phasen) und Poren wurden dreidimensionale repräsentative Volumenelemente (RVE) mit einer Pore und Teilchen mit ABAQUS simuliert, wobei eine Porosität von 5 % betrachtet wurde. Die Simulationen wurden unter einachsigen Zug durchgeführt. In Anlehnung an REM-Aufnahmen von Zugproben aus der Position 6 nahe der Bruchfläche (Beispiel in Abbildung 5-87) wurden die Teilchen als hexagonale Platten modelliert, deren Länge bzw. Dicke 20 μm bzw. 2 μm betragen. Die Anzahl, Lage und Orientierung der Teilchen wurden variiert. Die Teilchen wurden als elastisches Material betrachtet, wobei der angenommene E-Modul deutlich größer als der der Matrix ist. Die Matrix ist elasto-plastisch mit einem dehnungsbasierten Bruchkriterium. Bei allen repräsentativen Volumenelementen (RVE) beträgt die Zellgröße 1mm x 1mm x 1mm. Die Matrix wurde mit 10-knotigen Tetraederelementen und die Teilchen mit 8-knotigen Hexaederelementen simuliert. Ein Achtelmodell hat ca. 100 000 Elemente. Abbildung 5-88 zeigt ein Achtelmodell eines RVE mit einer Pore und vier Teilchen.

Die Betrachtung unterschiedlicher Schnitte des RVE in unterschiedlichen Ebenen zeigt, dass die Vorstellung von hexagonalen Platten mit unterschiedlichen Orientierungen plausibel ist, weil die RVE-Schnitte (s. Abbildung 5-88 unten) und die REM-Aufnahme (s. Abbildung 5-87) sehr ähnlich aussehen.

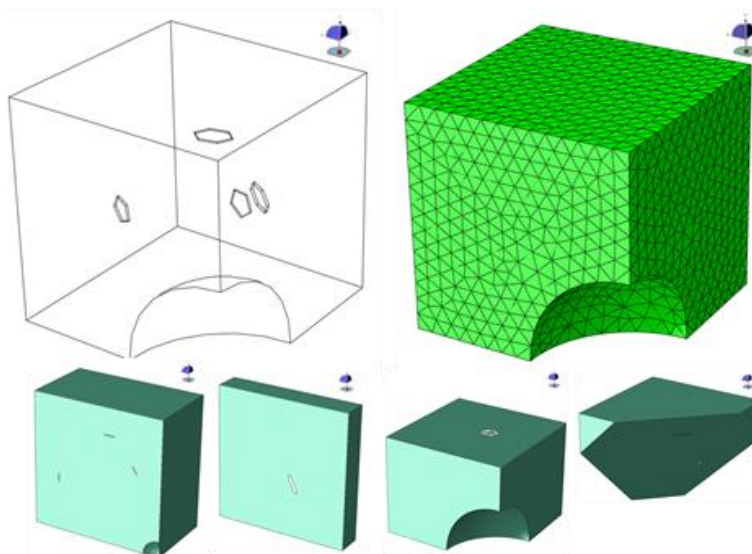
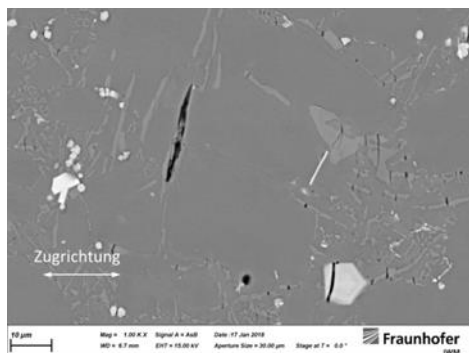


Abbildung 5-87: REM-Aufnahme einer Zugprobe (ALD1-10-Fz-S6) nahe der Bruchfläche

Abbildung 5-88: 1/8 RVE mit einer Pore und vier Teilchen bei 5% Porosität, rechts: CAD, links: FE-Modell, unten: 4 Schnitte (Matrix in blau und Teilchen in grau)

Abbildung 5-89 zeigt ein deformiertes RVE mit Pore und Teilchen unter Zugbelastung. In Anwesenheit einer Pore ist die Porosität für das Versagen maßgebend. Abbildung 5-89 rechts zeigt die Verteilung der plastischen Dehnung nach Bruchinitiierung. Das Versagen erfolgt durch Matrixversagen des Ligaments zwischen den Poren. Allerdings gibt es keine Wechselwirkung zwischen Pore und Teilchen, das RVE-Verhalten ist identisch wie das im Vorläufervorhaben für RVE ohne Teilchen. Nur ohne Porosität kann der Bruch durch Versagen der Teilchen erfolgen, sie würden senkrecht zur Zugbelastung brechen, wo die maximale Hauptspannung am höchsten ist (s. Abbildung 5-89 links). Das Bruchmuster stimmt mit den metallographischen Untersuchungen überein.

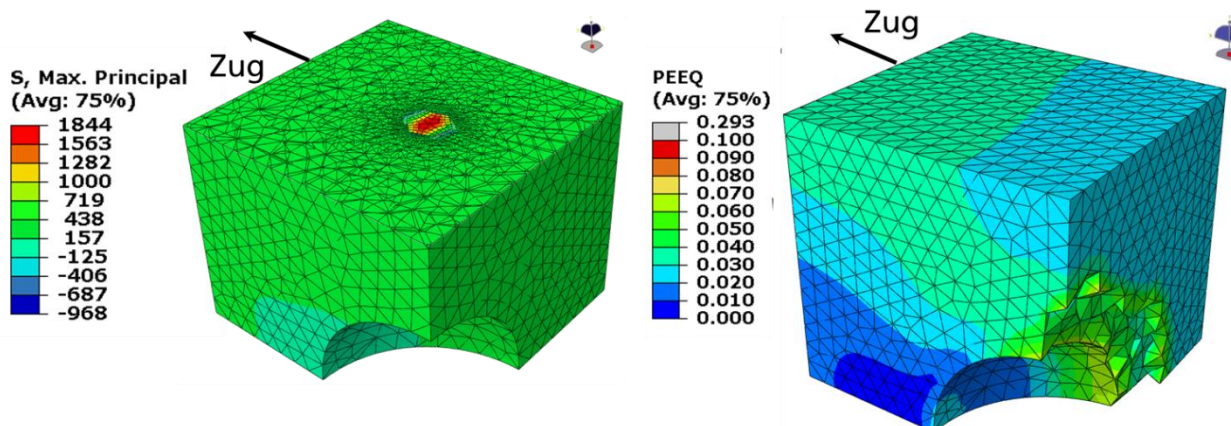


Abbildung 5-89: Deformiertes RVE unter Zugbelastung bei 5% Porosität mit vier Teilchen. links: Verteilung der maximalen Hauptspannung kurz vor Bruch (Schnitt durch Teilchen) rechts: Verteilung der plastischen Dehnung kurz nach Bruchinitiierung (1/8 Modell)

In dieser Arbeit werden Teilchen nicht als Ungängen separat betrachtet, sie tragen zum Matrixbruch bei.

5.2.2 Untersuchung der Wechselwirkung zwischen Makro- und Mikroporen

Durch die Simulation von RVE-Modellen mit Makro- und Mikroporen soll beispielsweise der wechselseitige Einfluss von Lunkern (Makroporen) und Gasporen (Mikroporen) auf das Schädigungsverhalten untersucht werden. Dazu wurden in vier RVEs drei unterschiedliche Porositäten von 0,05 % (nur Mikroporen), 1 % (nur Makropore) und 1,05 % (Mikro- und Makroporen) simuliert. Ein RVE ist jeweils 1 mm x 1 mm x 1 mm groß, die Größe einer Mikro- bzw. Makropore beträgt 40 µm bzw. 140 µm. Um den Elementgrößeneinfluss zu umgehen, wurde mit homogener Elementkantenlänge von 0,02 mm gerechnet, sodass die Mikroporen würfelförmig sind.

Die RVE wurden bis zu einer Dehnung von 10 % unter einachsiger Zug belastet. Für die Porosität von 1,05 % wurden zwei unterschiedliche RVEs verwendet: Eine Zelle wurde mit symmetrisch um die Makropore angeordneten Mikroporen generiert, bei einem weiteren RVE wurde eine geclusterte Mikroporenpopulation nahe an der Makropore angeordnet. Die vier RVEs sind in Abbildung 5-90 dargestellt.

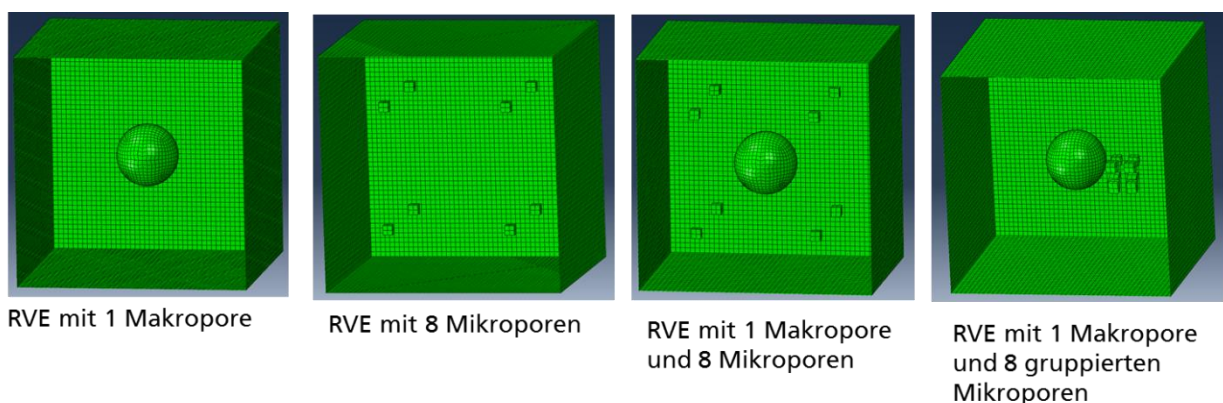


Abbildung 5-90: RVE-Modelle mit Makro- und Mikroporen

Die Aluminiummatrix wurde als elasto-plastisches Material mit einem dehnungsbasierten Bruchkriterium modelliert, wobei die Schädigung nur als Indikator gebraucht wird und die geschädigten Elemente nicht eliminiert werden.

Abbildung 5-91 zeigt die Spannungs-Dehnungskurven für die vier RVE-Modelle mit Makro- und Mikroporen sowie die Fließkurve des Matrixmaterials. Die Anwesenheit der Makropore mit einer Porosität von 1 % führt zu einer geringfügigen Verringerung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit. Aus makroskopischer Sicht haben die Mikroporen keinen nennenswerten Einfluss auf das Festigkeitsverhalten unabhängig von ihrer Anordnung, da sich weder die Kurve des RVE mit nur Mikroporen im Vergleich zur reinen Matrix, noch bei Anwesenheit der Makropore die Kurven mit oder ohne Miniporen unterscheiden.

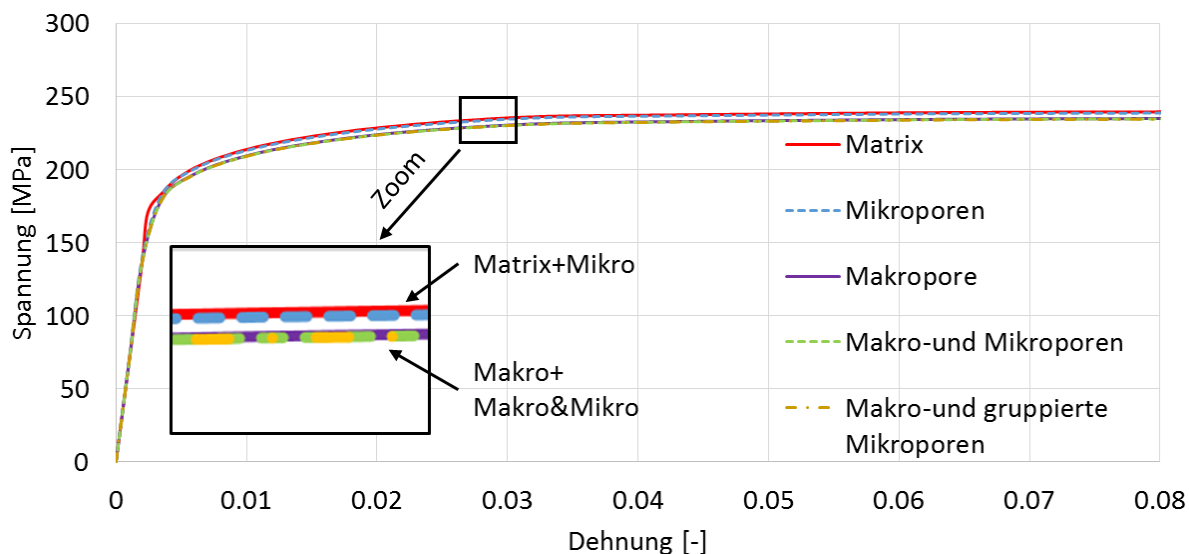


Abbildung 5-91: Spannungs-Dehnungskurven für RVE-Modelle mit Makro- und Mikroporen

Da das Bruchverhalten durch die plastische Vergleichsdehnung und die Mehrachsigkeit bestimmt wird, sind Konturplots dieser beiden Variablen für die vier Porenpopulationen bei der globalen technischen Dehnung von 10 % in Abbildung 5-92 und Abbildung 5-93 dargestellt. Die Zugrichtung liegt in der vertikalen Richtung. Die Schnitte sind so gelegt, dass sie durch alle Porentypen laufen.

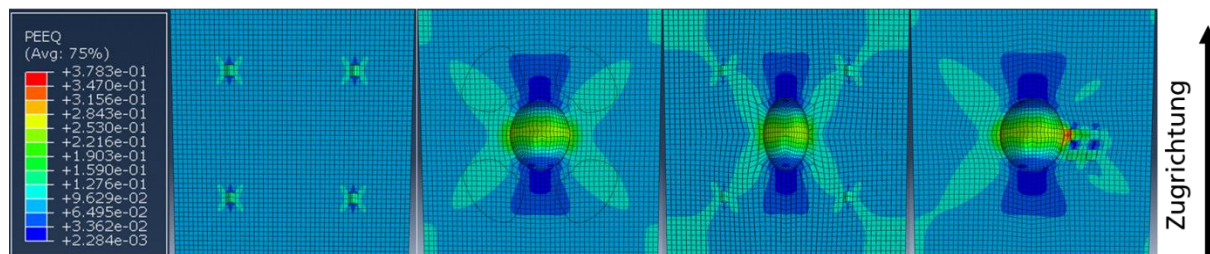


Abbildung 5-92: Plastische Vergleichsdehnung der verschiedenen RVEs (von links nach rechts: Mikroporen, Makropore, Makro- und Mikroporen, Makro- und gruppierte Mikroporen)

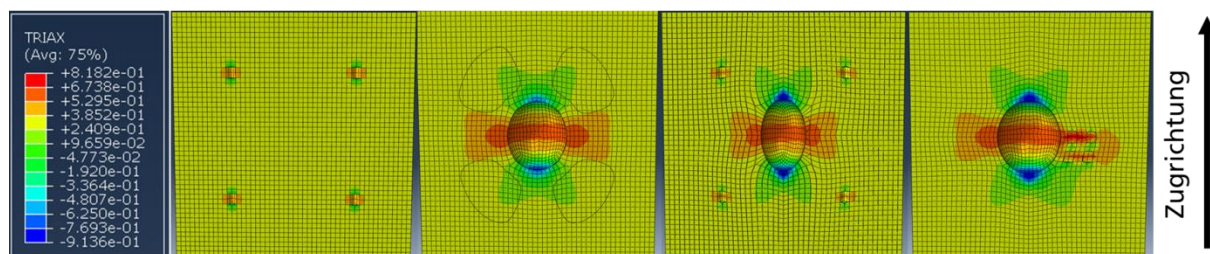


Abbildung 5-93: Triaxialität der verschiedenen RVEs (von links nach rechts: Mikroporen, Makropore, Makro- und Mikroporen, Makro- und gruppierte Mikroporen)

In Abbildung 5-92 und Abbildung 5-93 wird deutlich, dass es zu keiner bedeutenden Wechselwirkung zwischen Makro- und Mikroporen kommt, wenn diese homogen verteilt sind. Wie erwartet induzieren die Poren einen stark inhomogenen

Spannungszustand in ihrer Umgebung. Die größte Dehnungskonzentration liegt senkrecht zur Belastungsrichtung am Äquator der Poren und ist höher um die Makropore als um die Mikropore. Aber weder erhöht die Anwesenheit der Mikroporen die Dehnungskonzentration um die Makropore deutlich noch umgekehrt.

Eine Wechselwirkung zwischen Makro- und Mikroporen ist nur erkennbar, wenn die Mikroporen geclustert und horizontal neben der Makropore angeordnet sind. Da dort ohnehin die größten Spannungen und Verzerrungen wirken, werden diese durch die Anwesenheit der Mikroporen und die damit verbundene zusätzliche Kerbwirkung verstärkt.

Die Porenwechselwirkung wird maßgeblich durch die Anordnung zueinander beeinflusst. Zum einen führt die Clusterung zu einer stärkeren lokalen Matrixschwächung, zum anderen führt die Positionierung des Clusters horizontal neben die Makropore zur größtmöglichen Überlappung der Spannungs- und Verzerrungsfelder.

Um diesen Effekt quantitativ zu untersuchen, wurden Belastungspfade für ausgewählte Grenzelemente zwischen Poren und Matrix ausgewertet und in Abbildung 5-94 dargestellt. Sowohl für die Makropore als auch für die Mikroporen in den modellierten RVEs wurden horizontal, vertikal und diagonal angrenzende Elemente ausgewählt. Die für die Auswertung ausgewählten an die Mikroporen angrenzenden Elemente sind im rechten Bild in Abbildung 5-94 rot umrandet dargestellt. Die an die Makropore angrenzenden Elemente sind im linken Bild durch Pfeile markiert. Das Diagonalelement für die Zelle mit Makropore und gruppierten Mikroporen wurde weggelassen, da die numerischen Fehler dort zu groß sind, um sinnvolle Schlussfolgerungen ziehen zu können.

In den Kurven lassen sich die drei Elementpositionen vertikal, diagonal und horizontal eindeutig gruppieren. Auch wird hier ein Schwachpunkt der groben Diskretisierung der würfelförmigen Mikroporen deutlich, bei der keine Gradienten über die Mikroporenoberfläche abgebildet werden können. Triaxialitäten zwischen 0 und 0,33 treten nicht auf (vgl. grüne Kurven in Abbildung 5-94). Das könnte bei entsprechenden Porenanordnungen zu Ungenauigkeiten führen. In allen RVEs liegt die kritische Zone am Äquator der Makropore (horizontales Element). Hierbei scheint der Einfluss der verteilten Mikroporen auf die Makropore keinen nennenswerten Beitrag zu liefern, da die Kurven überlappen (vgl. gestrichelte rote und gestrichelte blaue Kurve in Abbildung 5-94). Die Schädigung der Makropore ist also unabhängig davon, ob Mikroporen anwesend sind oder nicht. Umgekehrt gibt es jedoch eine gewisse Verstärkung der Verzerrung um die verteilten Mikroporen durch die Anwesenheit der Makropore (vgl. grüne und rote durchgezogene Kurven in Abbildung 5-94), aber diese Zone ist unkritisch bezüglich Versagenspotenzial.

Ein deutlicher Unterschied zeigt sich bei dem RVE mit Makropore und gruppierten Mikroporen. Dort findet durch die neben der Makropore geclusterte Mikroporenanordnung eine Wechselwirkung statt. Es kommt zu einer steigenden plastischen Verformung und zu einer Zunahme der Triaxialität (gelbe Linien in Abbildung 5-94) und entsprechend zu früherem Versagen. Es ist jedoch zu beachten, dass die beiden gewählten Elemente direkt nebeneinander angeordnet sind, da

zwischen der Makropore und der Mikropore nur zwei Elemente liegen. Eine feinere Diskretisierung würde genauere Ergebnisse liefern. Da die RVE-Simulationen zur Auswertung der Bruchinitiierung dienen, ist es erforderlich, eine nahezu konstante Elementgröße zu verwenden. Um die Elementanzahl im Rahmen zu halten, bestimmt die Makropore die Elementgröße. Wegen der stark unterschiedlichen Porengrößen entsteht eine sehr grobe Modellierung der Mikroporen. Da viereckige Poren keine richtige Kerbwirkung liefern, sind die Ergebnisse entsprechend mit großen numerischen Einflüssen behaftet, sodass nur eine qualitative Aussage abgeleitet werden kann.

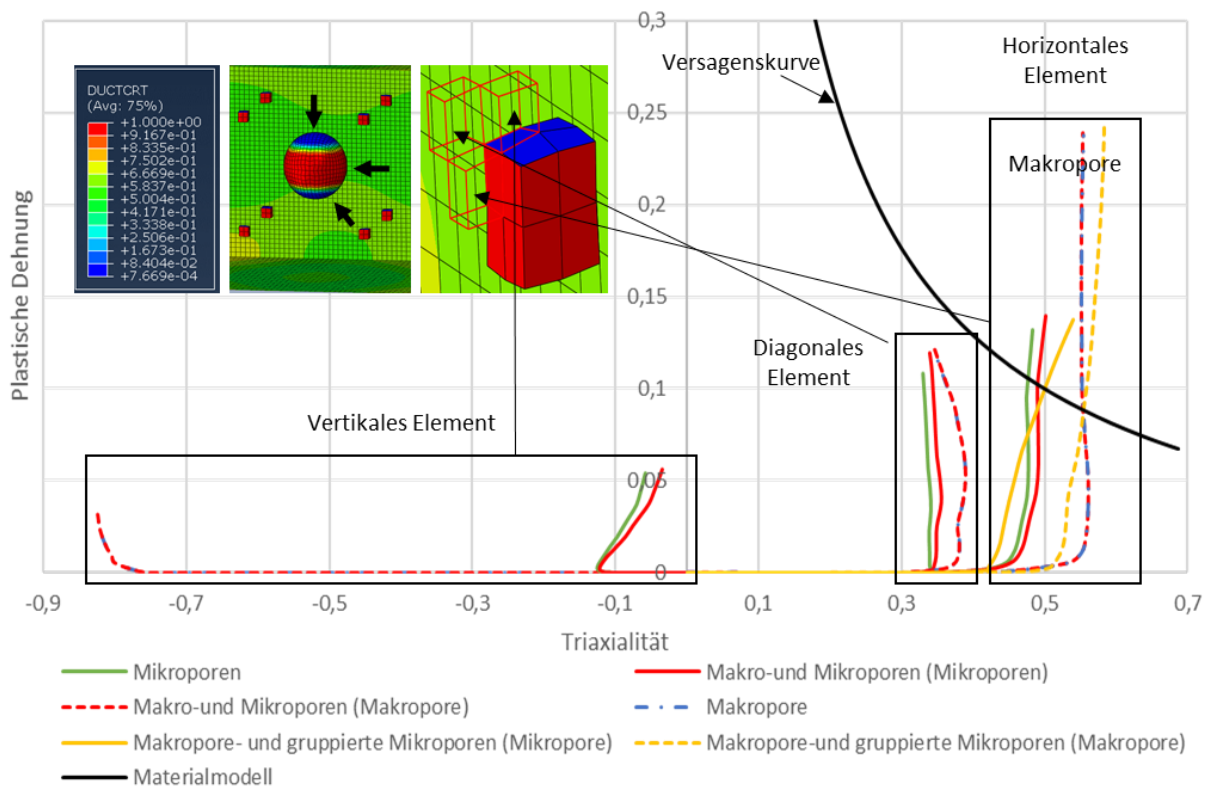


Abbildung 5-94: Versagenskurve mit Belastungspfaden für RVE-Modelle mit Makro- und Mikroporen und Schädigungsverteilung um die Poren

5.3 Entwicklung und Implementierung des makroskopischen Modells

Das makroskopische Modell für Aluminiumguss-Material ist ein elasto-plastisches Modell kombiniert mit dehnungsbasiertem Versagen und mit Berücksichtigung von zwei Defektypen, es ist gekennzeichnet durch:

- eine von Mises Fließfläche
- einen erweiterten Verfestigungsansatz nach Voce
- eine analytische Versagensfunktion für Scher- und Wabenbruch
- den Einfluss von zwei Defektypen auf elastische Eigenschaften (Elastizitätsmodul und Poissonzahl), Fließspannung und Bruchdehnung.

Der Einfluss von Defekten auf elastische und plastische Eigenschaften wurde aus dem Vorläufervorhaben übernommen, der Einfluss auf Versagen wurde aus den Ergebnissen der Zellmodellrechnungen mit Mikro- und Makroporosität hergeleitet und für zwei Defekte verallgemeinert.

Bei Alugusswerkstoffen ist nicht nur der gesamte Defektanteil sondern auch die räumliche Verteilung der Defekte für das Versagensverhalten maßgebend. Abbildung 5-95 zeigt zwei Schnitte aus der CT-Aufnahme der Probe ALD2-30-Fz-S2 mit einem überlagerten Gitter. Die Zellengröße von 0,5 mm entspricht der Elementgröße des FE-Modells für Probensimulationen.

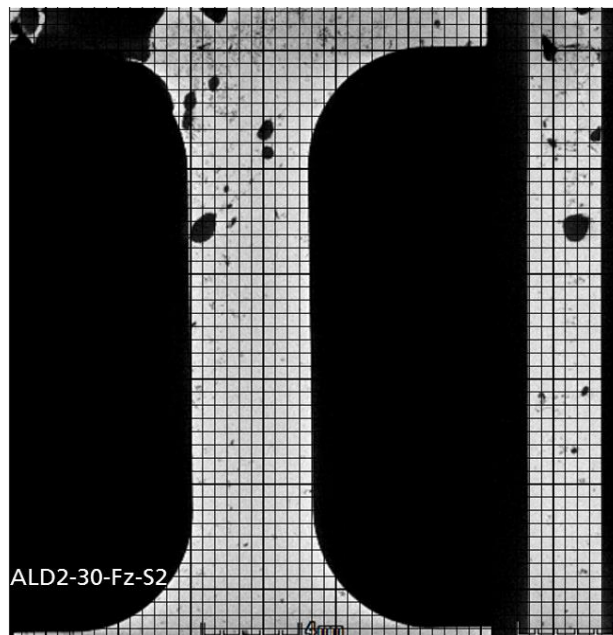


Abbildung 5-95: Schnitte in Breiten- (links) und Dickenrichtung (rechts) aus der CT-Aufnahme der Probe ALD2-30-Fz-S2 mit überlagertem Gitter mit Zellen von 0,5 mm

Die Betrachtung der Schnitte veranschaulicht, dass die Defektmorphologie sich nicht auf der Elementebene beschreiben lässt mit einem Modell, das explizit Defektgröße, -form, -abstand, -verteilung... berücksichtigt. Stattdessen liegt das Kontrollfenster zur Bestimmung der Inhomogenität auf der Komponentenebene (hier die Zugprobe). Das war der Anlass, wie im Vorläufervorhaben ein Werkstoffmodell mit lediglich dem Einfluss des Defektanteils zu entwickeln. Die Defektmorphologie ergibt sich über die Verteilung des Defektanteils.

5.3.1 Herleitung eines makroskopischen Versagensmodells

Abbildung 5-96 zeigt die Spannungs-Dehnungskurven von Zugversuchen aus verschiedenen Positionen in der Komponente im Vergleich mit für die RVEs mit Makro- und Mikroporen berechneten Spannungs-Dehnungskurven. Wie schon im vorangehenden Abschnitt 5.2.2 festgestellt wurde, haben die Mikroporen aufgrund ihres geringfügigen Anteils keinen nennenswerten Einfluss auf das Festigkeitsverhalten unabhängig von ihrer Anordnung. Zur Bestimmung von

Bruchdehnungen wurde für die vier RVEs jeweils die technische Dehnung ermittelt, bei welcher die ersten zwei aneinander grenzenden Elemente versagen (Kreissymbole in Abbildung 5-96).

Das RVE mit den geclusterten Mikroporen liefert aufgrund der Porenwechselwirkung die geringste globale Bruchdehnung. Das Ergebnis zeigt, dass es durch RVE-Simulation möglich ist, Porenwechselwirkungen, die eine Verringerung der Bruchdehnung nach sich ziehen, darzustellen. Die beiden RVEs mit nur der Makropore und mit Makro- und verteilten Mikroporen versagen bei derselben technischen Dehnung, da die Mikroporen das Schädigungsverhalten der Makropore in der modellierten Anordnung nicht beeinflussen (lila Symbol mit hellgrünem Rand). Die Bruchdehnung des RVE mit nur Mikroporen liegt bei einer geringfügig niedrigeren Dehnung als die der reinen Matrix (rotes Symbol).

Die Mehrzahl der Versuche liegt bei deutlich geringeren Spannungen und Dehnungen als den für die RVEs berechneten Größen, da in den Proben höhere Porositäten auftreten und weitere Defekte vorliegen können als in den die RVE-Modellen.

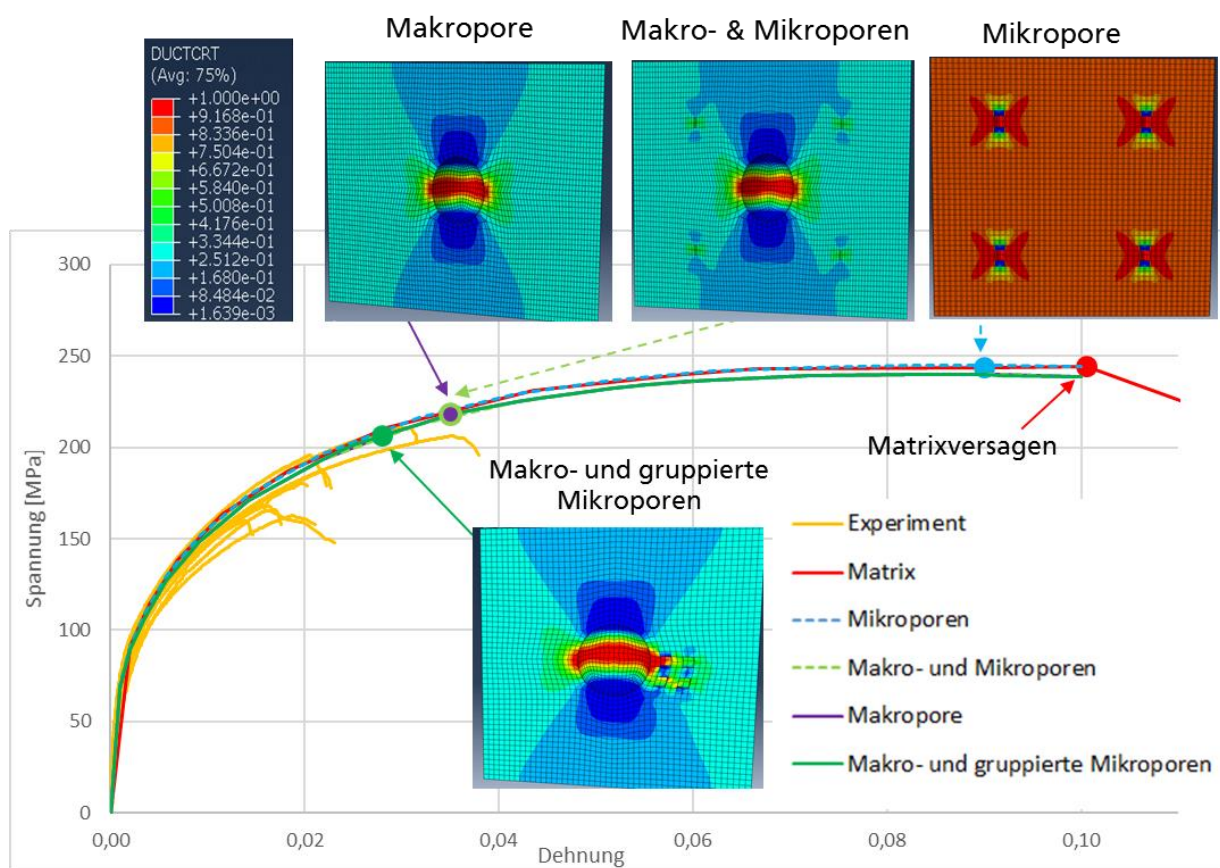


Abbildung 5-96: Vergleich von experimentellen und mit für die RVEs mit Makro- und Mikroporen berechneten Spannungs-Dehnungskurven und Bruchdehnungen

Ein analytischer Ansatz für Versagen mit Makro- und Mikroporosität f_{Makro} und f_{Mikro} wurde auf Basis der Zellmodellrechnungen hergeleitet und lautet:

$$\varepsilon_f(f_{\text{Makro}}, f_{\text{Mikro}}) = \left(1 - c(f_{\text{Makro}} + f_{\text{Mikro}} + q f_{\text{Makro}} f_{\text{Mikro}})^a\right)^b \varepsilon_{f0} \quad (5.1)$$

In (5.1) ist ε_f die Bruchdehnung des porösen Materials, ε_{f0} die Bruchdehnung der Matrix und a , b , c , und q sind Materialparameter, um den Zusammenhang zwischen Porosität und Bruchdehnung nachzubilden. Dabei steuert q die Wechselwirkung zwischen den zwei Porositäten.

5.3.2 Implementierung des makroskopischen Modells in Crashcode LS-DYNA als User-Materialmodell für die Crashsimulation

5.3.2.1 Modell für Matrixmaterial

Ein Deformationsmodell nach von Mises wird für den Werkstoff ohne Defekte, das Matrixmaterial, verwendet. Für die Verfestigung ist ein erweitertes Voce-Modell (5.2) mit drei Gliedern definiert. Die Fließspannung der Matrix σ_{y0} ist nach (5.2) definiert.

$$\sigma_{y0} = Y_0 + \sum_{i=1}^3 B_i \left(1 - e^{-Q_i \varepsilon_{pl}}\right) \quad (5.2)$$

In (5.2) ist ε_{pl} die von Mises äquivalente plastische Dehnung und Y_0 , B_i , Q_i ($i = 1, 2, 3$) sind Materialparameter für den Voce Ansatz.

Ein dehnungsbasiertes Versagensmodell ist mit dem Deformationsmodell kombiniert. Die nicht lineare Entwicklung des Schädigungsvariable D ist durch (5.3) gegeben.

$$\dot{D} = \frac{n}{\varepsilon_{f0}} D^{1-\frac{1}{n}} \dot{\varepsilon}_{pl} \quad (5.3)$$

In (5.3) ist ε_{f0} die Bruchdehnung der Matrix. ε_{f0} ist in (5.4) 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 in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit. Bei Triaxialitäten höher als η_{trans} wird der Johnson-Cook Ansatz zur Beschreibung des Wabenbruchs verwendet und bei niedrigeren Triaxialitäten zur Beschreibung des Scherbruchs eine empirische Funktion.

$$\varepsilon_{f0} = \begin{cases} d_1 + d_2 \exp(-d_3 \eta) & \eta \geq \eta_{\text{trans}} \\ d_{\text{shear}1} + d_{\text{shear}2} |\eta|^{m_2} + d_{\text{shear}3} \langle -\eta \rangle^{m_3} & \eta \leq \eta_{\text{trans}} \end{cases} \quad (5.4)$$

In (5.4) sind d_1 , d_2 , d_3 , η_{trans} , d_{shear1} , d_{shear2} , d_{shear3} , m_2 , m_3 Materialparameter. Dabei wird sichergestellt, dass die Funktion bei der Übergangsmehrachsigkeit η_{trans} stetig bleibt.

5.3.2.2 Einfluss von 2 Defekttypen

Zur Bestimmung eines analytischen Ansatzes für Versagen mit zwei Populationen von Defekten wurden deren jeweilige Defektanteile f_1 und f_2 eingeführt, $f=f_1+f_2$ bezeichnet den gesamten Defektanteil. Es wird angenommen, dass in Anwesenheit von Defekten die Materialeigenschaften geschwächt werden. Der gesamte Defektanteil beeinflusst elastisches und plastisches Verhalten. Der Elastizitätsmodul E und die elastische Poissonzahl ν für das Material mit Defekten werden in (5.5) und die Fließspannung σ_y in (5.6) definiert.

$$\begin{cases} E(f) = E_0(1 - f^{a_E})^{b_E} \\ \nu(f) = \nu_0(1 - f^{a_P})^{b_P} \end{cases} \quad (5.5)$$

$$\sigma_y(f) = \sigma_{y0}(1 - f^{a_Y})^{b_Y} \quad (5.6)$$

wobei E_0 und ν_0 der Elastizitätsmodul und die Poissonzahl der Matrix sind. Die Fließspannung der Matrix σ_{y0} ist in (5.2) definiert.

In (5.5) und (5.6) sind a_E , b_E , a_P , b_P , a_Y und b_Y Materialparameter zur Bestimmung des Einflusses von Defekten auf elastisches und plastisches Verhalten.

Der Defektanteil beeinflusst die Bruchdehnung ϵ_f , dabei wird eine Wechselwirkung zwischen zwei Defekten berücksichtigt. In Anlehnung an (5.1) für Mikro- und Makroprosität wird verallgemeinert für zwei Defekttypen die Beziehung (5.7) verwendet.

$$\epsilon_f(f_1, f_2) = (1 - c_F(f + q f_1 f_2)^{a_F})^{b_F} \epsilon_{f0} \quad (5.7)$$

In (5.7) sind a_F , b_F , c_F , und q Materialparameter zur Bestimmung des Einflusses von Defekten auf Versagen, q berücksichtigt eine Wechselwirkung zwischen zwei Defekten. Die Bruchdehnung der Matrix ϵ_{f0} ist in (5.4) definiert.

Die Defektanteile f_1 und f_2 sind als innere Variable definiert, die auf ihre jeweiligen Werte initialisiert werden sollen. Da Defektwachstum im Modell nicht behandelt wird, bleiben beide Defektanteile während der ganzen Simulation konstant. Bei den Zugversuchen (Abschnitte 5.1.1.1 und 5.1.1.2) hat sich gezeigt, dass die Dehnungen sehr niedrig bleiben (z.B. $A_{10} < 10\%$), deswegen ist es berechtigt, das Defektwachstum zu vernachlässigen. Diese Annahme gilt allgemein bei Aluminiumguss-Materialien.

Das oben entwickelte User-Materialmodell mit zwei Populationen von Poren mit möglicher Wechselwirkung untereinander wurde in den Crashcode LS-DYNA implementiert.

Die Einflüsse von Defekten auf elastische Eigenschaften (E-Modul E , Poisson-Koeffizient ν), plastische Eigenschaften (Fließspannung σ_y) und Versagen (Bruchdehnung ϵ_f) sind in Abbildung 5-97 dargestellt.

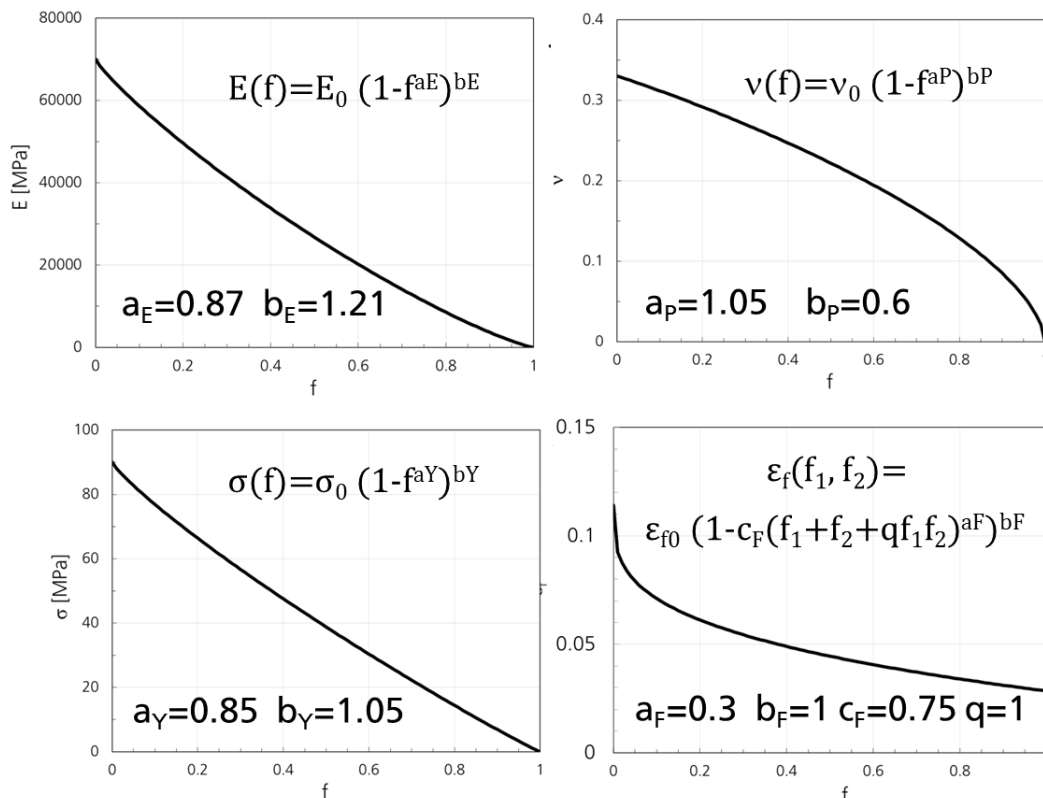


Abbildung 5-97: Einfluss des Defektanteils f auf a) E-Modul E , b) Poisson-Koeffizient ν , c) Fließspannung σ , d) Bruchdehnung ϵ_f

5.4 Mapping von Ungängenverteilungen auf FE-Netze und Simulationen von Probenversuchen

Die Simulationen wurden mit dem FE-Programm LS-Dyna durchgeführt, dabei wurde das im vorangehenden Abschnitt 5.3 hergeleitete User-Material-Modell verwendet.

5.4.1 Bestimmung der Matrixeigenschaften

Zur Bestimmung der Matrixeigenschaften für das hergeleitete User-Material-Modell wurden Simulationen der Probenversuche durchgeführt. Die Versagenseigenschaften der Matrix wurden aus den Simulationen der Mehrachsigsversuche bestimmt. Die Entnahmeposition der Mehrachsigsproben zeigt zwar gute Materialeigenschaften,

trotzdem wurde keine defektfreie Bruchfläche gefunden. Bei jedem Versuchstyp wurde die Bruchdehnung der Matrix als Obergrenze der Versuchsserie angenommen.

Die FE-Modelle der Glattzug-, Kerbzug-, Lochzug- und Scherzugproben sind in Abbildung 5-98 dargestellt. Abbildung 5-99 zeigt die FE-Modelle der Biege- und Durchstoßproben sowie den modellierten Versuchsaufbau. Die Teile des Versuchsaufbaus (grau in Abbildung 5-99) wurden als Starrkörper modelliert. Für den Kontakt zwischen Probe und Stempel wurde für die Biegeprobe ein Reibwert von 0,0 (keine Reibung) und für die Durchstoßprobe ein Reibwert von 0,02 eingesetzt. Die Simulationen wurden mit vollintegrierten 8-Knoten Volumenelementen vom Typ ELFORM = 2 mit einer Kantenlänge von 0,5 mm im Prüfbereich durchgeführt. Die Probendicke beträgt 3 mm.

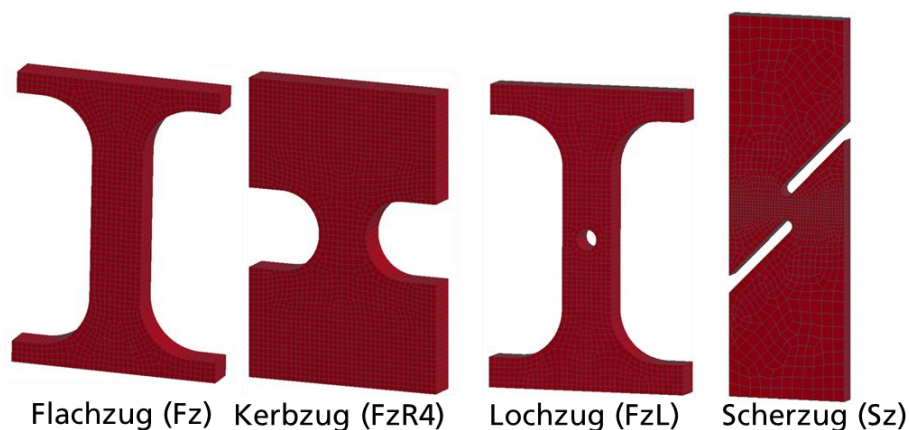


Abbildung 5-98: FE-Modelle der Flachzug-, Kerbzug-, Lochzug- und Scherzugproben

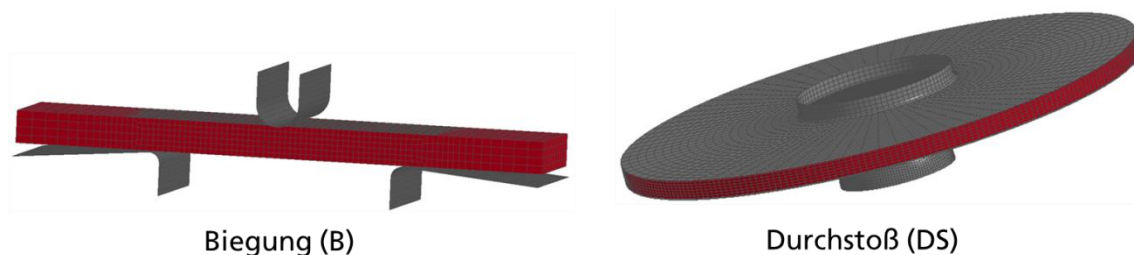


Abbildung 5-99: FE-Modelle der Biege- und Durchstoßproben

Bei der Simulation der Probenversuche mit Matrixeigenschaften wurden für das User-Modell beide Defektanteile auf null gesetzt. Abbildung 5-100 zeigt die für die Simulation der Matrixeigenschaften angepasste Input-Fließkurve zusammen mit Ergebnissen von Screening-Zugversuchen an Proben aus neun Positionen. Die Spannungs-Dehnungskurve für die Simulation der Matrixeigenschaften wurde als Obergrenze aller Screeningversuche definiert. Zur Anpassung der Fließkurve wurde der erweiterte Voce-Ansatz mit zwei Gliedern verwendet, die Parameter sind in Abbildung 5-100 links gegeben.

Erweiterter Voce Ansatz mit zwei Gliedern:

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

$$Y_0 = 90 \text{ MPa}$$

$$A_1 = 140 \text{ MPa} \quad B_1 = 40$$

$$A_2 = 45 \text{ MPa} \quad B_2 = 300$$

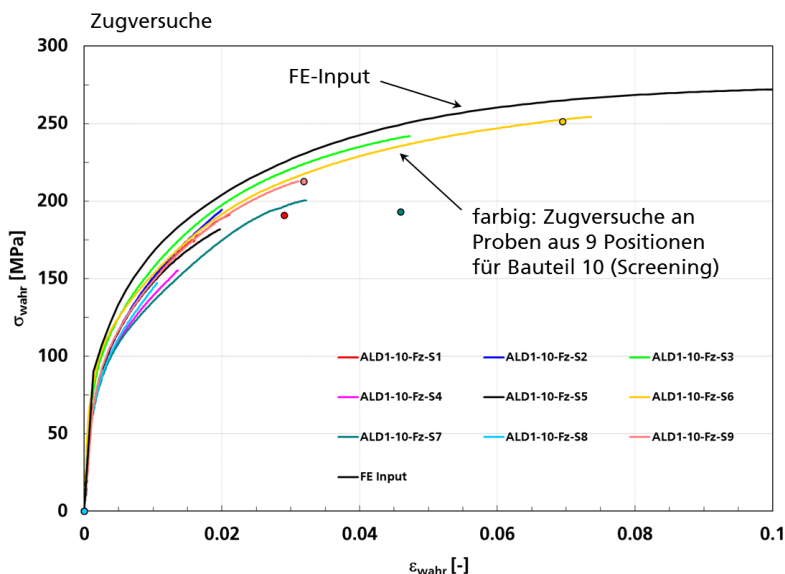


Abbildung 5-100: Fließkurve für die Simulation der Matrixeigenschaften

Für die Ermittlung der Versagenskurve wurde aus den Probensimulationen ohne Versagen die plastische Vergleichsdehnung und die Mehrachsigkeit bei Erreichen der technischen Dehnung beim Bruch im Experiment für ein kritisches Element ausgewertet und damit Bruchpunkte (Symbole in Abbildung 5-101) für verschiedene Mehrachsigkeiten bestimmt. Durch Anpassung an diese Punkte wurde die analytische Scher- Wabenbruch-Versagenskurve für die Simulation der Matrixeigenschaften als Obergrenze aller Mehrachsichtigkeitsversuche definiert. Die Versagensparameter sind in Abbildung 5-101 gegeben.

Versagenskurve für Scher- Wabenbruch

$$\epsilon_f = \begin{cases} D_1 + D_2 \exp(-D_3 \eta) & \eta \geq \eta_{trans} \\ d_{s1} + d_{s2} |\eta|^{m_2} + d_{s3} (-\eta)^{m_3} & \eta < \eta_{trans} \end{cases}$$

$$D_1 = 0.4 \quad D_2 = 0.1 \quad D_3 = 10$$

$$d_{s1} = 0.14 \quad d_{s2} = 0.68 \quad d_{s3} = 25$$

$$\eta_{trans} = 0.1 \quad m_2 = 2 \quad m_3 = 4$$

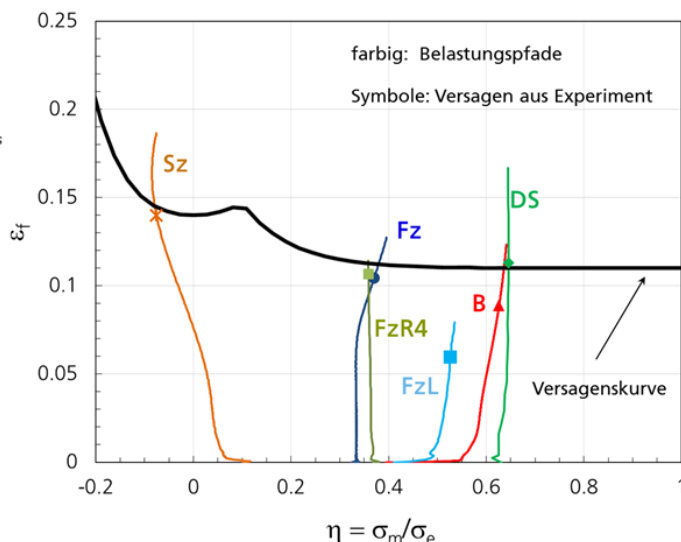


Abbildung 5-101: Versagenskurve für die Simulation der Matrixeigenschaften (bi-failure Modell)

Abbildung 5-102 bis Abbildung 5-107 zeigen die normierten Kraft-Verschiebungskurven aus den Simulationen aller Proben im Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen sowie die berechnete Verteilung der Vergleichsdehnung

ϵ_p und der Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch. Die schwarzen Kurven in den Abbildungen sind jeweils die Simulationsergebnisse. Da sowohl die Fließ- als auch die Versagenskurve für die Simulation der Matrixeigenschaften als Obergrenze der experimentellen Ergebnisse definiert wurden, liegen die Simulationsergebnisse bei Spannungsniveau und Versagen generell etwas über den Experimentwerten.

Besonders groß ist die Abweichung bei der Lochzugprobe (Abbildung 5-104). Dies ist teilweise auf die grobe Modellierung mit nur drei Elementen auf dem Ligament zurückzuführen. Deswegen wurde der Versuch bei der Ermittlung der Versagenskurve nicht mitberücksichtigt. Entsprechend liegt die aus den Simulationen ausgewertete Bruchdehnung (FzL in Abbildung 5-101) bei der entsprechenden Mehrachsigkeit weit unterhalb der angepassten Versagenskurve.

Auch die Biegeprobe zeigt mit den angepassten Matrixeigenschaften eine deutliche Überschätzung der Versuchsergebnisse (Abbildung 5-106), auch das Spannungsniveau betreffend.

Bei der Scherzugprobe (Abbildung 5-105) stimmt der Versagenszeitpunkt gut mit den Versuchsergebnissen überein, erfolgt aber nach Bruchinitiierung im Kerbbereich ein schlagartiges Versagen bei der Simulation, während der Kraftabfall in den Versuchen allmählich stattfindet. Dort könnte auch die Elementgröße von 0,5 mm zu groß sein, ein allmählicher Bruchverlauf würde eine feinere Elementierung im Scherbereich benötigen.

Beim Durchstoßversuch wird die frühe Versagensinitiierung gefolgt von einem allmählichen Kraftabfall gut wiedergegeben. Bei der Durchstoßprobe ist die Elementierung mit 0,5 mm Größe fein genug um die Gradienten nachzubilden.

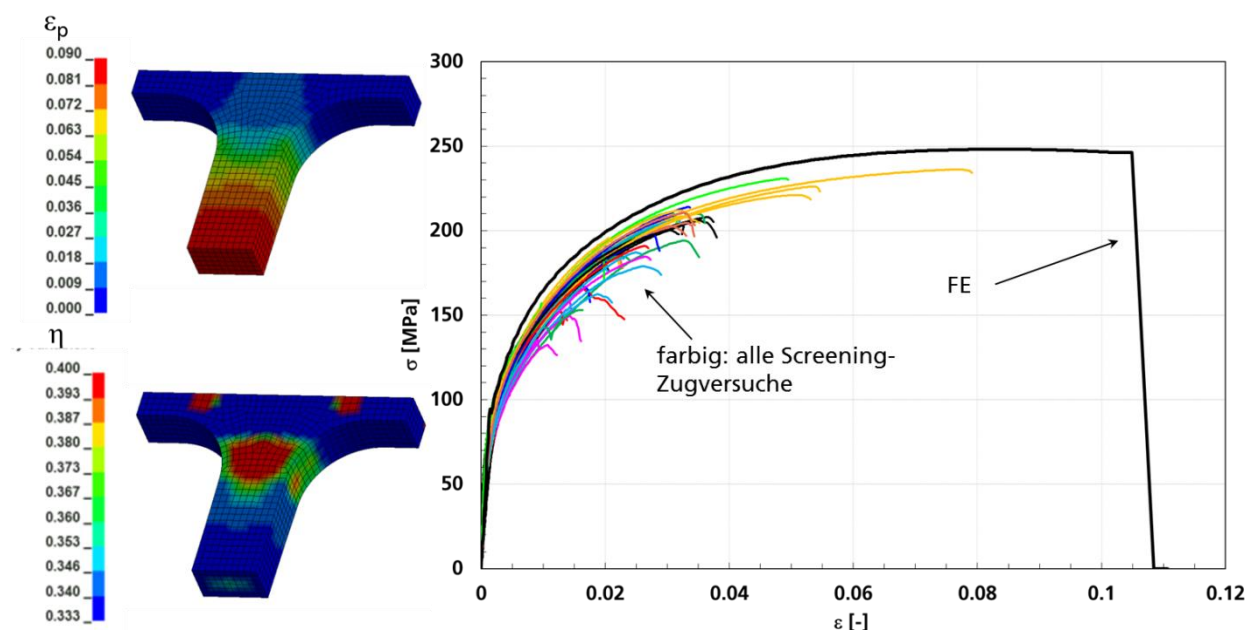


Abbildung 5-102: Globalverhalten der Glattzugproben in Experiment und Simulation mit Matrixeigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch (links)

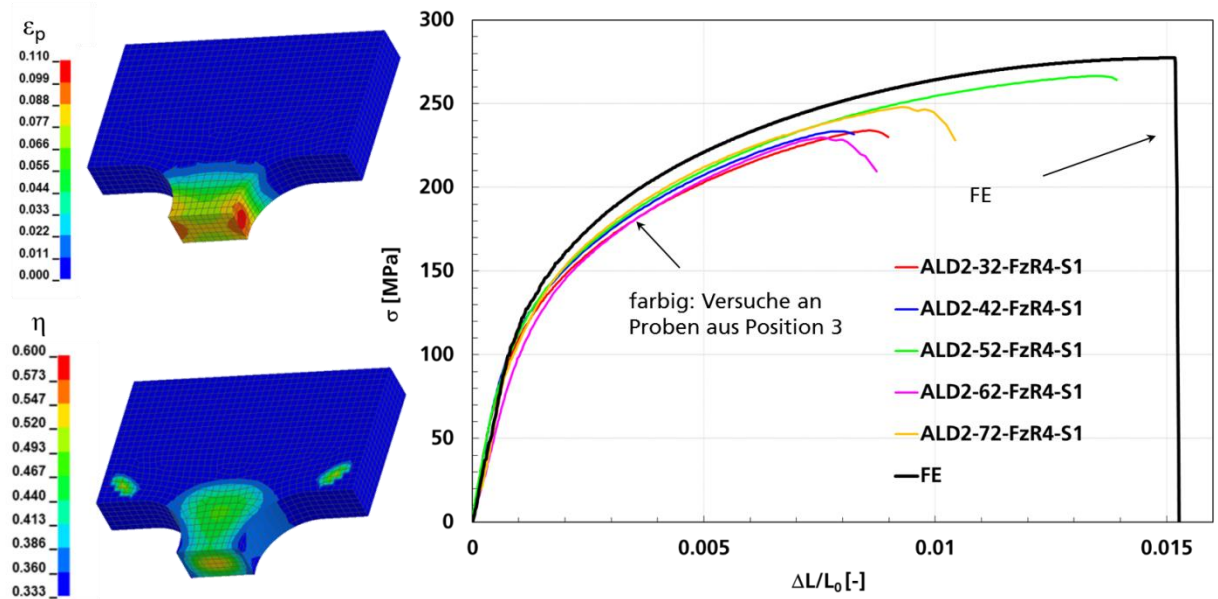


Abbildung 5-103: Globalverhalten der Kerbzugproben in Experiment und Simulation mit Matriceigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch (links)

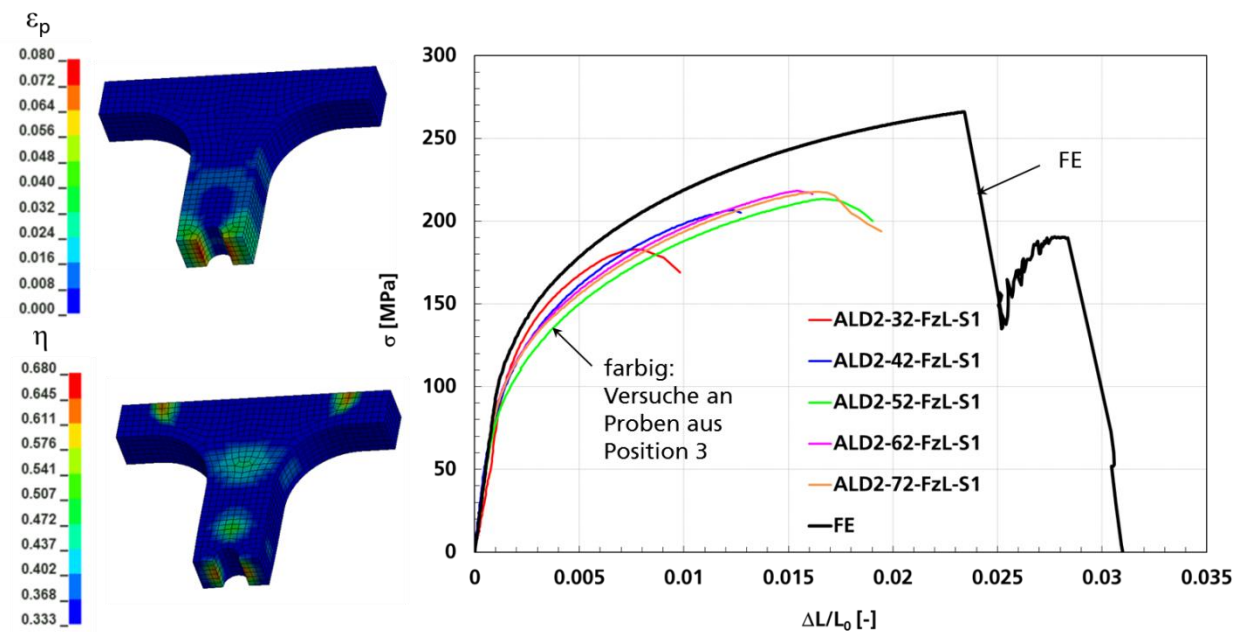


Abbildung 5-104: Globalverhalten der Lochzugproben in Experiment und Simulation mit Matriceigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch (links)

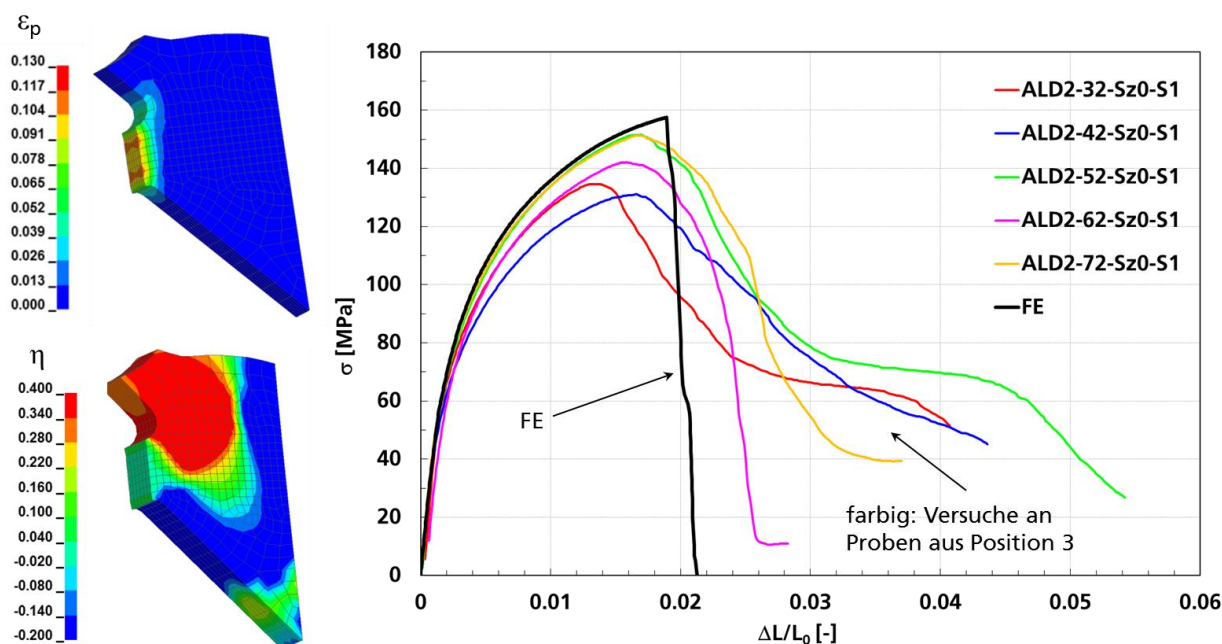


Abbildung 5-105: Globalverhalten der Scherzugproben in Experiment und Simulation mit Matrixeigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η im Scherligament kurz vor Bruch (links)

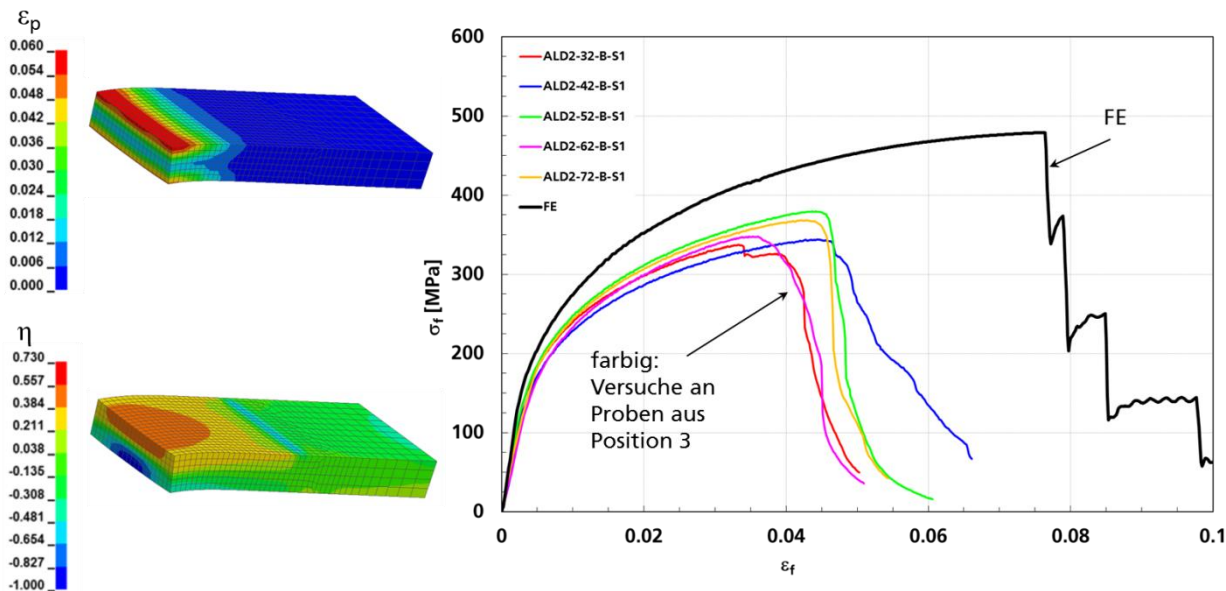


Abbildung 5-106: Globalverhalten der Biegeproben in Experiment und Simulation mit Matrixeigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch (links)

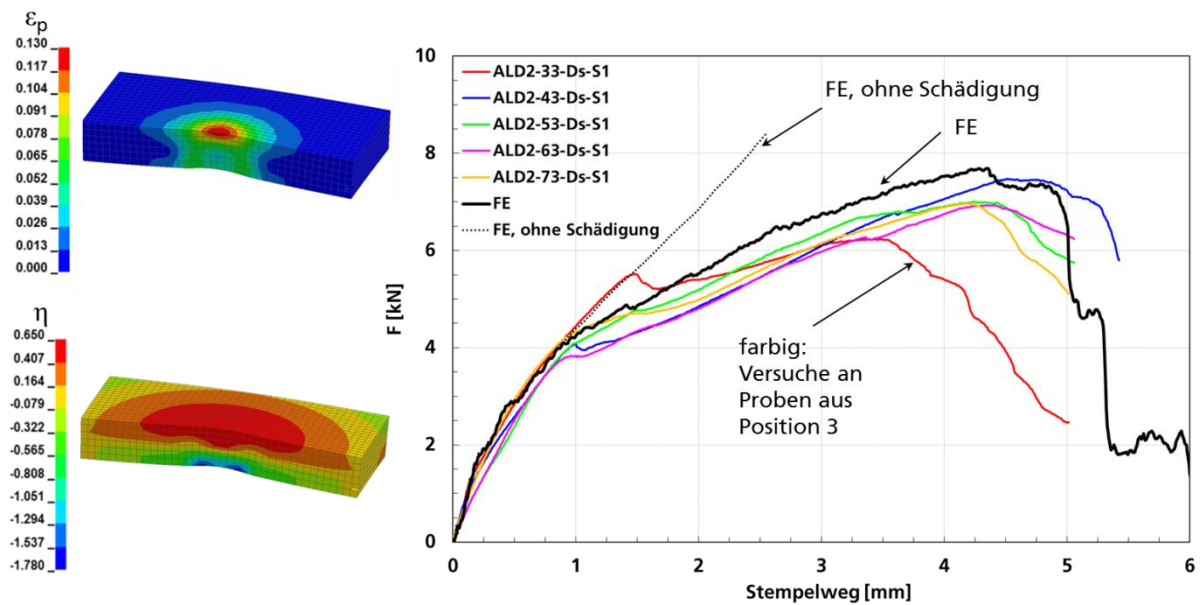


Abbildung 5-107: Globalverhalten der Durchstoßproben in Experiment und Simulation mit Matriceigenschaften (rechts) und Verteilung der Vergleichsdehnung ϵ_p und Mehrachsigkeit η kurz vor Bruch (links)

5.4.2 Übertragung von Ungängenverteilungen auf FE-Netze für Zugproben

5.4.2.1 Übertragung Ungängenverteilungen aus den Bruchflächen

Um die Fähigkeit der CT-Analysen, alle Ungängen zu detektieren, zu beurteilen, wurde zunächst ein Vergleich zwischen den Ungängenverteilungen aus den Bruchflächenbildern und den CT-Bildern gemacht. Dabei konnte das Mapping lediglich auf eine Elementschicht und nicht auf die ganze Probe erfolgen.

Ungängenverteilungen wurden auf ausgesuchten Bruchflächenbildern und CT-Bildern von Zugproben an den Bruchstellen bestimmt. Bei den CT-Bildern wurde der Schnitt in die Nähe der Versagensstelle gelegt. Untersucht wurden die Proben ALD2-30-Fz-S1, ALD2-30-Fz-S2 und ALD2-30-Fz-S6 aus den drei Entnahmepositionen 1, 2 und 6 der Komponente. Bei der Auswahl der Proben wurden Proben mit stark unterschiedlichen Defektanteilen ausgesucht. Die Probe ALD2-30-Fz-S6 zeigt im Vergleich mit den zwei anderen viel weniger Defekte. Sowohl bei den Versuchen als auch bei den metallographischen Untersuchungen wurde bereits festgestellt, dass die Position 6 weniger Defekte aufweist. Auf jedes Bruchflächen- und CT-Bild wurde ein Gitternetz gelegt, dessen Zellgröße von 0,5 mm der Elementgröße im FE-Netz entspricht. Der Defektanteil wurde für jede Zelle bestimmt und anschließend auf das FE-Netz gemappt. Jedem Element der Bruchstellenzone wurde ein Defektanteil zugeordnet und als Anfangsbedingung definiert. Abbildung 5-108 und Abbildung 5-109 zeigen die Bruchflächen- und CT-Bilder mit Gitternetz und FE-Netze der Zugproben mit gemappter Defektverteilung.

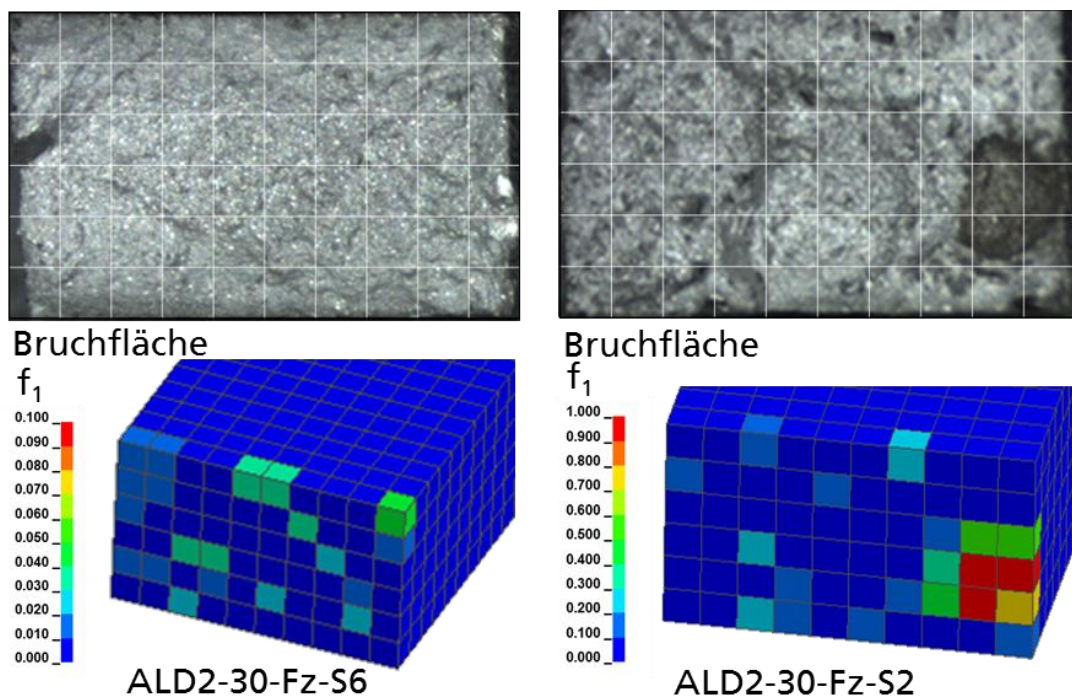


Abbildung 5-108: Bruchflächenbilder mit Gitternetz und FE-Netze der Zugproben mit gemappter Defektverteilung, Proben ALD2-30-Fz-S6 (links) und ALD2-30-Fz-S2 (rechts)

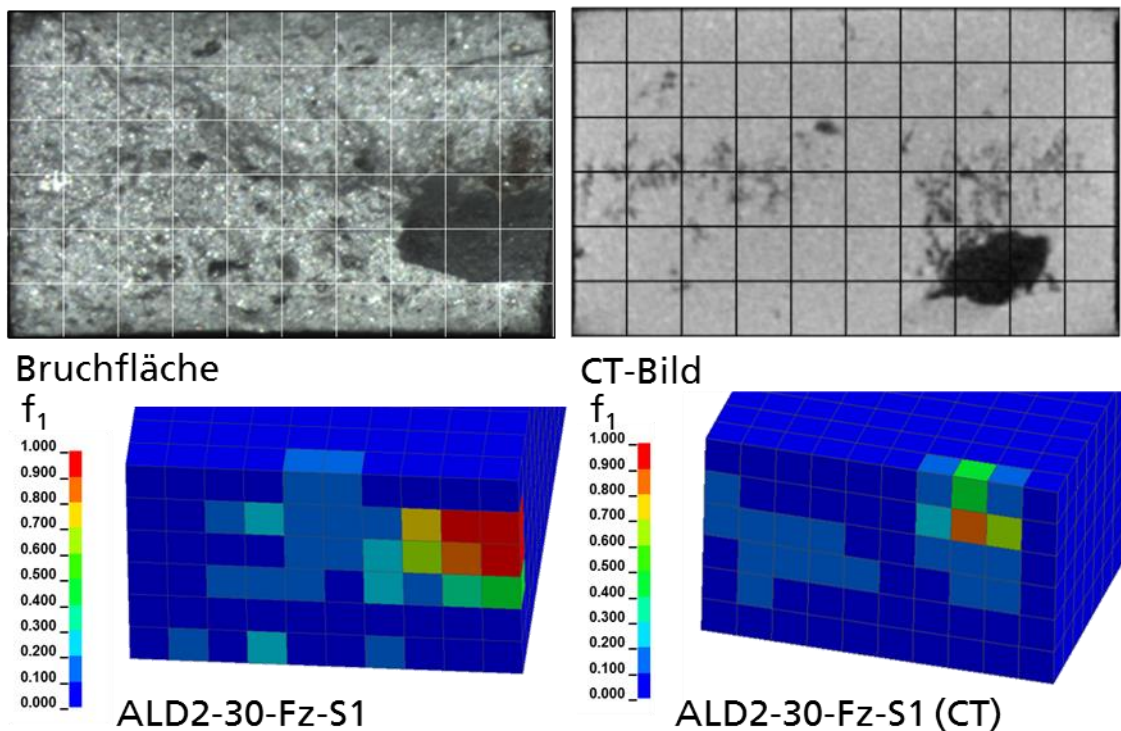


Abbildung 5-109: Bruchflächenbild (links) und CT-Bild (rechts) mit Gitternetz und FE-Netze der Zugprobe mit gemappter Defektverteilung, Probe ALD2-30-Fz-S1

Die Betrachtung der Probenquerschnitte zeigt wieder, dass die Defektmorphologie nicht auf der Elementebene zu berücksichtigen ist, sondern auf den Probenquerschnitten. Bei der Auswertung der Bruchflächen- und CT-Bilder wurde keine Unterscheidung von einzelnen Defektypen gemacht. Abbildung 5-108 und Abbildung 5-109 zeigen, dass die gemappten Defektverteilungen die Bruchflächen- und CT-Bilder gut nachbilden können.

5.4.2.2 Übertragung Ungänzenverteilungen aus CT

Porenverteilungen aus CT-Untersuchungen wurden für die kompletten Prüfbereiche der Zugproben auf FE-Netze übertragen. An den in Abschnitt 5.1.1.2 in Hinblick auf das experimentell ermittelte mechanische Verhalten beschriebenen Proben wurden vor Durchführung der betreffenden Versuche die bereits in der Auswertung der Defektverteilungen in Abschnitt 3 behandelten Proben einer CT-Analyse unterzogen. Aufgrund der geringen Abmessungen der Proben (Querschnitt 3 mm x 5 mm) konnte eine hohe Auflösung realisiert werden (ca. 14,75 µm). Die Detektion der Poren erfolgte mittels der Software VolumeGraphics. Lokale Porositätswerte wurden in Form einer .emv-Datei sowie einer zugehörigen .stl-Datei des analysierten Volumens exportiert und über die Gießsimulationssoftware MAGMASoft mittels des Moduls MAGMALink auf ein FEM-Modell der jeweiligen Probe übertragen. Abbildung 5-110 vergleicht die CT-Bilder (oben) und FE-Netze (unten) von vier Zugproben mit gemappter Defektverteilung. Zwei Schnitte in Breiten- und Dickenrichtungen sind jeweils dargestellt. Über das Mappingtool kann die Porositätsverteilung gut angenähert werden, zum Beispiel zeigt Probe ALD2-30-Fz-S4 viel weniger Porenanteile als ALD2-30-Fz-S2, wie aus dem CT zu sehen ist. Allerdings können quantitative Abweichungen auftreten, beispielsweise sind bei der Probe ALD2-30-Fz-S8 nicht alle Defekte nahe an den Oberflächen übertragen worden.

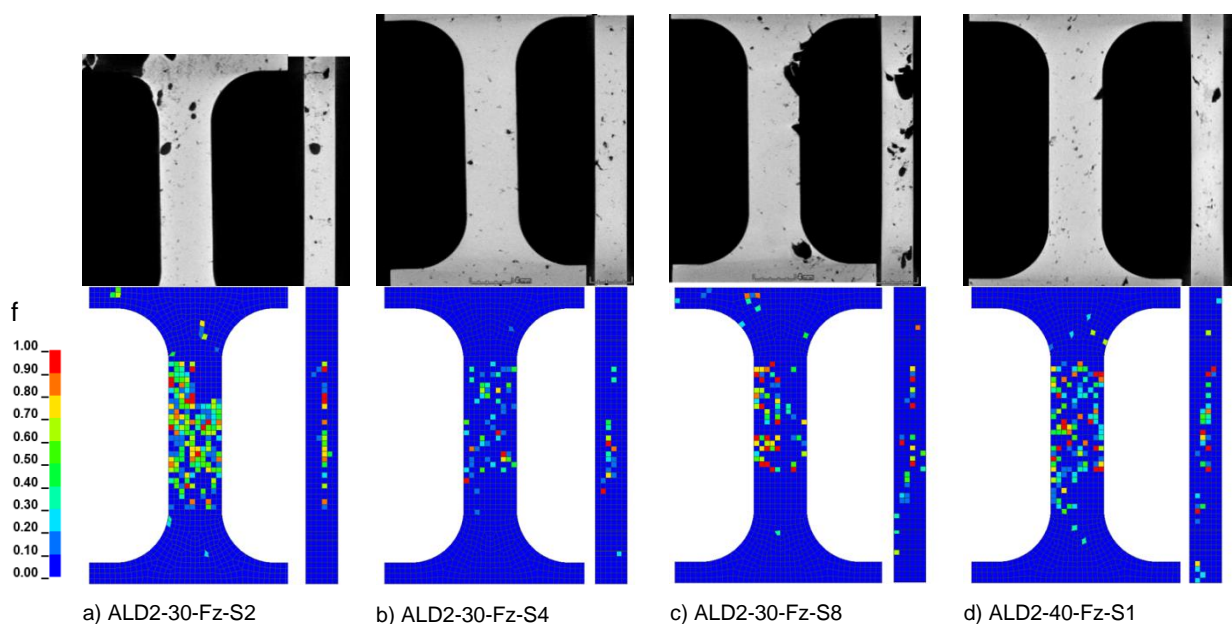


Abbildung 5-110: CT-Bilder (oben) und FE-Netze (unten) von vier Zugproben mit gemappter Defektverteilung. Jeweils zwei Schnitte in Breiten- und Dickenrichtungen

5.4.3 Simulation der Zugversuche mit Defektverteilung

5.4.3.1 Simulation mit Übertragung der Ungänzenverteilungen aus den Bruchflächen

Die Simulationen wurden mit dem User-Modell durchgeführt. Dabei wurden die Parameter für Matriceigenschaften aus Abschnitt 5.4.1 verwendet. Die Parameter zum Einfluss von Defekten auf die elastischen und plastischen Eigenschaften wurden aus dem Vorläufervorhaben übernommen. Die Parameter zum Einfluss von Defekten auf Versagen wurden durch iterative Simulationen an die Zugversuchsergebnisse angepasst. Dabei wurden die Defektverteilungen aus Bruchflächenbildern betrachtet, da sie relevanter sind als die CT-Bilder. Die Parameter sind in Abbildung 5-97 gegeben. Da bei den Zugversuchen keine Unterscheidung von Defekttypen vorhanden ist, wurde in den Simulationen nur ein Defekttyp f_1 berücksichtigt, der zweite Defektanteil f_2 wurde auf null gesetzt. Dabei spielt der Wechselwirkungsparameter q keine Rolle.

Abbildung 5-111 zeigt den Vergleich der gemessenen und mit Defektverteilung berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die Zugproben ALD2-30-Fz-S1, ALD2-30-Fz-S2 und ALD2-30-Fz-S6. Die Probe ALD2-30-Fz-S6 mit weniger Defekten zeigt auch die größte Bruchdehnung. In Abbildung 5-111 ist zum Vergleich auch das Ergebnis der Simulation mit Matriceigenschaften ($f_1 = 0$) dargestellt. Alle Versuche sind mit durchgezogenen Linien und alle Simulationen mit gestrichelten Linien dargestellt.

Die Zugversuche an den Proben ALD2-30-Fz-S1, ALD2-30-Fz-S2 und ALD2-30-Fz-S6 werden von den Simulationen mit dem Defektanteil aus den Bruchflächenbildern sehr gut wiedergegeben. Die Simulation mit der Verteilung aus dem CT-Bild überschätzt den Bruch im Vergleich zu der mit der Verteilung aus der Bruchfläche. Das liegt daran, dass mit CT nur Poren detektiert werden können und dass die Bruchfläche nicht exakt getroffen werden kann, weil sie nicht immer in einer Ebene liegt.

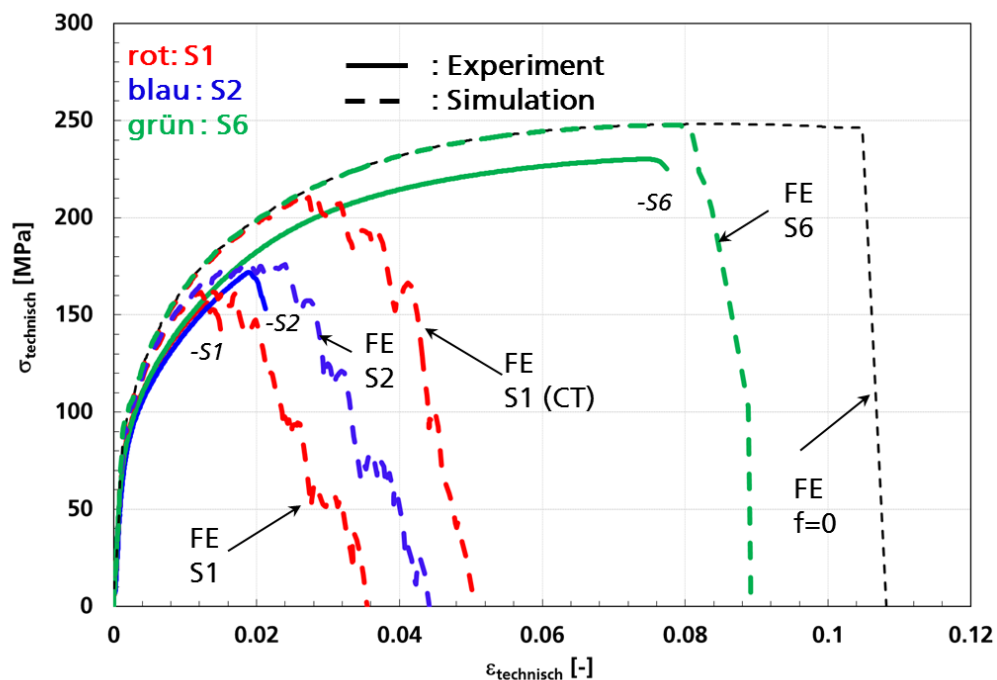
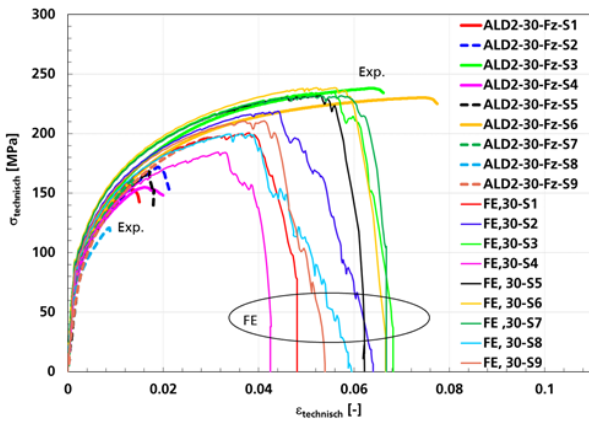


Abbildung 5-111: Vergleich der gemessenen und mit Defektverteilung berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die Zugproben ALD2-30-Fz-S1 (S1), ALD2-30-Fz-S2 (S2) und ALD2-30-Fz-S6 (S6)

5.4.3.2 Simulation mit Übertragung der Ungängenverteilungen aus CT

Die Simulationen wurden wie im vorigen Absatz mit dem User-Modell durchgeführt. Dabei wurden die angepassten Materialparameter übernommen. Da bei CT keine Unterscheidung von Defekttypen vorhanden ist, wurde in den Simulationen nur ein Defekttyp berücksichtigt. Abbildung 5-112 zeigt den Vergleich der gemessenen und mit Defektverteilung berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die neun Zugproben aus den Bauteilen 30 (a) und 40 (b) (ALD2-30-Fz-S1 bis ALD2-30-Fz-S9 bzw. ALD2-40-Fz-S1 bis ALD2-40-Fz-S9). Alle Versuche sind mit fetten Linien und alle Simulationen mit dünnen Linien dargestellt, dabei wird dieselbe Probenposition mit derselben Farbe dargestellt. Die Proben, die außerhalb des Prüfbereichs gebrochen sind, sind in den Spannungs-Dehnungsdiagrammen durch gestrichelte Linien gekennzeichnet. Die große Streuung der Bruchdehnung kann mit dem Modell sehr gut wiedergegeben werden. Die leichte Unterschätzung des simulierten Streubands bei der Simulation liegt daran, dass die CT-Analysen nur Poren detektieren können und nicht Defekte wie Kaltfließstellen, die ebenso vorliegen können. Dies erklärt auch, warum einzelne Kurven nicht übereinstimmen. Zum Beispiel zeigen beide Proben aus Position 5 (ALD2-30-Fz-S5 und ALD2-40-Fz-S5) viel niedrigere Bruchdehnungen als die berechneten. Auf beiden Bruchflächen sind große Kaltfließstellen zu sehen (s. Abbildung 5-110 und Abbildung 5-113).

a) Bauteil 30



b) Bauteil 40

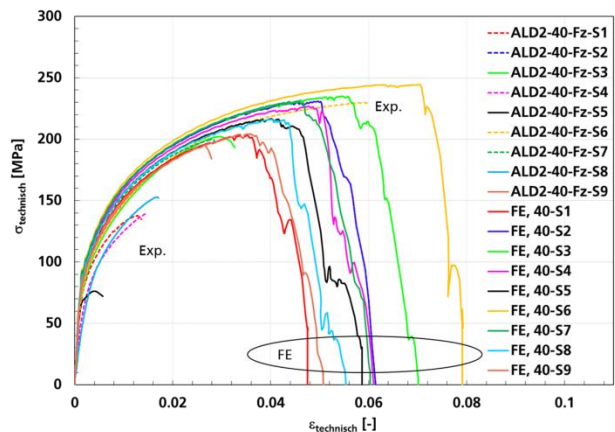


Abbildung 5-112: Vergleich der gemessenen und mit Defektverteilung berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die 9 Zugproben aus a) Bauteil 30 (ALD2-30-Fz-S1 bis ALD2-30-Fz-S9) b) Bauteil 40 (ALD2-30-Fz-S1 bis ALD2-30-Fz-S9)

In Abbildung 5-113 sind die Vergleichsdehnungsverteilungen nach Bruch von vier Zugproben dargestellt. Zum Vergleich sind auch die Proben nach Bruch und die Bruchflächen wiedergegeben. Mit der Defektverteilung sind die Bruchflächen nicht eben, sondern verlaufen von Defekt zu Defekt, was den realen Bruchflächen entspricht. Allerdings ist die Lage der Bruchebene nicht immer getroffen worden, wenn andere Defekte als Porosität wie Kaltfließstellen für den Bruch verantwortlich sind (wie z.B. ALD2-40-Fz-S1) oder nicht alle Defekte gemappt wurden (wie z.B. ALD2-30-Fz-S8). In diesen Fällen sind entsprechend die berechneten Bruchdehnungen höher als in Realität (Abbildung 5-112).

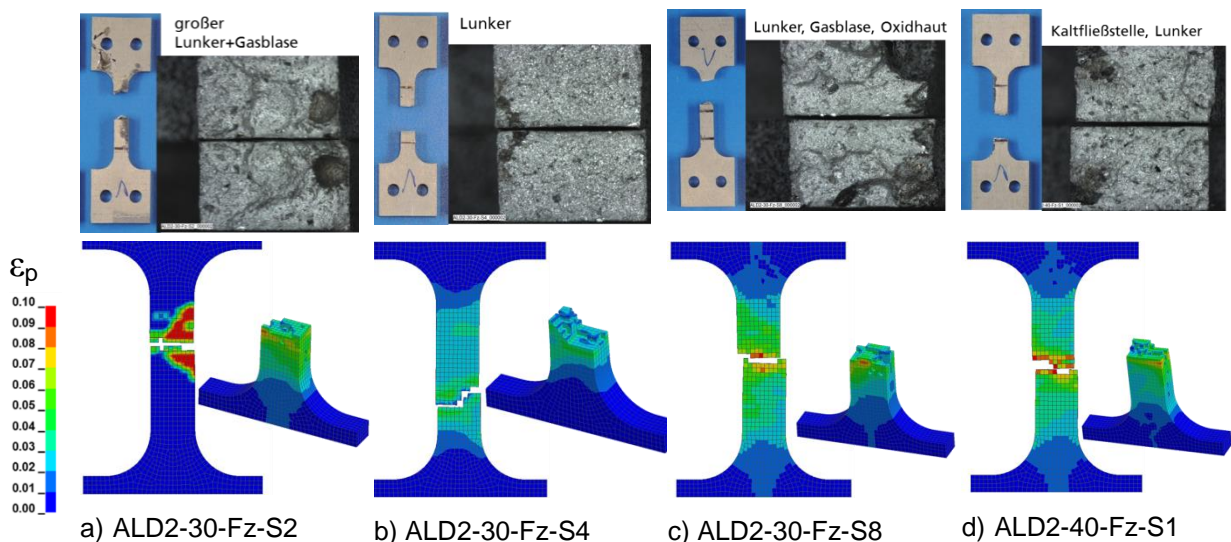


Abbildung 5-113: Proben nach Bruch und Bruchflächen (oben) und Vergleichsdehnungsverteilungen nach Bruch (unten) von vier Zugproben

6 Validierung der numerischen Methode durch Komponentenversuche und –simulation (IWM)

6.1 Validierungsversuche an Biegeplatten

Zur Validierung des erweiterten Simulationsmodells wurden Biegeplatten aus Entnahmeposition 10 (Abbildung 6-1) der Komponente entnommen. Die Position 10 wurde ausgewählt, weil in der Gießsimulation dort die größte Porosität vorhergesagt wurde. Wie in Abbildung 6-1 dargestellt, wurden aus Position 10 pro Bauteil je eine Biegeplatte senkrecht und eine Biegeplatte waagrecht entnommen. Die Abmessungen der Platten sind der Abbildung 6-3 zu entnehmen. Die Plattendicke beträgt 4,2 mm waagrecht und 7,2 mm senkrecht, was der jeweiligen Wanddicke entspricht. Abbildung 6-2 zeigt die Entnahmeposition für die Biegeplatten waagrecht und senkrecht in der Seitenansicht. Die Biegeplatten wurden aus insgesamt 10 Bauteilen entnommen. Zwei der Bauteile (15,16) wurden ohne Vakuum gegossen, die restlichen acht Bauteile mit Vakuum. Die Platten aus den Bauteilen 15 (ohne Vakuum) und 30 und 40 (mit Vakuum) wurden vor der Prüfung mit CT untersucht. Der Versuchsaufbau für die Dreipunktbiegeversuche an den Platten ist in Abbildung 6-4 dargestellt.

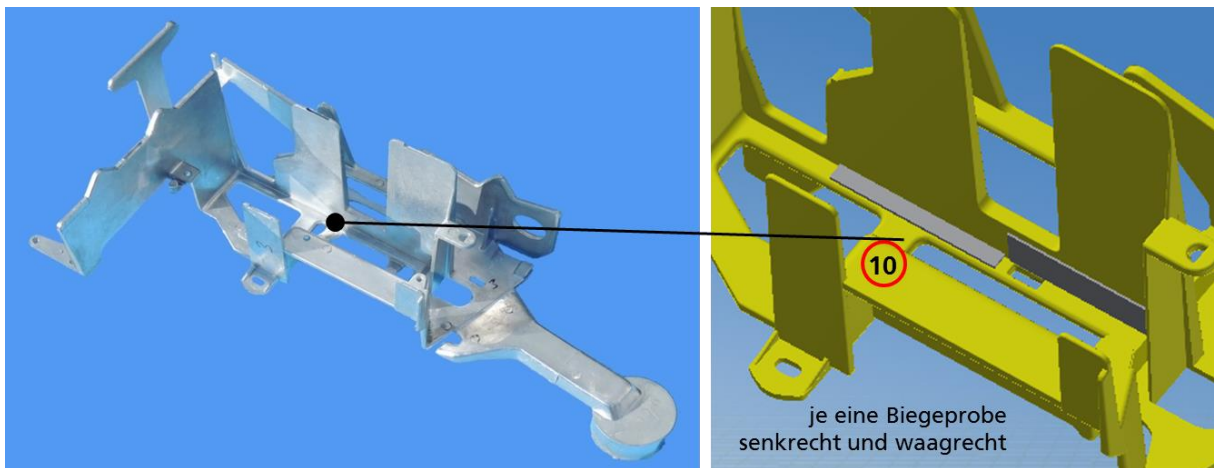


Abbildung 6-1: Entnahmeposition für die Validierungsversuche an Biegeplatten

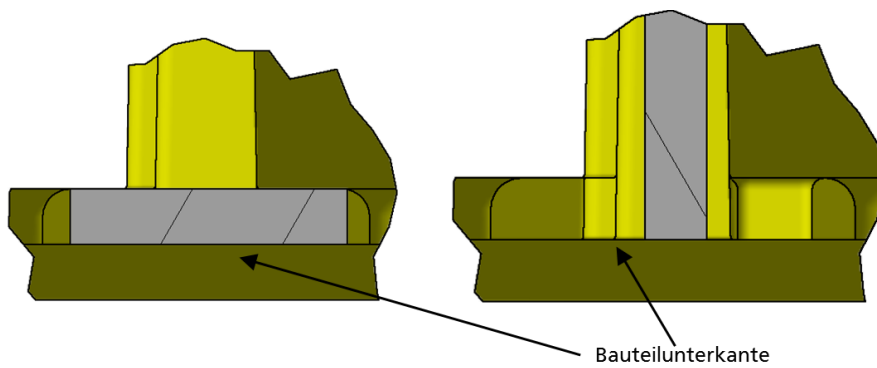


Abbildung 6-2: Seitenansicht der Entnahmeposition für die Biegeplatten waagrecht (links) und senkrecht (rechts)

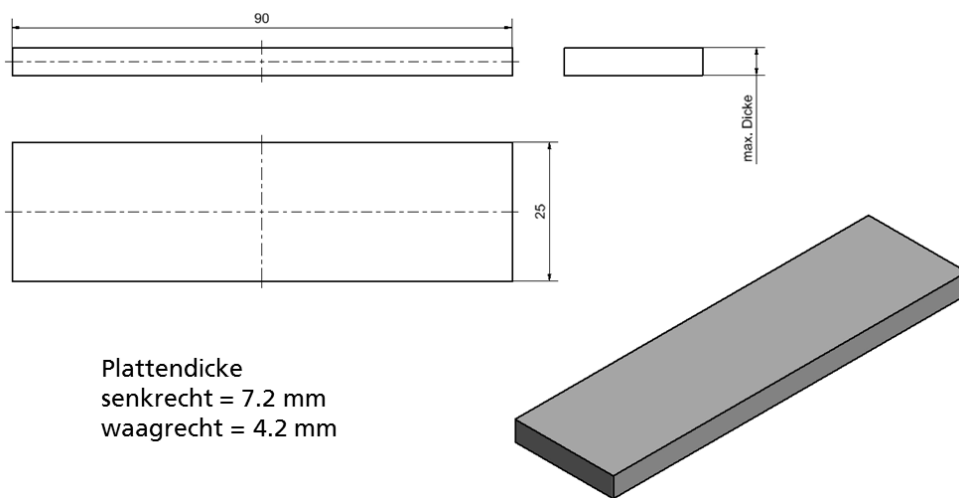


Abbildung 6-3: Abmessungen der Biegeplatten

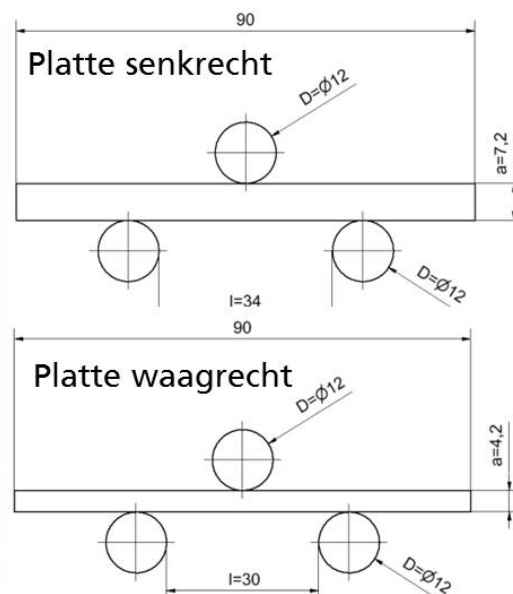
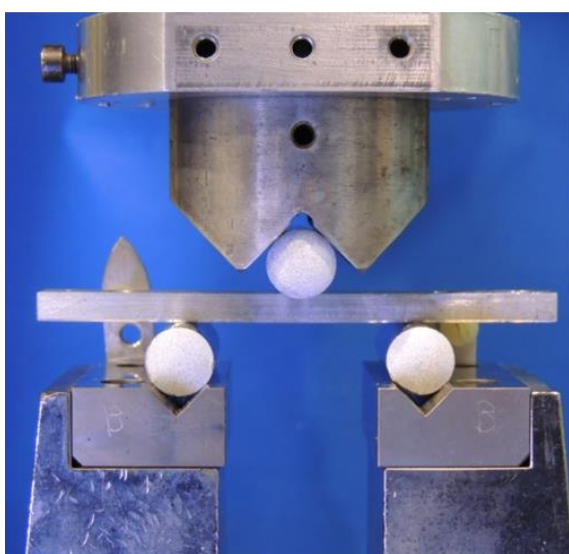


Abbildung 6-4: Versuchsaufbau für die Biegeversuche

Aus der gemessenen Kraft F und dem Stempelweg s werden die Biegespannung und -dehnung nach (6.1) berechnet.

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bh^2} \qquad \varepsilon_f = \frac{6sh}{L^2} \qquad (6.1)$$

In (6.1) bezeichnet b die Plattenbreite, h die Plattendicke, L den Auflagerabstand, F die Kraft und s den Stempelweg. Abbildung 6-5 zeigt die Biegespannungs-Dehnungskurven der Biegeplatten senkrecht und Abbildung 6-6 zeigt die Biegespannungs-Dehnungskurven der Biegeplatten waagrecht für die beiden Bauteilserien mit und ohne Vakuum (ALD1 und ALD2). Die Kurven für die Bauteile ohne Vakuum (ALD2) sind mit durchgezogenen Linien und für die Bauteile mit Vakuum (ALD1) mit gepunkteten Linien dargestellt. Abbildung 6-7 zeigt die Biegespannungs-Dehnungskurven aller Biegeplatten, wobei die Kurven der Platten senkrecht und waagrecht farblich unterschieden sind.

Es ist kein deutlicher Unterschied zwischen den beiden Bauteilserien mit und ohne Vakuum zu erkennen, was die Ergebnisse der Screening-Versuche in Abschnitt 5.1.1.1 bestätigt. Die Ergebnisse der Biegeversuche zeigen eine große Streuung vor allem beim Bruch. Die Streuung des Spannungsniveaus ist dagegen begrenzt. Das Spannungsniveau für die Platten senkrecht mit Dicke 7,2 mm ist durchweg niedriger als für die Platten waagrecht mit Dicke 4,2 mm. Das liegt daran, dass die Biegespannung (Gleichung 6.1) unter der elastischen Annahme berechnet wird, bei plastischer Verformung wird der Einfluss der Dicke überschätzt. Bei den Bruchdehnungen ist keine klare Tendenz zu erkennen, die Bruchdehnungen bei beiden Geometrien liegen im selben Streuband.

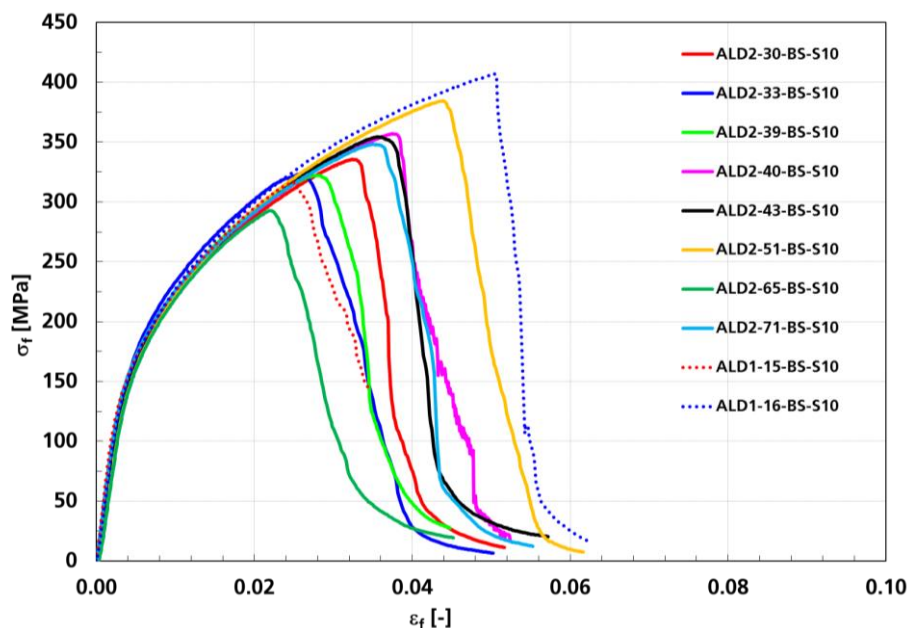


Abbildung 6-5: Biegespannungs-Dehnungskurven der Biegeplatten senkrecht

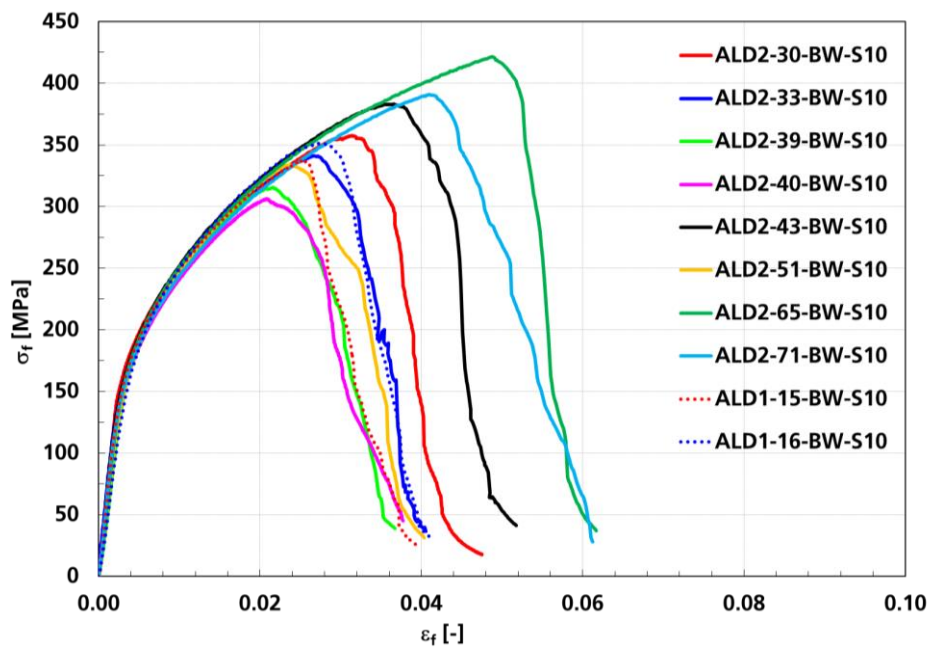


Abbildung 6-6: Biegespannungs-Dehnungskurven der Biegeplatten waagrecht

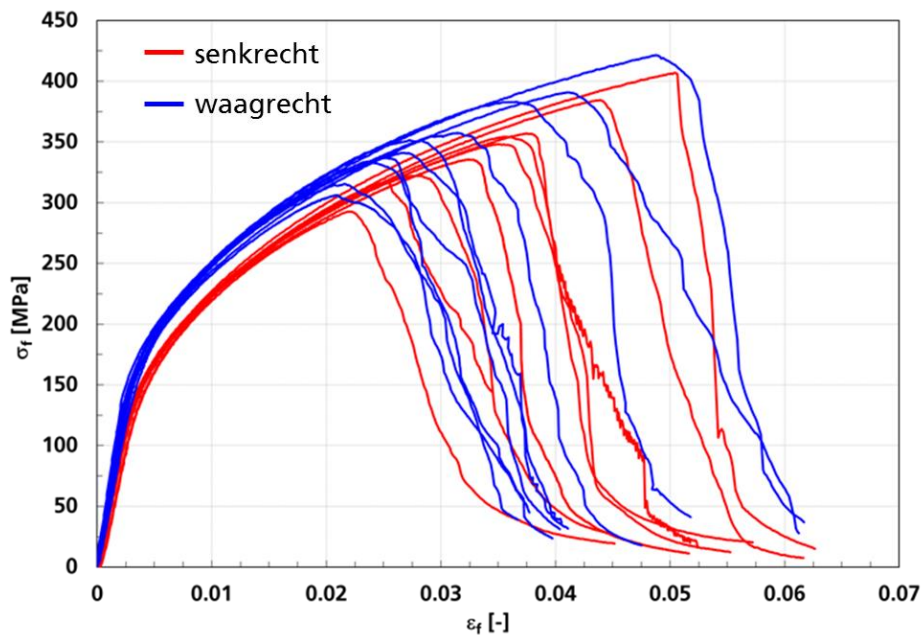


Abbildung 6-7: Biegespannungs-Dehnungskurven der Biegeplatten senkrecht und waagrecht

Fotos von den geprüften Biegeplatten und den Bruchflächen sind in Abbildung 6-8 bis Abbildung 6-11 zusammengestellt. In Abbildung 6-10 und Abbildung 6-11 entspricht die untere Seite der Biege- und der Zugseite der Platte. Alle Bruchflächen der Biegeplatten zeigen viele und große Defekte. Nach den Bruchflächenbildern kann ein Zusammenhang zwischen Defektanteil im Prüfbereich und Bruchdehnung festgestellt werden. Die Defekte auf den Bruchflächen wurden bei den metallographischen Untersuchungen in Abschnitt 6.2 genauer bestimmt. Die Platten ALD2-40-BS-S10 und ALD2-40-BW-S10 wurden vor dem Versuch mit CT untersucht.

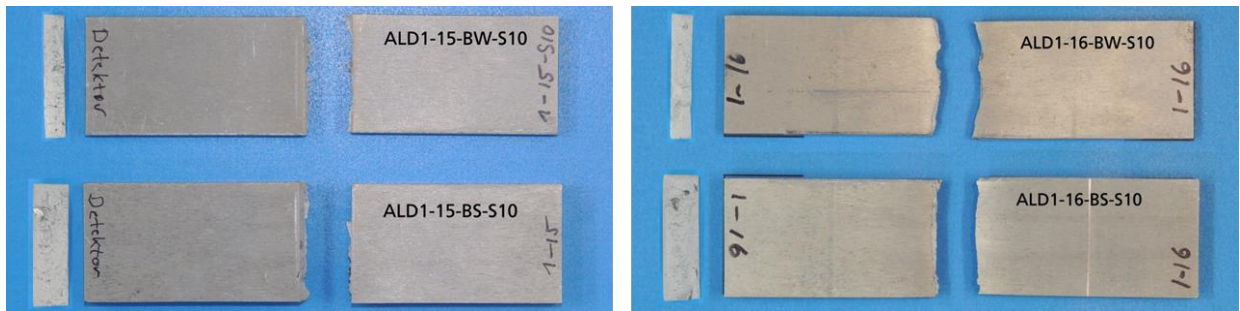


Abbildung 6-8: Biegeplatten und Bruchflächen nach Versuch, Bauteile mit Vakuum (ALD1)

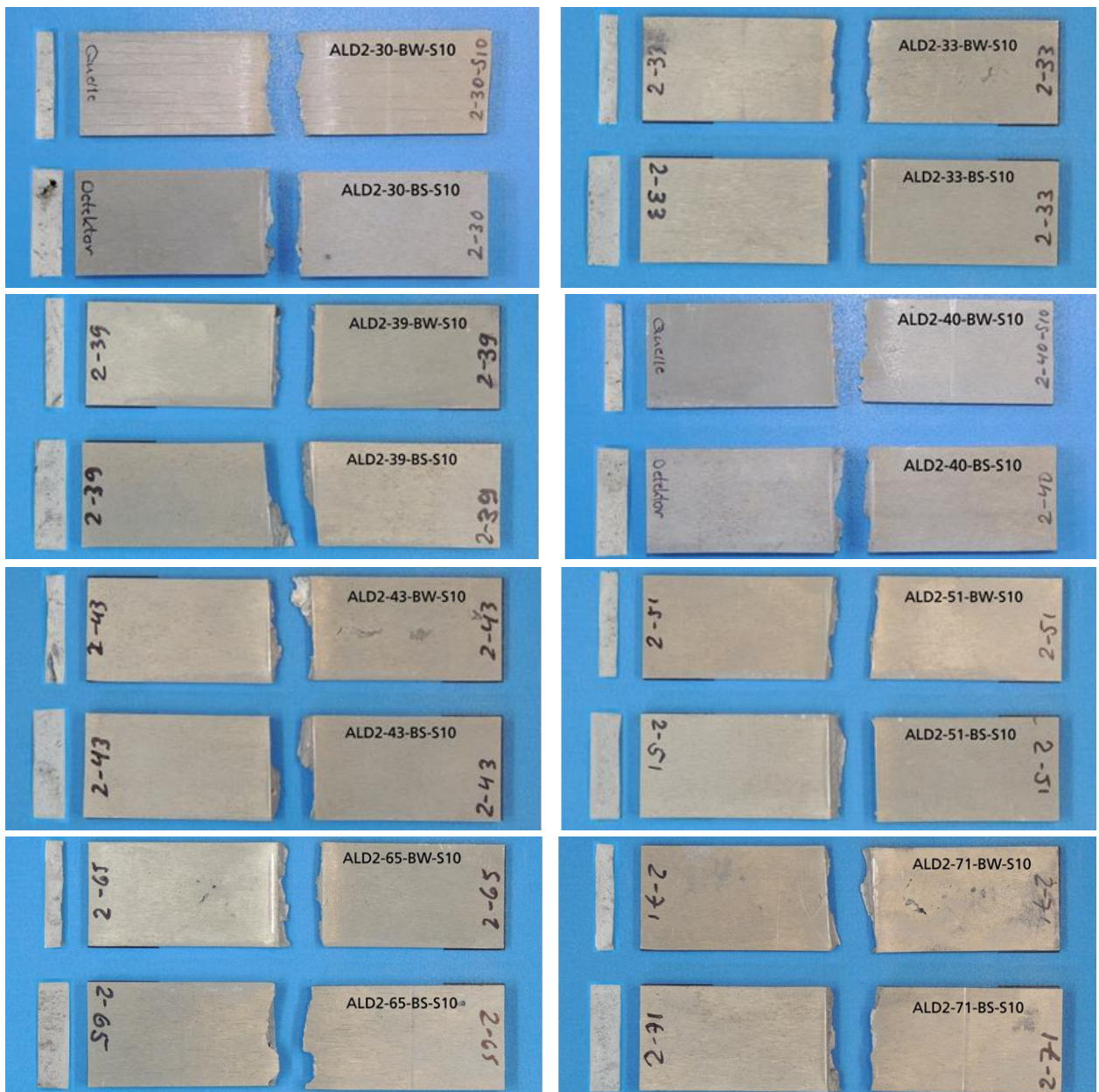


Abbildung 6-9: Biegeplatten und Bruchflächen nach Versuch, Bauteile ohne Vakuum (ALD2)

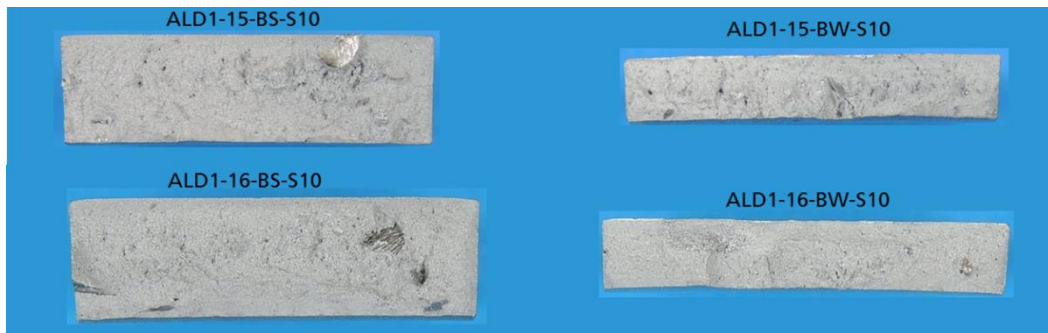


Abbildung 6-10: Bruchflächen der Biegeplatten nach Versuch, Bauteile mit Vakuum (ALD1)

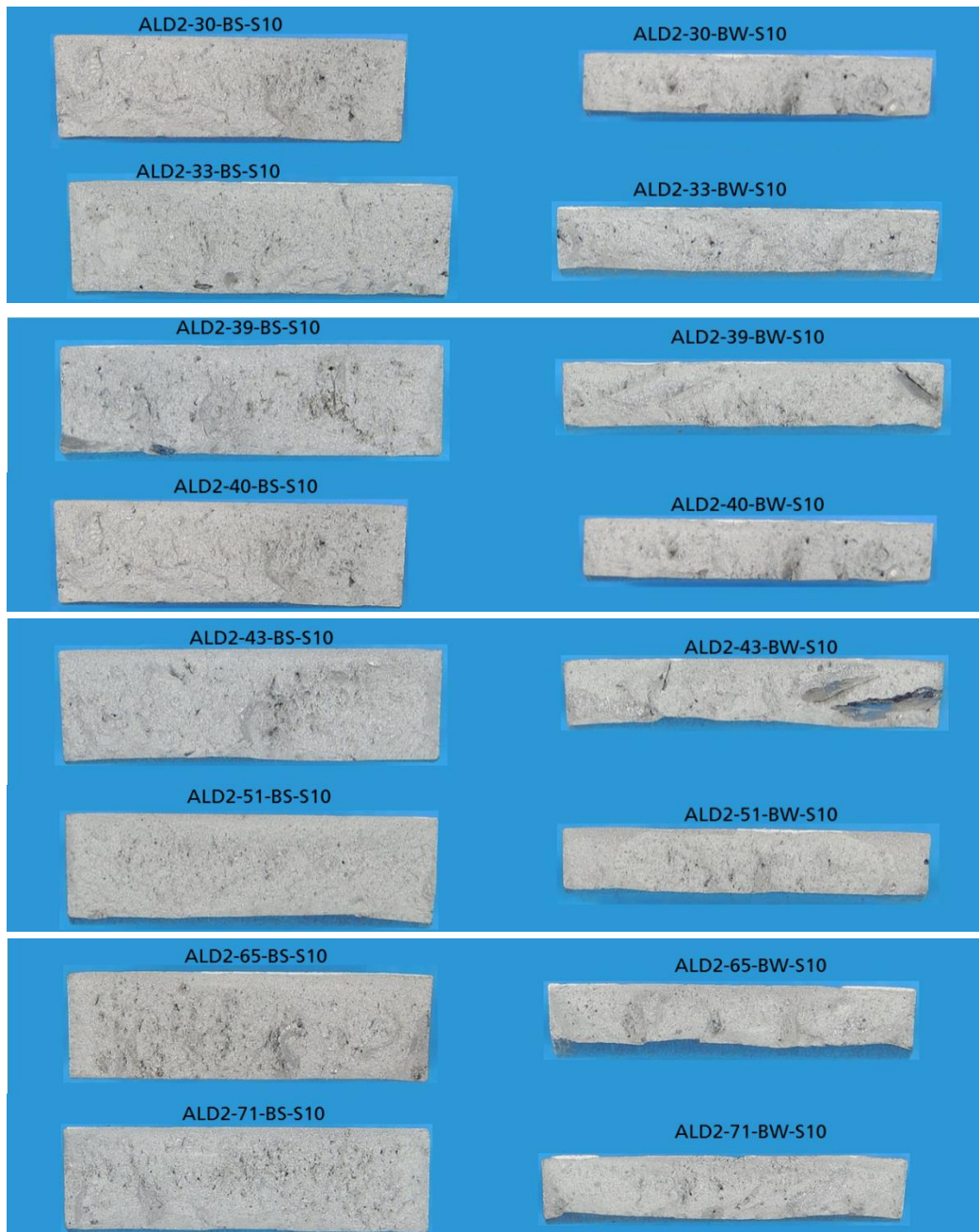


Abbildung 6-11: Bruchflächen der Biegeplatten nach Versuch, Bauteile ohne Vakuum (ALD2)

6.2 Metallographische Untersuchungen der Biegeplatten

Fraktographische Analysen wurden an vor den Versuchen mit CT gescannten Biegeplatten von der Entnahmeposition 10 aus den Bauteilen Nr. 15 (ohne Zwangsentlüftung) sowie Nr. 30 und 40 (jeweils mit Zwangsentlüftung gegossen) durchgeführt.

Die in den Bruchebenen identifizierten Ungängen sind in Abbildung 6-12 und Tabelle 6-1 zusammengefasst.

Für die beiden in der Simulation genauer untersuchten Proben, ALD1-15-BS-S10 und ALD1-15-BW-S10, werden beispielhaft stereo- und rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen in Übersicht und Detail gezeigt (Abbildung 6-13 bis Abbildung 6-16).

Alle Bruchflächen der Biegeplatten aus Position 10 zeigen zahlreiche und große Defekte, vor allem Lunker (bis ca. 10,9 mm Ausdehnung).

Da bei Biegeversuchen, anders als bei Zugversuchen die Lage der Bruchebene vorgegeben ist, deutet dies darauf hin, dass diese Position eine besonders hohe Defektdichte (Schrumpfungsporosität) aufweist.

Die einzelnen Defekttypen liegen meist nicht isoliert vor, sondern in Kombination mit anderen Defekten.

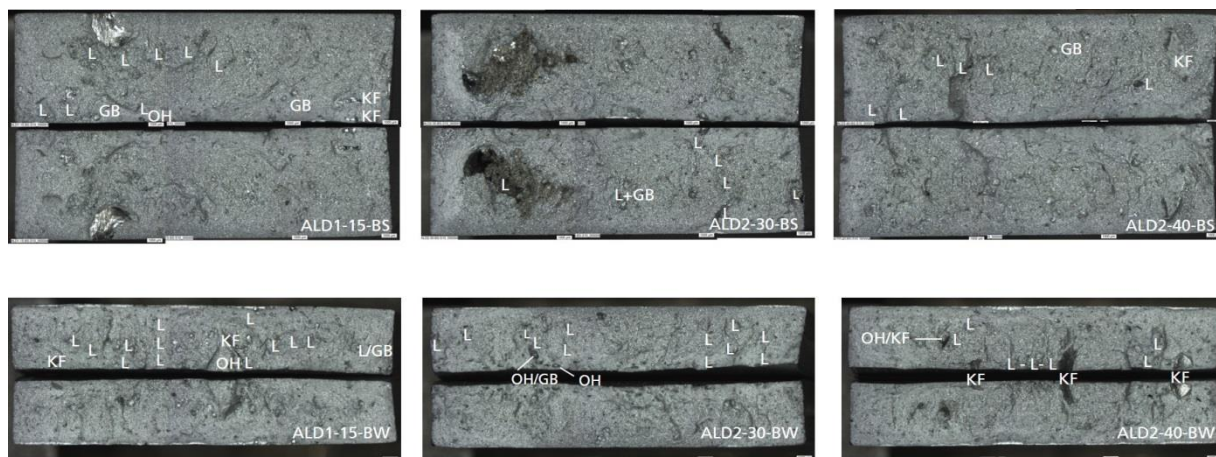


Abbildung 6-12: Stereomikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der Biegeplatten aus den Bauteilen 15, 30 und 40, waagrecht (BW) und senkrecht (BS) mit Kennzeichnung der Ungängen (L=Lunker, KF=Kaltfließstelle, GB=Gasblase(n), OH=Oxidhaut)

	BS (= Probe senkrecht, 7 mm dick)	BW (= Probe waagrecht, 4 mm dick)
Bauteil 15	Lunker (ca. 10.9 mm) Kaltfließstellen (2.75, 1.7, 1.2, 0.9 mm + weitere kleinere) Gasblasen (einzelne kleinere)	Lunker (mehrere, zwischen 1 mm und 3.5 mm) Kaltfließstellen (ca. 2.3 mm und ca. 0.7 mm) Oxidhaut (ca. 0.4 mm)
Bauteil 30	Lunker (7.6 mm, ca. 7 mm und ca. 2.4 mm) Gasblasen (ca. 0.1 - 0.2 mm) weitere kleinere Lunker/Defekte ca. 0.5 mm	Lunker (mehrere, zwischen 2 mm und 3 mm) Oxidhaut (ca. 0.5 mm) Oxidhaut/Gasblase (ca. 0.6 mm)
Bauteil 40	Lunker (ca. 5.6, 1.8, 1.6 und 0.8 mm) Kaltfließstelle (ca. 3.7 mm) kleinere Gasblasen (bis ca. 0.6 mm)	Lunker (ca. 3.7 und ca. 2.7 mm) Kaltfließstellen (1.5, 1.2 und 1.0 mm) Oxidhaut/Kaltfließstelle (ca. 0.9 mm)

Tabelle 6-1: Zusammenfassung der in den Bruchebenen der Biegeplatten gefundenen Defekte

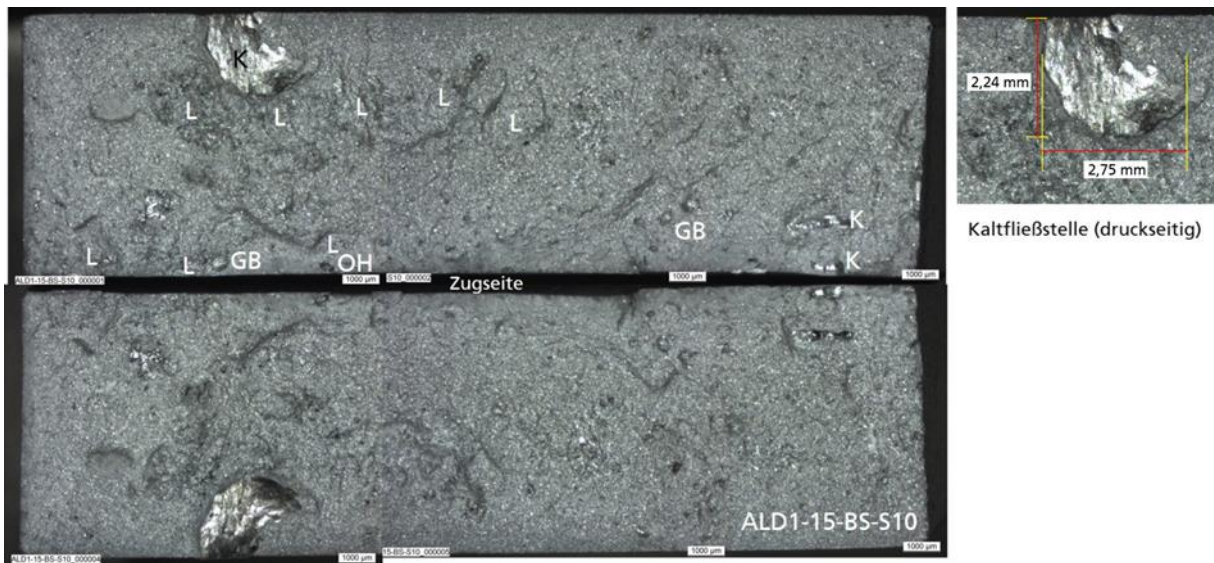


Abbildung 6-13: Stereomikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der Biegeplatte ALD1-15-BS-S10 mit Kennzeichnung der Ungängen (L= Lunker, K= Kaltfließstelle, GB= Gasblase(n), OH= Oxidhaut)

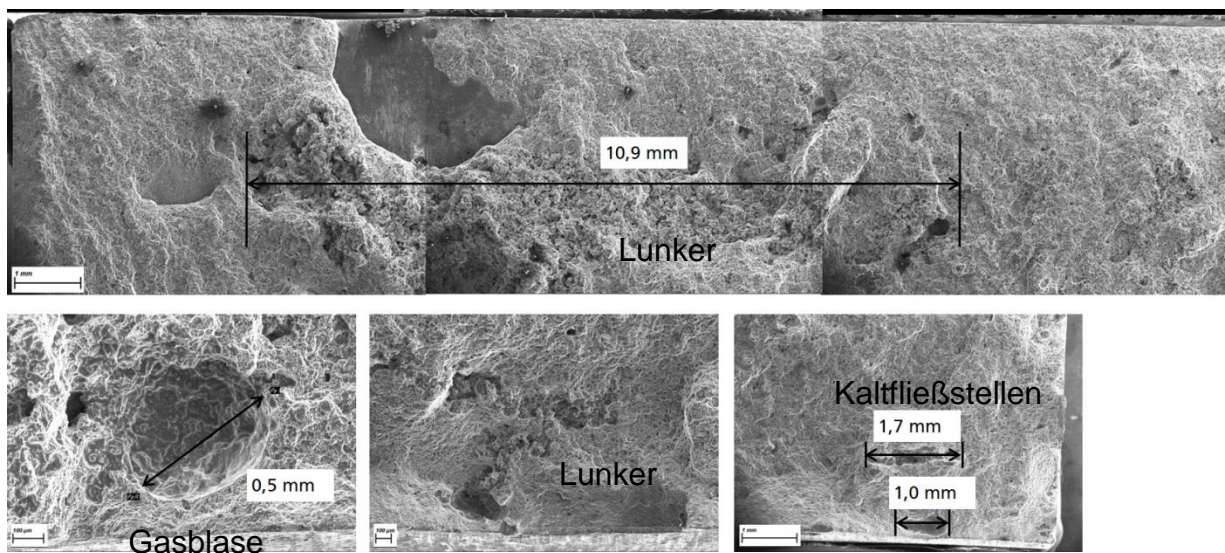


Abbildung 6-14: REM-Aufnahmen einiger Bruchflächendetails von Biegeplatte ALD1-15-BS-S10 (obere Bruchfläche in Abbildung 6-13)

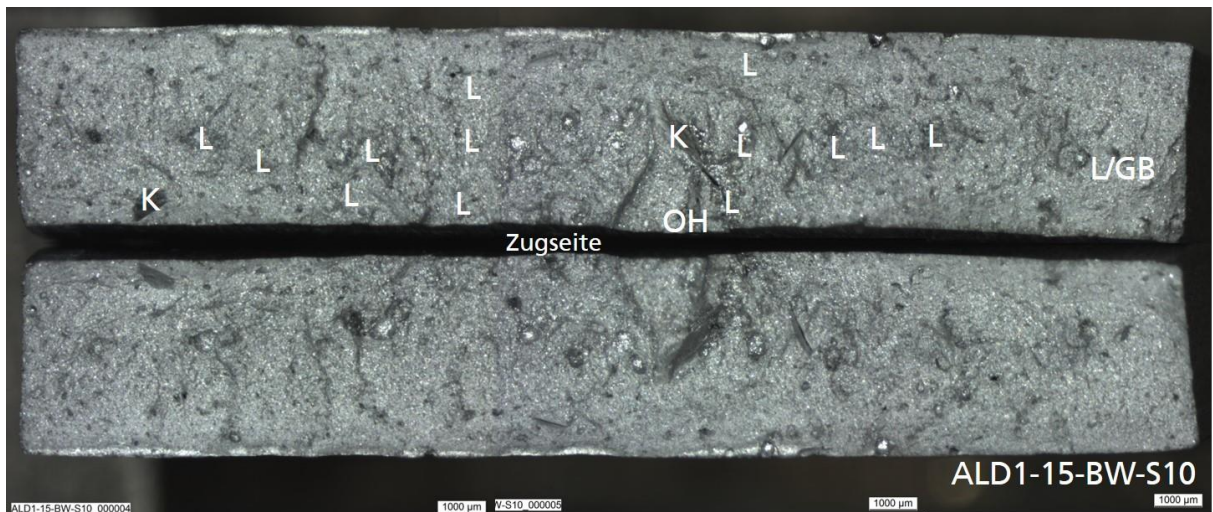


Abbildung 6-15: Stereomikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der Biegeplatte ALD1-15-BW-S10 mit Kennzeichnung der Ungängen (L= Lunker, K= Kaltfließstelle, GB= Gasblase, OH= Oxidhaut)

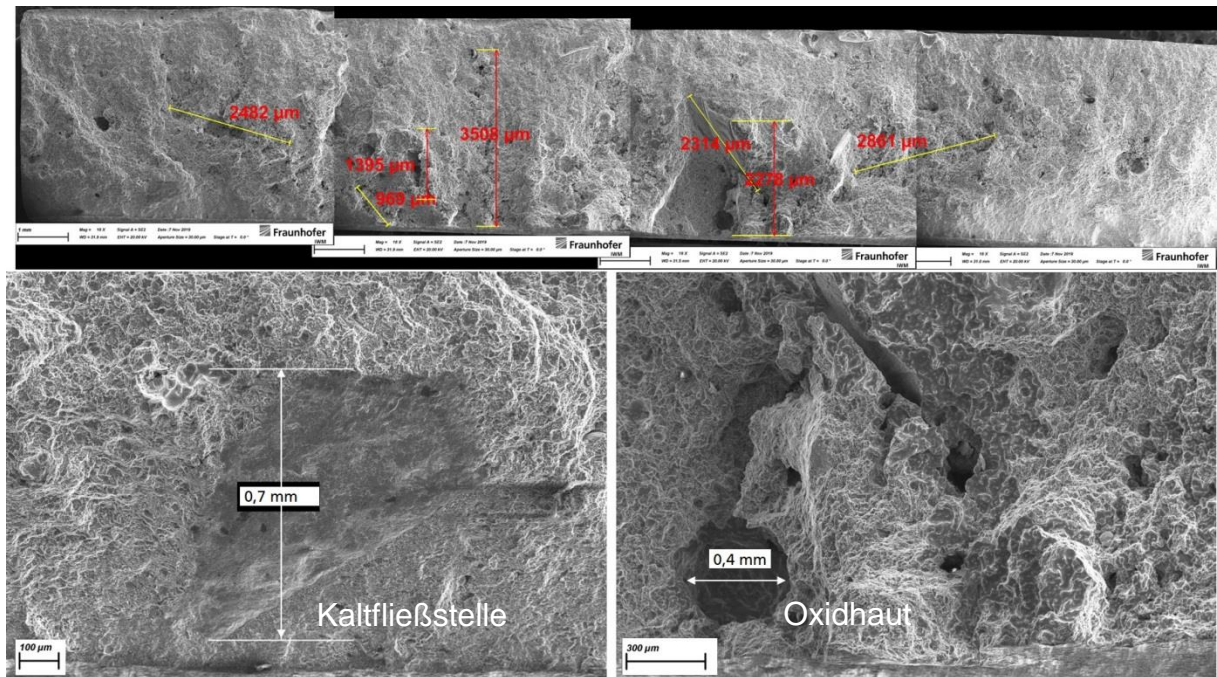


Abbildung 6-16: REM-Aufnahmen einiger Bruchflächendetails von Biegeplatte ALD1-15-BW-S10 (obere Bruchfläche in Abbildung 6-15)

6.3 Übertragung von Verteilungen von Mikrodefekten auf Komponentenmodelle

6.3.1 Übertragung Ungängenverteilungen aus den Bruchflächen

Wie für die Zugproben (s. Absatz 5.4.2.1) wurde zunächst das Mapping aus den Bruchflächenbildern und den CT-Bildern auf eine Elementschicht gemacht.

Die Verteilungen von Mikrodefekten wurden aus jeweils einem Bruchflächenbild und einem CT-Bild für die Biegeplatten ALD1-15-BS-S10 (senkrecht) und ALD1-15-BW-S10 (waagrecht) an den Bruchstellen bestimmt. Wie bei den Zugversuchen wurde auf jedes Bruchflächen- und CT-Bild ein Gitternetz gelegt, dessen Zellgröße von 0,5 mm der Elementgröße im FE-Netz entspricht. Der Defektanteil wurde für jede Zelle bestimmt und anschließend auf das FE-Netz gemappt. Bei den Biegeplatten wurde bei der Auswertung der Bruchflächenbilder zwischen Lunkern (L), Gasblasen (GB), Oxidhäuten (OH) und Kaltfließstellen (KF) unterschieden. Bei einem CT kann nur Porosität detektiert werden.

Abbildung 6-17 bis Abbildung 6-20 zeigen die CT- bzw. Bruchflächenbilder mit Gitternetz und FE-Netze der Biegeplatten mit gemappter Defektverteilung für die beiden untersuchten Biegeplatten. In den Bruchflächenbildern sind auch die verschiedenen Defekttypen markiert. Das User-Modell benötigt die Angabe von zwei Defektanteilen f_1 und f_2 . Bei den CT-Bildern wurde für das Mapping die Porosität als erster Defekttyp betrachtet und der zweite Defektanteil auf null gesetzt. Die bei der Auswertung der Defektverteilungen aus den Bruchflächenbildern unterschiedenen vier Defekttypen wurden für das Mapping auf zwei Arten zu je zwei Populationen von Defekten f_1 und f_2 gruppiert. Im Fall A wurde nur die Porosität betrachtet und es wird zwischen Gasblasen (erster Defekttyp f_1) und Lunkern (zweiter Defekttyp f_2) unterschieden. Im Fall B wurden alle Defekttypen betrachtet und es wird zwischen Porosität (Gasblasen und Lunkern) und nicht porösen Defekten (Kaltfließstellen und Oxidhäuten) unterschieden. Die zwei Fälle sind in Abbildung 6-18 und Abbildung 6-20 links angegeben.

Die unteren Seiten der Bilder oder FE-Netze entsprechen der Biegeseite der Platte.

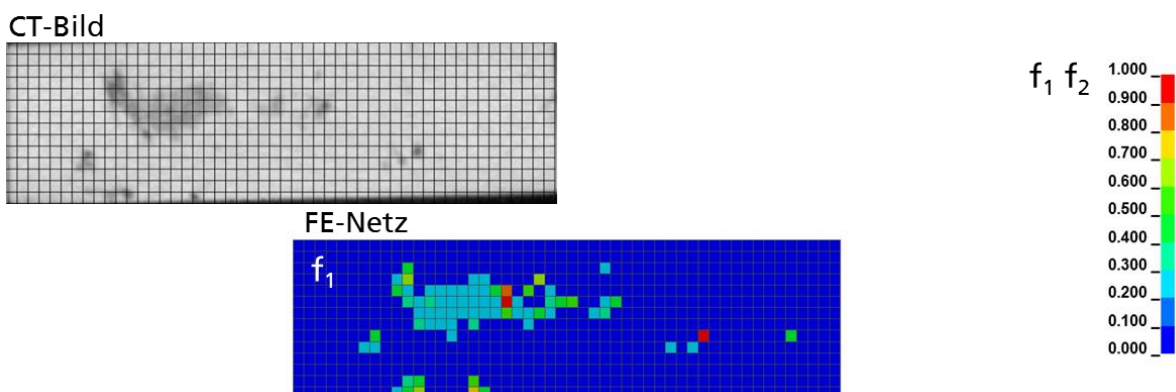


Abbildung 6-17: CT-Bild mit Gitternetz und FE-Netz mit gemappter Defektverteilung, senkrechte Biegeplatte ALD1-15-BS-S10

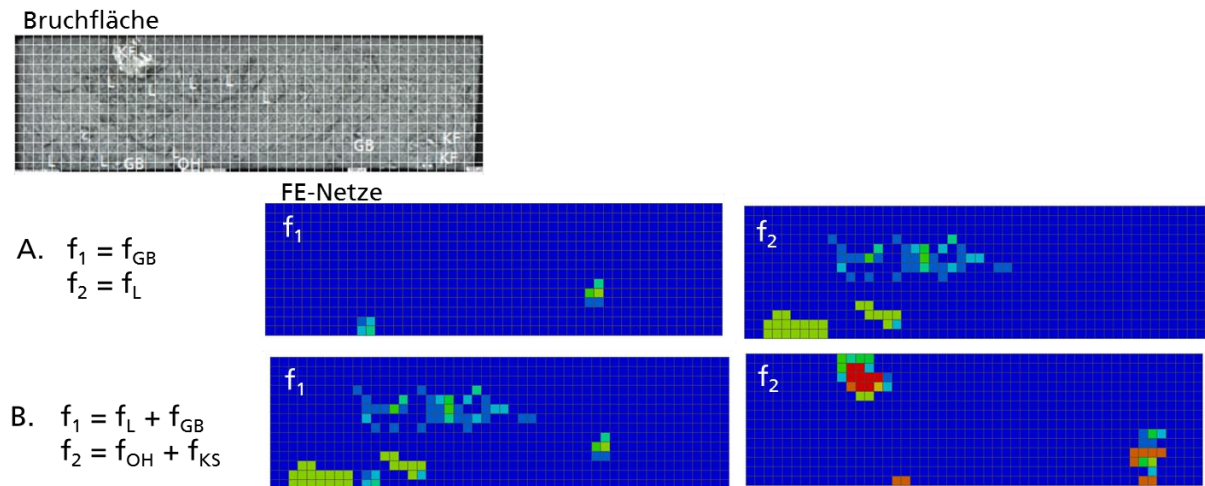


Abbildung 6-18: Bruchflächenbild mit Gitternetz und FE-Netze mit gemappten Defektverteilungen für die Fälle A und B, senkrechte Biegeplatte ALD1-15-BS-S10

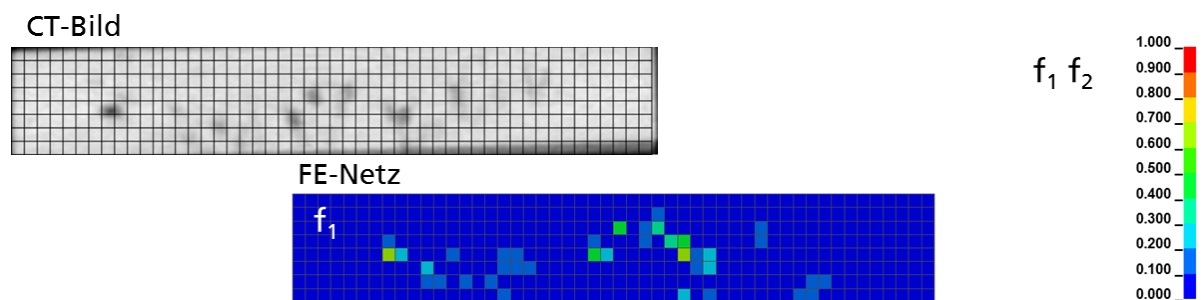


Abbildung 6-19: CT-Bild mit Gitternetz und FE-Netz mit gemappter Defektverteilung, waagrechte Biegeplatte ALD1-15-BW-S10

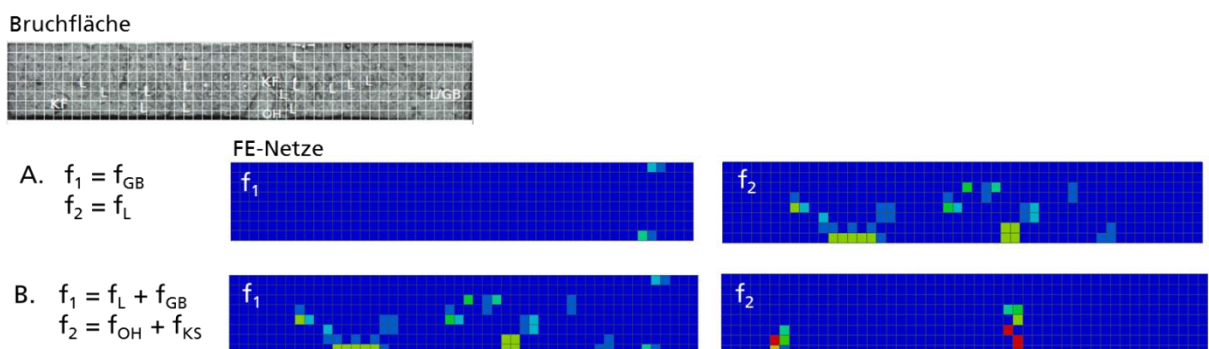


Abbildung 6-20: Bruchflächenbild mit Gitternetz und FE-Netze mit gemappten Defektverteilungen für die Fälle A und B, waagrechte Biegeplatte ALD1-15-BW-S10

Die Defektverteilungen können die Bruchflächen- und CT-Bilder gut nachbilden. Wie bei den Zugproben (Abschnitt 5.4.2) zeigen die Bruchflächen, dass die räumliche Inhomogenität nicht auf Elementebene zu berücksichtigen ist. Wie bei den metallographischen Untersuchungen in Abschnitt 6.2 festgestellt wurde, liegen die verschiedenen Arten von Defekten auf den Bruchflächen nicht isoliert sondern in Kombination vor, in jedem Element der FE-Netze findet sich allerdings immer nur ein

Defekttyp. Auf CT-Bildern sind immer weniger Defekte zu beobachten als auf Bruchflächenbildern.

6.3.2 Übertragung Ungängenverteilungen aus CT

Porenverteilungen aus CT-Untersuchungen wurden für die kompletten Biegeplatten auf die CT-Netze übertragen. Waagrechte und senkrechte Biegeplatten aus den Bauteilen 15, 30 und 40 wurden mittels CT charakterisiert. Die Biegeplatten wurden immer an derselben Position (10) entnommen. Die Auflösung betrug dabei 87,8 µm (gegenüber 14,75 µm im Falle der Zugproben). Die Detektion der Poren erfolgte mittels der Software VolumeGraphics. Lokale Porositätswerte wurden in Form einer .env-Datei sowie einer zugehörigen .stl-Datei des analysierten Volumens exportiert und über die Gießsimulationssoftware MAGMASoft mittels des Moduls MAGMALink auf ein durch das Fraunhofer IWM bereitgestelltes FEM-Modell der jeweiligen Probe übertragen.

6.4 Crashsimulation mit stochastischem Aspekt

Abbildung 6-21 zeigt die FE-Modelle der Biegeplatten senkrecht und waagrecht sowie den modellierten Versuchsaufbau. Stempel und Auflager wurden als Starrkörper modelliert. Für den Kontakt zwischen Probe und Stempel wurde ein Reibwert von 0,0 (keine Reibung) eingesetzt. Die Simulationen wurden mit vollintegrierten 8-Knoten Volumenelementen vom Typ ELFORM=2 mit einer Kantenlänge von 0,5 mm im Prüfbereich durchgeführt.

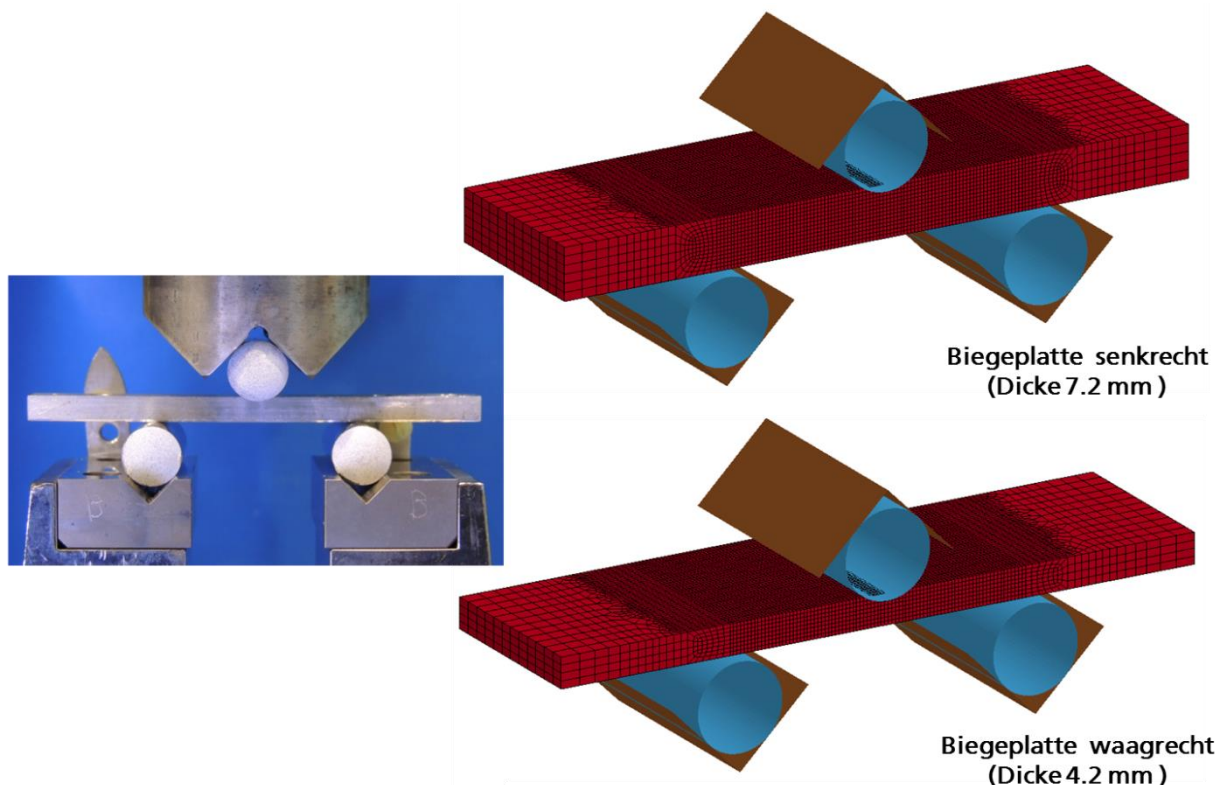


Abbildung 6-21: FE-Modelle der Biegeplatten

Die Simulationen der Biegeversuche an Platten wurden mit dem User-Materialmodell durchgeführt.

6.4.1.1 Simulation mit Matrixeigenschaften

Zunächst wurden die Simulationen mit Matrixeigenschaften durchgeführt, dabei wurden die zwei Defektanteile auf null gesetzt. Abbildung 6-22 zeigt die mit den Matrixeigenschaften aus Abschnitt 5.4.1 für die Biegeplatten berechneten Biegespannungs-Dehnungskurven im Vergleich mit den Experimenten. Die Formeln für die Berechnung der Biegespannung und –dehnung aus der gemessenen Kraft und dem Stempelweg sind in Gleichung 6.1 angegeben. Da sowohl die Fließ- als auch die Versagenskurve für die Simulation der Matrixeigenschaften als Obergrenze der experimentellen Ergebnisse definiert wurden, liegen die Simulationsergebnisse für das Spannungsniveau und Versagen auch hier höher als die Experimentwerte. Wie bei den Biegeversuchen an Proben (Abschnitt 5.4.1) zeigen auch die Simulationen mit der angepassten Matrixverfestigung eine Überschätzung der Versuchsergebnisse, die über der Obergrenze liegt. Die Simulationsergebnisse unterschätzen auch den Einfluss der Plattendicke auf das Spannungsniveau.

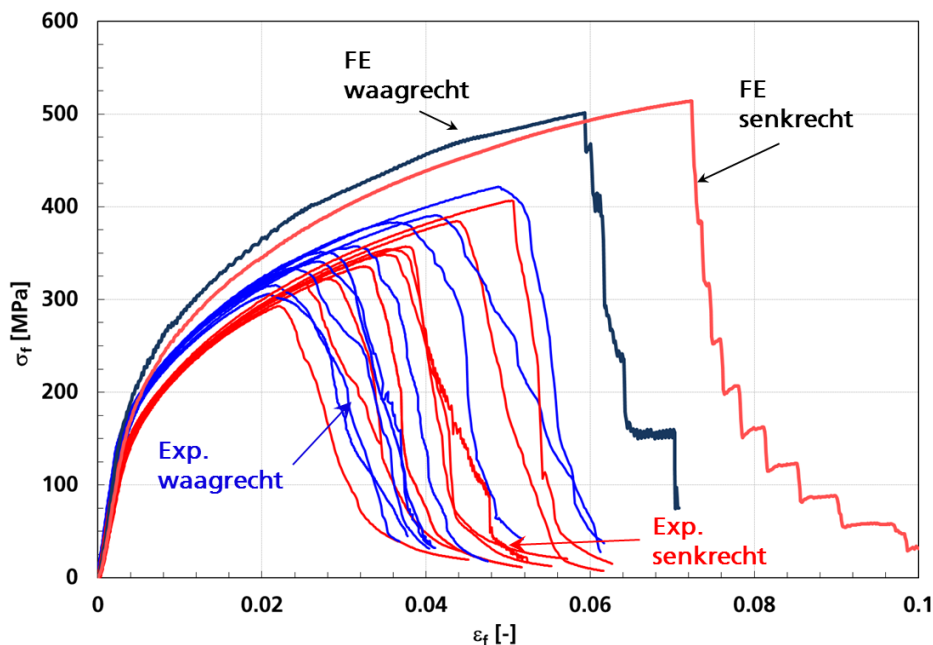


Abbildung 6-22: Globalverhalten der Biegeplatten in Experiment und Simulation mit Matriceigenschaften

6.4.1.2 Simulation mit Übertragung der Ungänzenverteilungen aus den Bruchflächen

Simulationen wurden mit den gemappten Verteilungen von Defekten aus Abschnitt 6.3.1 durchgeführt. Dabei wurden die Verteilungen aus CT-Untersuchung und aus Bruchflächen für die zwei Fälle A und B gemappt (Abbildung 6-18 und Abbildung 6-20). Die Parameter zum Einfluss von Defekten, die an Zugversuche angepasst wurden, wurden übernommen. Da es kein Element mit gleichzeitig zwei Defekttypen gibt, konnte der Einfluss des Parameters q (Gleichung 5.7) zur Wechselwirkung von Defekten nicht untersucht werden. Wie bei den Zugversuchen spielt dieser Parameter keine Rolle. Abbildung 6-23 und Abbildung 6-24 zeigen den Vergleich von gemessenen und mit Defektverteilungen berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die Biegeplatten ALD1-15-BS-S10 (senkrecht) und ALD1-15-BW-S10 (waagrecht). In den Diagrammen sind zum Vergleich auch die Ergebnisse der Simulation mit Matriceigenschaften dargestellt. Zur besseren Anschaulichkeit sind bei den Versuchen nur die Spannungs-Dehnungskurven für die obere und untere Grenze und die untersuchte Platte gezeigt. Die Versuche sind mit durchgezogenen Linien und die Simulationen mit gestrichelten Linien dargestellt. Die Simulation mit der Verteilung aus dem CT-Bild überschätzt den Bruch im Vergleich zu der mit der Verteilung aus der Bruchfläche. Dies liegt daran, dass mit dem CT weniger Porosität detektiert wurde und dass die Bruchfläche nicht exakt getroffen werden konnte, weil sie nicht immer in einer Ebene liegt. Wie erwartet liefern die Simulationen mit dem Defektanteil aus den Bruchflächenbildern größere Bruchdehnungen, wenn nur die Porosität betrachtet wurde (Fall A), da bei der senkrechten wie bei der waagrechten Platte Kaltfließstellen und Oxidhäute an den Biegeseiten der Platten detektiert wurden, die für den Bruch entscheidend sind. Die Simulation mit Berücksichtigung aller Defekte liegt im

Streuband der Versuche. Dass die Versuche nicht exakt getroffen wurden, liegt zunächst an der vorher erwähnten Überschätzung der Simulation. Dazu ist die Berücksichtigung der Defektverteilung lediglich an der Bruchstelle zu einschränkend, da die plastisch verformte Zone (Abbildung 6 18 und Abbildung 6 19) breit ist.

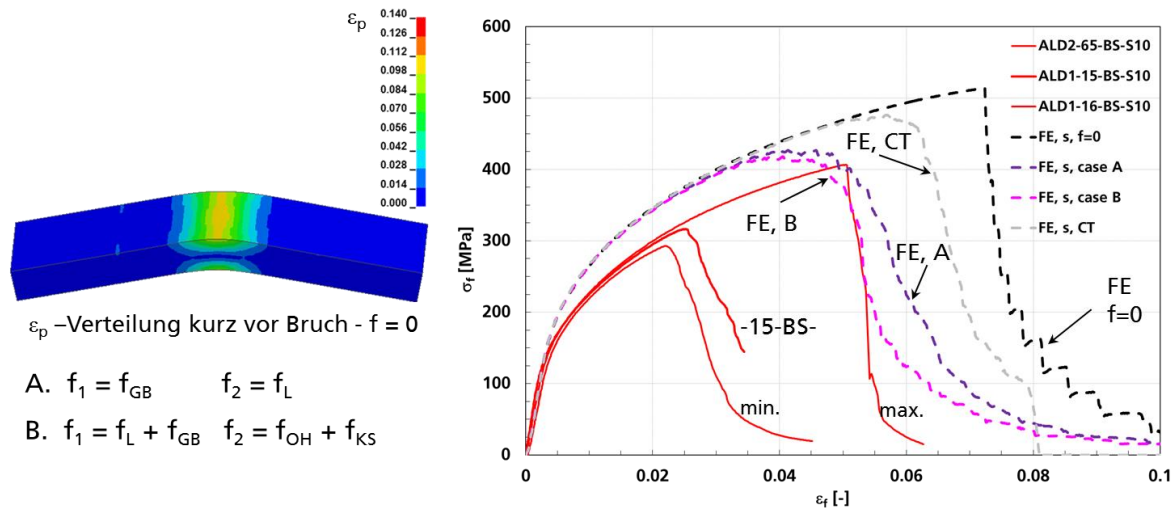


Abbildung 6-23: Globalverhalten der Biegeplatten senkrecht in Experiment und Simulation mit Defektverteilungen (Fall A und B) und mit Matriceigenschaften ($f = 0$) sowie Konturplot der plastischen Vergleichsdehnung kurz vor Bruch für Simulation mit Matriceigenschaften

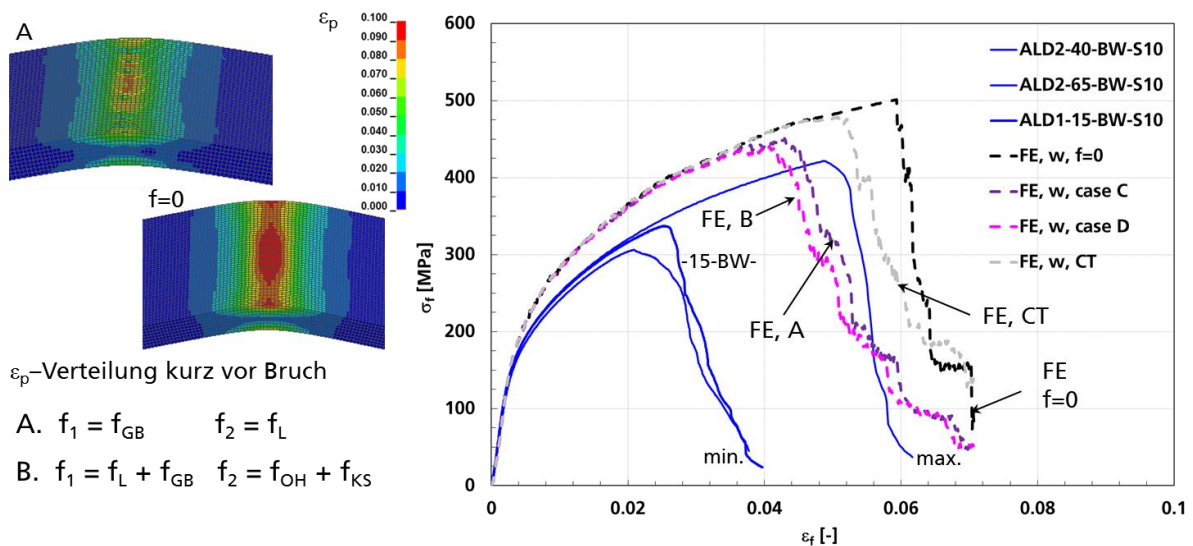


Abbildung 6-24: Globalverhalten der Biegeplatten waagrecht in Experiment und Simulation mit Defektverteilungen (Fall A und B) und mit Matriceigenschaften ($f = 0$) sowie Konturplot der plastischen Vergleichsdehnung kurz vor Bruch für Simulation mit Matriceigenschaften und für Fall A

6.4.1.3 Simulation mit Übertragung der Ungänzenverteilungen aus CT

Simulationen wurden mit Übertragung der Ungänzenverteilungen aus CT für die komplette Biegeplatte durchgeführt. Abbildung 6-25 und

Abbildung 6-27 zeigen den Vergleich der gemessenen und mit Defektverteilung berechneten Spannungs-Dehnungskurven für die drei gescannten Platten (senkrecht bzw. waagrecht) aus den Bauteilen 15, 30 und 40. Alle Versuche sind mit durchgezogenen Linien und alle Simulationen mit gestrichelten Linien dargestellt, dabei wird dasselbe Bauteil mit derselben Farbe dargestellt. Beim Experiment wurden zusätzlich die Kurven in grau hinzugefügt, die die maximale oder minimale Grenze bilden. Die Simulationen liegen im Streuband der Versuche, aber die Reihenfolge des Versagens stimmt nicht immer mit der der Experimente überein. Das liegt daran, dass mit CT nicht alle Ungängen detektiert werden können. Das zeigen die oberen Bilder in Abbildung 6-26 und Abbildung 6-28. Die Porositätsverteilungen im kritischen Querschnitt unterschätzen die Ungängen aus den Bruchflächenbildern (Vergleich mit Abbildung 6-12). Die unteren Bilder der Abbildung 6-26 und Abbildung 6-28 zeigen die Platten nach Bruch, die gezackten Bruchflächen können mit Berücksichtigung der Porositätsverteilung gut wiedergegeben werden.

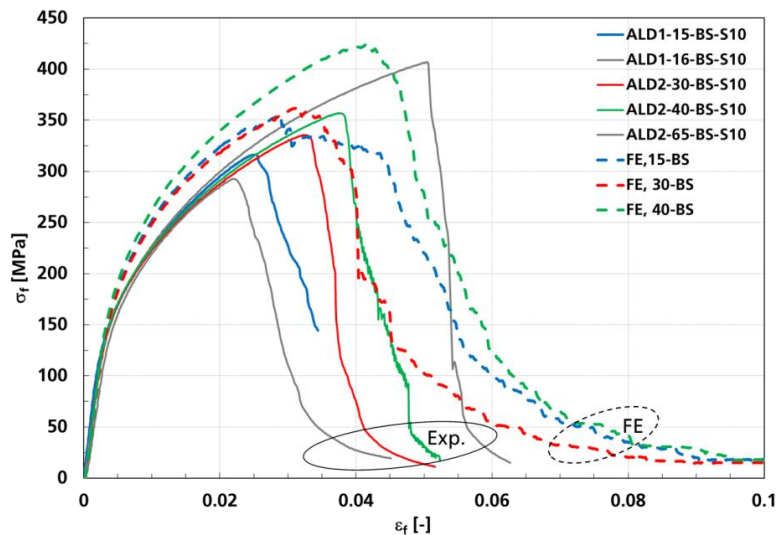


Abbildung 6-25: Globalverhalten der Biegeplatten senkrecht in Experiment und Simulation mit Mapping aus CT

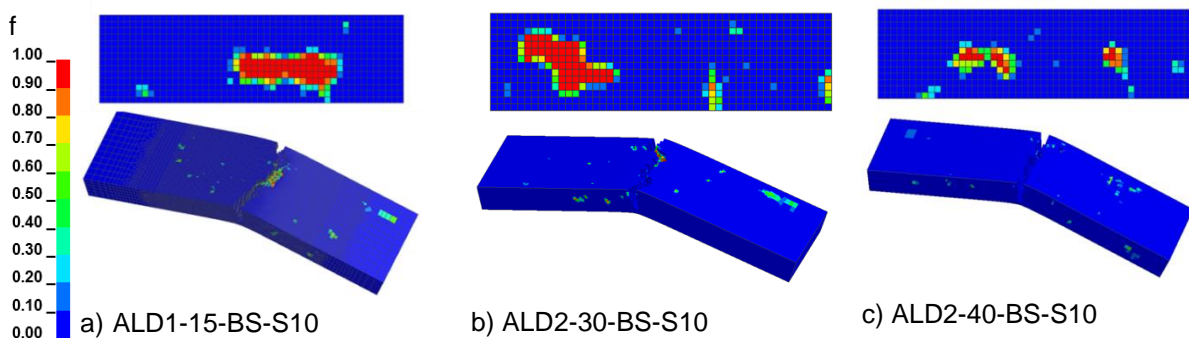


Abbildung 6-26: Porositätsverteilungen im kritischen Querschnitt (oben) und Platten nach Bruch (unten) von drei senkrechten Biegeplatten

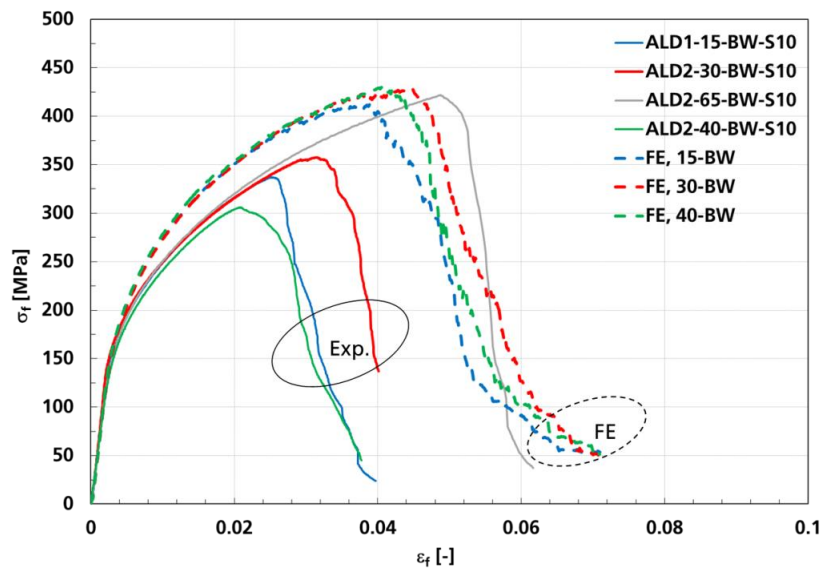


Abbildung 6-27: Globalverhalten der Biegeplatten waagrecht in Experiment und Simulation mit Mapping aus CT

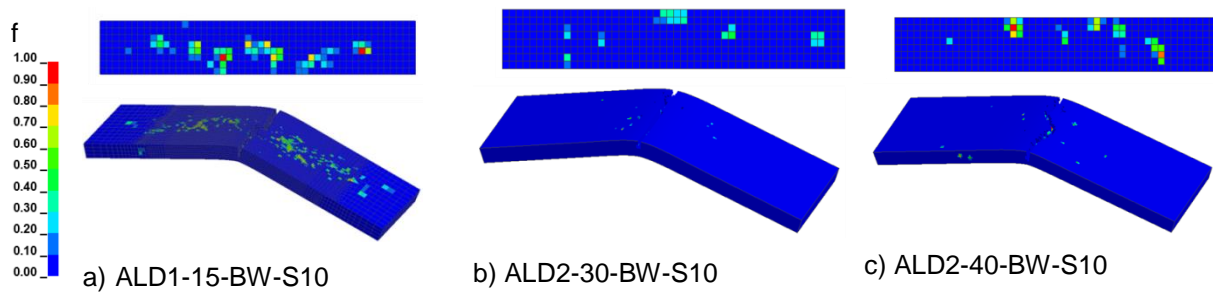


Abbildung 6-28: Porositätsverteilungen im kritischen Querschnitt (oben) und Platten nach Bruch (unten) von drei waagrechten Biegeplatten

7 Zusammenfassung

Zur Untersuchung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten wurde ein Demonstrator mit unterschiedlichen Wandstärken von 3 bis 10 mm aus Castasil[®]-37 (AlSi9MnMoZr) mit zwei Verfahren gegossen und verschiedene Proben daraus gefertigt und in unterschiedlichen Spannungszuständen geprüft. Zur Ermittlung von Verteilungen von Mikrodefekten wurden Gießsimulationen, CT-Untersuchungen mit unterschiedlichen Auflösungen und Metallographie durchgeführt. Es wurde versucht, die Verteilungen mehrerer unterschiedlicher Defekttypen zu unterscheiden und ihre Wirkungen auf das Bruchverhalten durch Bruchflächenanalyse und Zellmodellrechnungen zu ermitteln. Für die stochastische Analyse wurde ein Superpositionsansatz zur Abbildung der Wechselwirkung zwischen unterschiedlichen Klassen von Ungängen entwickelt. Ein Versagensmodell wurde um die Berücksichtigung der Einflüsse dieser Mikrodefekte erweitert. Streuungen von Bruchdehnungen können durch den Einsatz des neuen Versagensmodells und der Ungängenverteilungen vorausberechnet werden. Die Übertragbarkeit des Modells wurde für verschiedene örtliche Auflösungen durch Validierungstests und -simulationen validiert.

Gießversuche

Als Basis der Analyse von Defektverteilungen und ihren Auswirkungen auf das mechanische Werkstoffverhalten wurde am Fraunhofer IFAM mittels eines vorhandenen Druckgusswerkzeuges eine Serie von Versuchsbauteilen für die zerstörungsfreie und die metallographische Analyse sowie für die Entnahme von Proben für die mechanische Werkstoffprüfung hergestellt. Die Gießversuche wurden mittels der am IFAM vorhandenen Druckgießanlage vom Typ Bühler SC/N 66 mit und ohne Vakuumunterstützung durchgeführt. Insgesamt wurden zwei Probenserien von zusammen 75 Bauteilen gegossen. Aus diesem Fundus wurden anhand der aufgezeichneten Gießparameter Proben für die weiterführenden Analysen ausgewählt.

Gießsimulation

Begleitend zu den Gießversuchen wurden Simulationen der Formfüllung und Erstarrung mittels des Softwarepakets MAGMASoft durchgeführt. Dabei konnte belegt werden, dass die Software zutreffende Abschätzungen hinsichtlich des Ortes und der relativen Umfänge von Gussfehlern liefert. Auf quantitativer Basis ist dies allerdings direkt lediglich für Schwindungsporosität möglich, hinsichtlich Gasporosität und anderer Gussfehler sind die Angaben nur indirekt quantifizierbar bzw. nur qualitativ auswertbar. Der Abgleich zwischen Realprozess und Simulation leidet dabei im konkreten Fall zusätzlich unter der Tatsache, dass im Rahmen des Projektbudgets kein neues Druckgusswerkzeug beschafft werden konnte, sondern mit einem ausgeschossenen Werkzeug gegossen werden musste. Dies führt zu gewissen Unsicherheiten bei der Bestimmung der tatsächlichen im Vergleich zu den nominellen Prozessparametern, etwa in Bezug auf den erzielten Vakuumdruck. Die über die

Gießsimulation ermittelten Informationen zu Defektlagen und -umfängen wurden genutzt, um Bauteilbereiche für Probenentnahme und CT-Analysen festzulegen. Weiterhin wurden die betreffenden Daten zur Schwindungsporosität für weiterführende Analysen zum mechanischen Verhalten auf vom Fraunhofer IWM bereitgestellte FEM-Modelle des Bauteils, von Bauteilbereichen bzw. von entnommenen Proben übertragen.

CT-Analyse

Die hergestellten Bauteile wurden im Rahmen des Projekts einerseits metallographischen Analysen unterzogen (am Fraunhofer IWM, vgl. unten), andererseits mittels zerstörungsfreier Prüfverfahren (Röntgen-Durchstrahlung, Röntgen-CT) untersucht. Die Untersuchungen wurden teils am Entwicklungszentrum Röntgentechnologie (EZRT) des Fraunhofer IIS, teils am Fraunhofer IFAM durchgeführt. Die Ergebnisse wurden hinsichtlich Detektierbarkeit und Merkmalen unterschiedlicher Defekttypen ausgewertet. CT-Analysen an Zug- und Biegeversuchsproben wurden weiterhin für den Abgleich zwischen experimentell erhobenen und simulativ ermittelten Werkstoffdaten herangezogen. Zu diesem Zweck wurden Porositätsinformationen aus CT-Analysen an Zug- und Biegeversuchsproben auf FEM-Modelle dieser Proben übertragen und diese unter Verwendung der entsprechend parametrisierten, am IWM entwickelten Materialmodelle simuliert. Parallel wurden die betreffenden Defektverteilungen als Basis für die Generierung von Porenverteilungen mittels des im Rahmen des Projekts weiterentwickelten Softwaretools zur Berücksichtigung des stochastischen Effekts genutzt, die ihrerseits den Modellen der Zug- und Biegeversuchsproben für weitere begleitende Simulationen zugeordnet wurden.

Softwaretool zur Modellierung von Defektverteilungen

Zusätzlich wurde das im Vorgängerprojekt konzipierte und in den Grundzügen umgesetzte Simulationstool zur Darstellung stochastischer Variationen von Defektverteilungen in zentralen Aspekten erweitert. Die implementierte neue Version dieses Tools ist in der Lage, Defektverteilungen für Kontrollvolumen beliebiger und durch den Nutzer frei wählbarer Größe zu erzeugen. Darüber hinaus kann zwischen unterschiedlichen Defekttypen unterschieden werden. Diese zusätzliche Fähigkeit wurde im Rahmen des Projekts anhand der Abbildung von Gas- und überlagerter Schwindungsporosität demonstriert. Dabei erfolgt die Abgrenzung zwischen beiden Porositätstypen anhand von im Rahmen der Bauteilanalyse ermittelten Merkmalen beider Defektarten. Die zunächst allein zu Grunde gelegten Faktoren Sphärizität und Kompaktheit, die gerade bei gegenüber der Auflösung der Analyse bzw. der Repräsentation über das Simulationstool kleinen Defekten prinzipiell nur unzuverlässige Unterscheidungskriterien liefern, wurden in diesem Zusammenhang um die sogenannte Taxi-Norm als weiteren Prüfstein ergänzt. Im Ergebnis ist damit eine fundierte Unterscheidung zwischen zwei Defektarten möglich, es zeigt sich aber auch, dass im Falle der Porosität der Einfluss der Defektgeometrie von geringerer Bedeutung für die Bauteileigenschaften ist als das Porositätsniveau im Allgemeinen.

Versuche

Zur Untersuchung der Ortsabhängigkeit bzw. des Einflusses der Wandstärke auf mechanische Eigenschaften wurden Screening-Versuche durchgeführt. Glattzugproben wurden aus acht Bauteilen von jeweils neun Positionen entnommen und bei statischer Belastung geprüft. Für zwei Bauteile wurden die Proben erst nach CT-Untersuchung getestet. Sowohl Bauteile mit als auch ohne Vakuum wurden ausgesucht. Es wurden große Streuungen des Materialverhaltens zwischen den unterschiedlichen Positionen und Bauteilen festgestellt. Es gibt eine gewisse Streuung des Spannungsniveaus und eine bedeutende Streuung der Bruchdehnung.

Trotz Streuung kann man Positionen mit guten oder schlechten Eigenschaften erkennen. Die mechanischen Eigenschaften der Proben aus den beiden Gießverfahren (mit und ohne Zwangsentlüftung) sind ähnlich. Zusätzliche Zugversuche an nicht abgeschliffenen Proben zeigen, dass der Einfluss der Gushaut vernachlässigbar ist. Ergänzende dynamische Zugversuche zeigen keine ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit des Materials.

Zur Untersuchung der Einflüsse der Mehrachsigkeit auf Versagen wurden Kerbzug-, Scherzug-, Loch-, Biege- und Durchstoßproben aus der gleichen Position entnommen und geprüft. Eine klare Abhängigkeit des Bruchverhaltens vom Spannungszustand wurde festgestellt. Auch hier wurden große Streuungen beobachtet.

Metallographie

Bruchflächen von Zugproben aus Screening-Versuchen und nach CT-Untersuchungen getesteten Proben wurden fraktographisch und metallographisch ausgewertet. An den Bruchflächen wurden drei Arten schadigungsrelevanter Ungängen identifiziert: Gasporosität (mit Gasblasen bis zu einem Durchmesser von 1.7 mm), Schrumpfungsporosität (Lunker) und Kaltfließstellen. Oft treten die Defekte in Kombination auf. Liegen keine gravierenden Ungängen in der Probe vor, die zum vorzeitigen Versagen führen, erfolgt das Versagen auf mikroskopischer Ebene durch Hohlraumbildung, durch Bruch der Si-Kristalle sowie verschiedener intermetallischer Phasen. Signifikante Unterschiede hinsichtlich des Gießverfahrens (mit/ohne Vakuum) wurden auch von den metallographischen Untersuchungen nicht festgestellt.

An einer Stelle der Komponente mit keilförmig verlaufender Wanddicke, wo ausgeprägte Makroporosität in den Zugproben festgestellt wurde, wurden zusätzlich Schliffe zur Charakterisierung der Porenverteilung über die Wanddicke angefertigt. Die maximale Porosität liegt mittig der Wanddicke.

Simulation

Zur Untersuchung der Wechselwirkung zwischen unterschiedlichen Defekttypen wurden RVE Simulationen durchgeführt.

Simulationen an RVE mit Pore und Teilchen zeigen, dass ohne Porosität ein Teilchenbruch möglich ist, sonst löst die Pore den Bruch früher aus. Allerdings ist

keine Wechselwirkung zwischen Pore und Teilchen festzustellen. Das entspricht den metallographischen Beobachtungen. Die Teilchen wurden nicht als Defekt gezählt, sondern der von Teilchen ausgelöste Bruch wurde als Teil des Matrixbruchs definiert.

Zur Untersuchung der Wechselwirkung zwischen Lunkern und Gasporosität wurden RVE mit Makro- und Mikroporen simuliert. RVE-Ergebnisse deuten an, dass mit einer Mikroporosität in der Nähe von Makroporosität eine Wechselwirkung eintreten kann. Geclusterte Mikroporen beeinflussen das Schädigungsverhalten der Makropore und der Bruch wird begünstigt. Allerdings sind solche Ergebnisse mit großen numerischen Effekten verbunden und können nur zu qualitativen Aussagen dienen.

Eine User-Routine wurde erweitert und implementiert, um den Einfluss von zwei Defektanteilen zu berücksichtigen. Lediglich die Defektanteile werden berücksichtigt, und die Defektmorphologie wird über die Verteilung von Defektanteilen nachgebildet. Die Materialeigenschaften werden in Anwesenheit von Defekten geschwächt. Der Defektanteil beeinflusst elastisches und plastisches Verhalten und die Bruchdehnung. Bei der Bruchdehnung ist eine Wechselwirkung zwischen den unterschiedlichen Defekten in Anlehnung an die RVE-Simulationen mit Mikro- und Makroporosität implementiert.

Simulationen der Mehrachsigsigntests wurden zur Bestimmung des Matrixversagens durchgeführt. Da keine defektfreie Probe vorliegt, wurden die Versagensparameter derart ermittelt, dass die Simulationsergebnisse über der Obergrenze aller Versuche liegen. Diese Obergrenze bildet eine Abschätzung des defektfreien Materials.

Simulationen mit Einfluss von Defektverteilungen wurden durchgeführt. Die Defektverteilungen wurden zunächst aus Bruchflächen- und CT-Bildern ausgewertet. Dabei konnten lediglich die Bruchstellen betrachtet werden, allerdings ermöglicht dies einen Vergleich zwischen den aus CT-Untersuchungen bestimmten Defektverteilungen und den realen Defektverteilungen. Die Bilder aus CT-Untersuchungen zeigen immer weniger Defekte als die aus fraktographischen Untersuchungen. Der Defektanteil wurde für jedes Element bestimmt und auf das FE-Netz übertragen. Da bei der Auswertung der Bruchflächenbilder keine unterschiedlichen Defekttypen identifiziert wurden, wurde in den Simulationen nur ein Defekttyp berücksichtigt. Die Materialparameter zum Einfluss von Defekten auf Versagen wurden anhand der Zugversuche kalibriert. Eine eindeutige Korrelation zwischen Bruchdehnung und Defekten auf der Bruchstelle konnte nachgewiesen und von der Simulation richtig nachgebildet werden. Besonders groß ist die Streuung der Bruchdehnung. Die Simulationen aus CT-Verteilungen sind konservativer, da bei CT weniger Defekte detektiert werden. Die Simulationen mit CT-Defektübertragungen auf die kompletten Proben bestätigen die Voraussagen, die mit der Übertragung der Defekte aus der Bruchstelle erzielt wurden.

Validierung

Zur Validierung wurden Biegeplatten aus zehn Bauteilen an der Position der Komponente, an der die Gießsimulation die größte Porosität vorhersagt, entnommen. An der waagrechten und senkrechten Wand wurden Platten entnommen, die sich in

der Wandstärke unterscheiden. Für zwei Bauteile wurden die Platten vor den Versuchen durch CT gescannt. Statische Biegeversuche an Platten wurden durchgeführt. Analog zu den Probenversuchen ist wieder eine große Streuung vor allem beim Bruch zu erkennen.

Nach metallographischen Untersuchungen zeigen alle Bruchflächen viele und große Defekte, vor allem Lunker. Wie bei den Zugproben liegen die einzelnen Defekttypen meist nicht isoliert vor, sondern in Kombination mit anderen Defekten. Bei den Biegeplatten wurden bei der Auswertung der Bruchflächenbilder die Positionen von Lunkern, Gasblasen, Oxidhäuten und Kaltfließstellen lokalisiert.

Für ein ausgesuchtes Bauteil wurde für die waagrechte und senkrechte Platte wie bei den Zugversuchen aus jedem Bruchflächen- und CT-Bild der Defektanteil jeder Elementposition bestimmt und auf das FE-Netz gemappt. Bei der Auswertung der Bruchflächenbilder zur Bestimmung der Defektverteilungen für das User-Modell können zwei Defekttypen unterschieden werden: Es wurde zwischen Lunkern und Gasblasen und zwischen porösen und nicht porösen Defekten unterschieden. Bei CT kann nur Porosität detektiert werden. Auch wenn auf den Bruchflächen die einzelnen Defekttypen in Kombination mit anderen Defekten vorliegen, sind beim FE-Element immer die Defekte isoliert, es gibt pro Element nur einen Defekttyp. Deswegen konnte der Einfluss der Wechselwirkung von Defekten auf Versagen nicht untersucht werden.

Die Simulationen der Biegeversuche an Platten mit Defektverteilung wurden mit den bei den Probenversuchen kalibrierten Materialparametern durchgeführt. Die Ergebnisse validieren die Korrelation zwischen Bruchdehnung und Defekten. Mit Berücksichtigung der Defektverteilung ist es mit der vorgeschlagenen Methode möglich, die Streuung des Bruchverhaltens gut wiederzugeben. Die Simulationen mit der Defektverteilung aus CT überschätzen immer das Bruchverhalten, weil die CT nur Porosität detektieren kann. Eine Berücksichtigung aller Defekttypen wäre vorteilhaft. Die Berücksichtigung der aus CT detektierten Defekte ist sicherlich eine gute Annäherung. Mit der Defektübertragung auf die ganze Platte kann man die beobachteten gezackten Bruchebenen gut nachbilden.

Da nach Analyse der Bruchflächen keine Probe mit nur einem Defekttypen vorliegt, ist eine Bestimmung von unterschiedlichen Stärken der Auswirkung von verschiedenen Defekttypen nicht experimentell nachzuweisen. Da kein Element mit gleichzeitig zwei Defekttypen vorliegt, ist ein Modell mit Wechselwirkung zwischen Defekten nicht zu verifizieren.

Für ein Versagensmodell für Multi-Defekte scheint, dass anstatt die einzelnen Defekttypen isoliert zu betrachten, ein Ansatz mit einem verschmierten Defektanteil eher zielführend ist. Dafür ist die Bestimmung einer realistischen Defektverteilung eine wesentliche Voraussetzung für das Modell.

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

Bereits veröffentlichte Dokumente:

- F. Andrieux, D. Z. Sun, Development of damage models for prediction of crashworthiness of aluminum casting components considering porosity distribution, EUROMAT 2019, 1.-5. September, 2019, Stockholm, Sweden.
- A. Ebrahimi, A. Struß, N. Voßmeyer, D. Lehmus, M. Busse., Effects of defects in metal casting: How mechanical properties of Aluminum castings are influenced by porosity and pore size, EUROMAT 2019, 1.-5. September, 2019, Stockholm, Sweden.

Vorgesehene Veröffentlichungen:

- D. Lehmus, F. Andrieux, M. Busse, A. Ebrahimi, C. Kretzer, A. Struß, D. Z. Sun, V. Weizel, Stochastic simulation approaches for modelling the response of aluminum high pressure die casting components to quasistatic and dynamic loads, Materials & Design.

9 Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Maßnahmen während der Projektlaufzeit

Maßnahme A: Projektbegleitender Ausschuss PbA

Ziel	Rahmen	Zeitraum
Die genauen Forschungs- details sowie die Forschungsergebnisse wurden fortlaufend im PbA ausführlich diskutiert.	A1 PbA-Sitzung im IFAM Bremen	26.07.2017
	A2 PbA-Sitzung im IWM Freiburg	20.02.2018
	A3 PbA-Sitzung im IFAM Bremen	11.12.2019
	A4 PbA-Sitzung (Video Konferenz)	29.04.2020

Maßnahme B: Ansprache interessierter Unternehmen außerhalb des PbA

Kontinuierlicher und zielgerichteter Transfer der Ergebnisse durch den engen Kontakt der Forschungsstellen zu einer Vielzahl von Unternehmen.		
---	--	--

Maßnahme C: Publikation der Ergebnisse durch Veröffentlichungen in Zeitschriften

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

Maßnahme D: Publikation der Ergebnisse auf Tagungen und Kongressen

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	D1 Organisation des Symposiums „Advanced Materials for Transport Applications“ im Rahmen der Euromat 2019 in Stockholm	Datum 1.-5.9.2019
	D2 Vorträge auf der Euromat 2019, 1.-5. September 2019, Stockholm, Schweden	

Maßnahme E: Publikation der Ergebnisse auf der Projekthomepage

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

Maßnahme F: Übernahme in Lehre und Ausbildung

-	-	
---	---	--

Maßnahmen (G) Nutzung und Industrialisierung der Projektergebnisse

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

Maßnahmen nach der Projektlaufzeit

Maßnahme B: Ansprache interessierter Unternehmen außerhalb des PbA

Pressemitteilung	B1 Pressemitteilung des Fraunhofer IFAM zu eigenen Arbeitsanteilen	Okt. 2020
Workshop mit Softwarefirmen	B2 Gemeinsame Pressemitteilung zu den Projektergebnissen	2020
Anwender-Workshop	B3 Bereitstellung von neuen numerischen Methoden für die Anwendung in der Industrie B4 Bereitstellung von neuen numerischen Methoden und Softwaretools für die Anwendung in der Industrie	2021

Maßnahme C: Publikation der Ergebnisse durch Veröffentlichungen in Zeitschriften

Veröffentlichungen in Branchenmagazinen	C3 - Gemeinsame Veröffentlichung von Projektergebnissen in branchenspezifischen nichtwissenschaftlichen Zeitschriften bzw. Online-Magazinen, z. B. Spotlightmetal oder FoundryPlanet	Dez. 2020 bis März 2021
---	---	-------------------------

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

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	D1 Vortrag bei LS-Dyna-Forum:	2021
	D2 Vortrag bei Tagungen: Einreichung zu 3D Materials Science geplant (Einreichung bis 31.10.2020), Washington D.C. (USA)	29.06.-02.07, 2021
	D3 Vortrag bei Tagungen: Einreichung bei der Euromat 2021 geplant	12.-16. 09. 2021

Maßnahme E: Publikation der Ergebnisse auf der Projekthomepage

Ergebnistransfer in Wirtschaft und Wissenschaft	E2 Veröffentlichung des Abschlussberichts auf der Homepage des Fraunhofer-Instituts für Werkstoffmechanik IWM	2020
---	--	------

Maßnahme F: Übernahme in Lehre und Ausbildung

Projektergebnisse werden in Vorlesungen und andere Lehrveranstaltungen an der Universität Bremen aufgenommen	F1 - Aufnahme von Projektergebnissen in die Vorlesung „Bauteilentwicklung für automobile Gusskomponenten“ (u. a. Studiengang Produktionstechnik, Wirtschaftsingenieurwesen an der Universität Bremen)	ab SoSe 2021 (andauernd)
--	--	--------------------------

Maßnahmen (H) Beratung von Unternehmen

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

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

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

10 Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

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

Die im Rahmen des Projekts entwickelten Werkstoff- und Versagensmodelle werden als Demo-Version programmiert und können leicht in jeden kommerziellen FE-Code, welcher in den Industriefirmen für Gieß- und Crashsimulation Anwendung findet, implementiert werden. Es entstehen für die Firmen keine zusätzlichen Kosten bis auf jene für Schulung und Einarbeitung in die neu entwickelten Methoden. Die eventuellen Mehrkosten für die systematische Charakterisierung der Mikrodefektverteilung und des Mehrachsigkeitseinflusses sind im Vergleich mit dem Gewinn an Zuverlässigkeit der Crashbewertung gering. Gleiches gilt für die Nutzung des entwickelten Tools zur Generierung von Defektverteilungen.

Die hier entwickelte Methode für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash liefert ein effizientes und zuverlässiges Verfahren für Prozessoptimierung und virtuelle Produktentwicklung. Deswegen werden Industriefirmen nach Umsetzung dieser Methode die Entwicklungszeit von neuen Komponenten stark verkürzen und die Produktqualität verbessern.

Aluminiumguss als Leichtbauwerkstoff ist auch im Antriebsbereich etabliert, doch bestehen hier andere Anforderungen an die Bauteile als bei Crashesicherheit, wie z.B. Lebensdauer. Allerdings ist auch hier der Einfluss des Prozesses wie z.B. der Einfluss der Poren und Einschlüsse auf die Schwingfestigkeit zu berücksichtigen. Die Forschungsergebnisse lassen sich z.B. zur Beurteilung von Ermüdungs- und Betriebsfestigkeitsverhalten umsetzen, wodurch der konkrete Nutzen der entwickelten Methode weiter gesteigert wird.

Generell erhöhen die im Zuge der Durchsetzung der Elektromobilität vorhersehbaren Veränderungen wie der Wegfall wichtiger Gusskomponenten des konventionellen Antriebsstranges die Relevanz des Vorhabens: Da der elektrische Antriebsstrang hinsichtlich Stückzahl und Masse mit weniger Gussteilen auskommt, wird die Gießereiindustrie, insoweit sie als Zulieferer für die Automobilindustrie tätig ist, eine Kompensation nur dann erzielen können, wenn es ihr gelingt, zusätzliche

Komponenten im Bereich Strukturguss auf den Markt zu bringen. Da diese Komponenten grundsätzlich auch Anforderungen hinsichtlich Crashesicherheit zu erfüllen haben, kann die im Projekt entwickelte Simulationsmethodik einen wesentlichen Beitrag zur Sicherung der Wettbewerbsfähigkeit der betreffenden Unternehmen liefern.

Da sich die neue Methodik nach leichten Anpassungen an werkstoffspezifische Eigenschaften und Ungänzentypen auf andere Werkstoffe wie z.B. Magnesium, Titan und Gusseisen übertragen lässt, kann sie auch in anderen Branchen schnell umgesetzt werden.

Eine grundsätzliche Einschränkung ergibt sich durch den skalenübergreifenden Charakter der Problemstellung, der sich in der Diskrepanz zwischen der Größenordnung der betrachteten Defekte und den Bauteilabmessungen zeigt. Dieser Konflikt wird durch die Übertragung der Materialeigenschaften von den generierten Porenverteilungen auf die entwickelten Werkstoff- und Versagensmodelle und deren Verteilung über das Bauteilvolumen nur teilweise gelöst, da die Modellierung der Porenverteilungen nach wie vor eine Vernetzung mit Elementgrößen erfordert, die die Abmessungen der relevanten Defekte mindestens um den Faktor drei unterschreiten. Dies bedingt speziell bei großzügiger Wahl der Kontrollfenster vergleichsweise lange Konvergenzzeiten bis zum Erreichen einer stabilen, den Vorgaben entsprechenden Porenverteilung. Diesem Aspekt kann allerdings durch Nutzung entsprechend leistungsfähiger Rechencluster und die Implementierung geeigneter Optimierungsalgorithmen im Simulationstool entgegengewirkt werden

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

Aufgrund der Komplexität der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Schädigungs- und Versagensverhalten und des stochastischen Charakters sind die dafür erforderlichen Modelle einschließlich der experimentellen Charakterisierung aufwendig. Obwohl die Notwendigkeit für eine Verbesserung der Schädigungs- und Versagensmodellierung bei der Crashsimulation von Gussbauteilen von kleinen und mittleren Unternehmen (kmU) erkannt wurde, können diese Firmen aus Kosten- und Kapazitätsgründen diese Technik nicht selbst entwickeln sowie die vor einer Umsetzung in die Praxis notwendigen Erfahrungen nicht sammeln. Die im Rahmen des Projekts entwickelten stochastischen Modelle und Versagensmodelle werden den Industriepartnern als User-Materialmodelle zur Verfügung gestellt. Die Einführung der hier entwickelten Methode mit tiefgehender und effizienter Behandlung von Bruchmikromechanismen in Aluminiumgusskomponenten dient zur Entwicklung von maßgeschneiderten Produkten, zur Effizienzsteigerung und Kostenreduzierung sowie zur signifikanten Verbesserung von Produktqualität. Dies ist für die Bewahrung bzw. den Ausbau der bisher führenden Position deutscher Unternehmen von substanzieller Bedeutung. Bei der Entwicklung von neuen Fahrzeugen ist die Einhaltung der europäischen und internationalen Crashtoleranzkriterien bei der Bewertung der Crashtoleranz erforderlich. Die Anwendung der neuen numerischen Methode einschließlich übertragbarer Werkstoffmodelle, effizienter Ermittlung von Modellparametern und Berücksichtigung von Inhomogenität von mechanischen Eigenschaften wird die Qualität der virtuellen Entwicklung und deren Prognosegüte, welche für Konstruktion von neuen Fahrzeugen immer wichtiger wird, deutlich verbessern. Davon werden die Dienstleistungsgruppen für Konstruktion und Software stark profitieren. In Deutschland beschäftigen sich zahlreiche kleine und mittlere Unternehmen mit der Fertigung von Automobilkomponenten aus Aluminiumdruckguss, die wegen steigenden Anforderungen an Leichtbau und Kostensenkung ständig verbessert werden müssen. Mit der Verwendung von Aluminiumgusskomponenten im Karosseriebau kann eine Gewichtsreduzierung von ca. 40 % erzielt werden. Da Druckguss derzeit das wichtigste Gießverfahren zur Verarbeitung von Aluminium im Fahrzeugbau ist, ist die wirtschaftliche Bedeutung der angestrebten Forschungsergebnisse entsprechend groß. Diese Einschätzung wird unterstrichen durch aktuelle, vor allem von der Firma Tesla vorangetriebene Bestrebungen, immer größere Komponenten der Fahrzeugstruktur „in einem Guss“ herzustellen. Sollte sich dieses Fertigungskonzept durchsetzen, führt es zwangsläufig zu einem höheren Massenanteil an Druckgussbauteilen in der tragenden Struktur des Fahrzeugs. Gleichzeitig ist zu erwarten, dass die betreffenden großflächigen Gussteile extreme Anforderungen hinsichtlich Gussteilqualität stellen. Vor diesem Hintergrund wird ein validierter Ansatz zur Beurteilung von Defekteinflüssen auch auf die Crashtoleranz an Bedeutung gewinnen.

Die Ergebnisse beruhen auf einer Verknüpfung von umfangreichen Erfahrungen und fundierten Kenntnissen auf verschiedenen Gebieten wie Gießen, Metallkunde, CT-Analyse, Gießsimulation, Stochastik, Werkstoffcharakterisierung, Mechanik und

Simulation komplexer Verformungs- und Bruchvorgänge. Die Beherrschung der hier entwickelten Methoden wird die Leistungs- und Wettbewerbsfähigkeit der kleinen und mittleren Unternehmen in Deutschland nachhaltig verbessern. Die hier entwickelten Methoden mit einer klar definierten Vorgehensweise und die aufgezeigte Nutzung werden den kleinen und mittleren Unternehmen bei Produktentwicklungen entscheidend helfen und ihnen einen Wettbewerbsvorteil - auch international - bereitstellen.

12 Literaturverzeichnis

- [AMM08] Ammar, H. R., Samuel, A. M., Samuel, F. H., 2008. Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 473, 65–75.
- [AND10] Andrieux, F., Sun, D.-Z., 2010, Damage modelling for simulation of process chain from forming to crash. *Int. J. Mater. Res.*, Vol. 101, 8, 963-971.
- [AND15] Andrade, F. X. C., Feucht, M., Haufe, A., Neukamm, F., 2016. An incremental stress state dependent damage model for ductile failure prediction. *Int. J. Fract.*, DOI 10.1007/s10704-016-0081-2.
- [AVA02] Avalle, M., Belingardi, G., Cavatorta, M. P., & Doglione, R., 2002. Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: A comparison between standard specimens and production components. *Int. J. Fatigue*, 24, 1–9.
- [BAI10] Bai, Y., Wierzbicki, T., 2010. Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture. *Int. J. Fract.*, 161,1–20.
- [BAI15] Bai, Q. L., Liu, J. C., Li, H. X., Du, Q., Katgerman, L., Zhang, J. S., Zhuang, L. Z., 2015. A modified hot tearing criterion for direct chill casting of aluminium alloys. *Mat. Sci. Technol.*, DOI: 10.1080/02670836.2015.1104081.
- [BAO04] Bao, Y., Wierzbicki, T., 2004. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *Int. J. Mech. Sci.*, 46 (81), 81-98.
- [BDG19] BDG-Richtlinie P203. Porositätsanalyse und –beurteilung mittels industrieller Röntgen-Computertomographie (CT), BDG, Düsseldorf, 12. Dezember 2019.
https://www.bdguss.de/fileadmin/content_bdguss/Der_BDG/Richtlinien/P_203.pdf
- [BLA05] Blair, M., Monroe, R., Beckermann, C., Hardin, R., Carlson, K., Monroe, C., 2005. Predicting the occurrence and effects of defects in castings. *Jom*, 57(Ci), 29–34.
- [BOE08] Böhme, W., 2008. Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation. FAT-Richtlinie, ZeitschriftZ. Materialprüfung, Materials Testing, Carl Hanser Verlag, München , Vol. 50 (4), S. 199 – –205.
- [BOZ12] Bozchaloei, G. E., Vahraram, N., Davami, P., Kim, S. K., 2012. Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al–7Si–0.3Mg alloy and the roll of runner height after filter on their formation. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 548, 99-105.
- [BUR08] Burblies, A., Reichert, N., Busse, M., Einsatz von Leveled-Noise-Verfahren beim Computer Aided Robust Design, 4. ASIM-Workshop Modellierung, Regelung und Simulation in Automotive und Prozessautomation, 29.-30. Mai 2008, Wismar.

- [CAM06] Campbell, J., 2006. Entrainment Defects. *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 22, 127-145.
- [EBE08] Ebelsheiser, H., Feucht, M., Neukamm, F., 2008. On calibrating advanced damage models using sheet metal coupon tests, 7. LS-DYNA Anwendungsforum, Bamberg.
- [EBR19] Ebrahimi, A., Struß, A., Voßmeyer, N., Lehmus, D., Busse, M. Effects of defects in metal casting: How mechanical properties of Aluminum castings are influenced by porosity and pore size. *Euromat 2019, Stockholm (SWE)*, 1.-5. September 2019.
- [ESI11] ESI Group, Casting Simulation Suite ProCAST / QuikCAST, 2011 - G/RO/11.71/A.
- [GES04] Gese, H., Werner, H., Hooputra, H., Dell, H., Heath, A. A comprehensive failure model for metallic structures in sheet metal forming and crash simulation, *Europam, Paris*, 11.–13. Oktober 2004.
- [GOL97] Gologanu, M.; Leblond, J. B.; Perrin, G.; Devaux, J., 1997. Recent Extensions of Gurson's Model for Porous Ductile Metals. *Continuum Micromechanics, CISM Courses and Lectures No. 377*, eds. P. Suquet, 61-130.
- [GUR77] Gurson, A. L., 1977. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I-Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, *J. Eng. Mater. Technol.*, 99, 2-15.
- [HAR07] Harrer, B., Kastner, J., Kottar, A., Degischer H.P., Charakterisierung von Inhomogenitäten in metallischen Gusswerkstoffen mittels 3D-Röntgen-Computertomographie, *DGZfP-Jahrestagung 2007*.
- [JOH85] Johnson, G.R., Cook, W.H., 1985. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Eng. Fracture Mech.*, vol.21, No.1, 31-48.
- [KAL12] Kalkunte, B., Köser, O., Rolle, C.-A., Günzel, M., Gießsimulation als Antwort auf aktuelle Bedürfnisse der Gießerei-Industrie, *Giesserei 99 08/2012*, 44-55.
- [NAH08] Nahshon, K., Hutchinson, J. W., 2008. Modifications of the Gurson model for shear failure. *Eur. J. Mech. A/Solids*, 27, 1–17.
- [NEE91] Needleman, A., Tvergaard, V., 1991. A numerical study of void distribution effects on dynamic, ductile crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 38, No. 213, 157-173.
- [NYA05] Nyahumwa, C., 2005. *African Journal of Science and Technology (AJST) Science and Engineering Series* Vol. 6, No. 2, 43 – 54.
- [PER98] Perez, P., 1998. Markov Random Fields and Images. *CWI Quarterly*, Vol.11 (4), 413-437.
- [RAI10] Raiszadeh, R., Griffiths, W. D., The behaviour of double oxide film defects in liquid Al alloys under atmospheric and reduced pressures. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 491, , 575-580.

- [RAZ13] Razaz, G., 2013. Casting practices influencing inclusion distribution in Al-billets. Degree project for master of science, Karlstads University Sweden.
- [REI13] Reilly, C., Green, N.R., Jolly, M.R., 2013. The present state of modeling entrainment defects in the shape casting process, *Applied Mathematical Modelling*, Vol. 37, Issue 3, 1, 611–628.
- [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.
- [SUN14] Sun, D.-Z., Ma, Y., Andrieux, F., Modeling of the influence of pore morphology on damage behavior of an aluminum die casting alloy, ICAA14, the 14th Int. Conf. on Aluminium Alloys, June 2014, Trondheim.
- [SUN15] Sun, D.-Z., Burblies, A., 2015. Modellierung der Einflüsse von Porenmorphologie auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit stochastischem Aspekt für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash, AiF-Abschlussbericht.
- [TEW15] Tewes, S., Vorhersage strömungsbedingter Gussdefekte, Dissertation RWTH Aachen, 2015.
- [TIM10] Timelli, G., 2010. Constitutive and stochastic models to predict the effect of casting defects on the mechanical properties of High Pressure Die Cast AlSi9Cu3 (Fe) alloys. 28, 9–17.
- [WEI11] Weiss, U., Bach, A., 2011. Magnesium HPDC Crash CAE, *La Metallurgia Italiana* - n. 11-12, 31-39.
- [WIL80] Wilkins, M.L., Streit, R.D., Reaugh, J.E. 1980. UCRL-53058 Distribution Category UC-25, Lawrence Livermore Laboratory, University of California, Livermore.
- [XUE08] Xue, L., 2008. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials. *Eng. Fracture Mech.*, 75 (11), 3343-3366.
- [YAN13] Yang, X., Huang, X., Dai, X., Campbell, J., Tatler, J., Numerical Modelling of the Entrainment of Oxide Film Defects in Filling of Aluminium Alloy Castings, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 17, 2004, 321-331.
- [YI06] Yi, J. Z., Lee, P. D., Lindley, T. C., Fukui, T., 2006. Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast A356-T6 automotive components. *Mater. Sci. Eng. A*, 432, 59–68.
- [YUE14] Yue, Y., 2014. Modelling of the effects of entrainment defects on mechanical properties in Al-Si-Mg alloy castings, PhD thesis, University of Birmingham.

13 Danksagung

Das Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM und das Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und angewandte Materialforschung IFAM bedanken sich bei den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die anregenden Diskussionen und konstruktiven Ergänzungen zu diesem Vorhaben. Insbesondere gilt der Dank folgenden Firmen und Verbänden:

Altair Engineering GmbH, 50933 Köln
AUDI AG, 74148 Neckarsulm
Calcom ESI, CH-1015 Lausanne
Daimler AG, 71059 Sindelfingen
DYNAmore GmbH, 70565 Stuttgart
Ford Forschungszentrum Aachen GmbH, 52072 Aachen
Gesellschaft für numerische Simulation mbH, 38114 Braunschweig
Kube GmbH Ingenieurbüro, 73207 Plochingen
LASSO Ingenieurgesellschaft mbH, 70771 Leinfelden-Echterdingen
MATFEM Partnerschaft Dr. Gese & Oberhofer, 80638 München
Opel AG, 65423 Ruesselsheim
Porsche AG, 71287 Weissach
RWP GmbH, 52159 Roetgen
TAKATA-PETRI AG, 63743 Aschaffenburg
ZF Automotive Germany GmbH, 73553 Alfdorf
Volkswagen AG, 38436 Wolfsburg
Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie, 40549 Düsseldorf

Beteiligte Mitarbeiter der Forschungsstellen:

IWM: Dr. Florence Andrieux, Clemens Fehrenbach, Sabine Oeser, Dr. Dong-Zhi Sun
IFAM: Alireza Ebrahimi, Michael Heuser, Dirk Lehmus, Adrian Struss

Bisher in der FAT-Schriftenreihe erschienen (ab 2015)

Nr.	Titel
270	Physiologische Effekte bei PWM-gesteuerter LED-Beleuchtung im Automobil, 2015
271	Auskunft über verfügbare Parkplätze in Städten, 2015
272	Zusammenhang zwischen lokalem und globalem Behaglichkeitsempfinden: Untersuchung des Kombinationseffektes von Sitzheizung und Strahlungswärmeübertragung zur energieeffizienten Fahrzeugklimatisierung, 2015
273	UmCra - Werkstoffmodelle und Kennwertermittlung für die industrielle Anwendung der Umform- und Crash-Simulation unter Berücksichtigung der mechanischen und thermischen Vorgeschichte bei hochfesten Stählen, 2015
274	Exemplary development & validation of a practical specification language for semantic interfaces of automotive software components, 2015
275	Hochrechnung von GIDAS auf das Unfallgeschehen in Deutschland, 2015
276	Literaturanalyse und Methodenauswahl zur Gestaltung von Systemen zum hochautomatisierten Fahren, 2015
277	Modellierung der Einflüsse von Porenmorphologie auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit stochastischem Aspekt für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash, 2015
278	Wahrnehmung und Bewertung von Fahrzeugaußengeräuschen durch Fußgänger in verschiedenen Verkehrssituationen und unterschiedlichen Betriebszuständen, 2015
279	Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen – Teil 3, 2015
280	PCM from iGLAD database, 2015
281	Schwere Nutzfahrzeugkonfigurationen unter Einfluss realitätsnaher Anströmbedingungen, 2015
282	Studie zur Wirkung niederfrequenter magnetischer Felder in der Umwelt auf medizinische Implantate, 2015
283	Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung, 2016
284	Entwicklung einer Methode zur Crashsimulation von langfaserverstärkten Thermoplast (LFT) Bauteilen auf Basis der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation, 2016
285	Untersuchung des Rollwiderstands von Nutzfahrzeugreifen auf realer Fahrbahn, 2016
286	χMCF - A Standard for Describing Connections and Joints in the Automotive Industry, 2016
287	Future Programming Paradigms in the Automotive Industry, 2016
288	Laserstrahlschweißen von anwendungsnahen Stahl-Aluminium-Mischverbindungen für den automobilen Leichtbau, 2016
289	Untersuchung der Bewältigungsleistung des Fahrers von kurzfristig auftretenden Wiederübernahmesituationen nach teilautomatischem, freihändigem Fahren, 2016
290	Auslegung von geklebten Stahlblechstrukturen im Automobilbau für schwingende Last bei wechselnden Temperaturen unter Berücksichtigung des Versagensverhaltens, 2016
291	Analyse, Messung und Optimierung des Ventilationswiderstands von Pkw-Rädern, 2016
292	Innenhochdruckumformen laserstrahlgelöteter Tailored Hybrid Tubes aus Stahl-Aluminium-Mischverbindungen für den automobilen Leichtbau, 2017

- 293 Filterung an Stelle von Schirmung für Hochvolt-Komponenten in Elektrofahrzeugen, 2017
- 294 Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Feibleche aus Stahl unter kombinierter Beanspruchung, 2017
- 295 Wechselwirkungen zwischen zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und Korrosion: Bewertung der Schädigungsäquivalenz von Kollektiv- und Signalformen unter mechanisch-korrosiven Beanspruchungsbedingungen, 2017
- 296 Auswirkungen des teil- und hochautomatisierten Fahrens auf die Kapazität der Fernstraßeninfrastruktur, 2017
- 297 Analyse zum Stand und Aufzeigen von Handlungsfeldern beim vernetzten und automatisierten Fahren von Nutzfahrzeugen, 2017
- 298 Bestimmung des Luftwiderstandsbeiwertes von realen Nutzfahrzeugen im Fahrversuch und Vergleich verschiedener Verfahren zur numerischen Simulation, 2017
- 299 Unfallvermeidung durch Reibwertprognosen, 2017
- 300 Thermisches Rollwiderstandsmodell für Nutzfahrzeugreifen zur Prognose fahrprofilspezifischer Energieverbräuche, 2017
- 301 The Contribution of Brake Wear Emissions to Particulate Matter in Ambient Air, 2017
- 302 Design Paradigms for Multi-Layer Time Coherency in ADAS and Automated Driving (MULTIC), 2017
- 303 Experimentelle Untersuchung des Einflusses der Oberflächenbeschaffenheit von Scheiben auf die Kondensatbildung, 2017
- 304 Der Rollwiderstand von Nutzfahrzeugreifen unter realen Umgebungsbedingungen, 2018
- 305 Simulationsgestützte Methodik zum Entwurf intelligenter Energiesteuerung in zukünftigen Kfz-Bordnetzen, 2018
- 306 Einfluss der Kantenbearbeitung auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl-Feiblechen unter quasistatisch und schwingender Beanspruchung, 2018
- 307 Fahrerspezifische Aspekte beim hochautomatisierten Fahren, 2018
- 308 Der Rollwiderstand von Nutzfahrzeugreifen unter zeitvarianten Betriebsbedingungen, 2018
- 309 Bewertung der Ermüdungsfestigkeit von Schraubverbindungen mit gefurchem Gewinde, 2018
- 310 Konzept zur Auslegungsmethodik zur Verhinderung des selbsttätigen Losdrehens bei Bauteilsystemen im Leichtbau, 2018
- 311 Experimentelle und numerische Identifikation der Schraubenkopfverschiebung als Eingangsgröße für eine Bewertung des selbsttätigen Losdrehens von Schraubverbindungen, 2018
- 312 Analyse der Randbedingungen und Voraussetzungen für einen automatisierten Betrieb von Nutzfahrzeugen im innerbetrieblichen Verkehr, 2018
- 313 Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens von Aluminiumwerkstoffen für die Crashsimulation, 2018
- 314 Definition einer „Äquivalenten Kontakttemperatur“ als Bezugsgröße zur Bewertung der ergonomischen Qualität von kontaktbasierten Klimatisierungssystemen in Fahrzeugen, 2018
- 315 Anforderungen und Chancen für Wirtschaftsverkehre in der Stadt mit automatisiert fahrenden E-Fahrzeugen (Fokus Deutschland), 2018
- 316 MULTIC-Tooling, 2019
- 317 EPHoS: Evaluation of Programming - Models for Heterogeneous Systems, 2019
- 318 Air Quality Modelling on the Contribution of Brake Wear Emissions to Particulate Matter Concentrations Using a High-Resolution Brake Use Inventory, 2019

- 319 Dehnratenabhängiges Verformungs- und Versagensverhalten von dünnen Blechen unter Scherbelastung, 2019
- 320 Bionischer LAM-Stahlleichtbau für den Automobilbau – BioLAS, 2019
- 321 Wirkung von Systemen der aktiven, passiven und integralen Sicherheit bei Straßenverkehrsunfällen mit schweren Güterkraftfahrzeugen, 2019
- 322 Unfallvermeidung durch Reibwertprognosen - Umsetzung und Anwendung, 2019
- 323 Transitionen bei Level-3-Automation: Einfluss der Verkehrsumgebung auf die Bewältigungsleistung des Fahrers während Realfahrten, 2019
- 324 Methodische Aspekte und aktuelle inhaltliche Schwerpunkte bei der Konzeption experimenteller Studien zum hochautomatisierten Fahren, 2020
- 325 Der Einfluss von Wärmeverlusten auf den Rollwiderstand von Reifen, 2020
- 326 Lebensdauerberechnung hybrider Verbindungen, 2020
- 327 Entwicklung der Verletzungsschwere bei Verkehrsunfällen in Deutschland im Kontext verschiedener AIS-Revisionen, 2020
- 328 Entwicklung einer Methodik zur Korrektur von EES-Werten, 2020
- 329 Untersuchung zu den Einsatzmöglichkeiten der Graphen- und Heuristikbasierten Topologieoptimierung zur Entwicklung von 3D-Rahmenstrukturen in Crashlastfällen, 2020
- 330 Analyse der Einflussfaktoren auf die Abweichung zwischen CFD und Fahrversuch bei der Bestimmung des Luftwiderstands von Nutzfahrzeugen, 2020
- 331 Effiziente Charakterisierung und Modellierung des anisotropen Versagensverhaltens von LFT für Crashsimulation, 2020
- 332 Charakterisierung und Modellierung des Versagensverhaltens von Komponenten aus duktilem Gusseisen für die Crashsimulation, 2020
- 333 Charakterisierung und Meta-Modellierung von ungleichartigen Punktschweißverbindungen für die Crashsimulation, 2020
- 334 Simulationsgestützte Analyse und Bewertung der Fehlertoleranz von Kfz-Bordnetzen, 2020
- 335 Absicherung des autonomen Fahrens gegen EMV-bedingte Fehlfunktion, 2020
- 336 Auswirkung von instationären Anströmeffekten auf die Fahrzeugaerodynamik, 2020
- 337 Analyse von neuen Zell-Technologien und deren Auswirkungen auf das Gesamtsystem Batteriepack, 2020
- 338 Modellierung der Einflüsse von Mikrodefekten auf das Versagensverhalten von Al-Druckgusskomponenten mit stochastischem Aspekt für die Crashsimulation, 2020

Impressum

Herausgeber	FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. Behrenstraße 35 10117 Berlin Telefon +49 30 897842-0 Fax +49 30 897842-600 www.vda-fat.de
ISSN	2192-7863
Copyright	Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) 2020

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

VDA | Verband der
Automobilindustrie

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

FAT | Forschungsvereinigung
Automobiltechnik