

***Einsatzmöglichkeiten und Anwendungsgrenzen der  
digitalen Bildkorrelation zur Frühdetektion struktureller und  
funktioneller Schädigungen und Versagensvorhersage in  
metallischen Werkstoffen, Werkstoffverbunden und  
Verbundwerkstoffen***

zur Erlangung des akademischen Grades eines  
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)  
der Fakultät für Maschinenbau  
der Universität Paderborn

genehmigte

DISSERTATION

von

*Dipl.-Ing. Bernhard Gorny*

aus Paderborn

Tag des Kolloquiums: 04.02.2013

Referent: *Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier*

Korreferent: *Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster*



## Inhalt

<b>1 Einleitung und Zielsetzung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 Digitale Bildkorrelation .....</b>	<b>3</b>
2.1.1 Beschreibung des Verfahrens .....	4
2.1.2 Fehlerquellen und Anwendungsgrenzen .....	8
<b>2.2 Werkstoffe .....</b>	<b>10</b>
2.2.1 Metallische Werkstoffe .....	10
2.2.1.1 Kupfer .....	10
2.2.1.2 TWIP-Stahl .....	11
2.2.1.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl .....	13
2.2.1.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen .....	13
2.2.2 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde .....	15
2.2.2.1 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde .....	15
2.2.2.2 Sandwich-Strukturen .....	20
<b>2.3 Versagensmodelle und Lebensdauervorhersagemodelle .....</b>	<b>21</b>
2.3.1 Schädigung und Versagen .....	22
2.3.2 Metallische Werkstoffe .....	23
2.3.2.1 Kupfer .....	23
2.3.2.2 TWIP-Stahl .....	24
2.3.2.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl .....	24
2.3.2.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen .....	24
2.3.3 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde .....	26
2.3.3.1 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde .....	26
2.3.3.2 Sandwich-Strukturen .....	27
<b>3 Experimentelle Grundlagen .....</b>	<b>31</b>
<b>3.1 Werkstoffe .....</b>	<b>31</b>
3.1.1 Metallische Werkstoffe .....	31
3.1.1.1 Kupfer .....	31
3.1.1.2 TWIP-Stahl .....	32
3.1.1.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl .....	33
3.1.1.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung .....	33
3.1.2 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde .....	34
3.1.2.1 CFK-1 .....	34
3.1.2.2 CFK-2 .....	36
3.1.2.3 CFK-3 .....	37
3.1.3 Sandwich-Strukturen .....	38
3.1.3.1 Aluminiumschaum-Sandwich .....	38
3.1.3.2 Aluminiumwaben-Sandwich .....	38
3.1.3.3 Polymerschaum-CFK-Sandwich .....	39
3.1.3.4 Balsakern-Sandwich-Strukturen .....	39
3.1.3.5 TiAl6V4-Gitterstrukturen .....	39
<b>3.2 Probengeometrie .....</b>	<b>40</b>
3.2.1 Proben für einachsige Versuche an metallischen Proben .....	40
3.2.2 Proben für Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden .....	41
3.2.3 Druckproben .....	41
3.2.4 Schubproben .....	42

3.2.5 Proben für Vierpunkt-Biegeversuche .....	42
3.2.6 Proben für T-Biegeversuche .....	44
<b>3.3 Versuchsaufbauten und Versuchsdurchführung .....</b>	<b>45</b>
3.3.1 Einachsige Versuche an metallischen Werkstoffen .....	46
3.3.2 Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden .....	47
3.3.3 Druckversuche .....	47
3.3.4 Schubversuche .....	48
3.3.5 Vierpunkt-Biegeversuche .....	49
3.3.6 T-Biegeversuche .....	50
<b>3.4 Charakterisierung .....</b>	<b>51</b>
3.4.1 Rasterelektronenmikroskop/Electron-Backscatter-Diffraction .....	51
3.4.2 Lichtmikroskop .....	51
3.4.3 Makroskopische Aufnahmen .....	51
3.4.4 Digitale Bildkorrelation .....	52
3.4.5 Bestimmung des Faservolumenanteils .....	52
3.4.6 Finite-Elemente-Methode .....	53
<b>4 Ergebnisse und Diskussion .....</b>	<b>55</b>
<b>4.1 Strukturelle Schädigung .....</b>	<b>55</b>
4.1.1 Metallische Werkstoffe .....	55
4.1.1.1 Kupfer .....	56
4.1.1.2 TWIP-Stahl .....	64
4.1.1.3 Vierpunkt-Biegung .....	68
4.1.1.4 T-Biegung .....	69
4.1.2 Faser-Kunststoff-Verbunde .....	72
4.1.2.1 Zugbeanspruchung .....	72
4.1.2.2 Schubbeanspruchung .....	78
4.1.2.3 Vierpunkt-Biegung .....	89
4.1.2.4 T-Biegung .....	94
4.1.3 Sandwich-Strukturen .....	98
4.1.3.1 Druckbeanspruchung .....	98
4.1.3.2 Vierpunkt-Biegung .....	108
4.1.3.3 T-Biegung .....	119
<b>4.2 Funktionelle Schädigung .....</b>	<b>123</b>
4.2.1 Einkristalline Proben .....	123
4.2.2 Vielkristalline Proben .....	126
<b>5 Zusammenfassende Diskussion .....</b>	<b>131</b>
5.1 Übersicht über geeignete Werkstoffe und Beanspruchungsarten .....	133
5.2 Lebensdauerabschätzung .....	137
<b>6 Kurzzusammenfassung/Summary .....</b>	<b>141</b>
<b>7 Abkürzungen und Symbole .....</b>	<b>143</b>
<b>8 Literatur .....</b>	<b>147</b>
<b>9 Anhang .....</b>	<b>161</b>
9.1 Werkstoffkennwerte und Probenaufbau .....	161
9.2 Korrelationseinstellungen .....	164

<b>9.3 Fehlerbetrachtung .....</b>	<b>171</b>
9.3.1 Digitale Bildkorrelation.....	171
9.3.1.1 Probenpräparation und Beleuchtung.....	171
9.3.1.2 Bilderzeugung.....	172
9.3.1.3 Berechnung .....	175
9.3.1.4 Verifikation .....	176
9.3.2 Messunsicherheiten der dargestellten Spannungen und Dehnungen .....	176
9.3.2.1 Zyklische und monotone Zug- und Druckversuche .....	177
9.3.2.2 Schubversuche .....	178
9.3.2.3 Vierpunkt-Biegeversuche .....	178
9.3.2.4 T-Biegeversuche.....	179
<b>9.4 Abschätzung der Dauerfestigkeit .....</b>	<b>180</b>
9.4.1 Locati-Verfahren .....	180
9.4.2 IABG-Methode .....	181
<b>9.5 Biegelinie für Balken bei Vierpunktbiegung .....</b>	<b>181</b>
<b>Vorveröffentlichungen.....</b>	<b>185</b>
<b>Lebenslauf .....</b>	<b>187</b>



## 1 Einleitung und Zielsetzung

Vor dem Hintergrund einer weltweit steigenden Nachfrage nach Rohstoffen und Energie gewinnt der effiziente Einsatz von Ressourcen sowohl unter wirtschaftlichen als auch ökologischen Gesichtspunkten zunehmend an Bedeutung. Die Reduzierung bewegter Massen im Maschinen- und Anlagenbau sowie im Transportsektor ist eine effektive Möglichkeit, die Energieeffizienz zu steigern und wird unter dem Begriff des „Leichtbaus“ zusammengefasst.

Um Leichtbaupotentiale maximal auszuschöpfen, kommen immer mehr speziell auf den jeweiligen Einsatz zugeschnittene Werkstoffe zur Anwendung. Dies führt in komplexen Strukturen und Systemen mit Einzelkomponenten, an die unterschiedliche und zum Teil widersprüchliche Anforderungen gestellt werden, zum parallelen Einsatz verschiedener Werkstoffe. Im strukturellen Leichtbau kommen neben hochfesten metallischen Legierungen und Verbundwerkstoffen wie Faser-Kunststoff-Verbunden auch Werkstoffverbunde, wie beispielsweise Sandwich-Strukturen, zum Einsatz. Beim funktionellen Leichtbau, bei welchem komplexe Strukturen oder Aktoren bei gleichbleibender Funktionalität kompakter und leichter werden sollen, sind Gewichtseinsparungen, beispielsweise durch den Einsatz von Funktionswerkstoffen wie Formgedächtnislegierungen, umsetzbar.

Während für fast alle homogenen Werkstoffe zerstörungsfreie Prüfverfahren zur Schädigungsfrüherkennung bekannt sind, erfordert der zunehmende Einsatz von Werkstoffverbunden und Verbundwerkstoffen auch Möglichkeiten, Strukturen aus Werkstoffkombinationen diesbezüglich zu untersuchen. Dazu sind Prüfverfahren notwendig, welche für ein möglichst breites Werkstoffspektrum anwendbar sind.

Vor diesem Hintergrund sollten in der vorliegenden Dissertation die Einsatzmöglichkeiten und Anwendungsgrenzen der digitalen Bildkorrelation zur Frühdetektion von strukturellen Schädigungen in Strukturwerkstoffen und von funktionellen Schädigungen in Funktionswerkstoffen untersucht werden.

Bei der Betrachtung der Strukturwerkstoffe lag der Fokus der Arbeit auf metallischen Werkstoffen, Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden in Form von Sandwich-Strukturen. Über die Erkennung struktureller Schädigungen in diesen Systemen unter verschiedenen Belastungssituationen hinaus sollten die Möglichkeiten zur Vorhersage von Art, Ort und Zeitpunkt des Versagens unter Berücksichtigung aus der Literatur bekannter Versagensmodelle untersucht werden. Mit dem Einsatz von Modellen zur Lebensdauervorhersage sollte zudem beispielhaft anhand des Rissausbreitungsverhaltens in metallischen Werkstoffen überprüft werden, ob es auf Basis der mit der digitalen Bildkorrelation gefundenen Schädigungen möglich ist, Lebensdauerprognosen zu geben, ohne weitere Analysen durchzuführen.

Anhand der für die Strukturwerkstoffe gewonnenen Erkenntnisse zur Früherkennung struktureller Schädigungen sollte zudem am Beispiel von Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen untersucht werden, ob mittels digitaler Bildkorrelation auch die Früherkennung funktioneller Schädigungen möglich ist.

## 2 Theoretische Grundlagen

Dieses Kapitel gibt einen Überblick über die theoretischen Grundlagen, die für das Verständnis der Arbeit von Relevanz sind. Dazu wird zunächst das Verfahren der digitalen Bildkorrelation erläutert (s. Abschnitt 2.1). Nach einer kurzen Beschreibung der in dieser Dissertation eingesetzten Werkstoffe (s. Abschnitt 2.2) wird ein knapper Überblick über die aus der Literatur bekannten Schädigungs- und Versagensmechanismen dieser Werkstoffe gegeben. Parallel werden Ansätze zur Abschätzung der Restlebensdauer bei bekannten und quantifizierten Schädigungen beschrieben (s. Abschnitt 2.3).

### 2.1 Digitale Bildkorrelation

Um den Einfluss geometrie- oder werkstoffbedingter Unstetigkeiten auf Dehnungsverteilungen an Bauteil- oder Probenoberflächen zu bestimmen, sind Verfahren notwendig, welche die Bestimmung von Dehnungen an vielen Stellen der Oberflächen zeitgleich durchführen können. Dazu kommen besonders optische Verfahren, wie holografische Interferometrie [Ga49,WO82], Speckle-basierte Interferometrie [Le70,AE72], Shearografie [Hu82,LM<sup>+</sup>04] und Moiré-basierte Verfahren [DP70,Th69] zum Einsatz. Aus diesen optischen Verfahren wurde mit Hilfe der sich stetig verbessernden Möglichkeiten digitaler Datenverarbeitung die digitale Bildkorrelation (engl. Digital Image Correlation, DIC) entwickelt [Me81,PR82,SW<sup>+</sup>83]. Diese hat gegenüber anderen optischen Verfahren zwei wesentliche Vorteile. Zum einen haben auf Interferenz basierende Verfahren große Stabilitätsanforderungen und Einschränkungen hinsichtlich ihres Anwendungsbereites [CR<sup>+</sup>85]. Zum anderen ist bei den übrigen erwähnten analogen Verfahren ein hoher Aufwand für die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse notwendig [CR<sup>+</sup>85].

DIC ist ein optisches Verfahren zur Messung von Verschiebungen und Dehnungen. Das berührungslos arbeitende Verfahren nutzt digitale optische Aufnahmen einer Proben- oder Bauteiloberfläche im unverformten und verformten Zustand als Ausgangsmaterial für die softwareunterstützte Verschiebungs- und Dehnungsberechnung. DIC kann für zwei- (2D-DIC) und dreidimensionale (3D-DIC) Probenoberflächen durchgeführt werden [SM<sup>+</sup>00]. Für 3D-DIC existieren sowohl Lösungen mit ein [QT<sup>+</sup>08] als auch mit zwei [SY<sup>+</sup>08] Kamerasystemen. Darüber hinaus gibt es erste Ansätze, auch Volumendehnungen zu bestimmen (engl. Digital Volume Correlation, DVC), wozu optische und röntgenografische Tomografieverfahren zum Einsatz kommen [GD<sup>+</sup>07,FH<sup>+</sup>07]. 2D-DIC bietet gegenüber 3D-DIC und DVC Vorteile bzgl. des Versuchsaufwandes [SY<sup>+</sup>08] und der benötigten Rechenleistung [GL<sup>+</sup>11], ist jedoch auf die Betrachtung zweidimensionaler Probleme beschränkt.

Die digitale Bildkorrelation findet mittlerweile Einsatz in vielfältigen Bereichen [HR06]. Ein Beispiel ist die Bestimmung von Werkstoffkennwerten [GH<sup>+</sup>02], insbesondere bei Experimenten, für die aufgrund extremer Umgebungsbedingungen [LL<sup>+</sup>96] oder einer empfindlichen Probe

[CC<sup>+</sup>01, CT<sup>+</sup>91, HR<sup>+</sup>02] berührungslose Dehnungsmessverfahren notwendig sind. Bei derartigen Experimenten kann zudem mit Hilfe von DIC verifiziert werden, ob die Versuchsrandbedingungen und die damit verbundene Dehnungsverteilung den Annahmen entsprechen [CH<sup>+</sup>07]. Außerdem gibt es Ansätze, mittels DIC bestimmte Dehnungen auf Basis von in Echtzeit durchgeführten Finite-Elemente-(FE-)Kalkulationen als Regelgrößen für Experimente einzusetzen [GH<sup>+</sup>92]. Ein weiteres Anwendungsfeld ist die Erkennung von Inhomogenitäten der Dehnungsverteilung auf der Werkstoffoberfläche [HR06], womit neben lokalen Dehnungsüberhöhungen [WC<sup>+</sup>01] auch Schädigungen [BT<sup>+</sup>97, ND<sup>+</sup>09], Rissinitiierungsstellen [EA<sup>+</sup>08, NB<sup>+</sup>09], das Risswachstum [AL02, RH<sup>+</sup>07] sowie das Versagensverhalten von Proben [GN<sup>+</sup>11] beschrieben werden können.

Alle bekannten zerstörungsfreien Prüfverfahren, wie z. B. für metallische Werkstoffe Eindringverfahren, Wirbelstromprüfung, Durchstrahlungsprüfungen oder Computertomografie [IS10] oder die auch an Faser-Kunststoff-Verbunden einsetzbaren Verfahren wie elektrische Widerstandsmessung [PO<sup>+</sup>02, SB89], Infrarot-Thermografie [HB<sup>+</sup>03], Ultraschall [IC<sup>+</sup>04], die Analyse von Schallemissionen unter Beanspruchung [SL<sup>+</sup>04], Mikrowellen [AH<sup>+</sup>04], Radiografie [GS85] sowie andere optische Prüfverfahren [AA<sup>+</sup>06, DP<sup>+</sup>01, YC<sup>+</sup>04, ZR05] haben gegenüber DIC signifikante Nachteile, da sie entweder nicht berührungslos arbeiten oder eine aufwendige Probenpräparation erfordern [ZR<sup>+</sup>98] bzw. nicht für mehrere Werkstoffhauptgruppen oder Werkstoffverbunde einsetzbar sind.

Die digitale Bildkorrelation ist dagegen nahezu unabhängig vom zu untersuchenden Werkstoff anwendbar. So wurden z. B. Korrelationen an unterschiedlichsten Metallen [KO<sup>+</sup>07, NL<sup>+</sup>11], Polymeren [CC<sup>+</sup>01, MI<sup>+</sup>09], Keramiken [RH06], Faser-Kunststoff-Verbunden [WL<sup>+</sup>08] und weiteren Verbundwerkstoffen [FR<sup>+</sup>09], Holz und Papier [CT<sup>+</sup>91], Mineralwolle [HR<sup>+</sup>02] und Textilien [II<sup>+</sup>09] sowie Beton [CS97] und Sandstein [BT<sup>+</sup>97] durchgeführt.

Da es bzgl. der Quelle des Bildmaterials nur geringe Einschränkungen gibt, wurde die digitale Bildkorrelation zudem schon in unterschiedlichsten Größenordnungen, d. h. von der Bestimmung von Verschiebungen aus Bildmaterial mit sehr hohen Vergrößerungen, z. B. mit Rasterkraft- und Rasterelektronenmikroskopie [LX<sup>+</sup>06, SL<sup>+</sup>07], bis hin zur Bestimmung von Verformungen großer Strukturen wie Brücken [CJ<sup>+</sup>07], verwendet.

### 2.1.1 Beschreibung des Verfahrens

Für die Berechnung der Verschiebungen werden die Punkte der Oberfläche im belasteten Zustand den entsprechenden Punkten der Oberfläche im unbelasteten Zustand zugeordnet. Dazu gibt es sowohl Ansätze mit regelmäßigen [ST<sup>+</sup>03] als auch mit zufälligen Oberflächenmustern [SM<sup>+</sup>00]. Die Anwendung der Korrelation unregelmäßiger Oberflächenmuster hat den Vorteil, dass natürliche Oberflächenstrukturen zur Verformungsbestimmung genutzt werden können und bei vielen Oberflächen keine aufwendige Präparation notwendig ist.

Ansätze, die auf der Korrelation regelmäßiger Muster aufbauen, lassen dagegen auch die Bestimmung sehr großer Dehnungen bei Bauteilen mit starken Oberflächenveränderungen zu, wie sie beispielsweise bei Umformprozessen entstehen.

Im Rahmen der Arbeit kam ein System zum Einsatz, das auf der Analyse zufälliger Oberflächenmuster aufbaut. Die Verwendung derartiger Muster wird daher nachfolgend intensiver betrachtet. Zunächst wird die Probenoberfläche in endlich viele sogenannte Subsets, d. h. quadratische Bildbereiche, eingeteilt. Die Verschiebungsberechnung erfolgt über die Zuordnung von ähnlichen Helligkeitsverteilungen im verformten Bild zu Helligkeitsverteilungen im unverformten Bild. Ein Beispiel für eine Helligkeitsverteilung anhand eines Subsets mit den Grauwerten von 0 bis 255 (d. h. 8-Bit) ist in Abbildung 2-1 dargestellt.

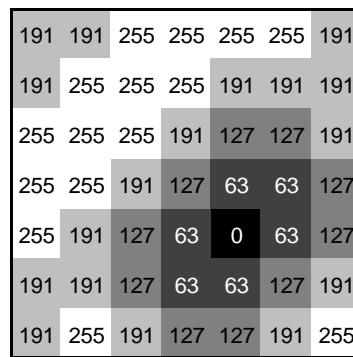


Abbildung 2-1: Helligkeitsverteilung am Beispiel eines Subsets mit der Größe von 7 x 7 Pixeln

Für die Korrelation wird versucht, Verteilungen von Helligkeitswerten im Bild der verformten Probenoberfläche im Bild der unverformten Probenoberfläche wiederzufinden. Dies erfolgt z. B. anhand der Methode der kleinsten Fehlerquadrate [Gr85] oder über die Maximierung des sog. Cross-Correlation-Koeffizienten [FW<sup>+</sup>91]. Die dabei ermittelte Verschiebung wird anschließend dem Subsetmittelpunkt zugeordnet.

Die Korrelation wird in der Regel von einem Referenzpunkt auf der Probenoberfläche ausgehend durchgeführt, von dem sowohl die Position im Bild des unverformten als auch im Bild des verformten Probenzustands bekannt ist. Dieser Punkt kann entweder mit Hilfe manueller Zuordnung durch den Anwender oder softwareunterstützt durch Suchalgorithmen festgelegt werden.

Die Verschiebung im dreidimensionalen Fall kann für jedes Subset durch einen Verschiebungsvektor

$$(Gl. 2-1) \quad \vec{v} = \begin{pmatrix} x' - x \\ y' - y \\ z' - z \end{pmatrix}$$

beschrieben werden, welcher die Verschiebungen der Subsetmittelpunkte  $P$  in die drei Raumrichtungen angibt.

Bei der Dehnungsberechnung wird für einen Punkt  $Q$  des Subsets die Änderung des Abstands des Punktes  $Q'$  zum Subsetmittelpunkt  $P'$  in allen Raumrichtungen im Bild des verformten Zustands im Vergleich zum Bild des unverformten Zustands bestimmt (s. Abbildung 2-2). Unter der Annahme, dass nur Verschiebungen, Dehnungen und Scherungen auftreten, lassen sich die Dehnungen für den zweidimensionalen Fall mit dem hier dargestellten Dehnungstensor beschreiben [Sa09]:

$$(Gl. 2-2) \quad \vec{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_y & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & \varepsilon_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{dx' - dx}{dx} & \frac{1}{2} \left( \frac{dx' - dx}{dy} + \frac{dy' - dy}{dx} \right) & \frac{1}{2} \left( \frac{dx' - dx}{dz} + \frac{dz' - dz}{dx} \right) \\ \frac{1}{2} \left( \frac{dx' - dx}{dy} + \frac{dy' - dy}{dx} \right) & \frac{dy' - dy}{dy} & \frac{1}{2} \left( \frac{dy' - dy}{dz} + \frac{dz' - dz}{dy} \right) \\ \frac{1}{2} \left( \frac{dx' - dx}{dz} + \frac{dz' - dz}{dx} \right) & \frac{1}{2} \left( \frac{dy' - dy}{dz} + \frac{dz' - dz}{dy} \right) & \frac{dz' - dz}{dz} \end{pmatrix}.$$

Nach dieser Darstellung würden Rotationsbewegungen jedoch fälschlicherweise zur Ermittlung von Dehnungen führen, was entweder durch eine geeignete Transformation des Koordinatensystems [HS03] oder die Verwendung nichtlinearer Tensoren, wie beispielsweise des häufig verwendeten Cauchy-Green-Tensors [KS<sup>+</sup>98], gelöst werden kann.

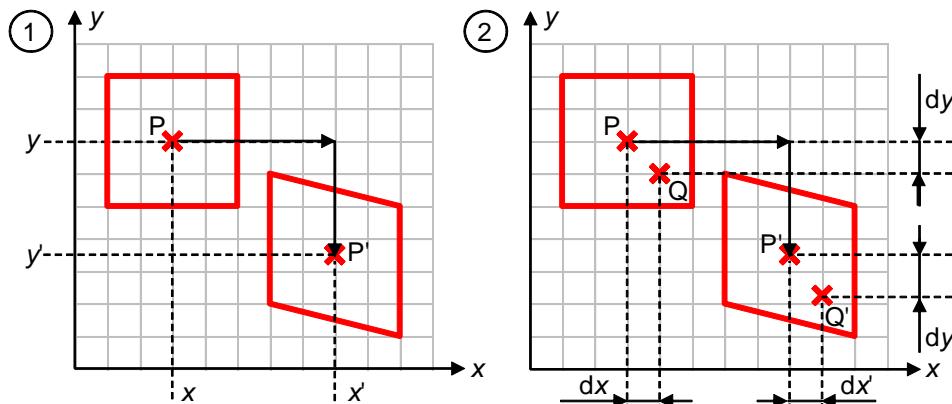


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung der Verschiebungs- (1) und Dehnungsermittlung (2) an einem Subset nach [SM<sup>+</sup>00]

Dieser Beschreibung liegt zudem die vereinfachende Annahme zugrunde, dass Verschiebungen und Verformungen senkrecht zur Probenoberfläche keinen Einfluss auf die Verschiebungen in der Oberflächenebene zur Folge haben. Deswegen sollten Bildquellen genutzt werden, welche eine geringe Sensitivität bzgl. Verschiebungen senkrecht zur Probenoberfläche haben, was insbesondere durch einen großen Arbeitsabstand erreicht werden kann [CR<sup>+</sup>85].

Aus den für eine Strecke  $|PQ|$  ermittelten Dehnungen werden anschließend die Subsetdehnungen bestimmt. Dazu wird ausgehend von den für die Strecke  $|PQ|$  gültigen Dehnungen eine Lösung ermittelt, welche für alle Punkte des Subsets konvergiert [VK98]. Dies kann z. B. nach dem Newton-Raphson-Verfahren [La03] erfolgen. Aus den so ermittelten Dehnungskomponenten lassen sich nachfolgend Vergleichsdehnungen, z. B. nach Tresca oder der Gestaltänderungsenergiehypothese nach von Mises (GEH), Hauptdehnungen sowie die Hauptdehnungsrichtung ermitteln. Die Verschiebungs- und Dehnungsberechnung werden für alle Subsets wiederholt.

Da mit dem aufgezeigten Verfahren eine maximale Genauigkeit von einem Pixel erzielt werden kann, kommen in der Praxis Interpolationsverfahren zum Einsatz, bei denen Verschiebungen unter optimalen Bedingungen auf unter 1/50stel der Pixelgröße genau bestimmt werden können [SM<sup>+</sup>00]. Bei der Interpolation werden die diskreten Helligkeiten der Pixel innerhalb des Subsets durch stetige Funktionen abgebildet. Die Zuordnung der Helligkeitsverteilung des Bildes des verformten Zustands zum Bild des unverformten Zustands findet dabei nicht anhand der Helligkeitswerte der Pixel, sondern anhand der Interpolationsfunktionen statt. Typische Interpolationsfunktionen sind lineare und quadratische Funktionen sowie Splines [PQ<sup>+</sup>09, SM<sup>+</sup>00]. Ein Nachteil der Interpolation ist die mit zunehmender Komplexität des Interpolationsverfahrens steigende Rechendauer.

Um Dehnungsentwicklungen zu charakterisieren, lässt sich das oben beschriebene Verfahren für beliebig viele nacheinander während der Verformung aufgenommene Bilder wiederholen. Dabei lassen sich die direkte und die iterative Korrelation unterscheiden. Bei der direkten Korrelation werden alle Bilder auf das Ausgangsbild bezogen, was eine sehr präzise Verschiebungsberechnung zulässt. Bei der iterativen Korrelation wird jedes Bild auf das jeweils vorhergehende bezogen. Anschließend werden die Einzeldehnungen summiert. Das iterative Verfahren lässt die Berechnung von Verschiebungen an Oberflächen mit sehr großen Verformungen, Topografie- und Kontraständerungen zu. Nachteilig bei der iterativen gegenüber der direkten Korrelation ist, dass sich Fehler in der Berechnung einzelner Verschiebungen aufsummieren und in einem Bild nicht zuzuordnende Bildpunkte auch in Folgebildern nicht mehr zugeordnet werden können.

Ein typischer Aufbau eines Systems für 2D-DIC ist in Abbildung 2-3 dargestellt.

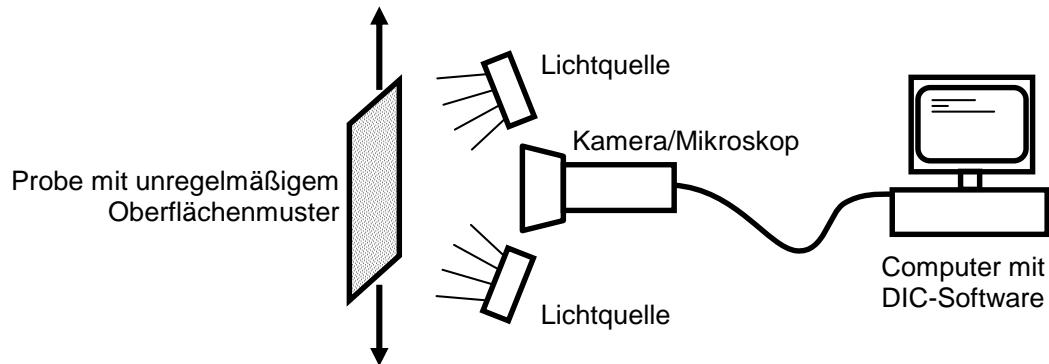


Abbildung 2-3: Typischer Aufbau für zweidimensionale optische Dehnungsmessung nach [SM<sup>+</sup>00]

### 2.1.2 Fehlerquellen und Anwendungsgrenzen

Um mit der digitalen Bildkorrelation gute Ergebnisse zu erzielen, muss die Probenoberfläche ein fein verteiltes, stochastisches und nicht periodisches sowie kontrastreiches Muster aufwiesen. Periodische, regelmäßige Muster können dazu führen, dass Subsets der verformten Oberfläche denen der unverformten nicht eindeutig zugeordnet werden können. Das Muster kann durch eine natürliche, unregelmäßige Oberfläche oder eine Oberflächenbehandlung erzeugt werden. Beispiele für natürliche Muster sind rau metallische Oberflächen oder an der Probenoberfläche liegende Fasern eines Faserverbundes. Künstliche Muster können durch Schleifen, Strahlen oder Lacke und Partikel auf die Probenoberfläche aufgebracht werden. Ein Beispiel für ein mit Partikeln aufgebrachtes Punktemuster, was den oben aufgeführten Anforderungen entspricht, ist in Abbildung 2-4 dargestellt.

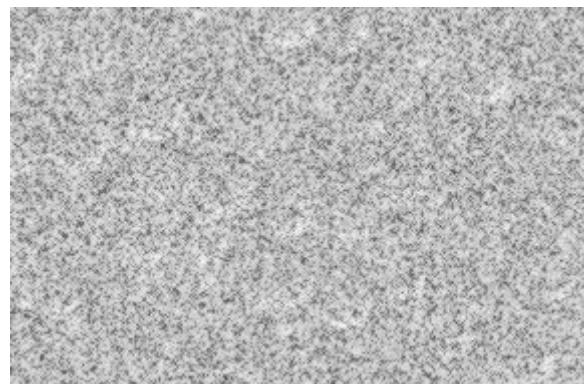


Abbildung 2-4: Fein verteiltes Punktemuster für DIC

Problematisch sind zu rauen bzw. unebene Oberflächen, wenn nicht die gesamte Probenoberfläche gleichzeitig fokussiert werden kann und somit teilweise unscharfe Bildbereiche erzeugt werden. Bei rauen oder reflektierenden Oberflächen ist zudem eine gleichmäßige Beleuchtung notwendig, um Schattenwürfe und punktuelle Spiegelungen zu vermeiden, da diese das Ergebnis stark beeinflussen können. Bei zweidimensionaler Korrelation von Aufnahmen dreidimensionaler Oberflächen ist außerdem zu beachten, dass die Korrelation nur für eine senkrecht zur Kameraachse stehende Ebene mit bekanntem Kameraabstand sinnvolle Ergebnisse liefert, da auch bei ausreichender Schärfentiefe nicht der gesamte Bildbereich längen-

treu ist. Dies kann durch eine geeignete Wahl von Bildausschnitten oder digitale Bildnachbearbeitung zur Entzerrung des Bildes behoben werden.

Einen entscheidenden Einfluss auf die Korrelation hat zudem die Bilderzeugung. Neben der Probenoberfläche muss daher der gesamte Signalweg betrachtet werden, d. h. die für die Aufnahme eingesetzte Optik, der Bildsensor, die Analog-Digital-Wandlung und die Speicherung des Bildmaterials. Durch die Optik kann es insbesondere zu Verzerrungen des Bildes kommen, aber auch Fehler durch z. B. chromatische Aberrationen sind möglich. Diese Fehler sind mit ausreichend korrigierten Optiken bzw. softwareseitig jedoch fast vollständig ausgleichbar [SL<sup>97</sup>]. Auch Fehler durch Fehlfokussierungen sind digital korrigierbar [PS<sup>02</sup>]. Bei der Wandlung des Lichts in eine elektrische Spannung im Bildsensor entsteht ein zufälliges Bildrauschen, was durch die Verstärkung der bei schwachem Licht an den Fotodioden vorliegenden niedrigen Spannungen hervorgerufen wird. Dieses zufällige Rauschen wird den realen Helligkeitsinformationen überlagert. Das Rauschen kann durch die Anwendung eines Tiefpassfilters auf das Bildmaterial reduziert werden, was allerdings gleichzeitig die Bildschärfe senkt. Außerdem ist zur Reduzierung des Rauschens die Überlagerung mehrerer aufeinanderfolgender Bilder möglich, was jedoch ein stillstehendes Objekt erfordert [BM<sup>89</sup>]. Die Analog-Digital-Wandlung führt zu einer Quantisierung der Diodenspannungen, dies hat jedoch ab einer Quantisierungsgenauigkeit von mindestens 8-Bit keinen bedeutenden Einfluss auf das Korrelationsergebnis [CS<sup>02</sup>].

Auch der eingesetzte Korrelationsalgorithmus hat einen Einfluss auf die ermittelten Dehnungen. Mögliche Fehlerquellen sind z. B. ungünstig eingesetzte Interpolationsverfahren, durch welche die ermittelten Dehnungen um bis zu 40 % von den real vorliegenden Dehnungen abweichen können [SB<sup>00</sup>]. Eine weitere mögliche Fehlerquelle ist die Beschreibung der Subsets mit Funktionen zu geringer Ordnung, die beispielsweise keine Subsetrotationen oder Subsetverformungen höheren Grades zulassen [SS02].

Großen Einfluss auf das Berechnungsergebnis hat die Subsetgröße. Große Subsets führen zu sicherer Korrelation auch bei schwierig zu korrelierendem Bildmaterial, da in jedem Subset mehr Punkte für eine Zuordnung zur Verfügung stehen. Gleichzeitig werden jedoch Dehnungen und Verschiebungen über einen größeren Bereich gemittelt, während bei kleineren Subsets lokale Dehnungsüberhöhungen besser aufgelöst werden können [YP07]. Die Schrittweite gibt an, in welchem geometrischen Abstand Verschiebungs- und Dehnungsberechnungen vorgenommen werden. Sie beeinflusst neben der Auflösung der ermittelten Verschiebungsverteilung insbesondere die Berechnungsdauer. Bei der Korrelation von Aufnahmen einer zweidimensionalen Oberfläche vervierfacht sich die Berechnungsdauer bei einer Halbierung der Schrittweite. Um einem Informationsverlust durch zu große Schrittweiten vorzubeugen, sollte die Schrittweite deutlich kleiner als die Subsetgröße gewählt werden.

## 2.2 Werkstoffe

In diesem Abschnitt sollen die theoretischen Grundlagen der im Rahmen der Arbeit eingesetzten Werkstoffe vermittelt werden, welche zum Verständnis der in Kapitel 4 dargestellten Ergebnisse notwendig sind. Dabei wird eine Trennung nach metallischen Werkstoffen (s. Abschnitt 2.2.1) sowie Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden (s. Abschnitt 2.2.2) vorgenommen.

### 2.2.1 Metallische Werkstoffe

Zunächst wird ein knapper Überblick über die theoretischen Grundlagen für die metallischen Werkstoffe, an denen Untersuchungen hinsichtlich struktureller Schädigung durchgeführt wurden, gegeben. Zusätzlich zum Reinkupfer (s. Abschnitt 2.2.1.1), welches ein gut verstandener Modellwerkstoff ist, wurden mikroskopische Betrachtungen an einem TWIP-Stahl durchgeführt (s. Abschnitt 2.2.1.2), da dieser einen grundlegend anderen Verformungsmechanismus aufweist. Um zu ermitteln, ob DIC auch für die Früherkennung von Schädigungen bei ausschließlich makroskopischer Betrachtung größerer Bauteile einsetzbar ist, kam ein schweißbarer Baustahl zum Einsatz (s. Abschnitt 2.2.1.3).

Die Möglichkeit der Früherkennung funktioneller Schädigungen wurde mit hoher Auflösung an einer Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung durchgeführt (s. Abschnitt 2.2.1.4).

#### 2.2.1.1 Kupfer

Kupfer ist ein Übergangsmetall mit einer bei Raumtemperatur kubisch-flächenzentrierten (kfz) Kristallstruktur. Kupfer ist ein hochschmelzendes, schwach reaktives Schwermetall mit einem Schmelzpunkt von  $T_s = 1358$  K. Die aus technischer Sicht wichtigsten Eigenschaften sind die nach Silber beste elektrische Leitfähigkeit bei Raumtemperatur, welche stark vom Reinheitsgrad des Kupfers abhängt, und die gute thermische Leitfähigkeit. Durch die kfz Gitterstruktur und die damit verbundene große Zähigkeit bei geringer Festigkeit ist Kupfer leicht umformbar [BS12]. Zum Schweißen und Löten eingesetzte Kupfersorten werden zur Desoxidation mit geringen Mengen an Phosphor versetzt. Dadurch sinken die Anfälligkeit gegenüber Wasserstoffversprödung und die elektrische Leitfähigkeit. Im Gegensatz dazu enthalten zu Leitzwecken verwendete Kupfersorten wie Cu-ETP (elektrolytisch zähgepolt, engl. electrolytic tough-pitch) oder Cu-OF (sauerstofffrei, engl. oxygen free), wenig bis keinen Sauerstoff und sind weitgehend frei von anderen Beimengungen. Sauerstofffreies Kupfer weist zudem eine bessere Schwingfestigkeit auf, da eingeschlossene Oxide als innere Kerben wirken können [BS12]. Die für das Verformungs- und Versagensverhalten von reinem sauerstofffreien Kupfer verantwortlichen Mechanismen wurden detailliert untersucht, weswegen Kupfer sich gut als Modellwerkstoff eignet [Wa04].

In reinem Kupfer finden bei Temperaturänderungen im festen Zustand keine Phasenumwandlungen statt. Daher ist für die Änderung der Korngröße von Kupfer Rekristallisations-

glühen notwendig [BS12], welches nachfolgend knapp beschrieben wird. Bei plastischer Verformung eines kristallinen Werkstoffs entstehen als Versetzungen bezeichnete Gitterdefekte. Die dadurch eingebrachte elastische Verzerrungsenergie kann mit steigender Temperatur und Glühdauer zunächst durch Ausheilung und Umordnung der Gitterdefekte (Erholung) und später Kornneubildung (primäre Rekristallisation) sowie Kornwachstum (sekundäre Rekristallisation) abgebaut werden [BS12,Di67,RM08]. Die bei der Rekristallisation erzielte Korngröße steigt mit zunehmender Vorverformung, höherer Glühtemperatur und längerer Glühdauer. Um gezielt Korngrößen einzustellen, können Rekristallisationsschaubilder eingesetzt werden. Dabei ist jedoch zu beachten, dass diese nur zur Abschätzung von Glühdauer und -temperatur dienen können, da bereits geringe Unterschiede der Werkstoffzusammensetzung zu großen Abweichungen im erzielten Ergebnis führen können. Die Glühbedingungen sollten daher in Vorversuchen festgelegt werden [BS12,Di67]. Bei Kupfer bildet sich bei ausreichend hohem Verformungsgrad bei der primären Rekristallisation eine Würfertextur aus, bei der eine Würfelfläche in der Walzebene und eine Würfelkante in der Walzrichtung liegen. Diese für Kupfer typische Rekristallisationsstruktur und ein ausreichend feines Gefüge nach dem letzten Kaltwalzprozess sind die Voraussetzungen für das Eintreten von sekundärer Rekristallisation [Di67]. Ein Anzeichen für fortgeschrittenes Kornwachstum, vor allem bei dem bei Kupfer vorliegenden kfz Gitter, ist die Bildung von Zwillingskristallen [RM08].

### 2.2.1.2 TWIP-Stahl

Bei TWIP-Stahl (durch Zwillingsbildung induzierte Plastizität, engl. twinning induced plasticity) findet während der plastischen Verformung schon bei niedriger Belastung eine Zwillingsbildung statt, was eine hohe Verfestigung bei gleichzeitig hoher Bruchdehnung ermöglicht. Dabei sind beispielsweise für Bruchdehnungen von mehr als  $A = 50\%$  Zugfestigkeiten von über  $R_m = 1000$  MPa [BA<sup>+</sup>11] und für Bruchdehnungen von etwa  $A = 100\%$  Zugfestigkeiten von mehr als  $R_m = 800$  MPa [HK<sup>09</sup>] möglich. Die Energieabsorption von TWIP-Stahl liegt zum Teil mehr als doppelt so hoch wie bei herkömmlichen Tiefziehstählen [Gr00]. TWIP-Stähle weisen somit bei Anwendungen, bei denen eine hohe Energieaufnahme gefordert wird, ein deutliches Leichtbaupotential auf.

Weitere mechanische Eigenschaften von TWIP-Stählen sind die im Verhältnis zur Zugfestigkeit niedrige Fließgrenze [HK<sup>09</sup>] und der gegenüber herkömmlichen Stählen etwas geringere Elastizitätsmodul [Gr00,CA<sup>11</sup>]. Die Dauerfestigkeit von TWIP-Stählen ist trotz der niedrigen Fließgrenze hoch [HK10,HK<sup>09</sup>], das Werkstoffverhalten ist jedoch deutlich temperatur- [CK10,Gr00] und dehnrateneempfindlich [CK10,Gr00,HK<sup>06</sup>]. Die Einschnürung von TWIP-Stahl unter Zugbeanspruchung tritt durch die zwillingsinduzierte Plastizität stark verzögert und somit erst kurz vor dem Versagen auf [GK<sup>00</sup>].

TWIP-Stahl hat ein austenitisches Grundgefüge, das durch Zulegieren des Austenitstabilisators Mangan in Anteilen von  $\varphi = 12\%$  bis  $\varphi = 30\%$  eingestellt wird. Der notwendige Mangan gehalt ist dabei vom Kohlenstoffgehalt des Werkstoffs abhängig und nimmt mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ab. Weitere Legierungselemente wie z. B. Aluminium und Silizium werden eingesetzt, um die Verformungseigenschaften zu optimieren [BA<sup>11</sup>]. Austenitische Gefüge haben eine kfz Kristallstruktur. Die höhere atomare Belegungsdichte als bei Metallen mit einer kubisch-raumzentrierten (krz) Kristallstruktur bei einer gleichzeitig höheren Anzahl an Gleitsystemen als bei Metallen mit hexagonaler Kristallstruktur sind die Gründe für die gute Verformbarkeit von Metallen mit kfz Kristallstruktur [Be08].

Die mechanischen Eigenschaften des TWIP-Stahls beruhen zu großen Teilen auf der Bildung von Verformungszwillingen. Diese sind nicht mit den durch thermische Einwirkung hervorgerufenen Rekristallisationszwillingen zu verwechseln. Bei der Bildung von Verformungszwillingen tritt eine durch äußere Schubspannungen hervorgerufene Scherverformung auf. Der spontan innerhalb einer Zeit von etwa  $t = 10^4$  s ablaufende Umklappvorgang verändert weder das Volumen noch die Gitterstruktur [QB08], bewirkt jedoch eine lokale Orientierungsänderung in Form einer Rotation um  $\alpha = 180^\circ$  um die Normale der Spiegelebene [Gr00,Go07]. Die Spiegelebene, welche die Grenzfläche zwischen Zwillingsbildungsgebiet und Grundmatrix beschreibt, wird als Zwillingsebene bezeichnet. Da die Bewegung der Atome mit zunehmendem Abstand zur Zwillingsebene einen größeren Energieaufwand erfordert, entstehen relativ schmale Zwillinge, was den Anteil der Zwillingsbildung an der Gesamtverformung begrenzt. Für die hohen Dehnungen ist dagegen ein Wechselspiel aus Zwillingsbildung und Versetzungsbewegung maßgeblich [BG01,Go07], bei dem die Zwillinge ähnlich wie Korngrenzen hemmend auf die Versetzungsbewegung wirken [BG<sup>09</sup>,DN<sup>10</sup>]. Die mechanische Zwillingsbildung erfolgt durch Aufspaltung von Versetzungen in sog. Shockley-Partialversetzungen, wobei Stapelfehler gebildet werden. Die für die Bildung der Zwillingsebenen aufzubringende Grenzflächenenergie ergibt sich aus der Stapelfehlerenergie [DC<sup>08</sup>], die von der Legierungszusammensetzung abhängt [GM<sup>11</sup>]. Die Stapelfehlerenergie weist eine Untergrenze von etwa  $\gamma_{SFE} = 18 \text{ mJ/m}^2$  bis  $\gamma_{SFE} = 20 \text{ mJ/m}^2$  auf [HK<sup>09</sup>,Gr00,DC<sup>08</sup>], ab der statt einer Zwillingsbildung die Umwandlung des austenitischen Grundgefüges in ein martensitisches Gefüge stattfindet (TRIP-Stahl, durch Phasenumwandlung induzierte Plastizität, engl. transformation induced plasticity). Die Obergrenze der Stapelfehlerenergie für TWIP-Stähle liegt bei etwa  $\gamma_{SFE} = 40 \text{ mJ/m}^2$  bis  $\gamma_{SFE} = 42 \text{ mJ/m}^2$ . In diesem Fall reduziert sich die Anzahl der für die Versetzungsbewegung hinderlichen Stapelfehler, was dazu führt, dass die Schubspannung zur Zwillingsbildung nicht mehr erreicht wird, da es zuvor zu Versetzungsgleiten kommt [CK10,GZ<sup>10</sup>].

Bei lichtmikroskopischer Betrachtung sind Zwillinge in Form von Bändern mit wenigen Mikrometern Dicke erkennbar, welche bei höher auflösender Betrachtung als in Stapeln angeord-

nete Mikrozwillinge erscheinen [AC<sup>04</sup>]. Die Bildung der Zwillinge erfolgt spontan beim Überschreiten einer kritischen Spannung, die von der Kornorientierung gemäß dem Schmidschen Schubspannungsgesetz [Go07] abhängt [KS<sup>00</sup>, YX<sup>06</sup>]. Das Wachstum der ersten Zwillinge beginnt an den Korngrenzen und setzt sich durch das gesamte Korn fort, bis es von einer weiteren Korngrenze gestoppt wird. Wird auch für ein zweites Zwillingssystem die kritische Spannung überschritten, entstehen diese in anderer Ausrichtung als im ersten System. Auch in diesem Fall geht das Wachstum von den Korngrenzen oder den Zwillingsgrenzen des ersten Zwillingssystems aus, wobei eine leiterförmige Struktur entsteht. Je nach lokaler Spannungsverteilung kann die Aktivierung der einzelnen Systeme auch gleichzeitig oder von unterschiedlichen Korngrenzen aus stattfinden [AC<sup>04</sup>].

Wie bereits für Kupfer dargestellt, steigt die durch Rekristallisationsglühen eingestellte Korngröße auch im TWIP-Stahl mit zunehmender Glühtemperatur [KJ<sup>10</sup>] und Glühdauer [LL<sup>10</sup>].

### 2.2.1.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl

Als schweißgeeignete Feinkornbaustähle werden ohne besonderen Aufwand schweißbare, legierte und kaltzähe Qualitätsstähle mit einer Mindeststreckgrenze von  $R_e = 380$  MPa bezeichnet [DIN10020]. Um gleichzeitig mit hoher Zähigkeit und Festigkeit eine gute Schweißbarkeit zu erzielen, werden bei diesen die Eigenschaften nicht über mischkristallhärtende Elemente wie Kohlenstoff, sondern über die Korngröße eingestellt. Das Beibehalten der Feinkörnigkeit nach Umformung, Wärmebehandlungen und Schweißen wird durch sog. Mikrolegerungselemente wie Vanadium, Niob oder Titan sichergestellt [Go06]. Die Herstellung erfolgt i. d. R. durch thermomechanische oder normalisierende Walzverfahren [DIN10025a, DIN10025b]. Es existieren Varianten mit Mindeststreckgrenzen von bis zu  $R_e = 960$  MPa [Eu12].

### 2.2.1.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen

Das binäre System Nickel-Titan weist bei annähernd äquiatomaren Zusammensetzungen bei Temperaturen zwischen  $T = 873$  K und  $T = 1583$  K eine intermetallische Phase NiTi auf [LO<sup>03</sup>]. Wird diese Phase auf Raumtemperatur abgeschreckt, behält sie ihre kubisch-primitive mit B2 bezeichnete Struktur [OR99]. Diese austenitische Hochtemperaturphase lässt sich reversibel in die martensitische monokline B19'-Struktur überführen [BE<sup>93</sup>, MM<sup>87</sup>]. Die Phasenumwandlung kann durch intrinsische temperaturbedingte oder extrinsische mechanische Beanspruchungen induziert werden [Ke08]. Die Formänderung der Kristallstruktur entsteht durch eine Scherung ebendieser bei der Phasenumwandlung [RM<sup>01</sup>, RO98]. Damit es neben der mikroskopischen auch zu einer makroskopischen Formänderung des binären NiTi-Systems kommt, in welchem 24 Schersysteme vorliegen [BK<sup>95</sup>], müssen auf die makroskopische Formänderung bezogen günstig orientierte Schersysteme bevorzugt aktiviert werden [Ke08]. Für die Berechnung der aktivierte Schersysteme kann, analog zum Schmidfak-

tor bei der Aktivierung von Gleitebenen [HW06], mit einem kritischen Schubspannungsfaktor gearbeitet werden, bei dessen Überschreiten es zur Aktivierung des entsprechenden Scher- systems kommt [SK<sup>+</sup>00]. Bei der Anwendung der o. g. Prozesse wird zwischen Einweg- und Zweiwegeeffekt sowie Pseudoelastizität unterschieden [HE<sup>+</sup>12]. Diese Effekte werden nachfolgend kurz erläutert.

Beim Einwegeffekt (s. Abbildung 2-5-1) erfolgt die mechanische Beanspruchung bei einer Temperatur, bei der die martensitische Tieftemperaturphase stabil vorliegt [Ke08]. Der unregelmäßig thermisch verzwillingte Martensit wird durch eine äußere Beanspruchung scheinbar plastisch (pseudoplastisch) verformt. Die Verformung ist jedoch nicht primär auf Versetzungsprozesse zurückzuführen. Stattdessen wachsen günstig orientierte Bereiche auf Kosten ungünstig orientierter Bereiche durch die Verschiebung leicht beweglicher Zwillingsgrenzen (Akkommodation) [Bu10]. Wird die Legierung über die sog. Austenitfinishtemperatur  $A_f$  erwärmt, wandelt der pseudoplastisch verformte Martensit in Austenit um, wobei die makroskopische Dehnung fast vollständig zurückgeht [GB09]. Beim Abkühlen unter die Martensitfinishtemperatur  $M_f$  und der damit verbundenen Rückumwandlung entsteht ohne signifikante makroskopische Formänderung erneut unregelmäßig thermisch verzwillingter Martensit. Da für die pseudoplastische Verformung eine äußere Kraft notwendig ist und nur bei der Rückumwandlung Arbeit verrichtet wird, ist für den wiederholten Einsatz ein äußeres Stellelement erforderlich, um gezielt makroskopische Dehnungen einzustellen [CT<sup>+</sup>10]. Das Stellelement muss dabei so dimensioniert sein, dass bei Vorliegen der Hochtemperaturphase Austenit nur eine elastische Verformung induziert wird, bei Abkühlung jedoch eine pseudoplastische Verformung auftritt. Dieser Effekt wird auch als „extrinsischer Zweiwegeeffekt“ bezeichnet [PK<sup>+</sup>08].

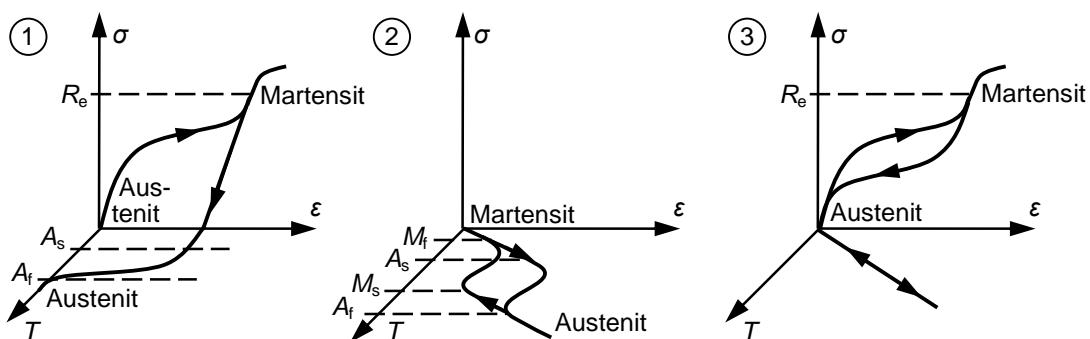


Abbildung 2-5: Einwegeffekt (1), Zweiwegeeffekt (2) und Pseudoelastizität (3) nach [HE<sup>+</sup> 12]

Der intrinsische Zweiwegeeffekt [LL<sup>+</sup>98] (s. Abbildung 2-5-2) ähnelt dem extrinsischen Zweiwegeeffekt, die Verformung erfolgt beim intrinsischen Zweiwegeeffekt jedoch nicht durch eine von außen aufgegebene Last, sondern durch innere Spannungen. Diese können durch Gitterdefekte entstehen, welche beim Abkühlen bevorzugte Martensitvarianten entstehen lassen, die wiederum makroskopische Verformungen zur Folge haben [Ke08]. Formgedächtnis-

legierungen müssen für den Einsatz des intrinsischen Zweiwegeeffekts „trainiert“ werden, d. h. zyklische thermomechanische Belastungen werden vor dem Einsatz aufgebracht [HW95].

Von „pseudoelastischem“ Verhalten (s. Abbildung 2-5-3) spricht man, wenn die Umgebungs-temperatur knapp oberhalb von  $A_f$  liegt [ML01]. In diesem Fall lässt sich durch Aufbringen einer mechanischen Beanspruchung eine spannungsinduzierte Phasenumwandlung des Austenits in entzwilligten Martensit unter makroskopischer Formänderung erzielen [OW98], da die überlagerte mechanische Spannung nach der Clausius-Clapeyron-Beziehung zu einer Erhöhung von  $A_f$  und  $M_f$  führt [MR00]. Unmittelbar bei Entlastung findet demnach die Rückumwandlung zu Austenit bei makroskopischer Rückverformung statt [RM08].

Das Umwandlungsverhalten und die erzielbaren Umwandlungsdehnungen hängen stark von der Kristallorientierung im Verhältnis zur Belastungsrichtung ab [HS<sup>+</sup>04, SJ<sup>+</sup>02] und weisen zudem eine deutliche Zug-Druck-Anisotropie auf [GS99].

Aufgrund der Vorteile gegenüber anderen Formgedächtnislegierungen, d. h. der Verbindung von guten funktionellen und mechanischen Eigenschaften [Bh08] mit hoher Korrosions-beständigkeit [Ro96] und guter Biokompatibilität [Bo05], ist NiTi für vielfältige kommerzielle Anwendungen, wie z. B. für medizinische Instrumente [DP<sup>+</sup>99] und Implantate [SP04] oder in der Luft- und Raumfahrtindustrie [Bh08], die am weitesten verbreitete Formgedächtnis-legierung [GH<sup>+</sup>08].

### 2.2.2 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde

In diesem Abschnitt wird ein kurzer Überblick über die theoretischen Grundlagen der im Rahmen der Arbeit eingesetzten Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde gegeben. Als Verbundwerkstoffe werden aus verschiedenen Materialien gefügte Werkstoffe bezeichnet, die als Ganzes bearbeitbar sind. Bei dieser Definition ist noch keine hinreichende Abgrenzung zu z. B. metallischen Legierungen mit Ausscheidungen gegeben. Bei Verbundwerkstoffen liegt jedoch bei der Fertigung stets mindestens eine Komponente im festen Zustand vor, während Legierungen durch Abkühlung einer homogenen Schmelze hergestellt werden [Go06]. Verbundwerkstoffe sind bei makroskopischer Betrachtung „quasihomogen“ [RM08]. Werkstoffverbunde sind hingegen Verbindungen von Werkstoffen zu einem Bauteil bzw. einer Struktur definierter Geometrie [Go06].

Repräsentativ für Verbundwerkstoffe werden zunächst Aufbau und Eigenschaften von Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunden beschrieben (s. Abschnitt 2.2.2.1). In Abschnitt 2.2.2.2 folgt eine kurze Einführung in die Werkstoffverbunde anhand der Sandwichtheorie.

#### 2.2.2.1 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde

Die Idee von Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) ist es, die jeweils besten Eigenschaften von einem als Matrixwerkstoff dienendem Polymer und hochfesten Fasern zu kombinieren. Die

Matrix hat eine formgebende und stützende Funktion und fixiert die Fasern in der gewünschten Position. Für beide Komponenten ist eine möglichst niedrige Dichte gewünscht, um das Gewicht des Gesamtverbundes zu minimieren. Die Matrix nimmt Zug- und Druckkräfte quer zur Faserrichtung sowie Schubbeanspruchungen auf. Die Fasern, welche unter optimalen Bedingungen exakt in Belastungsrichtung angeordnet sind, sorgen für Festigkeit und Steifigkeit in Faserrichtung [Sc07].

Faserverbundwerkstoffe haben ihren Ursprung bei natürlichen Werkstoffen wie Holz. Schon früh kamen Hanffasern in Verbindung mit Naturharzen zum Einsatz [Sc07]. Ausgangspunkt für die Entwicklung hochfester Faser-Kunststoff-Verbunde mit synthetisch hergestellter Matrix und Kunstfasern war die Verbreitung der Luftfahrttechnik seit dem Beginn der Luftfahrt im Jahr 1903 [So05]. Mit dieser wurde es notwendig, hochfeste Werkstoffe mit geringer Dichte und im Gegensatz zu Holz besser einstell- und reproduzierbaren Eigenschaften zu entwickeln [So05]. Mittlerweile werden hochfeste FKV mit unterschiedlichen Fasertypen standardmäßig in der Luft- und Raumfahrtindustrie [GO<sup>+</sup>98, So05] eingesetzt. Auch in der Sportgeräteindustrie finden sie verbreiteten Einsatz [GO<sup>+</sup>98]. Zudem gibt es in der Automobiltechnik erste Ansätze, auch Strukturteile für Großserienfahrzeuge aus FKV zu fertigen [St09].

## Fasern

Die Fasern sollen als tragender Bestandteil des Faser-Kunststoff-Verbundes eine möglichst hohe Festigkeit und eine möglichst einstellbare und gleichzeitig hohe Steifigkeit mit möglichst niedriger Dichte verbinden. Diese Forderungen werden von Elementen aus den ersten beiden Perioden des Periodensystems mit starken kovalenten Bindungen, wie z. B. Bor, Kohlenstoff oder Silizium, erfüllt [Sc07]. Fasern aus diesen Elementen weisen bis zum Bruch ein nahezu linear-elastisches Werkstoffverhalten auf und versagen somit spröde [CB<sup>+</sup>78].

Um Vorteile gegenüber homogenen Werkstoffen aus den oben genannten Elementen zu erzielen, werden bei Fasern vier Effekte genutzt [Sc07].

Der wichtigste Effekt ist der Größeneffekt, der besagt, dass Größe und Wahrscheinlichkeit von Defekten mit zunehmendem Werkstoffvolumen steigen. Unterteilt man das Gesamtvolumen der tragenden Verbundkomponente in viele Teilvolumina, d. h. Fasern, sinkt die Wahrscheinlichkeit für Defekte in den Einzelfasern, während gleichzeitig die maximal mögliche Defektgröße auf die Fasergröße beschränkt wird [BC97]. Da insbesondere bei spröden Werkstoffen die Festigkeit durch Defekte bestimmt wird [LD05], liegt die Festigkeit eines Faserbündels stets über der Festigkeit von Vollmaterial gleichen Querschnitts. Liegt in einer Faser ein Defekt vor, wird davon zudem nicht die Festigkeit der übrigen Fasern beeinflusst [Sc07].

Als zweiter Effekt sind in den Fasern auftretende Defekte meist entlang der Faserrichtung orientiert. Dies wird durch Fertigungsverfahren wie Ziehen, Spinnen oder Strecken erreicht.

Durch die Orientierung der Defekte in Faserrichtung wird der Kerbfaktor der Kerben bei Be- trachtung einer Belastung in Faserrichtung reduziert [Sc07]. In dünneren Fasern ist die De- fektorientierung aufgrund des Erstarrungsprozesses zudem in der Regel günstiger als in dickeren Fasern [JD71]. Auch besonders kritische Kerben an der Faseroberfläche sind durch die Herstellverfahren bedingt meist in Faserrichtung ausgerichtet (s. Abbildung 2-6).

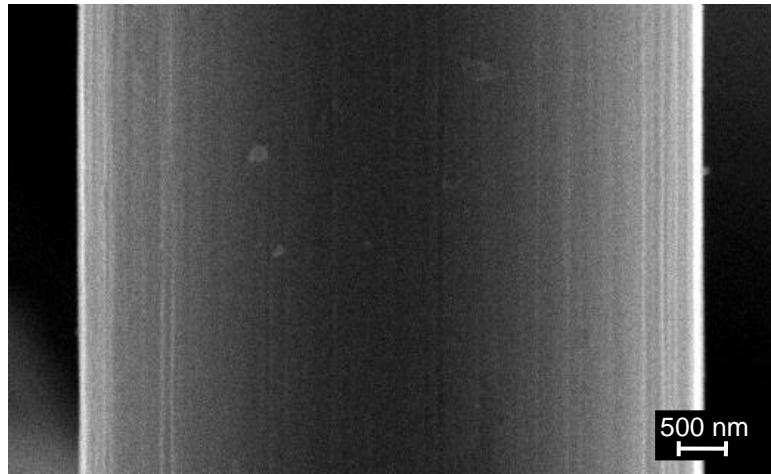


Abbildung 2-6: *Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Kohlenstofffaser mit Kerben in Faserrichtung*

Als dritter Effekt kommt zum Tragen, dass beim Strecken die stärksten atomaren Bindungen in Faserrichtung ausgerichtet werden. Die Vorzugsorientierung in Belastungsrichtung führt gleichzeitig zu niedrigerer Festigkeit und Steifigkeit quer zur Faserrichtung und somit zu an- isotropen Fasereigenschaften [He01, Sc07].

Schließlich werden bei der Herstellung der Fasern wenn möglich Druckeigenspannungen in der Faseroberfläche erzeugt, wie z. B. beim Schmelzspinnen von Glasfasern. Dabei wird zu- nächst die Faseroberfläche abgekühlt. Bei der durch die niedrige Wärmeleitfähigkeit beding- ten späteren Abkühlung des Faserkerns zieht sich die Faser zusammen, was zu Druckeigen- spannungen in der Faseroberfläche führt [Sc07].

Fasern lassen sich in die vier Gruppen Naturfasern, organische Fasern, anorganische Fasern und Metallfasern einteilen. Die technisch wichtigsten Fasern sind die anorganischen Glas- fasern und die organischen Kohlenstoff- und Aramidfasern [Sc07].

Kohlenstofffasern haben die aus mechanischer Sicht besten Eigenschaften aller technisch re- levanten Fasern. Sie haben eine geringere Dichte als Glasfasern bei gleichzeitig höherer Steifigkeit und Festigkeit. Kohlenstofffasern sind in Faserrichtung hervorragend elektrisch leit- end. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von Kohlenstofffasern ist in Faserrichtung zwi- schen negativen und positiven Werten variierbar, was die Einstellung eines thermischen Aus- dehnungskoeffizienten von  $\alpha_{th} = 0$  ermöglicht. Der größte Nachteil von Kohlenstofffasern ist ihr im Vergleich zu anderen hochfesten Werkstoffen hoher Preis. Kohlenstofffasern werden

nach ihren Eigenschaften in hochfeste Fasern (HT, engl. high tenacity) und Hochmodulfasern (HM, engl. high modulus) sowie mehrere Zwischenstufen gegliedert. Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe werden auch als Carbon-faserverstärkte Kunststoffe (CFK) bezeichnet [He01, Ma93, Sc07].

Glas- und Aramidfasern weisen neben ihrem geringeren Preis weitere Vorteile gegenüber Kohlenstofffasern auf. Glasfasern zeigen gute elektrische und thermische Isolierfähigkeit und sind nicht brennbar. Aramidfasern haben bei sehr geringer Dichte gute Dämpfungseigenschaften. Sie weisen eine höhere Zähigkeit auf und werden daher oft im Verbund mit anderen Fasern als Rissstopper eingesetzt [He01, Ma93, Sc07].

Um eine einfachere Handhabbarkeit zu gewährleisten, werden Fasern für die weitere Verarbeitung zusammengefasst. Dies kann in Form von Rovings, Gelegen und Geweben geschehen. Rovings sind Bündel von endlosen, unverdrehten Fasern. In Gelegen kommen ausschließlich parallel angeordnete ungekrümmte Fasern zum Einsatz, welche nur durch die Matrix in Position gehalten werden. Um Kräfte in mehreren Richtungen aufzunehmen, müssen mehrere Schichten unidirektionaler Gelege übereinander angeordnet werden. In Geweben kommen hingegen mehrere Faserorientierungen vor, welche verwoben werden. Dadurch werden die Festigkeit bei multiaxialer Belastung und die Handhabbarkeit verbessert, da auch ohne Matrix ein Zusammenhalt zwischen den Fasern gegeben ist. Gleichzeitig wird jedoch die Festigkeit hinsichtlich der bei FKV häufig auftretenden uniaxialen Belastung verringert, da nur ein Teil der Fasern in Belastungsrichtung ausgerichtet werden kann und die Fasern gekrümmmt vorliegen [Sc07]. Einen kurzen Überblick über wichtige Gelege- und Gewebetypen gibt Abbildung 2-7.

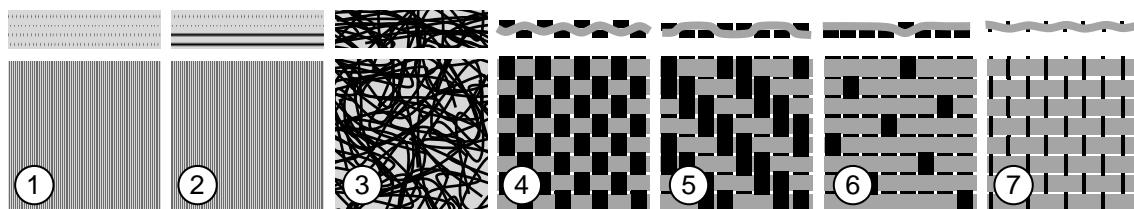


Abbildung 2-7: Unidirektionales (UD)-Gelege (1), bidirektionales (BD)-Gelege (2), Vlies (3), Leinen- (4), Köper- (5), Atlas- (6) und Kettgewebe (7) nach [Sc07]

Die Orientierung der Fasern wird im Rahmen der Arbeit mit dem Winkel zwischen Faserorientierung und Beanspruchungsrichtung beschrieben. Fasern mit  $0^\circ$ -Orientierung sind dementsprechend in Zug- bzw. Druckrichtung ausgerichtet, Fasern in  $90^\circ$ -Orientierung hingegen senkrecht zur Beanspruchungsrichtung.

Fasern können neben der bisher beschriebenen endlosen Form auch als Kurzfasern vorliegen. In Strukturauteilen kommen jedoch primär Endlosfasern zum Einsatz, was zwar die

Handhabbarkeit erschwert, jedoch eine höhere Festigkeit und eine bessere Faserausrichtung ermöglicht [KI11, Sc07].

## Matrix

An den Matrixwerkstoff werden vielfältige Anforderungen gestellt. Er dient zum einen der Fixierung der Fasern und stützt diese bei Druckbeanspruchung. Zum anderen leitet er die Kräfte zwischen den Fasern und übernimmt mechanische Beanspruchungen quer zur Faserrichtung sowie Schubbeanspruchungen [MK<sup>+</sup>86]. Außerdem soll der Matrixwerkstoff vor Umgebungseinflüssen und Reibung zwischen den einzelnen Faserlagen schützen. Bei ausreichender Duktilität wirkt der Matrixwerkstoff zudem als Rissstopper [Sc07].

Am häufigsten kommen duroplastische Matrixwerkstoffe zum Einsatz. Diese aus einem Harz und einem Härter hergestellten Polymere weisen die besten mechanischen Eigenschaften auf [Sc07]. Nachteilig ist, dass sie nicht aufschmelzbar und somit nicht schweißgeeignet und schwer recycelbar sind. Die größte Verbreitung finden Epoxid-Harze (EP-Harze), ungesättigte Polyester-Harze (UP-Harze) sowie Vinylester-Harze (VE-Harze) [Sc07].

Neben den Duroplasten werden auch Thermoplaste verwendet, welche schweißbar und bei erhöhter Temperatur umformbar sind. Der Einsatz von Elastomeren ist hingegen aufgrund der vergleichsweise schlechten mechanischen Eigenschaften auf Bauteile beschränkt, in denen reiner einachsiger Zug vorliegt und eine geringe Steifigkeit gewünscht ist [Sc07].

## Verbund

Um aus den Fasern und der Matrix einen Verbund mit den gewünschten Eigenschaften zu erhalten, ist die Grenzschicht zwischen den Einzelkomponenten von entscheidender Bedeutung. Dabei kommen z. T. Vorbehandlungen und Beschichtungen der Fasern zum Einsatz [Sc07].

Die wichtigste Verbundkenngröße ist der Faservolumenanteil  $\varphi$ . Der Faservolumenanteil ist definiert als der Quotient aus dem Faservolumen bezogen auf das Verbundvolumen. Das theoretisch erzielbare Maximum liegt bei quadratischer Packung bei  $\varphi = 79\%$  und bei hexagonaler Packung bei  $\varphi = 91\%$  [Ha03]. Ein unter Festigkeitsgesichtspunkten optimaler Faservolumenanteil liegt bei etwa  $\varphi = 60\%$ , da bei diesem gerade noch eine ausreichende Benetzung der Fasern sichergestellt werden kann [Ch11].

Die Verbundeigenschaften in der technisch relevanten Faserrichtung lassen sich für unidirektionale Laminate in guter Näherung mit einer linearen Mischungsregel beschreiben. Die Steifigkeit und die Festigkeit des Verbundes setzen sich nach dieser Mischungsregel proportional aus den Eigenschaften der Einzelkomponenten zusammen [DL09].

Liegen im Laminat auch Fasern senkrecht zur Belastungsrichtung vor, so ist für die Abschätzung der Verbundeigenschaften ausschließlich der in Belastungsrichtung orientierte Faservolumenanteil maßgeblich. Aus dieser Betrachtung geht zudem hervor, dass Faser-Kunststoff-Verbunde den größten Vorteil gegenüber homogenen isotropen Werkstoffen bei unidirektonaler Beanspruchung erzielen, da nur in diesem Fall ein großer Faservolumenanteil in die Beanspruchungsrichtung ausgerichtet werden kann. Bei multidirektonalen Laminaten mit mehr als zwei Faserorientierungen sind für die Kennwertermittlung Versuche oder numerische Berechnungen zu bevorzugen.

Die Steifigkeit und Festigkeit des Verbundes senkrecht zur Faserrichtung werden von den Eigenschaften des Matrixwerkstoffes bestimmt. Gleches gilt unabhängig von der im Werkstoff vorliegenden Faserorientierung für die Schubsteifigkeit. Die Schubfestigkeit steigt mit zunehmendem Faservolumenanteil von Fasern, welche senkrecht zur Scherebene angeordnet sind [SD<sup>+</sup>12].

Die Herstellung von Verbunden kann aus Gelegen bzw. Geweben, welche mit dem unausgehärteten Matrixharz imprägniert sind (sog. Prepregs, engl. preimpregnated fibres), in Press-, Spritzguss- oder Handlaminierverfahren erfolgen [Sc07].

### 2.2.2.2 Sandwich-Strukturen

Bei Biege- und Torsionsbelastung von aus Vollmaterial hergestellten Bauteilen müssen Bauteil und Werkstoff hinsichtlich der hochbelasteten Randfaser dimensioniert werden, während ein Großteil des Materials im Bereich der nur gering beanspruchten neutralen Faser liegt. Um Gewicht und Materialkosten zu sparen, können entweder die Bauteilgeometrie angepasst werden oder Werkstoffkombinationen bzw. Werkstoffe mit graduierten Eigenschaften zum Einsatz kommen.

Sandwich-Verbunde verbinden die Vorteile einer hochfesten und steifen, auf Zug bzw. Druck beanspruchten Deckschicht mit denen eines Kernwerkstoffs geringer Dichte. Während die Biege- bzw. Torsionslast bei optimaler Dimensionierung ausschließlich von den Deckschichten aufgenommen wird, sorgt der Kernwerkstoff für ausreichende Formstabilität und nimmt Schubkräfte auf.

Sandwich-Strukturen haben neben ihrer hohen Steifigkeit und Festigkeit verglichen mit herkömmlichen Strukturen gute mechanische und akustische Dämpfungseigenschaften, eignen sich gut als thermische und akustische Isolatoren und bieten im Kernbereich konstruktiv nutzbaren Raum ohne verschlechterte mechanische Eigenschaften [Ho66].

## Deckschichten

Für Sandwich-Deckschichten sollen vorzugsweise Werkstoffe mit hoher Festigkeit und Steifigkeit verwendet werden [Ze97a]. Neben metallischen Werkstoffen wie Aluminium, Stahl oder Titan [CK11] bieten sich besonders anisotrope faserverstärkte Werkstoffe an [CK11], da die Deckschichten oft nur einachsig auf Zug bzw. Druck beansprucht werden, und die Beanspruchungsrichtung bekannt ist [Ze97a].

## Kern

Für den Kernwerkstoff wird eine ausreichende Schubfestigkeit bei gleichzeitig niedriger Dichte gefordert. Daher werden z. B. Metall- [CK11], Polymer- [Ze97a] und Papier-Wabenstrukturen [CK11], Well-, Trapez- und weitere Profil-Bleche [Ze97a], geschlossen- und offenporige [GA97] metallische [HL<sup>07</sup>] und polymere [CK11] Schäume, Schäume auf Kohlenstoffbasis [An09], massive Polymere [Ze97a] und Balsa-Holz [CK11,GA97] verwendet. Zudem gibt es Ansätze für den Einsatz von fachwerkartigen Strukturen [GN<sup>11</sup>,QM<sup>08</sup>] und Kernwerkstoffen mit lokal graduierten Eigenschaften [KK<sup>05</sup>]. Darüber hinaus sind auch Mischformen denkbar, z. B. mit einem Polymerschaum gefüllte Metallwaben [VX<sup>06</sup>]. Häufige Verwendung finden besonders Polymerschäume aufgrund ihrer leichten Handhabbarkeit, Balsa-Holz aufgrund seines guten Verhältnisses von Schubsteifigkeit und -festigkeit zu Dichte sowie Wabenerne, welche die besten mechanischen Eigenschaften aufweisen, jedoch schwer zu verarbeiten sind [CK11,Ze97a].

## Verbund

Um optimale Verbundeigenschaften zu gewährleisten, ist eine Abstimmung von Deckschicht und Kern hinsichtlich Dimensionierung der Schichten und Verträglichkeit der eingesetzten Werkstoffe erforderlich. Um die Kraftübertragung zwischen Deckschicht und Kern zu gewährleisten, ist zudem eine ausreichende Dimensionierung der Grenzschicht notwendig, wofür je nach Werkstoffkombination stoffschlüssige Verbindungen durch Strukturklebstoffe oder thermische Fügeverfahren zum Einsatz kommen können [Ze97a].

Sandwich-Strukturen finden breite Anwendung mit dem Schwerpunkt im Transport- und Bau-sektor [Ze97a].

## 2.3 Versagensmodelle und Lebensdauervorhersagemode

In diesem Abschnitt werden das aus der Literatur bekannte Schädigungs- und Versagensverhalten sowie Modelle zur Lebensdauervorhersage der in dieser Dissertation eingesetzten Werkstoffe und Verbunde beschrieben. Da die Untersuchung der einzelnen Werkstoffe, je nach Ziel der Betrachtungen, in unterschiedlichen Größenordnungen, d. h. bei unterschiedlicher Vergrößerung, stattfand, werden jeweils die Modelle beschrieben, welche für die Art

der Betrachtung und die im experimentellen Abschnitt eingesetzten Verfahrensauflösungen relevant waren.

Nach einer kurzen Definition der wichtigsten der in dieser Dissertation verwendeten Begriffe (s. Abschnitt 2.3.1) folgt wie bereits im vorhergehenden Abschnitt zunächst die Betrachtung der metallischen Werkstoffe (s. Abschnitt 2.3.2) und im Anschluss die Betrachtung der geprüften Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde (s. Abschnitt 2.3.3).

### 2.3.1 Schädigung und Versagen

Dieses Kapitel dient der Definition und Abgrenzung der Begrifflichkeiten „Schädigung“ und „Versagen“ hinsichtlich ihrer Verwendung im Rahmen der vorliegenden Arbeit, da die Verwendung in der Literatur zum Teil widersprüchlich ist.

Als Schädigung wird in der Literatur in der Regel das Wachstum und die Vereinigung von Mikrodefekten wie Mikrorissen oder Poren bezeichnet [GS07]. Diese können durch mechanische Beanspruchung, elektromagnetische Strahlung, Temperatureinflüsse und chemische Prozesse eingebracht werden [FO02].

Im Rahmen dieser Arbeit werden als Schädigungen lokale strukturelle und funktionelle Beeinträchtigungen des Werkstoffs bzw. Verbundes bezeichnet, welche bei zeitlicher oder räumlicher Akkumulation zum Probenversagen führen können. Dabei liegt noch keine wesentliche Beeinflussung des makroskopischen Probenverhaltens vor. Wird die Schädigung bereits im Herstellungsprozess bzw. vor Versuchsbeginn eingebracht, wird diese als „Vorschädigung“ bezeichnet. Bei der Betrachtung der NiTi-Formgedächtnislegierung werden Veränderungen, die einen Einfluss auf die Phasenumwandlung haben, als funktionelle Schädigungen definiert. Dagegen wird das Einbringen von Versetzungen, die keinen direkten Einfluss auf die Phasenumwandlung haben, in diesem Zusammenhang weiterhin als strukturelle Schädigung bezeichnet.

Als „Versagen“ wird häufig vollständige Werkstofftrennung verstanden. Im Rahmen der Arbeit wird das „Versagen“ jedoch in Anlehnung an [Sc07] als ein Grenzzustand definiert, bei welchem die Funktion einer Probe bzw. eines Bauteils nicht mehr erfüllt werden kann, was neben der Werkstofftrennung durch massive plastische Verformung, Überschreiten der maximal ertragbaren Kraft, dem Stabilitätsversagen durch z. B. Beulen, Knicken oder dem Überschreiten von Verformungsgrenzen, Abtragungsprozesse durch Korrosion oder Reibung usw. der Fall sein kann. Die für die jeweilige Kombination aus Werkstoff und Probengeometrie verwendeten Definitionen des „Versagens“, welches in der vorliegenden Arbeit ausschließlich durch mechanische Beanspruchungen und nicht durch chemische, thermische oder andere Einflüsse herbeigeführt wird, werden zusammen mit den Versuchsergebnissen (s. Kapitel 4) beschrieben.

### 2.3.2 Metallische Werkstoffe

In diesem Abschnitt werden das Verformungs-, das Schädigungs- und das Versagensverhalten der in der vorliegenden Dissertation eingesetzten metallischen Werkstoffe beschrieben. Für Kupfer (s. Abschnitt 2.3.2.1), TWIP-Stahl (s. Abschnitt 2.3.2.2) und den schweißgeeigneten Feinkornbaustahl (s. Abschnitt 2.3.2.3) erfolgt die Beschreibung hinsichtlich struktureller, für Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen (s. Abschnitt 2.3.2.4) hinsichtlich funktioneller Schädigung.

Während sich das Verformungs- und Schädigungsverhalten und somit das Rissinitiierungsverhalten bei den auf strukturelle Schädigung untersuchten metallischen Werkstoffen grundlegend unterscheiden, können für die Lebensdauerprognose bei zyklischer Beanspruchung nach erfolgter Rissinitiierung die gleichen Ansätze verfolgt werden. Dazu eignen sich z. B. die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM), bei welcher Ansätze für die Berechnung des Rissfortschritts pro Zyklus bei stabiler Rissausbreitung beispielsweise nach [PE63] existieren, oder die elastisch-plastische Bruchmechanik (EPBM), welche zusätzlich plastische Verformungen im Bereich der Rissspitze berücksichtigt und das Risswachstum mit Hilfe von Größen wie des J-Integrals oder des Rissöffnens (engl. crack-tip opening displacement, CTOD) beschreibt [GS07,Se08].

#### 2.3.2.1 Kupfer

Bei monotoner Beanspruchung von Kupfer erfolgt nach dem Überschreiten der relativ niedrigen Dehngrenze eine sehr große plastische Verformung, welche mit einer ausgeprägten Kaltverfestigung einhergeht. Zum Versagen kommt es unter einachsiger Beanspruchung nach deutlicher Einschnürung in Form eines duktilen Wabenbruchs [La04].

Bei Raumtemperatur weist Reinkupfer einen welligen Gleitcharakter auf [WL88]. Das Verformungsverhalten zeigt verglichen mit anderen Metallen eine geringe Dehnrateabhängigkeit bei zyklischer Belastung [MB<sup>+</sup>97]. Bei einer durch eine Wärmebehandlung eingestellten niedrigen Versetzungsdichte bei gleichzeitig relativ großer Korngröße zeigt Reinkupfer zyklische Verfestigung [Sc97]. Bei hohen Dehnraten tritt transkristallines Versagen auf [AP<sup>+</sup>74]. Bei der Schädigung durch zyklische Beanspruchung entstehen zellenförmige Versetzungsanordnungen, die an den Zellwänden erhöhte Versetzungsdichten aufweisen [Fu08]. Die Rissinitiierung erfolgt schließlich durch kristallografisch orientierte Kerben in Bereichen verstärkter Abgleitungen an Grenzflächen (persistenter Gleitbänder) [Fu08], insbesondere der Probenoberfläche [AP<sup>+</sup>74]. An diesen Stellen bilden sich Mikrorisse aus [Fu08]. Das Probenversagen ist auf den Mikroriss zurückzuführen, dessen Wachstum den geringsten Energieaufwand benötigt [Fu08]. Bei sehr niedrigen Dehnraten tritt dagegen interkristallines Versagen auf, welches von den Korngrenzen ausgeht [AP<sup>+</sup>74].

### 2.3.2.2 TWIP-Stahl

Das Schädigungsverhalten von TWIP-Stählen unter monotoner und zyklischer Belastung ist aktueller Forschungsgegenstand und nur teilweise verstanden. Unter monotoner Beanspruchung zeigen TWIP-Stähle große plastische Verformungen und Zwillingsbildung, bevor es zur Einschnürung und somit lokalen Schädigung des Werkstoffs kommt [GK<sup>00</sup>]. Das Versagen erfolgt in der Regel transkristallin und verformungsreich als Wabenbruch [NR<sup>10</sup>, SK<sup>09</sup>]. Teilweise wurde jedoch unter monotoner mehrachsiger Beanspruchung auch interkristallines Versagen beobachtet [CK<sup>11</sup>].

Die Schädigungsentwicklung und das Versagensverhalten von TWIP-Stählen bei zyklischer Belastung unterscheiden sich deutlich von denen anderer austenitischer Stähle. Auch unter zyklischer Belastung bei niedrigen Bruchlastspielzahlen und somit hohen Dehnungsamplituden findet keine Ausbildung von Verformungszwillingen statt [NL<sup>09</sup>, NR<sup>10</sup>]. Während bei herkömmlichen austenitischen Stählen zumindest bei kleinen Korngrößen und hohen Zyklenzahlen interkristallines Versagen auftritt, kann die Rissinitiierung bei TWIP-Stählen auch bei Bruchlastspielzahlen im Dauerfestigkeitsbereich und ultrafeinkörnigem Gefüge nicht ausschließlich an Korngrenzen, sondern oftmals auch an Gleitbändern, welche an der Probenoberfläche liegen, erfolgen [HK10].

### 2.3.2.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl

Bei den zum Teil geschweißten Proben sollten die versagenskritischen Anrisse in einem möglichst frühen Stadium detektiert werden. Bei der verwendeten Probenform lag teilweise eine Überlagerung von metallurgischen und geometrischen Kerben vor. Als metallurgische Kerben können die Übergänge zwischen Schweißnaht, Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff sowie den einzelnen Lagen beim Mehrlagenschweißen dienen [FS11]. Bei der Herstellung von Schweißnähten können zudem Heiß- oder Kaltrisse eingebracht werden [Di05]. Geometrische Kerben können bei zyklischer Beanspruchung durch die Bauteilform oder die Bauteilloberfläche, z. B. bei einer sandgestrahlten Oberfläche, zur Rissinitiierung führen, wenn die mittlere Rautiefe die Größe von intrinsischen Materialdefekten oder der Korngröße übersteigt [Kr04]. Der in der Arbeit verwendete Feinkornbaustahl S690QL zeigt auch bei zyklischer Beanspruchung ein sehr duktiles Versagensverhalten mit großen plastischen Verformungen [HP<sup>10</sup>].

### 2.3.2.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen

Die strukturelle Schädigung durch Ermüdung von Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen (NiTi-FGL) wird in der Literatur seit mehr als 30 Jahren ausführlich untersucht [DP<sup>99</sup>, MM<sup>78</sup>], auch bei vorliegender Pseudoelastizität [MM<sup>99</sup>, HH<sup>96</sup>]. Sie unterscheidet sich gegenüber anderen Werkstoffen darin, dass die strukturellen Ermüdungseigenschaften stark von der bei Raumtemperatur stattfindenden Phasenumwandlung beeinflusst werden [EH<sup>03</sup>]. Aus die-

sem Grund haben Temperaturänderungen, welche auch durch eine erhöhte Versuchsfrequenz hervorgerufen werden können, einen erheblichen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften [SK96].

Dagegen ist die funktionelle Schädigung und insbesondere ihr Verständnis auf mikrostruktureller Ebene noch aktueller Forschungsgegenstand [AL<sup>+</sup>12, SD12]. In Hinsicht auf die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Versuche wird der Fokus auf funktionelle Ermüdung bei pseudoelastischem Werkstoffverhalten gelegt, auch wenn vermutet wird, dass die zugehörigen mikrostrukturellen Effekte bei funktioneller Schädigung bei Einsatz von Einweg- und Zweiwegeeffekt identisch sind [MF01].

Bei zyklischer Belastung einer pseudoelastischen NiTi-FGL sinkt die notwendige Spannung der Umwandlung von Austenit zu Martensit mit zunehmender Zyklenzahl  $N$  [TI<sup>+</sup>91], während die Umwandlungshysterese schmäler wird, d. h. die erzielbaren Dehnungen ohne plastische Verformungen und die verrichtete Arbeit abnehmen [HS<sup>+</sup>90]. Während in den ersten Zyklen die Umwandlung von Austenit zu Martensit vollständig auf einem nahezu konstanten Spannungsniveau stattfindet, steigt bei höheren Zyklenzahlen die für die martensitische Umwandlung notwendige Spannung mit steigendem Volumenanteil des Martensits [MI<sup>+</sup>86]. Diese makroskopischen Effekte sind in Abbildung 2-8 skizziert.

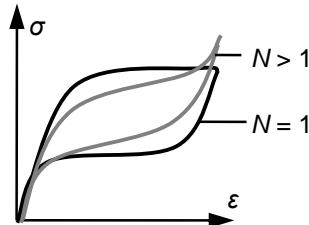


Abbildung 2-8: *Makroskopische Auswirkungen funktioneller Schädigung auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer NiTi-FGL nach [MI<sup>+</sup>86]*

Aus diesen Erkenntnissen folgt, dass für gute funktionelle Ermüdungseigenschaften eine Mikrostruktur eingestellt werden sollte, welche zu einer möglichst hohen Fließspannung bei gleichzeitig niedriger Umwandlungsspannung führt [HM<sup>01</sup>], was durch geeignete Wärmebehandlungsverfahren möglich ist [Ho02]. Je näher die Umwandlungsspannung an der Fließspannung liegt, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit, dass aufgrund lokaler Inhomogenitäten, d. h. z. B. durch die irreversible Formierung von Versetzungsanordnungen [CP<sup>11</sup>], irreversible Veränderungen des Umwandlungsverhaltens erfolgen [Ho02]. Es ist bekannt, dass die funktionelle Ermüdung von der Kornorientierung abhängt [WM<sup>12</sup>] und durch das Einbringen von Defekten, wie z. B. durch Alterung oder plastische Verformung, die Ermüdungseigenschaften verbessert werden können [HH03].

### 2.3.3 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde

In diesem Abschnitt werden das Schädigungs- und Versagensverhalten von FKV (s. Abschnitt 2.3.3.1) und Sandwich-Strukturen (s. Abschnitt 2.3.3.2) beschrieben.

#### 2.3.3.1 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde

FKV zeigen bis zum Versagenszeitpunkt ein nahezu linear-elastisches Verformungsverhalten. Die Versagensarten lassen sich danach einteilen, ob die Fasern, die Matrix oder die Grenzschicht zwischen diesen für das Versagen maßgeblich sind [Sc07]. Diese Versagensarten werden nachfolgend für unidirektionale Laminates kurz beschrieben.

Sind die Fasern für das Verbundversagen bei Zugbeanspruchung maßgeblich, spricht man von Versagen durch Faserbruch. Dieser wird ausschließlich durch Beanspruchungen parallel zur Faserrichtung erzeugt und trennt viele Fasern gleichzeitig quer zur Belastungsrichtung [Sc07]. Der Faserbruch erfolgt bei sehr hohen Spannungen. Dabei werden in der Praxis nie die theoretisch ertragbaren Spannungen erreicht. Zum einen erfolgt meist eine Schädigung einzelner Fasern bei der Verarbeitung und Herstellung der Laminates [Ze97b, Sc07]. Zum anderen führen Streuungen in den Festigkeiten der einzelnen Fasern dazu, dass die schwächsten Fasern frühzeitig versagen und die umliegenden Fasern die dabei auftretenden Lasten zusätzlich aufnehmen müssen. Das Versagen durch Faserbruch wird somit von den schwächsten Fasern bestimmt [Sc07]. Bei Druckbeanspruchungen erfolgt kein Faserbruch, sondern Stabilitätsversagen in Form von ausknickenden Fasern. Das Knicken wird nicht durch das Euler-Knicken bestimmt, sondern durch die niedrige Schubsteifigkeit der Fasern und damit durch sog. Schubknicken [Eh06, Sc07].

Das Versagen von Matrix oder Grenzschichten wird als Zwischenfaserbruch bezeichnet. Bei Zugbelastung quer oder schräg zur Faserrichtung tritt ein Zwischenfaserbruch auf. Dieser verläuft i. d. R. teils als Kohäsivbruch durch die Matrix und teils als Adhäsivbruch entlang der Grenzflächen zwischen Fasern und Matrix [Re08]. Bei Druckbeanspruchung quer oder schräg zur Faserrichtung erfolgt stets ein Schubversagen der Matrix [Sc07]. Dieses erfolgt aufgrund der Querdruckkomponente und innerer Reibung nicht wie zu erwarten unter einem  $45^\circ$ -Winkel, sondern stets in einem Winkel von  $\alpha = 53^\circ$  zur Druckrichtung [Sc07].

Schubbeanspruchungen können in einer senkrecht zur Faserorientierung gelegenen Ebene (s. Abbildung 2-9-1) oder in einer faserparallelen Ebene (s. Abbildung 2-9-2) auftreten.

Unter Schubbeanspruchungen in der Faserebene tritt unabhängig von der Faserorientierung ein Schubversagen parallel zur Faserrichtung auf. Dies ist für die in dieser Ebene parallel oder senkrecht zur Faserrichtung auftretenden Schubbelastungen auf die Schubspannungen zurückzuführen, welche aufgrund der Gleichgewichtsbedingungen stets paarweise auftreten (vgl. Abbildung 2-9-2). Liegt die Orientierung der durch Schub zunächst in der Matrix entste-

henden Mikrorisse schräg zur Faserrichtung, wird die Richtung der Mikrorisse durch die hochfesten Fasern in faserparallele Richtung abgelenkt. Die einzelnen Mikrorisse verbinden sich schließlich zu einem makroskopischen faserparallelen Riss [Sc07].

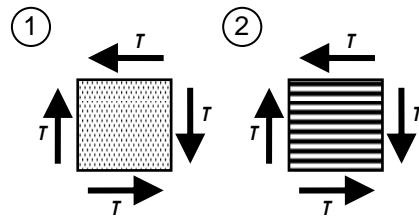


Abbildung 2-9: Schubbeanspruchung in einer Ebene senkrecht zur Faserrichtung (1) und in einer faserparallelen Ebene (2)

Zwischenfaserbrüche gehen nicht zwingend mit einem Versagen in Form von vollständiger Werkstofftrennung einher, da auch nach einem Matrixbruch die Fasern je nach Beanspruchungsrichtung noch Lasten übernehmen können (s. Abbildung 2-10). Trotzdem werden Zwischenfaserbrüche in der Praxis nur in Ausnahmefällen toleriert, da erstens ihr Verlauf nicht sicher kontrollierbar ist und sie sich zweitens durch ihre Kerbwirkung negativ auf die Dauerfestigkeit und durch das Freilegen von Fasern negativ auf die chemische Beständigkeit auswirken [Sc07]. Zwischenfaserbrüche werden daher in der Arbeit stets als Versagen gewertet.

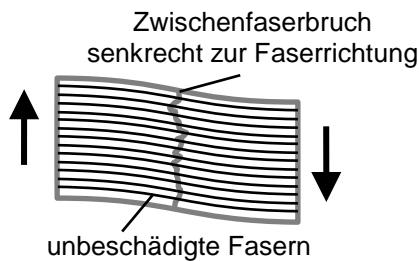


Abbildung 2-10: Zwischenfaserbruch ohne Funktionsbeeinträchtigung

Bei multidirektionalen Laminaten treten in den einzelnen Schichten die jeweiligen Versagensarten gleichzeitig und abhängig von der Orientierung der jeweiligen Faserlagen auf. Zudem kann es durch Schub- oder Zugbeanspruchung zur Delamination zwischen den Einzelschichten kommen [Sc07].

### 2.3.3.2 Sandwich-Strukturen

Bei Sandwich-Strukturen lassen sich drei Kategorien von Versagensarten unterscheiden. Diese sind das Deckschicht-, das Kern- und das Delaminationsversagen. Welche Versagensart für das Verbundversagen maßgeblich ist, wird von den Eigenschaften der Einzelkomponenten, d. h. Deckschichten, Kern und Verbindungsschichten, der Geometrie, insbesondere dem Verhältnis von Deckschicht- zu Kerndicke, und der Belastungssituation beeinflusst [Gd07, TG87]. Da Sandwich-Strukturen typischerweise monoton oder zyklisch auf Biegung beansprucht werden, werden die dabei auftretenden Versagensarten nachfolgend kurz am Beispiel einer auf Vierpunkt-Biegung beanspruchten Struktur dargestellt.

Eine mögliche Versagensart von Deckschichten ist das Versagen durch Normalspannungen, d. h. Zug- oder Druckbeanspruchung. Dies kann in Form von Brüchen, dem Ausknicken durch lokales Beulen oder Auffalten oder bei inhomogenen Kernen durch Faltenbildung erfolgen [Ka11,De07]. Besonders kritisch bei Druckbeanspruchung sind FKV, welche in der Regel niedrigere Druck- als Zugbeanspruchungen ertragen (vgl. Abschnitt 2.3.3.1). Bei Werkstoffen mit stark anisotropen Eigenschaften, wie z. B. FKV, kann es auch in der Deckschicht zu einem Delaminationsversagen durch Schubbeanspruchung kommen [Wi08]. Die möglichen Versagensarten von Deckschichten sind in Abbildung 2-11 dargestellt.

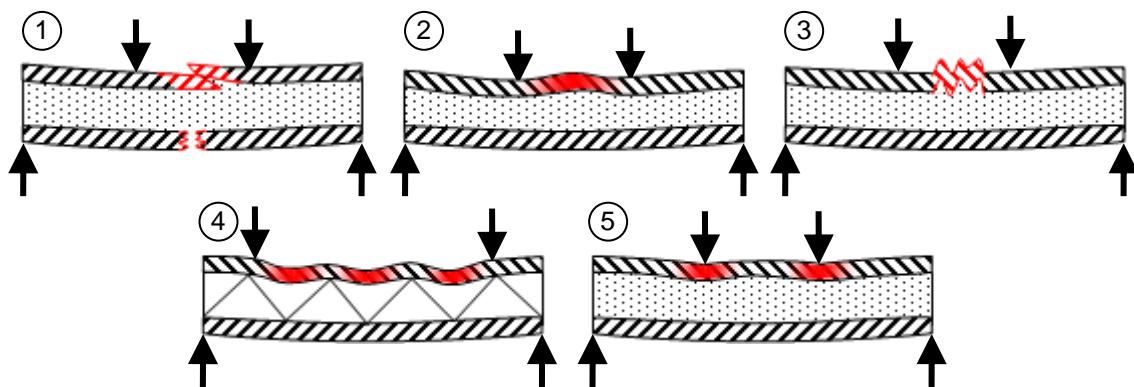


Abbildung 2-11: Deckschichtversagen bei Sandwich-Strukturen durch Normalspannungen (1), globales Beulen (2), Faltenbildung (3), lokales Beulen bedingt durch die Kernstruktur (4), Beulen im Auflagerbereich durch Überschreiten der Deckschichtfestigkeit (5)

Das Kernversagen von Sandwich-Strukturen erfolgt entweder infolge von Normal- oder von Schubspannungen (s. Abbildung 2-12).

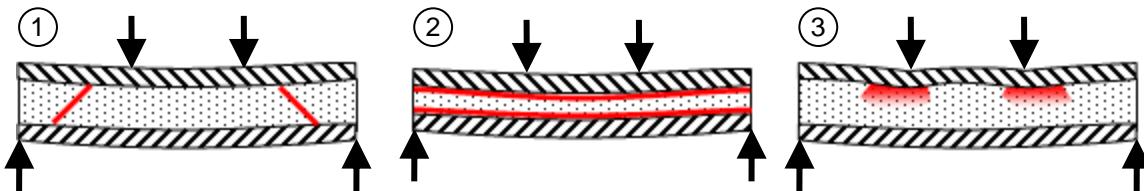


Abbildung 2-12: Kernversagen bei Sandwich-Strukturen durch Schub- (1) und Normalspannungen (2) sowie durch Überschreiten der Kernfestigkeit bei kombinierter Beanspruchung (3)

Die Kernbeanspruchung hängt stark von der Länge der Sandwich-Struktur ab. Strukturen, deren Verhältnis von Länge zu Dicke klein ist, versagen i. d. R. unter Schub [DG09]. Typischerweise verläuft die dabei entstehende Schädigung schräg durch die Probe, beginnend in der Nähe der Auflager [BZ97,KM<sup>+</sup>03]. Bei Strukturen mit hoher Spannweite im Verhältnis zur Dicke kann allerdings die Normalspannung über das Niveau der Schubspannungen ansteigen und somit versagensrelevant werden [GD<sup>+</sup>02]. Im Bereich von Krafteinleitungsstellen liegt eine Kombination beider Beanspruchungen und somit ein multiaxialer Spannungszustand vor, durch den es im Auflagerbereich zur plastischen Verformung des Kerns und dem anschließenden Versagen der Deckbleche kommt [SF04]. Je

nach den Eigenschaften des Kernwerkstoffs unterscheidet sich das Erscheinungsbild dieser Versagensarten. Bei Schäumen und anderen Kernen mit annähernd isotropen Eigenschaften bildet sich das Versagen flächig bzw. linienförmig aus. Bei Wabenkernen und fachwerkartigen Strukturen erfolgt das Ausknicken einzelner Stege.

Delaminationsversagen kann durch Schub- und Normalspannungen bedingt sein (s. Abbildung 2-13) [XR02].

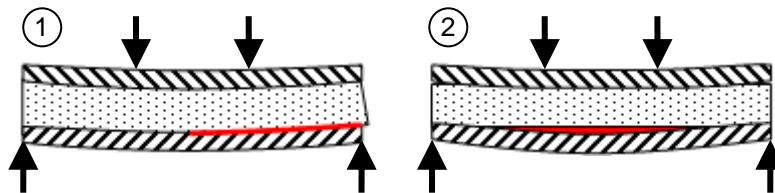


Abbildung 2-13: Delaminationsversagen bei Sandwich-Strukturen durch Schub- (1) und Normalspannungen (2)

Die einzelnen dargestellten Versagensarten treten häufig kombiniert auf. Beispielsweise geht ein Schubversagen des Kerns (vgl. Abbildung 2-12-1) oftmals in ein Schubversagen der Grenzschicht über (vgl. Abbildung 2-13-1). Eine klare Abgrenzung der Versagensarten untereinander ist zudem nicht in jedem Fall möglich (vgl. z. B. Abbildung 2-11-5 und Abbildung 2-12-3).



### 3 Experimentelle Grundlagen

In diesem Kapitel werden die experimentellen Grundlagen der Arbeit beschrieben. Diese umfassen die Kennwerte und Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe (s. Abschnitt 3.1), die Geometrie der eingesetzten Proben (s. Abschnitt 3.2), die Versuchsaufbauten, in welchen diese geprüft wurden (s. Abschnitt 3.3) sowie die mikroskopischen und metallografischen Verfahren, welche in der vorliegenden Dissertation zum Einsatz kamen (s. Abschnitt 3.4).

#### 3.1 Werkstoffe

In diesem Abschnitt werden die wichtigsten Eigenschaften der eingesetzten metallischen Werkstoffe (s. Abschnitt 3.1.1), der Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde (s. Abschnitt 3.1.2) sowie der Sandwich-Strukturen und deren Einzelkomponenten (s. Abschnitt 3.1.3) zusammengefasst.

##### 3.1.1 Metallische Werkstoffe

Im Rahmen der Arbeit wurden lokale Dehnungsmessungen an unterschiedlichen metallischen Werkstoffen durchgeführt. Als gut verstandener Modellwerkstoff diente das in Abschnitt 3.1.1.1 beschriebene Kupfer. Als Strukturwerkstoffe wurden ein hochmanganhaltiger TWIP-Stahl (s. Abschnitt 3.1.1.2) und ein herkömmlicher Feinkornbaustahl (s. Abschnitt 3.1.1.3) untersucht.

Um die Möglichkeit der Anwendung von optischer Dehnungsmessung auch zur Prognose von funktioneller Schädigung zu untersuchen, wurde als Funktionswerkstoff eine Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung untersucht (s. Abschnitt 3.1.1.4).

###### 3.1.1.1 Kupfer

Für die Untersuchungen kam hochreines sauerstofffreies Kupfer (Cu-OF, engl. oxygen free) des Typs CW008A (Werkstoffnr. 2.0040) mit einem Kupferanteil von mehr als  $\varphi = 99,95\%$  zum Einsatz. Hersteller des  $d = 2\text{ mm}$  starken und deutlich texturierten Ausgangsmaterials mit einer Korngröße von etwa  $D = 30\text{ }\mu\text{m}$  war die Firma Amco. Das eingesetzte Kupfer wies lt. Hersteller im Lieferzustand eine Zugfestigkeit von  $R_m = 240\text{ MPa}$ , eine plastische Dehngrenze von  $R_{p0,2} = 180\text{ MPa}$  und eine Bruchdehnung von mindestens  $A_{50} = 8\%$  auf, was in zusätzlich durchgeführten Zugversuchen bestätigt wurde. Die Probenherstellung erfolgte durch Drahterosion, um eine hohe Maß- und Formgenauigkeit bei gleichzeitig geringer mechanischer und thermischer Beanspruchung des Materials zu erzielen.

Um zwei unterschiedliche Korngrößen untersuchen zu können, wurde das in einer sauerstofffreien Umgebung ohne Zusatz von Desoxidationsmitteln hergestellte Kupfer zwei Wärmebehandlungen im Vakuum unterzogen. Um ein vergleichsweise feinkörniges Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von  $D = 50\text{ }\mu\text{m}$  einzustellen, wurde das Ausgangsmaterial für  $t = 60\text{ min}$  bei  $T = 863\text{ K}$  rekristallisationsgeglüht und offenabgekühlt. Ein grobkörnigeres

Gefüge mit einer Korngröße von durchschnittlich  $D = 500 \mu\text{m}$  wurde mittels Rekristallisationsglühen bei  $T = 1243 \text{ K}$  für  $t = 60 \text{ min}$  erzielt. Die angegebenen Korngrößen wurden mit dem Linienschnittverfahren nach [DIN2624] bestimmt.

Nach der Wärmebehandlung wurden die Proben mit Schleifpapier mit einer Körnung von bis zu P 4000 [DIN6344] nassgeschliffen und anschließend poliert. Um die Korngrenzen sichtbar zu machen, wurde die Probenoberfläche mit einem Ätzmittel, bestehend aus 25 ml destilliertem Wasser, 25 ml 25 %iger wässriger Ammoniaklösung und 3 ml 30 %iger Wasserstoffperoxid-Lösung für  $t = 5 \text{ s}$  bis  $t = 10 \text{ s}$  angeätzt, wobei gleichzeitig eine für die Bildkorrelation geeignete Oberflächenstruktur entstand.

Für weiterführende kristallografische Untersuchungen wurden einige Proben zudem für  $t = 25 \text{ s}$  bei einer Spannung von  $U = 15 \text{ V}$  elektropoliert. Dabei kam ein Elektrolyt mit 47 Vol.-% destilliertem Wasser, jeweils 24 Vol.-% Ethanol und Phosphorsäure, 4,5 Vol.-% Propanol sowie 0,5 Vol.-% Harnstoff zum Einsatz.

### 3.1.1.2 TWIP-Stahl

Der untersuchte hochmanganhaltige TWIP-Stahl mit der Bezeichnung X-IP-1000, welcher von der Firma ArcelorMittal geliefert wurde, lag in Form eines kaltgewalzten Bleches mit einer Dicke von  $d = 1,6 \text{ mm}$  vor. Die Bezeichnung X-IP-1000 steht für einen Stahl mit gleichzeitig hoher Festigkeit und Verformbarkeit (extremly formable and extremely high strength steel with induced plasticity), welcher eine Zugfestigkeit von mindestens  $R_m = 1000 \text{ MPa}$  aufweist.

Durch den hohen Mangananteil von über 22 % wurde der TWIP-Stahl so eingestellt, dass im unbelasteten Zustand ein stabiles austenitisches Gefüge vorlag. Weiterhin wurde durch diesen eine Stapelfehlerenergie erreicht, welche die dehnungsinduzierte Zwillingsbildung ermöglicht. Der Zusatz weiterer Legierungselemente diente einer Erhöhung der Zug- und Verschleißfestigkeit des Materials. Die exakte Zusammensetzung ist dem Anhang (vgl. Tabelle 9-10) zu entnehmen.

Um eine für die Auflösung des DIC-Systems geeignete Korngröße einzustellen, bei der die Betrachtung der gesamten Probenoberfläche möglich war, wurden die Proben grobkorngeglüht. Die Proben wurden dazu in zwei Chargen aufgeteilt und für jeweils  $t = 24 \text{ h}$  bei  $T = 1323 \text{ K}$  (WB1) bzw.  $T = 1423 \text{ K}$  (WB2) in evakuierten Glasrörchen gebrannt. Nach der Wärmebehandlung WB2 wiesen die Glasrörchen einen milchigen Belag auf, der vermutlich auf einen Manganverlust an der Probenoberfläche zurückzuführen war. Die Korngröße der bei  $T = 1323 \text{ K}$  gebrannten Proben lag bei unter  $D = 100 \mu\text{m}$ , während die Korngröße der bei  $T = 1423 \text{ K}$  wärmebehandelten Charge um etwa  $\Delta D = 20 \mu\text{m}$  erhöht war.

Um Korngrenzen sichtbar zu machen und eine für die Bildkorrelation geeignete Oberfläche zu erzielen, wurde die Oberfläche zunächst nassgeschliffen und im Anschluss mit einem

Elektrolyten aus 7,5 Vol.-% Perchlorsäure und 92,5 Vol.-% Ethanol für  $t = 20$  s mit einer Spannung von  $U = 20$  V elektropoliert.

### 3.1.1.3 Schweißgeeigneter Feinkornbaustahl

Für die makroskopischen Versuche mit optischer Dehnungsmessung an einem schweißbaren Feinkornbaustahl lag ein flüssigkeitsvergütetes Groblech aus einem Sonderbaustahl mit einer Mindeststreckgrenze von  $R_e = 700$  MPa in einer Dicke von  $d = 10$  mm vor. Der Stahl mit der Kurzbezeichnung S690QL und der Werkstoffnummer 1.8928 wurde von der ThyssenKrupp Steel AG geliefert. Die chemische Zusammensetzung des Stahls ist dem Anhang zu entnehmen (vgl. Tabelle 9-8).

Die Zugfestigkeit des Werkstoffs lag laut Hersteller bei mindestens  $R_m = 770$  MPa bei einer Bruchdehnung von mindestens  $A = 14$  %. Die aufgeführten Herstellerangaben wurden mit Zugversuchen nach [DIN10002] überprüft. Die dabei ermittelte Zugfestigkeit lag bei  $R_m = 880$  MPa bei einer Mindeststreckgrenze von  $R_e = 800$  MPa sowie einer Bruchdehnung von mindestens  $A = 17$  %.

Der Stahlwerkstoff wurde mit Hilfe eines Laserschnittverfahrens zugeschnitten. Um eine definierte und für die digitale Bildkorrelation geeignete Probenoberfläche zu erhalten, wurden die Proben vor den Versuchen mit einer  $45^\circ$ -Fase entgratet und sandgestrahlt.

Für die Betrachtung der Schweißnaht wurde der Stahl nassgeschliffen, poliert und anschließend mit 3 %iger Salpetersäure geätzt.

### 3.1.1.4 Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung

Für Untersuchungen von funktioneller Schädigung kamen ein- und vielkristallines Nickel-Titan (NiTi) mit 50,9 At.-% Nickel und 49,1 At.-% Titan zum Einsatz. Das vielkristalline NiTi wurde von der Memory-Metalle-GmbH bezogen. Das einkristalline NiTi wurde mittels des horizontalen Bridgman Verfahrens vom Siberian Physical Technical Institute der Tomsk State University (Professor Y.I. Chumlyakov), Russland hergestellt. Bei diesem Verfahren wird von einem Keimkörper ausgehend in einer aus vielkristallinem Material erzeugten Schmelze mit Hilfe eines Temperaturgradienten ein kontrolliertes Kristallwachstum initiiert [Sh04].

Die mittels Drahterosion hergestellten Proben mit annähernd quadratischem Querschnitt wurden zunächst für  $t = 24$  h bei  $T = 1273$  K homogenisiert. Anschließend wurden die Proben  $t = 90$  min bei  $T = 623$  K ausgelagert. Um die Oxidation der Probenoberfläche zu vermeiden, fand die Wärmebehandlung der Proben in evakuierten Quarzglasröhren statt. Nach der Wärmebehandlung wurden die Probenoberflächen mit Schleifpapier mit einer Körnung von bis zu P 4000 nach [DIN6344] mechanisch geschliffen. Anschließend wurde das vielkristalline NiTi in einem Elektrolyt mit 60 Vol.-% Methanol, 34 Vol.-% Butanol und 6 Vol.-% 70-%iger Perchlorsäure elektropoliert. Dabei wurde eine Spannung von  $U = 25$  V über eine Dauer von

$t = 25$  s eingestellt. Unmittelbar vor Versuchsbeginn wurde die Probenoberfläche für einige Minuten im Ultraschallbad mit Ethanol gereinigt.

Die Mikrostruktur des untersuchten vielkristallinen NiTi im vorliegenden Wärmebehandlungs- zustand wurde bereits von [La11] charakterisiert. Dieser stellte für den in der vorliegenden Arbeit untersuchten Zustand analog zu [GM02] etwa  $D = 10$  nm große, feinverteilte kohärente  $\text{Ni}_4\text{Ti}_3$  Ausscheidungen fest. Die Austenitfinishtemperatur lag bei etwa  $T = 274$  K und somit deutlich unterhalb der Raumtemperatur [La11].

Aus [La11] geht zudem hervor, dass das vorliegende Material optimales pseudoelastisches Verhalten zeigte, wenn die [101]-Richtung der Kristalle parallel zur Belastungsrichtung lag, während [100]- und [111]-orientierte Körner schlechteres Umwandlungsverhalten aufwiesen.

### 3.1.2 Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde

Für die Untersuchungen wurden drei Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde mit unterschiedlichen Eigenschaften verwendet. Die eingesetzten Verbunde wurden von unterschiedlichen Herstellern im Prepreg- (CFK-1, s. Abschnitt 3.1.2.1), Handlaminier- (CFK-2, s. Abschnitt 3.1.2.2) und Pressverfahren (CFK-3, s. Abschnitt 3.1.2.3) hergestellt. Im Anschluss wird ein kurzer Überblick über die Herstellverfahren, Eigenschaften, Lagenaufbauten und die Faservolumenanteile (vgl. Abschnitt 3.4.5) der Verbunde gegeben.

#### 3.1.2.1 CFK-1

Der aus dünnen unidirektionalen Prepregs einer Dicke von etwa  $s = 0,1$  mm aufgebaute Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund wird nachfolgend als CFK-1 bezeichnet. Daraus wurden durch unterschiedliche Anordnungen der Einzelschichten mehrlagige uni- und bidirektionale Proben mit Gesamtdicken von ca.  $d = 1$  mm hergestellt. Als Fasern kamen HT-Fasern mit ca.  $D = 7 \mu\text{m}$  Durchmesser und als Matrixwerkstoff ein Epoxidharz zur Anwendung. Die Prepregs wurden in einer Presse für  $t = 20$  min bei  $T = 453$  K unter einem Druck von  $\sigma = -0,3$  MPa vor- ausgehärtet, um Porenbildung vorzubeugen. Anschließend fand eine Nachhärtung im Ofen für  $t = 90$  min bei  $T = 453$  K unter Atmosphärendruck statt. Bedingt durch die Druckbelastung der noch unausgehärteten Prepregs kam es im Randbereich zu Faserverschiebungen, Faserfehlorientierungen und dem Auspressen von Matrixmaterial. Die Proben wurden mit einer Schlagschere zugeschnitten. Die Schnittkanten sowie Probenoberflächen für die digitale Bildkorrelation wurden teilweise mit Schleifpapier der Körnung P 800 nach [DIN6344] geschliffen. Für die Herstellung der Schubproben aus CFK-1 wurden jeweils zehn Lagen der  $d = 1$  mm starken Laminate mit einem Epoxidharz verklebt.

Der genaue Aufbau der unidirektionalen, im Folgenden als CFK-1a bezeichneten, und der bidirektionalen, als CFK-1b bezeichneten, Prüfkörper ist im Anhang in Tabelle 9-2 und

Tabelle 9-3 dargestellt. Weitere Verbundeigenschaften sind ebenfalls dem Anhang (vgl. Tabelle 9-1) zu entnehmen.

Die Verteilung (s. Abbildung 3-1-1) und Orientierung (s. Abbildung 3-1-2) der Fasern in den unidirektionalen Laminaten war trotz geringer lokaler Schwankungen in der Laminatmitte nahezu homogen.

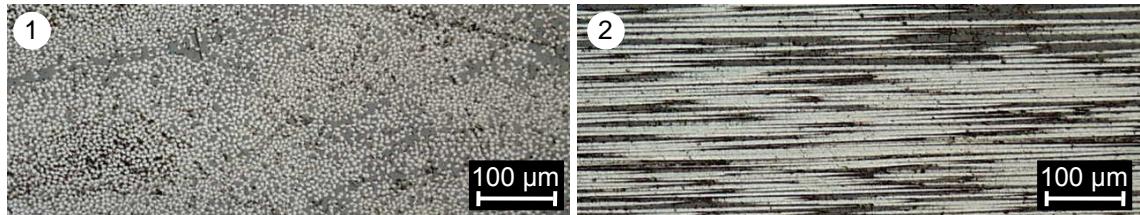


Abbildung 3-1: Faserverteilung (1) und Faserorientierung (2) für CFK-1a

Der durchschnittliche Faservolumenanteil des unidirektionalen CFK-1a lag bei  $\varphi = 33\%$ . Dabei traten durch die oben beschriebene Voraushärtung bedingt lokal deutliche Streuungen zwischen  $\varphi = 22\%$  (s. Abbildung 3-2-1) und  $\varphi = 45\%$  (s. Abbildung 3-2-2) auf. Aus diesem Grund wurden die Proben nur aus dem mittleren Bereich der ausgehärteten Lamine entnommen, in dem die Faserverteilung wie bereits in Abbildung 3-1 gezeigt homogen war.

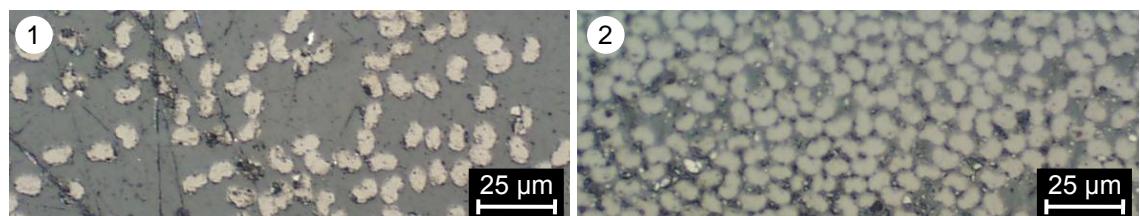


Abbildung 3-2: Niedriger (1) und hoher (2) Faservolumenanteil beim CFK-1a

Die aus neun Lagen aufgebauten bidirektionalen Proben hatten ebenfalls einen durchschnittlichen Faservolumenanteil von  $\varphi = 33\%$  (nicht gezeigt). Die lokale Streuung zwischen  $\varphi = 10\%$  und  $\varphi = 55\%$  war dabei noch ausgeprägter als bei den unidirektionalen Proben. Aus diesem Grund wurden die Proben erneut aus der Laminatmitte entnommen, wo die Verteilung der Fasern homogener und die Ausrichtung parallel war (s. Abbildung 3-3).

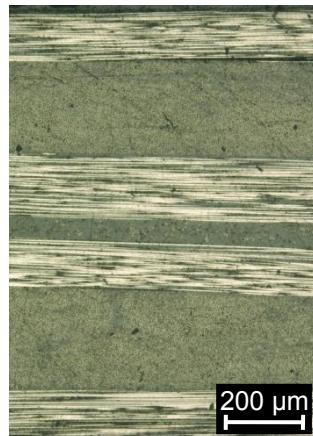


Abbildung 3-3: Faserverteilung und -orientierung für CFK-1b

### 3.1.2.2 CFK-2

Mit CFK-2 wird im Rahmen der vorliegenden Dissertation ein aus Geweben und Gelegen aufgebauter Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund mit einer Gesamtdicke von etwa  $d = 9,6$  mm bezeichnet, der in einem Handlaminierverfahren gefertigt wurde. Der symmetrische Schichtaufbau aus unidirektionalen Gelegen und multidirektionalen Geweben (s. Abbildung 3-4) und die Eigenschaften der einzelnen Schichten werden in Tabelle 9-4 im Anhang erläutert.

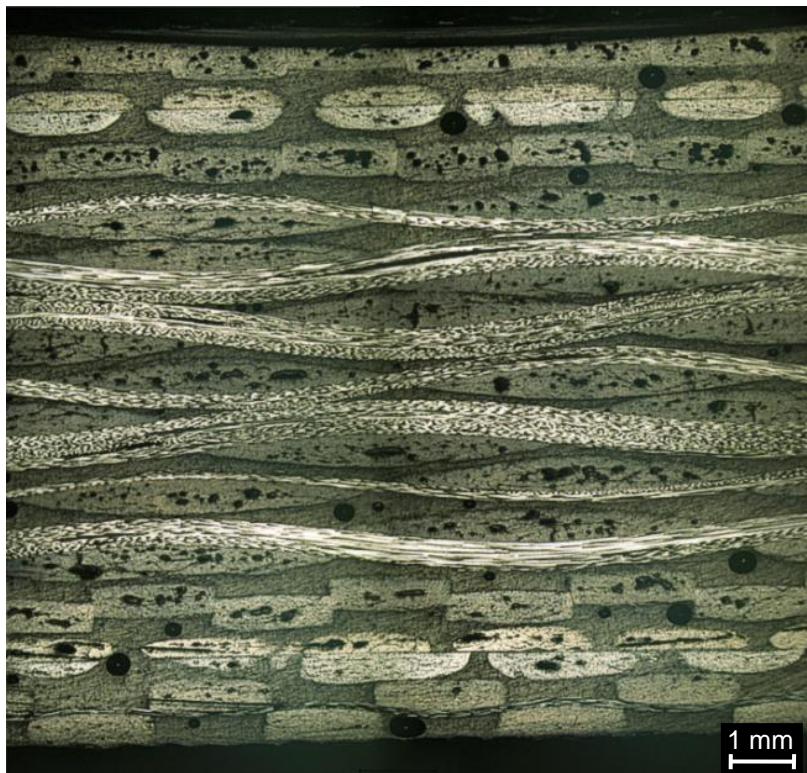


Abbildung 3-4: Schichtaufbau CFK-2

Der für die Einzelschichten ermittelte Faservolumenanteil variierte zwischen  $\varphi = 20\%$  bei den Gelegen und  $\varphi = 40\%$  bei den Geweben, wobei bei den Geweben jeweils etwa die Hälfte der Fasern in Belastungsrichtung ausgerichtet war (s. Abbildung 3-5).

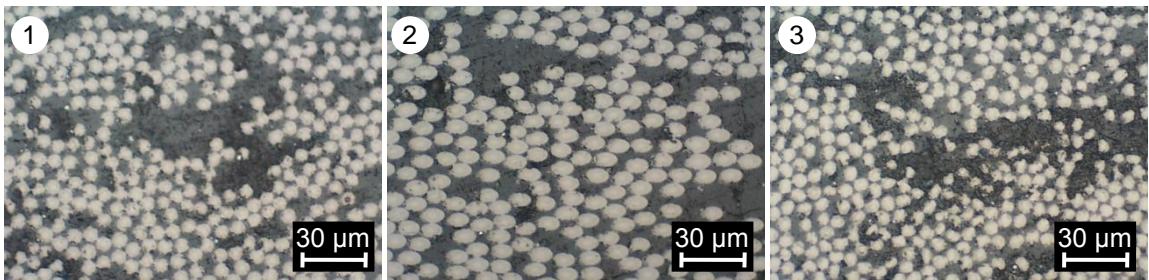


Abbildung 3-5: Beispiele für die Faserverteilung in unidirektionalem Gelegen (1), bidirektionalem Gewebe (2) und Köper-Gewebe (3)

Somit ergab sich für den Gesamtverbund unter Berücksichtigung der Grenzschichten mit geringem Faservolumenanteil ein durchschnittlicher Faservolumenanteil von etwa  $\varphi = 16\%$  bezogen auf den gesamten Probenquerschnitt in Belastungsrichtung. Die im Handlaminierverfahren verarbeiteten HT-Fasern wurden mit einem Epoxidharz getränkt. Die Aushärtung fand im Vakuum statt, wodurch es lokal zur Entstehung von Poren kam. Die Proben wurden teilweise mechanisch mit Schleifpapier der Körnung P 800 nach [DIN6344] geschliffen. Weitere Kenndaten sind im Anhang (vgl. Tabelle 9-4) dargestellt.

### 3.1.2.3 CFK-3

Der in einem Pressverfahren hergestellte unidirektionale Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund, welcher im Rahmen der Arbeit mit CFK-3 bezeichnet wird, bestand aus stoffschlüssig mit dem Matrixmaterial verbundenen Einzelschichten eines unidirektionalen Kohlenstofffaser-geleges mit einer Dicke von jeweils ca.  $s = 700\text{ }\mu\text{m}$ , welche jeweils auf Polyethersulfon-(PES-)Haftfadengitter mit einem Flächengewicht von  $G = 3\text{ g/m}^2$  appliziert wurden. Als Matrixharz kam wie bereits bei den mit CFK-1 und CFK-2 bezeichneten Verbunden ein Epoxidharz zum Einsatz. Die im Verbund eingesetzten HT-Fasern hatten einen Durchmesser von etwa  $D = 7\text{ }\mu\text{m}$  und die Haftfäden einen Durchmesser von etwa  $D = 20\text{ }\mu\text{m}$  (s. Abbildung 3-6).

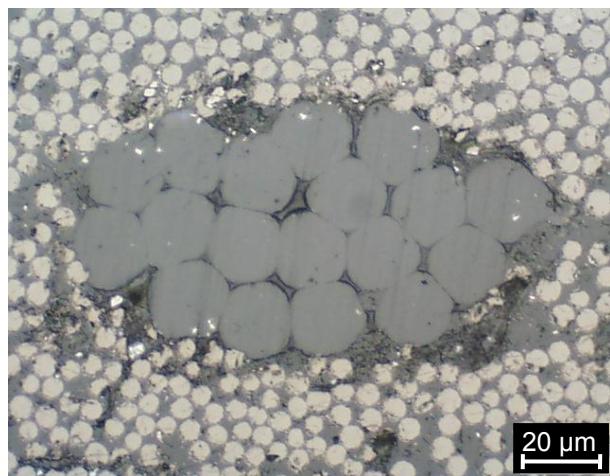


Abbildung 3-6: HT-Kohlenstofffasern und PES-Haftfäden

Für den gepressten FKV wurde an einem Querschliff ein durchschnittlicher Faservolumenanteil von etwa  $\varphi = 50\%$  ermittelt (s. Abbildung 3-7-1), lokal lagen insbesondere im Bereich

der Haftfäden leichte Abweichungen vor. Im Längsschnitt (s. Abbildung 3-7-2) ist erkennbar, dass die Faserorientierung trotz leichter Streuung, die erneut besonders in der Umgebung der PES-Haftfäden auftrat, nahezu parallel war.

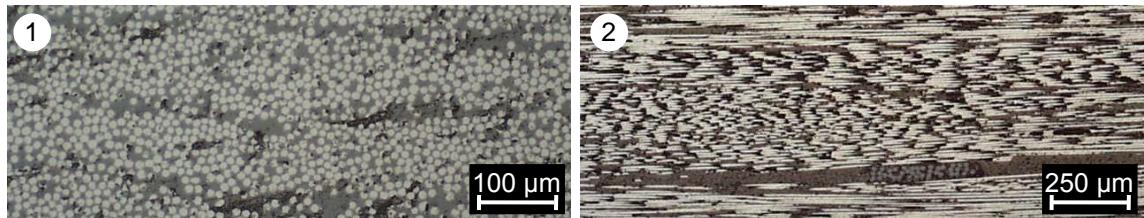


Abbildung 3-7: Faserverteilung (1) und Faserorientierung (2) für CFK-3

Weitere Eigenschaften des CFK-3 sind im Anhang (vgl. Tabelle 9-5) zusammengefasst.

### 3.1.3 Sandwich-Strukturen

Nachfolgend werden die wichtigsten Kennwerte der verwendeten Sandwich-Strukturen dargestellt. Neben einem Aluminiumschaum-Sandwich (s. Abschnitt 3.1.3.1) und einem Aluminiumwaben-Sandwich (s. Abschnitt 3.1.3.2) werden ein Polymerschaum-CFK-Sandwich (s. Abschnitt 3.1.3.3) sowie zwei verschiedene Sandwich-Strukturen mit Balsa-Kern (s. Abschnitt 3.1.3.4) beschrieben. Die Eigenschaften der TiAl6V4-Fachwerkstrukturen, welche sich potentiell für den zukünftigen Einsatz als Kernwerkstoff für Sandwich-Strukturen mit lokal graduierten und gleichzeitig definiert einstellbaren Eigenschaften eignen, sind in Abschnitt 3.1.3.5 zusammengefasst.

#### 3.1.3.1 Aluminiumschaum-Sandwich

Als Beispiel für eine Sandwich-Struktur mit einem Kern aus einem geschlossenporigen, stochastischen Metallschaum kam ein Aluminiumschaum-Sandwich zum Einsatz. Der  $s = 8$  mm dicke Aluminiumschaumkern mit einer Dichte von etwa  $\rho = 0,25$  g/cm<sup>3</sup> wurde durch die Shinko Wire Co. Ltd. (Japan) hergestellt. Der geschlossenporige, quasi-isotrope Aluminiumschaum wurde mit einem Zweikomponenten-Polyurethan-System mit zwei gewalzten Deckblechen von jeweils  $s = 1$  mm Dicke aus naturhartem Aluminium der Legierung EN AW 5754 (AlMg3) im Werkstoffzustand H111 (Hersteller Gleich Aluminiumwerk GmbH & Co. KG) verklebt. Eine ausführliche Auflistung der wichtigsten Kennwerte findet sich im Anhang in Tabelle 9-7. Die Gesamtdicke des Verbundes betrug  $d = 10$  mm.

#### 3.1.3.2 Aluminiumwaben-Sandwich

Um Versuche an einer Metall-Sandwich-Struktur mit Wabenkern durchzuführen, kam ein hexagonaler Kern mit einer Strukturgröße von 9,5 mm und einer Dichte von  $\rho = 0,059$  g/cm<sup>3</sup> zum Einsatz. Die Art der Verklebung und die Eigenschaften der Deckbleche waren identisch mit den in Abschnitt 3.1.3.1 dargestellten. Die wichtigsten Eigenschaften der Komponenten sind im Anhang in Tabelle 9-7 zusammengefasst.

### 3.1.3.3 Polymerschaum-CFK-Sandwich

Der Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund des Typs CFK-2 (s. Abschnitt 3.1.2.2) kam zudem als Deckblech eines Polymerschaum-CFK-Sandwichs zum Einsatz. Als Kernwerkstoff diente in diesem Fall ein  $s = 8$  mm dicker, geschlossenporiger und makroskopisch quasi-isotroper Polyvinylchlorid-(PVC)-Hartschaum-Kern mit einer Dichte von  $\rho = 0,1$  g/cm<sup>3</sup>. Der Kern wurde mit einem Vinylester-Harz (VE-Harz) verklebt. Der Gesamtverbund hatte eine Dicke von  $d = 9,6$  mm. Der exakte Aufbau des Verbundes ist Tabelle 9-6 im Anhang zu entnehmen.

### 3.1.3.4 Balsakern-Sandwich-Strukturen

Es wurden zwei verschiedene Sandwich-Strukturen mit Balsakern untersucht.

Die erste Struktur war aus einem Balsakern der Dichte  $\rho = 0,1$  g/cm<sup>3</sup> und jeweils  $s = 4$  mm dicken Deckschichten aus dreilagigem Balsa-Holz mit einer Dichte von  $\rho = 0,6$  g/cm<sup>3</sup> und Faserorientierungen von  $0^\circ/90^\circ/0^\circ$  bzgl. der Belastungsrichtung hergestellt. Die Komponenten wurden mit einer dünnen Schicht aus Cyanacrylat verklebt. Die Gesamtdicke der Struktur betrug  $d = 16$  mm. Das verwendete Holz ließ sich als organischer, geschlossenporiger Schaum charakterisieren, dessen Hauptbestandteil als Tracheiden bezeichnete Poren mit annähernd hexagonalem Querschnitt waren [EH<sup>+</sup>82], die in eine Richtung stark gestreckt vorlagen, was zu einem anisotropen Verhalten führte [FM<sup>+</sup>08].

Die zweite Struktur, bei welcher der identische Kernwerkstoff verwendet wurde, hatte  $s = 1$  mm dicke Stahl-Deckschichten bei einer Gesamtverbunddicke von  $d = 10$  mm. Für die Deckschichten kam ein kaltgewalzter mikrolegierter Stahl mit der Herstellerbezeichnung DOCOL500YP (Werkstoffnummer 1.0984) mit einer Streckgrenze von  $R_e = 570$  MPa und einer Zugfestigkeit von  $R_m = 680$  MPa sowie einer Bruchdehnung von mindestens  $A = 18\%$  zum Einsatz. Die chemische Zusammensetzung ist im Anhang (vgl. Tabelle 9-9) dargestellt.

### 3.1.3.5 TiAl6V4-Gitterstrukturen

Zusätzlich zum Aluminiumschaum wurde eine als periodischer, offenporiger und metallischer Schaum [HL<sup>+</sup>07] zu charakterisierende Struktur untersucht. Die in einem Laserschmelzverfahren aus TiAl6V4 hergestellten würfelförmigen Gitterstrukturen wiesen Kantenlängen von  $l = 10$  mm auf (s. Abbildung 3-8-1).

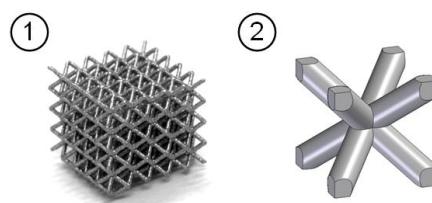


Abbildung 3-8: Würfelförmige Gitterstruktur (1) und zugehörige Basiszelle als CAD-Modell (2)

Die Gitterstrukturen waren aus  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  großen Basiszellen mit einem Gitterstabdurchmesser von  $D = 0,5 \text{ mm}$  aufgebaut (s. Abbildung 3-8-2). Die Gitterstäbe der Basiszellen wurden in Winkeln von  $\alpha = 60^\circ$  zueinander angeordnet.

Die Strukturen wurden mit einer Maschine vom Typ SLM250HL (MTT Technologies GmbH) und der Software MTT AutoFab in der Version 1.4 Build 7417 (Marcam Engineering GmbH) hergestellt. Für den Schmelzprozess kam ein Yttrium-Laser mit einer Leistung von  $P = 100 \text{ W}$  und einer Scangeschwindigkeit von  $v = 450 \text{ mm/s}$  zum Einsatz. Das verwendete TiAl6V4-Pulver hatte eine durchschnittliche Partikelgröße von  $D = 40 \mu\text{m}$ . Die Gitterstrukturen wurden in zwei Zuständen geprüft, zum einen in einem unbehandelten Zustand direkt nach dem Laserschmelzprozess und zum anderen nach einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur  $T = 1223 \text{ K}$  für eine Zeit von  $t = 2 \text{ h}$  mit anschließender Ofenabkühlung.

### 3.2 Probengeometrie

In diesem Abschnitt wird die Geometrie aller verwendeten Prüfkörper beschrieben. Dies umfasst die Proben für einachsige monotone und zyklische Versuche an metallischen Proben (s. Abschnitt 3.2.1), Proben für Zugversuche (s. Abschnitt 3.2.2) an Faser-Kunststoff-Verbunden, Druck- (s. Abschnitt 3.2.3) und Schubversuche (s. Abschnitt 3.2.4), Proben für Vierpunkt-Biegebelastung (s. Abschnitt 3.2.5) sowie für T-Biegung (s. Abschnitt 3.2.6).

#### 3.2.1 Proben für einachsige Versuche an metallischen Proben

Für Untersuchungen an metallischen Proben, d. h. Kupfer, TWIP-Stahl und Nickel-Titan, kam eine Probengeometrie gemäß Abbildung 3-9 zum Einsatz. Die Probendicke variierte je nach Ausgangsmaterial zwischen  $d = 1,5 \text{ mm}$  und  $d = 3,0 \text{ mm}$  und die Messlänge zwischen  $l = 8,0 \text{ mm}$  und  $l = 10,0 \text{ mm}$  (vgl. Tabelle 9-11 im Anhang). Abhängig vom Ziel der Untersuchungen kamen Proben mit zwei unterschiedlichen Kerbradien zum Einsatz, die je nach Kerbradius nachfolgend als R2- bzw. R20-Proben bezeichnet werden. Die im Einspannbereich eingebrachten Bohrungen dienten der Probenausrichtung.

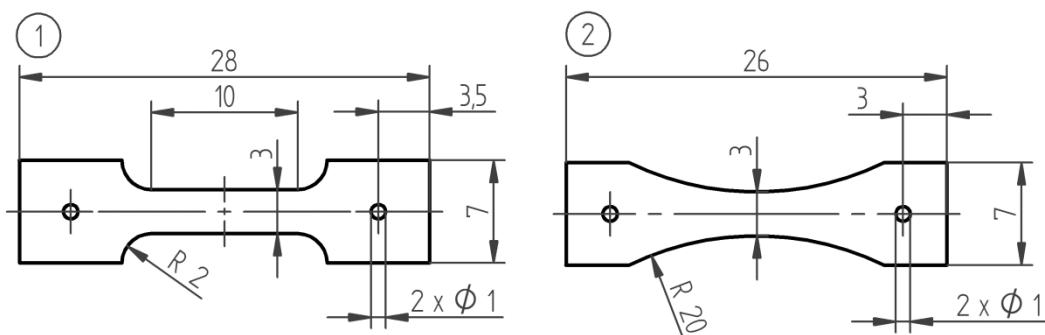


Abbildung 3-9: R2- (1) und R20-Proben (2) für metallische Werkstoffe

Um die erwartete Spannungsverteilung in den verwendeten Proben darzustellen, wurde diese numerisch mittels Finite-Elemente-Methode (FEM) bestimmt (s. Abbildung 3-10). Bei der R2-

Probe ist zu erkennen, dass die Spannungsverteilung in der Probenmitte annähernd homogen war, während im Bereich der Kerbradien die Spannung etwa um den Faktor  $\alpha_K = 1,38$  höher war als in der Probenmitte. Die R20-Proben zeigten nur eine geringe Überhöhung der Spannungen im mittleren Probenbereich gegenüber der Nennspannung um den Faktor  $\alpha_K = 1,05$ .

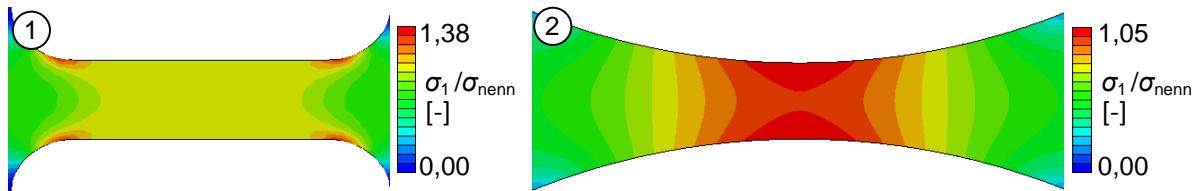


Abbildung 3-10: Mittels FEM ermittelte Spannungsverteilung in den R2- (1) und R20-Proben (2)

Zusätzlich wurde mittels FEM der Maschinenweg bestimmt, welcher notwendig war, um in den aus Nickel-Titan gefertigten R2-Proben bestimmte Dehnungen einzustellen. Die dabei erzielten Ergebnisse stimmten gut mit den später mit DIC ermittelten globalen Dehnungen überein. Die dabei ermittelten Daten kamen zum Einsatz, damit trotz Wegregelung definierte Dehnungen in der Probenmitte einzustellen waren. Dies war notwendig, da einige Proben ohne Extensometer geprüft werden mussten um die DIC-Messung nicht zu beeinflussen. Daraus war keine Dehnungsregelung möglich.

### 3.2.2 Proben für Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden

Für Versuche, bei denen Faser-Kunststoff-Verbunde unter einachsiger Zugbelastung geprüft wurden, kamen Proben mit rechteckigem Probenquerschnitt zum Einsatz. Uni- und bidirektionale Proben mit Fasern parallel und senkrecht zur Belastungsrichtung wurden nach [DIN65469] und abweichend von [DIN65378] an Proben mit einem rechteckigen Querschnitt von ca.  $10 \times 1 \text{ mm}^2$  und einer Probenlänge von ca.  $l = 300 \text{ mm}$  geprüft. Proben mit Fasern, welche schräg in  $45^\circ$ -Richtung zur Zugrichtung ausgerichtet waren, wurden analog nach [DIN14129] mit einem auf  $25 \times 1 \text{ mm}^2$  vergrößerten Probenquerschnitt geprüft. Von den o. g. Normen abweichend wurden keine Aufleimer appliziert. Es wurden jedoch nur Proben bei der Auswertung berücksichtigt, welche im mittleren Drittel der Messlänge versagten. Aufgrund der einfachen Geometrie der in diesem Abschnitt beschriebenen Proben wurde auf eine grafische Probendarstellung verzichtet.

### 3.2.3 Druckproben

Für die Druckversuche kamen einfache würfel- bzw. quaderförmige Proben zum Einsatz (s. Abbildung 3-11). Die würzelförmigen Proben mit einer Kantenlänge von 10 mm wurden für die Gitterstrukturen aus TiAl6V4 und die  $8 \times 20 \times 20 \text{ mm}^3$  großen quaderförmigen Proben für sämtliche anderen Kernwerkstoffe eingesetzt.

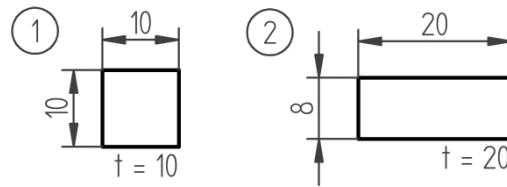


Abbildung 3-11: Druckproben für die Untersuchung der TiAl6V4-Gitterstrukturen (1) und der anderen Kernwerkstoffe (2)

### 3.2.4 Schubproben

Die untersuchten Schubproben mit Abmessungen gemäß [ASTM5379] sind in Abbildung 3-12 dargestellt. Die Proben wiesen eine Dicke von etwa  $d = 10$  mm auf. Um bei allen Proben im Kerbbereich einen Probenquerschnitt von 12 mm x 10 mm bei einem Kerbradius von  $r = 1,3$  mm einstellen zu können, wurde ein speziell angefertigter Scheibenfräser verwendet.

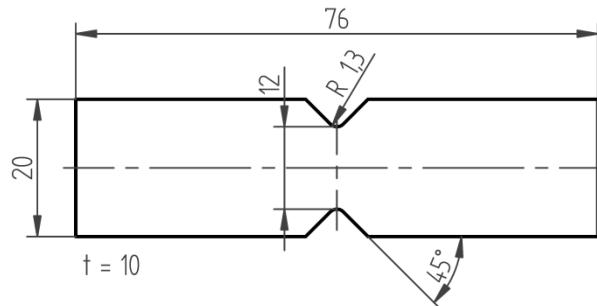


Abbildung 3-12: Schubprobe gemäß [ASTM5379]

Die Spannungsverteilung an der Oberfläche der Schubproben wurde mittels FEM bestimmt (s. Abbildung 3-13). Dabei ist zu erkennen, dass die maximalen Schubspannungen, welche ungefähr 15 % höher waren als die auf den reduzierten Querschnitt im Kerbbereich bezogene Nennspannung, nicht an der Kerboberfläche, sondern im Probeninneren vorlagen.

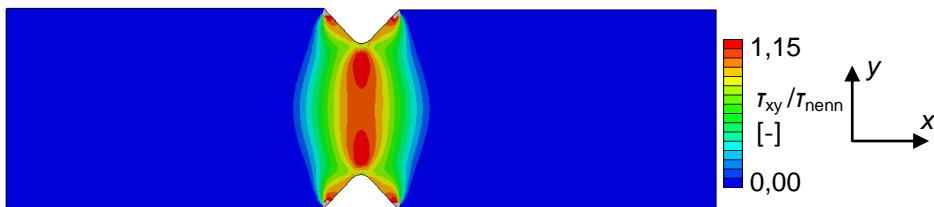


Abbildung 3-13: Mittels FEM ermittelte Schubspannungsverteilung in den Schubproben

### 3.2.5 Proben für Vierpunkt-Biegeversuche

Die als Sandwich-Struktur ausgeführten Proben für die Vierpunkt-Biegeversuche wurden gemäß [DIN53293] hergestellt. Die Gesamtdicke der Proben betrug  $d = 10$  mm, wovon i. d. R.  $s = 8$  mm auf den Kern und jeweils  $s = 1$  mm auf die Deckschichten entfielen (vgl. Abschnitt 3.1.3). Die Proben mit einem Querschnitt von  $25 \times 10 \text{ mm}^2$  hatten eine Länge von  $l = 240$  mm (s. Abbildung 3-14-1). Um vergleichbare Ergebnisse zu erzielen, kamen Proben mit identischen äußeren Abmessungen auch für die Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde und den untersuchten schweißgeeigneten Feinkornbaustahl zum Einsatz (s. Abbildung 3-14-2).

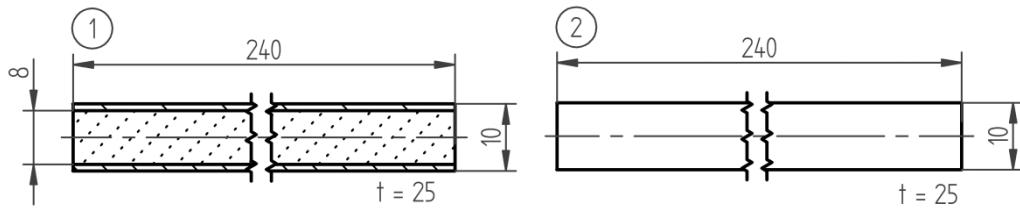


Abbildung 3-14: Vierpunkt-Biegeproben für Sandwich-Strukturen (1) und für Vollmaterial (2)

Für die Darstellung der Dehnungsverteilung in einer Probe der angegebenen Geometrie wurde eine Berechnung mit FEM durchgeführt. Dafür kamen linear-elastische Werkstoffmodelle zum Einsatz, bei denen das Verhältnis der Elastizitätsmoduln von Deckblech zu Kernwerkstoff 100:1 betrug, was in guter Näherung für einen Großteil der betrachteten Verbunde zutrifft. In Abbildung 3-15 werden für die Deckbleche die Dehnungen in Richtung der Hauptnormalspannungen und für den Kern der Probe die Verteilung der Scherungen in Richtung der Hauptschubspannung gezeigt. Gemäß der Sandwich-Theorie [SW74] sind unter den gegebenen Randbedingungen die übrigen auftretenden Spannungen und somit Dehnungen in erster Näherung vernachlässigbar. Die Belastungssituation ist Abschnitt 3.3.5 zu entnehmen.

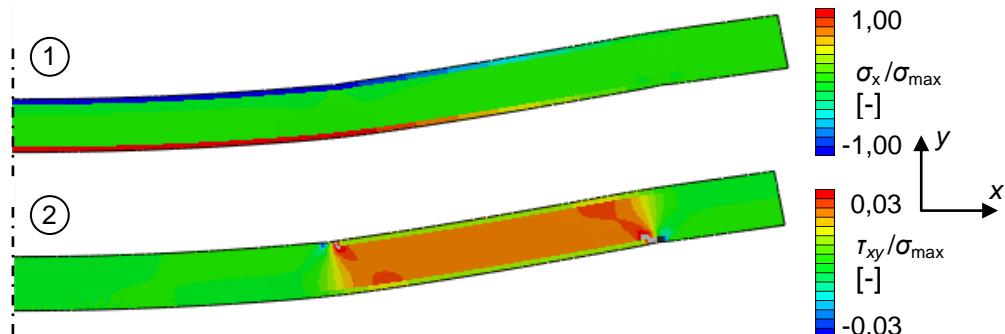


Abbildung 3-15: Mittels FEM ermittelte Normal- (1) und Schubspannungsverteilung (2) in den als Sandwich-Struktur ausgeführten Vierpunkt-Biegeproben

Zum Vergleich ist die Verteilung der Hauptnormal- und Hauptschubspannungen in einer Probe identischer Geometrie aus einem Vollmaterial dargestellt (s. Abbildung 3-16).

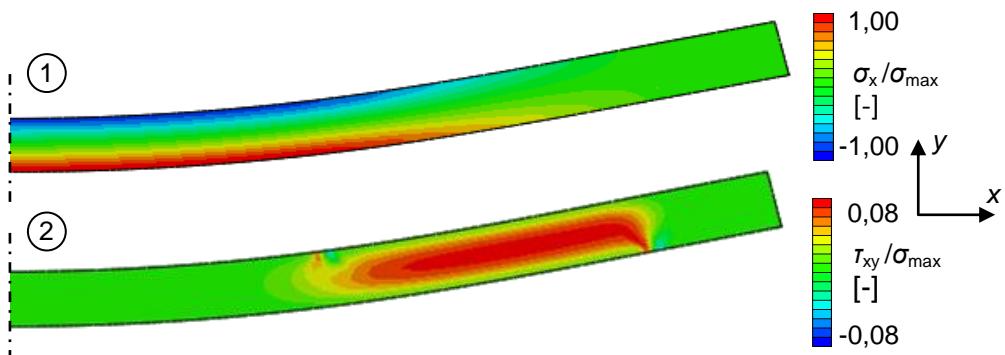


Abbildung 3-16: Mittels FEM ermittelte Normal- (1) und Schubspannungsverteilung (2) in den massiv ausgeführten Vierpunkt-Biegeproben

### 3.2.6 Proben für T-Biegeversuche

Für die Biegeversuche an T-förmigen Proben kam die in Abbildung 3-17-1 dargestellte Geometrie zum Einsatz. Die als Kehlnaht ausgeführten Fügezonen der massiven Stahlproben wurden mehrlagengeschweißt. Für die CFK-Proben wurde zudem eine Geometrie eingesetzt, bei der die Fügezone durch zusätzliche Faserlagen verstärkt wurde (s. Abbildung 3-17-2).

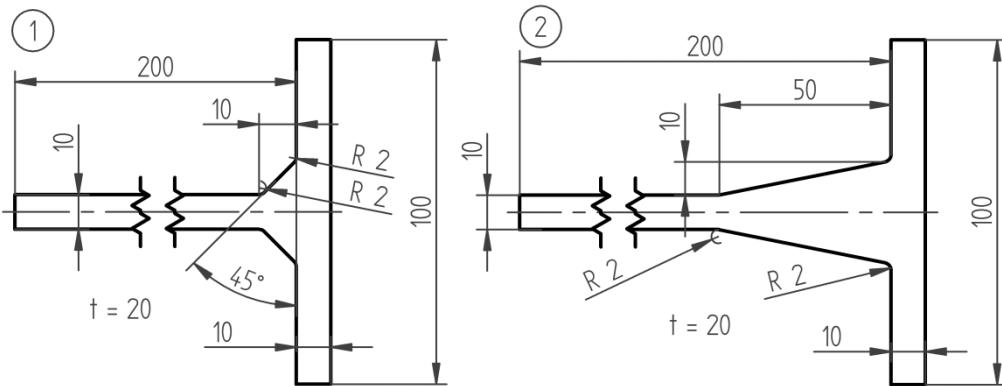


Abbildung 3-17: Schnittansicht der unverstärkten (1) und verstärkten (2) T-Proben aus Vollmaterial

Die als Sandwich-Strukturen ausgeführten Proben sind als Schnittansicht in Abbildung 3-18 dargestellt. Bei diesen endete der Kern im Bereich der Fügezone.

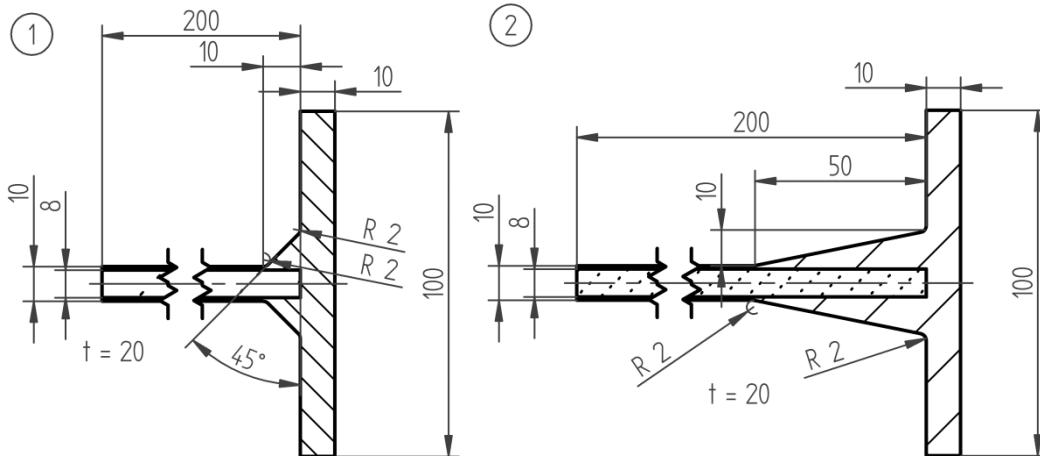


Abbildung 3-18: Schnittansicht der unverstärkten (1) und verstärkten (2) als Sandwich-Struktur ausgeführten T-Proben

Auch für die Visualisierung der Spannungsverteilung in den T-förmigen Proben wurde eine FE-Analyse beispielhaft für die unverstärkte Geometrie durchgeführt. In Abbildung 3-19 sind die Normal- und Schubspannungsverteilungen in den Deckblechen und der Anbindung sowie im Kern dargestellt. Die Spannungen sind auf die nach der Balkentheorie im Kerbgrund in den Deckblechen vorliegenden Zug-Normalspannungen ohne Berücksichtigung der Kerbgeometrie normiert. Die genaue Belastungssituation ist Abschnitt 3.3.6 zu entnehmen. Sowohl in den Deckblechen als auch im Kern lagen die jeweils höchsten Spannungen im Kerbbereich vor.

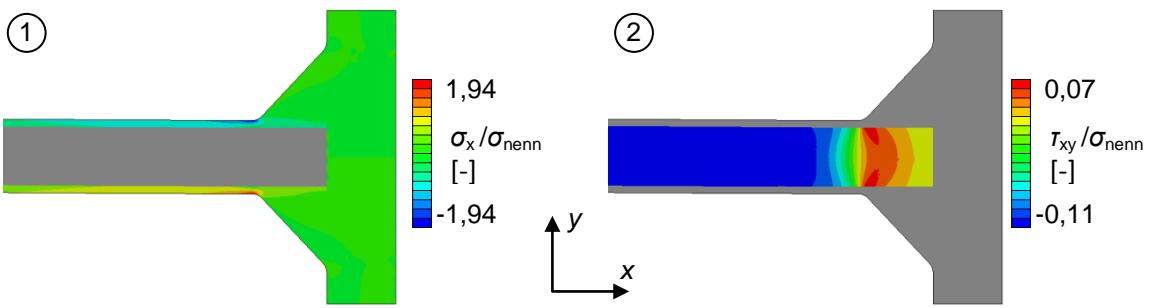


Abbildung 3-19: Mit FEM ermittelte Normalspannungsverteilung in den Deckschichten (1) und Schubspannungsverteilung im Kern (2) in einer T-förmigen Sandwich-Probe

In Abbildung 3-20 ist zum Vergleich die Verteilung der Normal- und Schubspannungen in den aus Vollmaterial hergestellten Proben dargestellt.

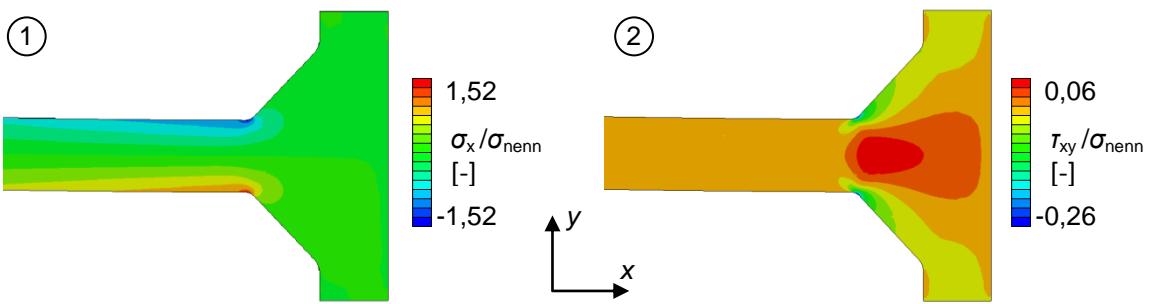


Abbildung 3-20: Mit FEM ermittelte Normal- (1) und Schubspannungsverteilung (2) in einer aus Vollmaterial hergestellten T-Probe

### 3.3 Versuchsaufbauten und Versuchsdurchführung

In diesem Abschnitt werden die verwendeten Versuchsaufbauten und die Durchführung der Versuche dargestellt. Sämtliche Versuche wurden, soweit nicht anders beschrieben, bei Raumtemperatur an Laborluft durchgeführt. Zunächst werden die einachsigen Versuche an metallischen Werkstoffen (s. Abschnitt 3.3.1), FKV (s. Abschnitt 3.3.2) und Kernwerkstoffen (s. Abschnitt 3.3.3) beschrieben. Danach folgt die Darstellung der Schub- (s. Abschnitt 3.3.4), Vierpunkt-Biege- (s. Abschnitt 3.3.5) und schließlich T-Biegeversuche (s. Abschnitt 3.3.6). Die für die digitale Bildkorrelation wichtigen Aufnahmeabstände, Bildbearbeitungsschritte, die Einstellungen der Bildquellen und die Auswahl des zugrundeliegenden Referenzbildes sind für sämtliche in dieser Arbeit dargestellten Versuche dem Anhang zu entnehmen (vgl. Abschnitt 9.2).

Für die Auswertung der Ergebnisse der zyklischen Versuche war die Kenntnis des ungefähren Dauerfestigkeitsniveaus von entscheidender Bedeutung. Dieses wurde für alle untersuchten Proben nach dem Locati-Verfahren [Lo55, Re69] aus den Ergebnissen der Laststeigerungsversuche bestimmt (vgl. Abschnitt 9.4.1 im Anhang). Für einzelne Werkstoffe unter bestimmten Belastungsarten wurde zudem als Vergleichswert die aus jeweils 13 Versuchen nach der IABG-Methode [Hü83] bestimmte Dauerfestigkeit abgeschätzt (vgl. Abschnitt 9.4.2 im Anhang). Die Versuchsdurchführung war dabei mit der für die jeweiligen DIC-Versuche

beschriebenen identisch. Diese Versuche wurden allerdings nicht als Laststeigerungs-, sondern gemäß [Hü83] als Treppenstufenversuche durchgeführt. Als Lastspielzahl, bei der die Proben als dauerfest bezeichnet wurden, wurde für beide Verfahren eine Zahl von  $N = 2 \cdot 10^6$  Zyklen angenommen, welche häufig für technisch relevante Fragestellungen zugrundegelegt wird [Lä08, Sa08].

### 3.3.1 Einachsige Versuche an metallischen Werkstoffen

Für monotone und zyklische Versuche an metallischen R2- und R20-Proben kam eine servo-hydraulische Zugprüfmaschine vom Typ MTS 810 zum Einsatz, welche ebenso wie die Kraftmessdose des Typs MTS 20F-03 für maximale Kräfte von  $F = 100$  kN ausgelegt war. Bei einzelnen Versuchen kam für die Überprüfung der mit DIC ermittelten globalen Dehnungen ein rückseitig aufgesetztes Extensometer des Typs MTS 632.29F-20 mit einer Messbasis von  $l = 3$  mm und einem Messbereich von  $\Delta\varepsilon = \pm 8\%$  zum Einsatz. Das für die DIC-Aufnahmen verwendete Mikroskop (vgl. Abschnitt 3.4.2) war senkrecht zur Probenoberfläche ausgerichtet und in der Mitte der Messlänge positioniert (s. Abbildung 3-21).

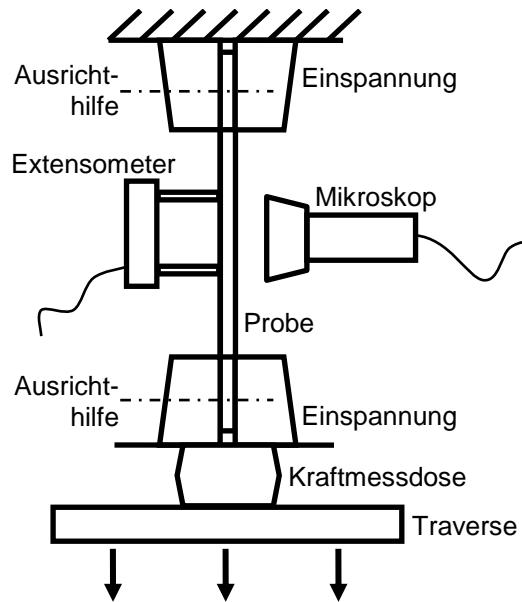


Abbildung 3-21: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Zugversuche an metallischen Werkstoffen

Die monotonen Versuche wurden mit konstanter Abzugsgeschwindigkeit und die zyklischen Versuche für die Untersuchung struktureller Schädigung in Kraftregelung mit einem Verhältnis der Unterspannung zur Oberspannung (R-Verhältnis) von  $R = 0,1$  und einer Frequenz von  $f = 20$  Hz durchgeführt. Als zyklische Versuche kamen Laststeigerungsversuche mit jeweils  $N = 100.000$  Zyklen pro Lastniveau zum Einsatz. Die Abstände der Lastniveaus der Aufnahmen, die der Korrelation zugrunde lagen, sind den Versuchsdigrammen im Ergebnisteil dieser Arbeit (vgl. Abschnitt 4.1.1) bzw. dem Anhang (vgl. Abschnitt 9.2) zu entnehmen. Für die Untersuchung der funktionellen Schädigung wurde die Maschine in Wegregelung zunächst

soweit verfahren, bis in der Probe eine zuvor mittels FEM bestimmte Dehnung erreicht wurde (vgl. Abschnitt 3.2.1). Anschließend wurde die Probe kraftgeregt vollständig entlastet.

### 3.3.2 Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden

Die Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden wurden in einer elektromechanischen Prüfmaschine vom Typ Zwick 1484 durchgeführt. Die Prüfmaschine und die verwendete Kraftmessdose des Herstellers Hottinger Baldwin Messtechnik vom Typ Z12 waren für Kräfte von maximal  $F = 200$  kN ausgelegt. Für die Wegmessung kam ein induktiver Wegaufnehmer mit einem Messbereich von  $\Delta x = 40$  mm zum Einsatz. Für die monotonen Versuche wurde die Maschine in Wegregelung mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit von  $v = 1$  mm/min betrieben. Die Versuche wurden während der DIC-Aufnahmen angehalten. Die globalen mit DIC ermittelten Dehnungen wurden an einzelnen Proben mit einem auf der Probenrückseite aufgesetzten Extensometer des Modells EXA25-10x vom Hersteller Sander Messtechnik mit einer Messbasis von  $l = 25$  mm und einem Messbereich von  $\Delta \varepsilon = \pm 40$  % überprüft. Der Aufbau ist in schematischer Form in Abbildung 3-22 dargestellt. Das für die DIC-Aufnahmen verwendete Mikroskop (vgl. Abschnitt 3.4.2) war senkrecht zur Probenoberfläche ausgerichtet und in der Mitte der Messlänge positioniert.

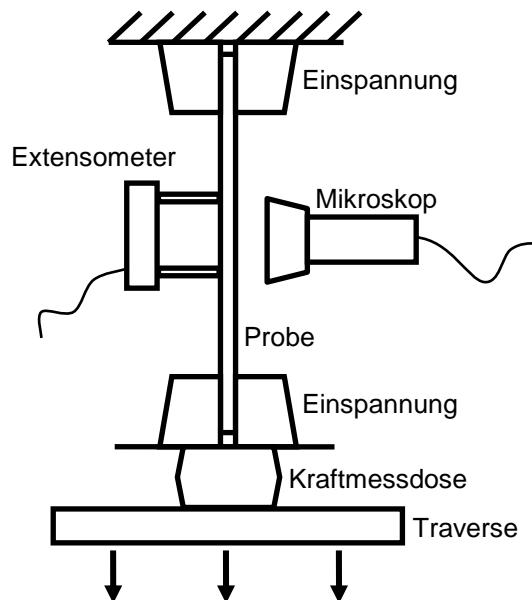


Abbildung 3-22: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Zugversuche an Faser-Kunststoff-Verbunden

### 3.3.3 Druckversuche

Die Druckversuche an den Gitterstrukturen aus TiAl6V4 wurden in einem Lastrahmen des Herstellers Kammrath & Weiss, welcher eine Maximalkraft von  $F = \pm 10$  kN aufbringen konnte, durchgeführt. Die Wegmessung erfolgte durch einen internen induktiven Geber, die Kraft wurde mit einer Kraftmessdose gemessen, welche ebenfalls für Kräfte von bis zu  $F = \pm 10$  kN

ausgelegt war. Der Aufbau ermöglichte eine *in situ* Messung in einem evakuierten Raster-elektronenmikroskop des Typs Philips XL40 ESEM (vgl. Abschnitt 3.4.1).

Die übrigen Druckversuche wurden mit den gleichen Prüfeinrichtungen wie in Abschnitt 3.3.2 beschrieben in Wegregelung durchgeführt.

Der prinzipielle Aufbau aller Druckversuche war identisch und ist in Abbildung 3-23 dargestellt.

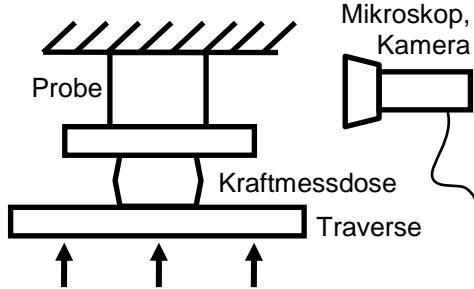


Abbildung 3-23: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Druckversuche

### 3.3.4 Schubversuche

Für die Schubversuche kam ein Aufbau gemäß [ASTM5379] in einer servohydraulischen Zugprüfmaschine vom Typ MTS 810 zum Einsatz. Die technischen Daten der eingesetzten Prüfmaschine und Kraftmessdose waren identisch mit den in Abschnitt 3.3.1 beschriebenen. Der Aufbau für die in Abschnitt 3.2.4 beschriebene Probengeometrie war für eine Maximalkraft von  $F = -15 \text{ kN}$  ausgelegt. Die Proben wurden mit Keilelementen gespannt (s. Abbildung 3-24).

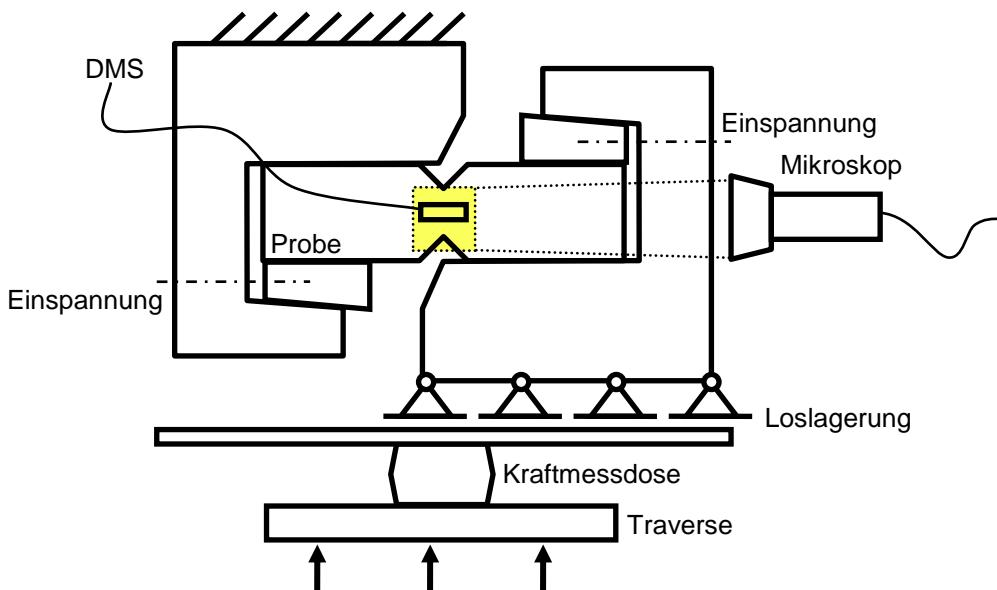


Abbildung 3-24: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Schubversuche

Der Versuchsaufbau war mit einer Loslagerung versehen, welche nur in der Lage war, Normalkräfte zu übertragen, um die Proben möglichst frei von durch Torsion, Querkräften und

Biegemomenten induzierten Beanspruchungen zu halten. Zum Überprüfen der mit DIC ermittelten globalen Dehnungen wurde in der Probenmitte bei einer Probe ein Dehnungsmessstreifen (DMS) appliziert. Der Scher-DMS des Herstellers Hottinger Baldwin Messtechnik des Typs XY21-1.5/350 wurde rückseitig aufgebracht. Für die DIC-Aufnahmen kam ein senkrecht zur Probenoberfläche ausgerichtetes Lichtmikroskop (vgl. Abschnitt 3.4.2) zum Einsatz. Dieses war teilweise auf die Probenmitte und teilweise auf den Kerbgrund der Proben ausgerichtet. Die Versuche wurden in Wegregelung mit einer Abzugsgeschwindigkeit von  $v = 0,3 \text{ mm/min}$  durchgeführt, bis die Probe versagte bzw. die Verfahrgrenzen des Versuchsaufbaus erreicht waren.

### 3.3.5 Vierpunkt-Biegeversuche

Die Belastung der Vierpunkt-Biegeproben wurde mit einer elektromechanischen Prüfmaschine des Typs Bose ElectroForce 3550 realisiert. Die Kraftmessung fand mit einer Kraftmessdose des Herstellers Bose mit der Bezeichnung 1010CCH statt. Der Aufbau wurde mit leichten Modifikationen, welche auch eine zyklische Belastung ermöglichen, in Anlehnung an [DIN53293] konstruiert.

Die Belastungssituation der Proben ist in Abbildung 3-25 dargestellt. Abweichend von der Norm [DIN53293] kamen als Auflager Rollen mit einem Durchmesser von  $D = 16 \text{ mm}$  zum Einsatz, um frühzeitiges Deckschichtversagen zu verhindern. Die monotonen Versuche wurden in Wegregelung und die zyklischen Versuche in Kraftregelung mit einem R-Verhältnis von  $R = 0,1$  durchgeführt. Die Frequenz war mit  $f = 7 \text{ Hz}$  so gewählt, dass es nicht zu einer signifikanten Temperaturerhöhung in den Proben kam, was stichprobenartig mit Hilfe eines Thermoelements überprüft wurde. Die zyklischen Versuche wurden in Form von Laststeigerungsversuchen mit  $N = 10.000$  Zyklen je Lastniveau durchgeführt. Die Unterschiede zwischen den Lastniveaus hingen vom Werkstoff der betrachteten Probe ab und sind den Versuchsdigrammen in Abschnitt 4.1 bzw. dem Anhang (vgl. Abschnitt 9.2) zu entnehmen.

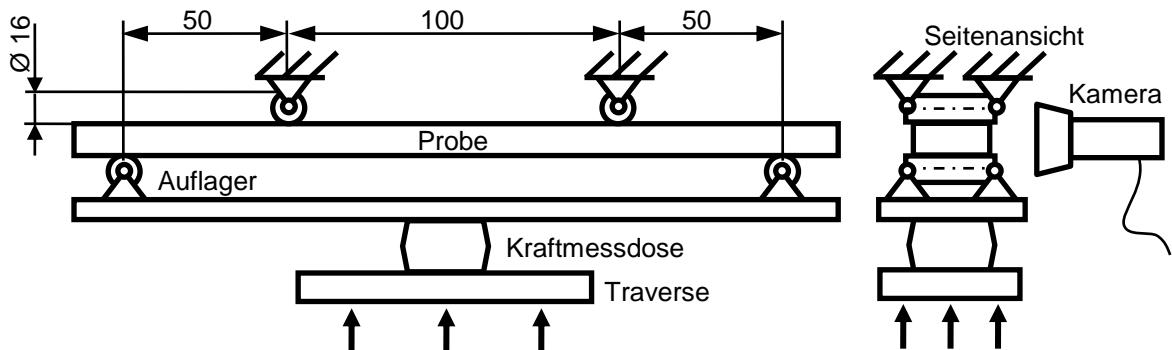


Abbildung 3-25: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Vierpunkt-Biegeversuche

Die für die Darstellung der Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus dem Traversenweg ermittelten Dehnungen wurden analytisch und numerisch bestimmt (vgl. Abschnitt 9.5 im Anhang).

### 3.3.6 T-Biegeversuche

Um eine multiaxiale Belastung zu realisieren, kam eine T-förmige Probengeometrie zum Einsatz. Die T-förmigen Proben wurden in einem speziell entwickelten Aufbau in einer elektromechanischen Prüfmaschine mit den bereits in Abschnitt 3.3.5 aufgezählten Kenndaten untersucht (s. Abbildung 3-26).

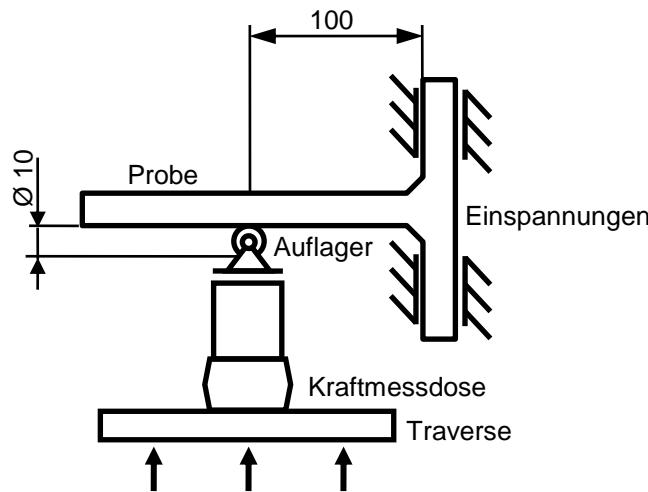


Abbildung 3-26: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für T-Biegeversuche

Durch den Versuchsaufbau bedingt musste die Kamera in einem 45°-Winkel zur Probenoberfläche ausgerichtet werden, was eine digitale Perspektivkorrektur des Bildmaterials notwendig machte (vgl. Abschnitt 3.4.4). Um eine symmetrische Belastung der Kraftmessdose und des Maschinenkolbens sicherzustellen, wurden zwei Proben gleichzeitig geprüft. Für die Auswertung wurden nur Versuche herangezogen, bei denen die betrachtete Probe zuerst versagte. Zusätzlich wurde der Versuchsaufbau in axialer Richtung gelagert (s. Abbildung 3-27).

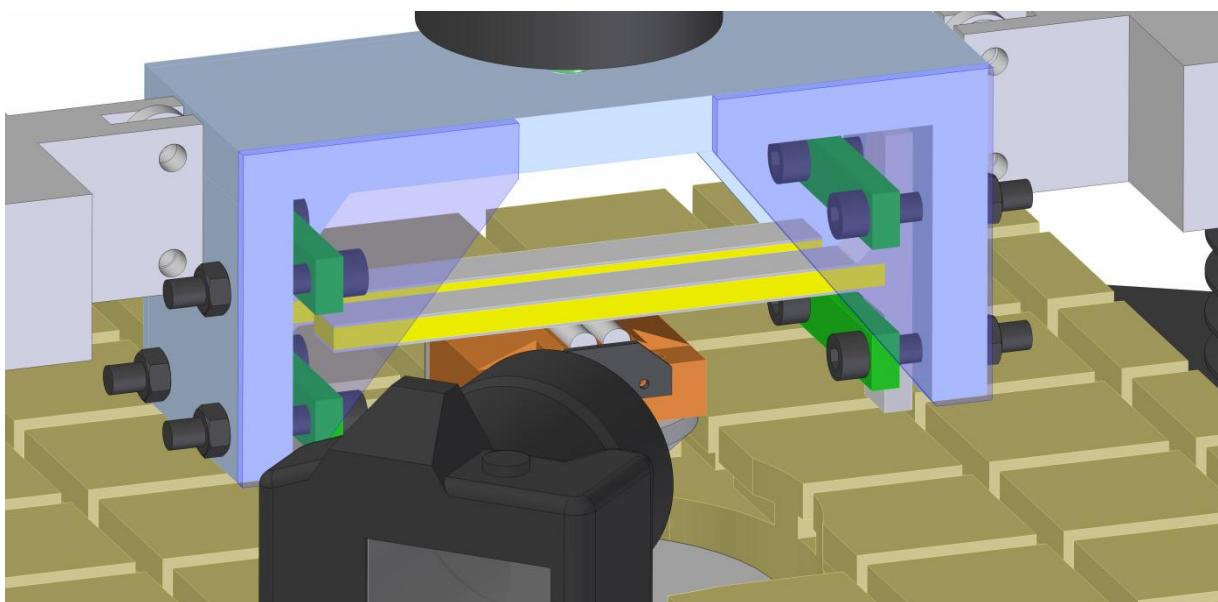


Abbildung 3-27: Darstellung des Versuchsaufbaus für T-Biegeversuche

Die monotonen Versuche wurden in Wegregelung mit konstanter Geschwindigkeit und die zyklischen Versuche in Kraftregelung bei einem R-Verhältnis von  $R = 0,1$  bei einer Frequenz von  $f = 7$  Hz durchgeführt. Bei den zyklischen Versuchen wurde das Belastungsniveau nach jeweils  $N = 10.000$  Zyklen um die den Diagrammen im Ergebnisteil (vgl. Abschnitt 4.1) bzw. dem Anhang zu entnehmenden Werte (vgl. Abschnitt 9.2 im Anhang) bis zum Versagen der Probe gesteigert.

### 3.4 Charakterisierung

Für die Eigenschaftscharakterisierung der untersuchten Proben wurden neben den mechanischen Versuchen weitere Untersuchungen durchgeführt. Die dabei eingesetzten Methoden und Geräte werden in den Abschnitten 3.4.1 bis 3.4.6 beschrieben.

#### 3.4.1 Rasterelektronenmikroskop/Electron-Backscatter-Diffraction

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen wurden an einem Mikroskop vom Typ Philips XL40 ESEM durchgeführt. Für Aufnahmen im Sekundärelektronenkontrast (SE) wurde das Rasterelektronenmikroskop (REM) mit Beschleunigungsspannungen zwischen  $U = 5$  kV und  $U = 20$  kV in einem Vakuum von etwa  $p = 10^{-6}$  mbar betrieben. Darüber hinaus kam der im Mikroskop eingebaute Detektor für energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) zum Einsatz, um lokale stoffliche Zusammensetzungen an der Probenoberfläche zu ermitteln.

Nichtmetallische Proben wurden für rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen mit einer dünnen leitfähigen Goldschicht besputtert, um Aufladungen zu vermeiden.

Für kristallografische Analysen des Probenmaterials kam ein Electron-Backscatter-Diffraction-(EBSD-)Detektor des Herstellers TSL-EDAX zum Einsatz. Die verwendeten Schrittweiten wurden zwischen  $\Delta x = \Delta y = 2$   $\mu\text{m}$  für Übersichtsmessungen und  $\Delta x = \Delta y = 0,25$   $\mu\text{m}$  für hochauflösende Messungen variiert.

#### 3.4.2 Lichtmikroskop

Für lichtmikroskopische Aufnahmen kam ein Mikroskop vom Typ Keyence VHX-100 mit einem CCD-(charged-coupled-device-)Bildsensor zum Einsatz. Das Auflichtmikroskop mit interner Lichtquelle wurde in Kombination mit einem Objektiv vom Typ Keyence VH-Z50 mit einem Arbeitsabstand von  $l = 85$  mm verwendet. Die durch die Linsen des Objektivs bedingten Fehler werden im Anhang in Abschnitt 9.3 abgeschätzt. Die einstellbare Auflösung des Mikroskops in Verbindung mit dem genutzten Objektiv lag zwischen 3,7  $\mu\text{m}$  und 370 nm je Pixel.

#### 3.4.3 Makroskopische Aufnahmen

Makroskopische Aufnahmen wurden mit einer digitalen Spiegelreflexkamera vom Typ Nikon D60 mit einem CCD-Bildsensor erstellt. Zur Beleuchtung kamen je nach Probenoberfläche zwei externe Halogenstrahler mit einer Leistung von jeweils  $P = 500$  W oder der kame-

rainterne Blitz mit einem selbstkonstruierten Diffusor zur Reduktion von Reflexionen zum Einsatz. Blende und Belichtungszeit wurden so gewählt, dass das Bildrauschen durch eine möglichst niedrige Lichtempfindlichkeit minimiert und gleichzeitig eine ausreichende Schärfentiefe erzielt wurde. Die Fotos wurden zur digitalen Weiterverarbeitung in einem verlustfreien Format gespeichert.

Das genutzte Makroobjektiv vom Typ Nikkor AF-S 105 1:2.8G VR mit einer festen Brennweite von 105 mm ermöglichte an der Naheinstellgrenze von 310 mm eine maximale Auflösung von 6,1  $\mu\text{m}$  je Pixel.

### 3.4.4 Digitale Bildkorrelation

Die digitale Bildkorrelation wurde mit der Software VIC-2D 2009.1.0 der Firma LIMESS-Messtechnik durchgeführt. Die in verlustfreien Formaten von der Bildquelle gespeicherten Bilddaten wurden vor der Korrelation mit einer digitalen Bildbearbeitungssoftware automatisiert in Graustufenbilder mit 65536 (16-Bit) Grauwerten umgewandelt und in einem verlustfreien Format abgespeichert. Bei den T-Proben wurde die Kamera aufgrund der Geometrie des Versuchsaufbaus (vgl. Abschnitt 3.3.6) nicht senkrecht zur Probenoberfläche ausgerichtet. Für diese Bilder wurde zusätzlich mittels digitaler Bildbearbeitung eine automatisierte Perspektivkorrektur durchgeführt. Um den Einfluss der Perspektivkorrektur auf das Korrelationsergebnis abzuschätzen, wurde ein Bild einer ebenen Referenzfläche, welche im gleichen Winkel und Abstand wie die T-Proben aufgenommen wurde, mit Bezug auf ein Referenzbild korreliert, bei dessen Aufnahme die Kamera senkrecht zur Oberfläche ausgerichtet war. Die dabei ermittelte Dehnungsverteilung ist im Anhang (vgl. Abschnitt 9.3.1.3) dargestellt.

Die für die Bildkorrelation genutzten Einstellungen variierten für die einzelnen Untersuchungen und sind ausführlich in Abschnitt 9.2 im Anhang aufgeführt. Der Einfluss einzelner wichtiger Korrelationseinstellungen auf das Korrelationsergebnis wird im Anhang in Abschnitt 9.3 untersucht.

### 3.4.5 Bestimmung des Faservolumenanteils

Der Faservolumenanteil der in Abschnitt 3.1.2 dargestellten Laminate wurde mit einem selbstentwickelten automatisierten Verfahren an jeweils drei Aufnahmen jeder Faserlage des Probenquerschnitts bestimmt. Dabei wurde der Bildkontrast zwischen Fasern und Matrix an einer digitalen Aufnahme eines senkrecht zur Faseroberfläche aufgenommenen Schliffbildes unter Verwendung eines sinnvoll gewählten Schwellenwerts erhöht, bis ein Schwarzweißbild vorlag (s. Abbildung 3-28). Zur Auswertung wurde die Anzahl der weißen bzw. schwarzen Pixel des Bildes ins Verhältnis zur Bildgröße gesetzt.

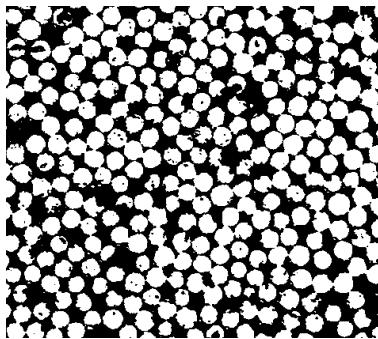


Abbildung 3-28: Ausschnitt eines Schnittbildes zur Bestimmung des Faservolumenanteils mit erhöhtem Kontrast

Die mit dem Verfahren erzielten Ergebnisse wurden an jeweils einem Querschnitt der Proben CFK-1, CFK-2 und CFK-3 mittels Linienschnitt- und Punktzählverfahren, wie für die Bestimmung von Volumenanteilen für andere Werkstoffe üblich [DIN3683,ISO9042], überprüft. Die durchschnittliche Abweichung zur automatisierten Auswertung war bei diesen Verfahren kleiner als zwei Prozentpunkte.

### 3.4.6 Finite-Elemente-Methode

Die Finite-Elemente-Methode (FEM) kam für die Visualisierung der Spannungsverteilungen in den verwendeten Prüfkörpern zum Einsatz. Die Berechnungen wurden mit der Software Dassault Systèmes Simulia Abaqus/CAE 6.9.1 durchgeführt. Die Spannungsverteilungen wurden mit linear-elastischen Materialmodellen an dreidimensionalen Modellen unter Verwendung impliziter Zeitintegration berechnet. Als Elemente wurden Hexaeder mit quadratischem Verschiebungsansatz verwendet. In den relevanten Bereichen erhöhter Spannungen wurden die Elementkantenlängen auf ca.  $l = 0,1$  mm eingestellt. In Bereichen mit niedrigen Spannungsgradienten betrug die Elementkantenlänge maximal  $l = 2,5$  mm. Die berechneten Spannungen wurden für die schub- und zugbeanspruchten Proben stets normiert auf die Nenn-Normalspannung im reduzierten Querschnitt ohne Berücksichtigung der Kerbgeometrie dargestellt. Für die Vierpunkt-Biege- und T-Biegeversuche wurde als Nennspannung die maximale Normalspannung definiert, welche nach der Balkentheorie ohne Berücksichtigung der Kerbgeometrie in der Randfaser der Strukturen auftrat.



## 4 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung der mittels digitaler Bildkorrelation erzielten Ergebnisse. Das Kapitel gliedert sich in die Abschnitte 4.1, in welchem die Anwendung der digitalen Bildkorrelation hinsichtlich struktureller Schädigung betrachtet, und 4.2, in dem die Untersuchung funktioneller Schädigungen am Beispiel einer Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung beschrieben wird.

### 4.1 Strukturelle Schädigung

Die Untersuchung der Möglichkeit zur frühzeitigen Erkennung struktureller Schädigungen mittels DIC und der damit verbundenen Möglichkeiten einer Vorhersage von Versagensort und -modus wurde an metallischen Werkstoffen (Abschnitt 4.1.1), faserverstärkten Kunststoffen (Abschnitt 4.1.2) und verschiedenen Leichtbaustrukturen (Abschnitt 4.1.3) durchgeführt.

Alle in diesem Abschnitt gezeigten Abbildungen sind aus der Dehnungsverteilung zum Beobachtungszeitpunkt, einer Bildserie der Probenoberfläche und einem Versuchsdigramm aufgebaut. Die Bildserie zeigt die Dehnungsentwicklung an der Probenoberfläche. Den jeweiligen Versuchsdigrammen sind die Zeitpunkte der Aufnahmen der Bildserie und der Bildkorrelation zu entnehmen. Die in den Diagrammen dargestellten Spannungen und Dehnungen sind, soweit nicht anders angegeben, einachsige Komponenten in Belastungsrichtung.

Bei allen auf strukturelle Schädigung untersuchten Proben wird in der Bildserie stets ein Bild der Probe im Ausgangszustand dargestellt. Dieses diente zudem, wenn nicht anders beschrieben, als Referenzbild für die Korrelation. Außerdem wird die Dehnungsverteilung zum Zeitpunkt der Durchführung der digitalen Bildkorrelation gezeigt. Wenn nicht anders beschrieben, wurde bei den monotonen Versuchen ein unter Belastung und bei den zyklischen Versuchen ein im entlasteten Zustand aufgenommenes Bild bzgl. des Ausgangszustandes korriktiert. Bei den Proben, welche innerhalb des betrachteten Bildbereichs versagt sind, ist zudem ein Bild der bereits versagten Probe vorzufinden. Darüber hinaus sind teilweise weitere Bilder der Probenoberfläche dargestellt, deren Zeitpunkt aus den zugehörigen Versuchsdigrammen entnommen werden kann. Sämtliche Spannungsangaben für die zyklischen Versuche beziehen sich auf die Oberspannungen.

#### 4.1.1 Metallische Werkstoffe

In diesem Kapitel wird die Untersuchung der Möglichkeit der Vorhersage von Schädigungen an metallischen Werkstoffen beschrieben. Als gut verstandener Modellwerkstoff für kfz Metalle diente Kupfer, an dem die in Abschnitt 4.1.1.1 gezeigten Versuche durchgeführt wurden. Darüber hinaus wurde ein austenitischer TWIP-Stahl untersucht, der sich vom Kupfer durch sein grundlegend anderes Verformungsverhalten unterschied (s. Abschnitt 4.1.1.2). Gegen-

über den oben aufgeführten unter Zugbelastung durchgeführten Versuchen bietet die Be- trachtung zusätzlicher reiner Belastungsarten wie Schub keine weiteren Erkenntnisse für die Anwendbarkeit der digitalen Bildkorrelation zur Schädigungsfrüherkennung in metallischen Werkstoffen, wenn diese weitgehend isotropes und homogenes Werkstoffverhalten aufweisen. Für diese Werkstoffe kann stets ein Koordinatensystem gefunden werden, bei dem die Schubspannungen verschwinden und ausschließlich Normalspannungen auftreten [HM<sup>12</sup>].

Um die Anwendbarkeit von DIC auch bei Vorliegen kombinierter Beanspruchungen und somit multiaxialer Spannungszustände zu untersuchen, wurden über die Zugbelastung hinaus Vier- punkt-Biegeversuche durchgeführt (s. Abschnitt 4.1.1.3). Außerdem wurde die Anwendung von DIC an einer bauteilähnlichen Geometrie betrachtet, bei der es zur Überlagerung von geometrie- und werkstoffinduzierten Verformungen kam. Dabei wurden speziell entwickelte, geschweißte T-Proben verwendet (s. Abschnitt 4.1.1.4).

Alle Verformungen in diesem Kapitel wurden, soweit nicht anders angegeben, in Form von Vergleichsdehnungen nach der Gestaltänderungsenergiehypothese (GEH)

$$(Gl. 4-1) \quad \varepsilon_{GEH} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} [KS^{+11}],$$

welche sich für den zweiachsigen Fall, wie er an Probenoberflächen vorliegt, auf

$$(Gl. 4-2) \quad \varepsilon_{GEH} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2}$$

vereinfacht, angegeben.  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  und  $\varepsilon_3$  sind dabei die Hauptdehnungen. Die GEH berücksichtigt neben der Dehnung in Belastungsrichtung auch Querdehnungen und Scherungen und eignet sich besonders für die Bewertung von Schädigungen duktiler Werkstoffen [Lä08], zu denen alle in diesem Kapitel untersuchten Metalle gezählt werden können [Go06, PS<sup>11</sup>, HP<sup>10</sup>].

Die Grundlagen der Berechnung der in diesem Kapitel angegebenen Spannungen sind dem Anhang (vgl. Abschnitt 9.3.2) zu entnehmen.

#### 4.1.1.1 Kupfer

An dem als Modellwerkstoff für kfz Metalle verwendeten Kupfer wurde die Möglichkeit der Schädigungsfrühdetektion in einem fein- und einem grobkörnigen Zustand untersucht. Dabei wurden jeweils monotone und zyklische Belastungen betrachtet.

Das in Abbildung 4-1 dargestellte, an einer R20-Probe ermittelte Spannungs-Dehnungs-Dia- gramm zeigt einen für Kupfer typischen Verlauf mit einer niedrigen Dehngrenze von etwa  $R_e = 25$  MPa sowie ausgeprägter Plastizität bis zu einer Bruchdehnung von ungefähr

$A = 55\%$ . Daneben sind in Abbildung 4-1 die Dehnungsentwicklung an der Probenoberfläche und die bei ausgewählten globalen Dehnungen mit DIC ermittelten lokalen Dehnungsverteilungen dargestellt. Die dargestellten Zustände entsprechen den markierten Positionen im Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Die Unterschiede zwischen den globalen aus dem Maschinenweg ermittelten Dehnungen und den in der Probenmitte mit DIC ermittelten Dehnungen ergaben sich durch die Einschnürung in der Probenmitte, mit der eine Dehnungslokalisierung einherging.

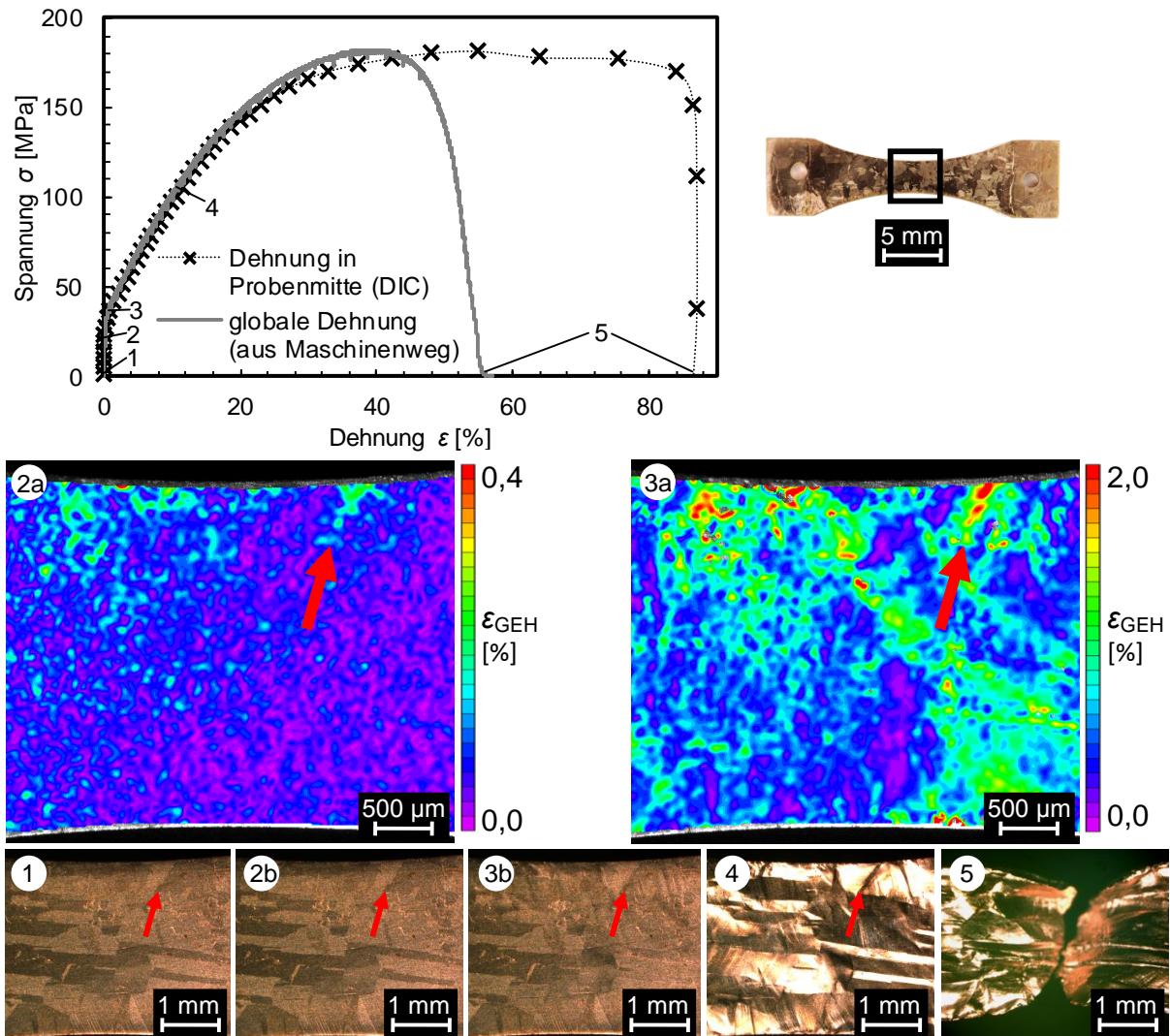


Abbildung 4-1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an grobkörnigem Kupfer

Bereits bei einer Belastung im elastischen Bereich (s. Abbildung 4-1-2a) waren am oberen Probenrand deutliche Dehnungsüberhöhungen identifizierbar, während auf der Probenoberfläche (s. Abbildung 4-1-2b) optisch noch keine Veränderung erkennbar war. Auch der Bereich, von dem zu einem späteren Zeitpunkt das Probenversagen ausging (s. Pfeilmarkierung in Abbildung 4-1-2a), wies unter elastischer Verformung eine signifikante Dehnungsüberhöhung auf. Kurz nach dem Überschreiten der Dehngrenze (s. Abbildung 4-1-3b) war der Ausgangspunkt des Probenversagens bereits deutlich erkennbar (s. Abbildung 4-1-3a). Im Ge-

gensatz zu anderen Bereichen mit erhöhten Dehnungen waren im späteren Bruchbereich über den gesamten Probenquerschnitt erhöhte Dehnungen erkennbar. Als einziger Bereich der Probenoberfläche wies der spätere Versagensbereich eine großflächigere Dehnungsüberhöhung mit mehr als  $\varepsilon_{GEH} = 2\%$  auf, die bis zum Probenrand reichte. Mit zunehmender plastischer Verformung waren in diesem Bereich auch direkt auf der Probenoberfläche starke Verformungen an einer Korngrenze zu sehen (s. Abbildung 4-1-4).

Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm des feinkörnigen Kupfers war, wie nach der Hall-Petch-Beziehung [IS10] zu erwarten, eine höhere Festigkeit zu erkennen (s. Abbildung 4-2). Die Dehngrenze lag bei etwa  $\sigma = 40$  MPa.

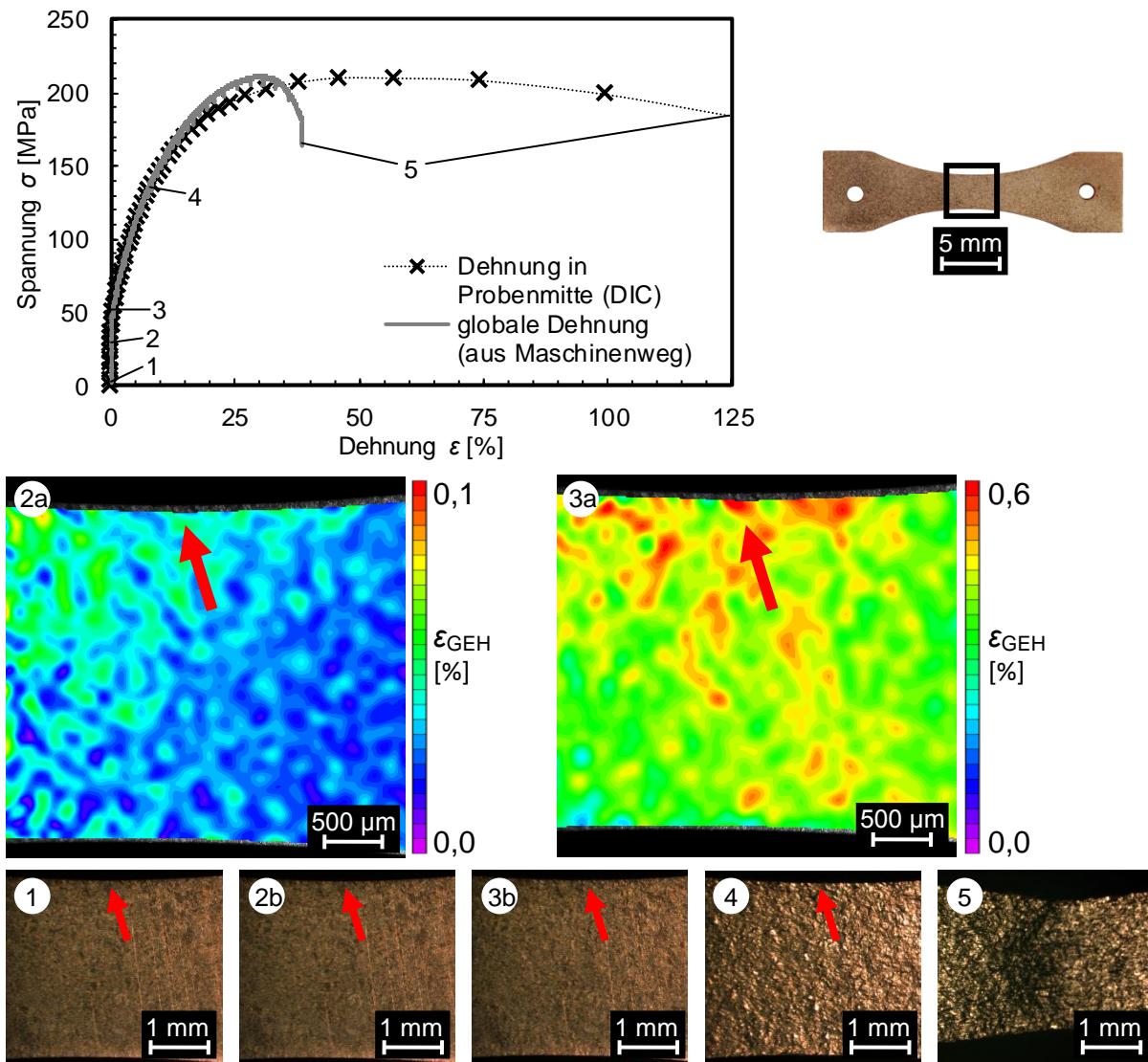


Abbildung 4-2: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an feinkörnigem Kupfer

Im feinkörnigen Zustand führte die digitale Bildkorrelation mit einer Subpixelgröße deutlich oberhalb der Korngröße bei einer Belastung im elastischen Bereich noch zu einer relativ ho-

mogenen Dehnungsverteilung mit leicht erhöhten Dehnungen am oberen Probenrand (s. Abbildung 4-2-2a). Nachdem die Belastung bis auf ein Niveau oberhalb der Dehngrenze gesteigert wurde, ließen sich in der späteren Bruchebene eine deutliche Dehnungsüberhöhung am oberen Probenrand und eine im Verhältnis zur restlichen Probenoberfläche erhöhte Dehnung über einen Großteil des Probenquerschnitts feststellen (s. Abbildung 4-2-3a), während optisch auf der Probenoberfläche nur minimale Veränderungen erkennbar waren (s. Abbildung 4-2-3b). Bei zunehmender plastischer Verformung wurden die lokalen plastischen Verformungen deutlicher sichtbar, wobei jedoch im Gegensatz zur mittels DIC bestimmten Dehnungsverteilung keine eindeutige Dehnungslokalisierung im Versagensbereich erkennbar war (s. Abbildung 4-2-4).

Im Bereich der in Abbildung 4-2 ersichtlichen Ausgangsstelle des Versagens am oberen Probenrand wurde ein Ausschnitt erneut mit einer kleineren Subsetgröße korreliert. Dabei war bereits bei elastischer Verformung (vgl. Abbildung 4-2-2) eindeutig ein Bereich erhöhter Dehnungen an der Stelle zu erkennen, von der zu einem späteren Zeitpunkt das Probenversagen ausging (s. Abbildung 4-3-2a).

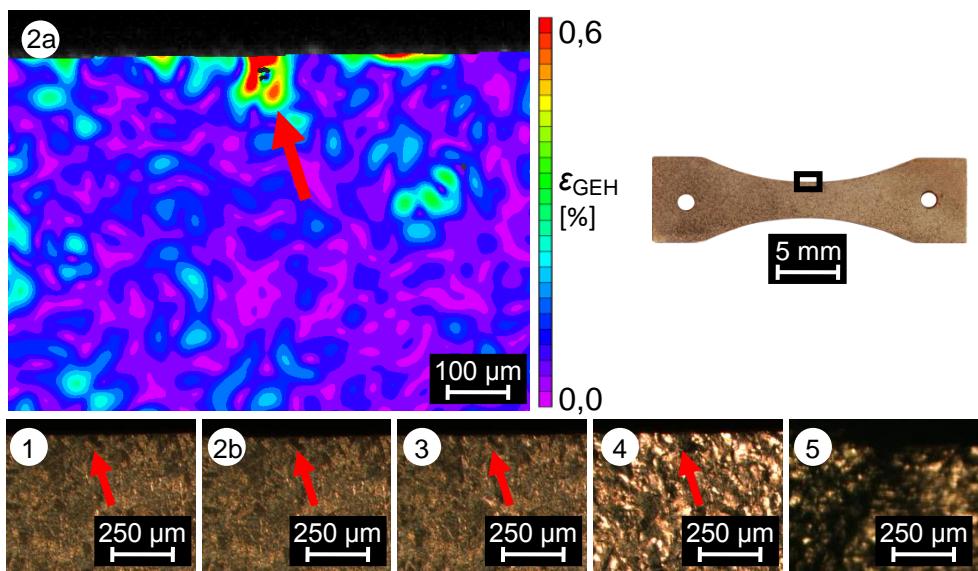


Abbildung 4-3: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an feinkörnigem Kupfer im versagensrelevanten Probenbereich

Bei zyklischer Belastung des untersuchten grobkörnigen Kupfers mit Spannungen unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus von  $\sigma_D = 23$  MPa waren im Laststeigerungsversuch nach Entlastung bereits lokal geringe Restdehnungen mit DIC erkennbar (s. Abbildung 4-4-2a). Im belasteten Zustand unter einer Spannung von ca.  $\sigma = 19$  MPa war eine deutliche Dehnungsüberhöhung an der Stelle des späteren Versagens sichtbar (s. Abbildung 4-4-2c), während die Probenoberfläche bei optischer Betrachtung noch unverformt erschien (s. Abbildung 4-4-2d). Nach dem Überschreiten des Dauerfestigkeitsniveaus war der spätere Bruchverlauf auch in der Dehnungsverteilung im entlasteten Zustand deutlich lokalisierbar (s. Abbildung 4-4-3a).

Erst bei erheblich größeren plastischen Verformungen wurden im späteren Versagensbereich auch optisch Veränderungen auf der Probenoberfläche sichtbar, welche aber im Vergleich mit anderen Bereichen der Probenoberfläche keinen eindeutigen Schluss auf das Probenversagen zuließen (s. Abbildung 4-4-4).

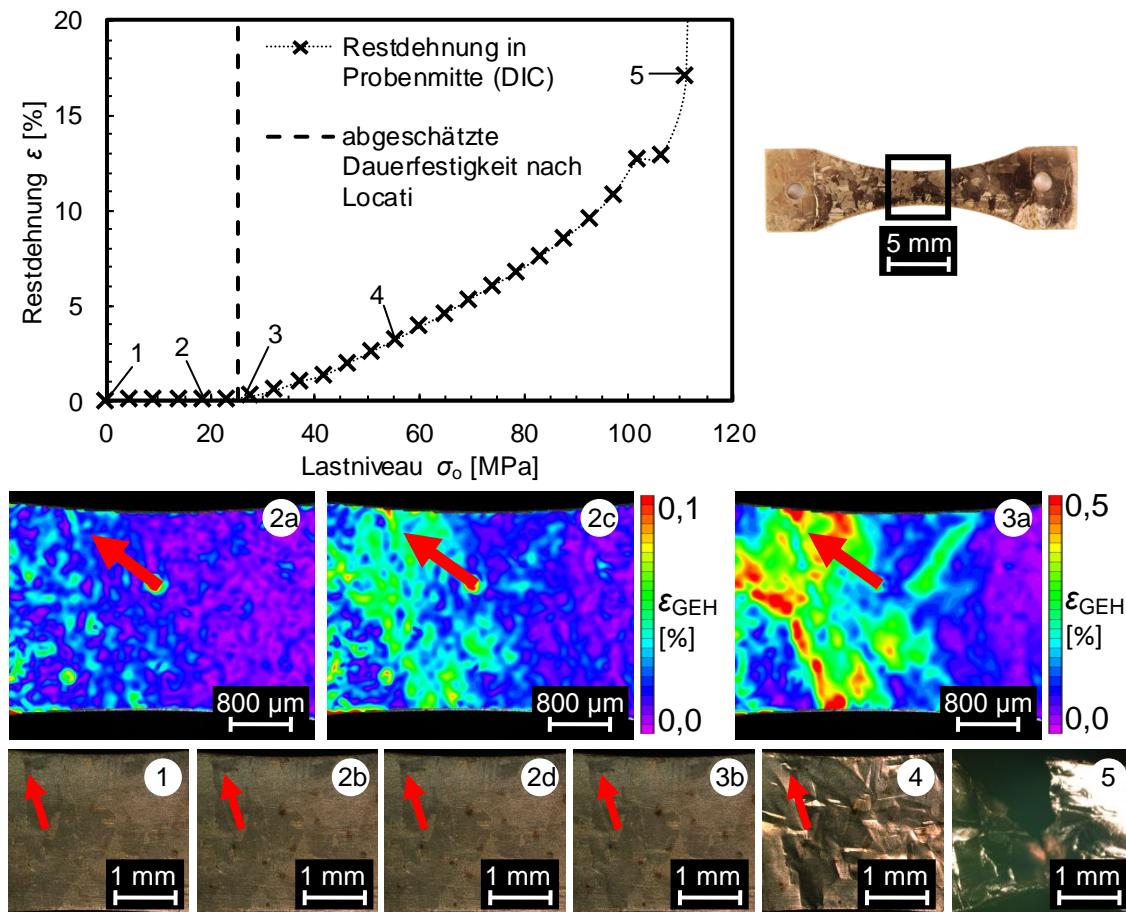


Abbildung 4-4: Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an grobkörnigem Kupfer

Im feinkörnigen Zustand waren ebenfalls bereits bei Spannungen unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus Dehnungsüberhöhungen am oberen Probenrand sichtbar. Von diesen aus kam es später zum Probenversagen. Die Dehnungsüberhöhungen waren erneut im belasteten Zustand (s. Abbildung 4-5-2c) ausgeprägter als im unbelasteten Zustand (s. Abbildung 4-5-2a). Trotzdem war es bis kurz vor dem Versagen der Probe auch bei erheblichen plastischen Restdehnungen nicht möglich, mit DIC Aussagen über den konkreten Versagensort zu treffen, da in vielen Körnern Dehnungen in ähnlicher Höhe auftraten (s. Abbildung 4-5-4a).

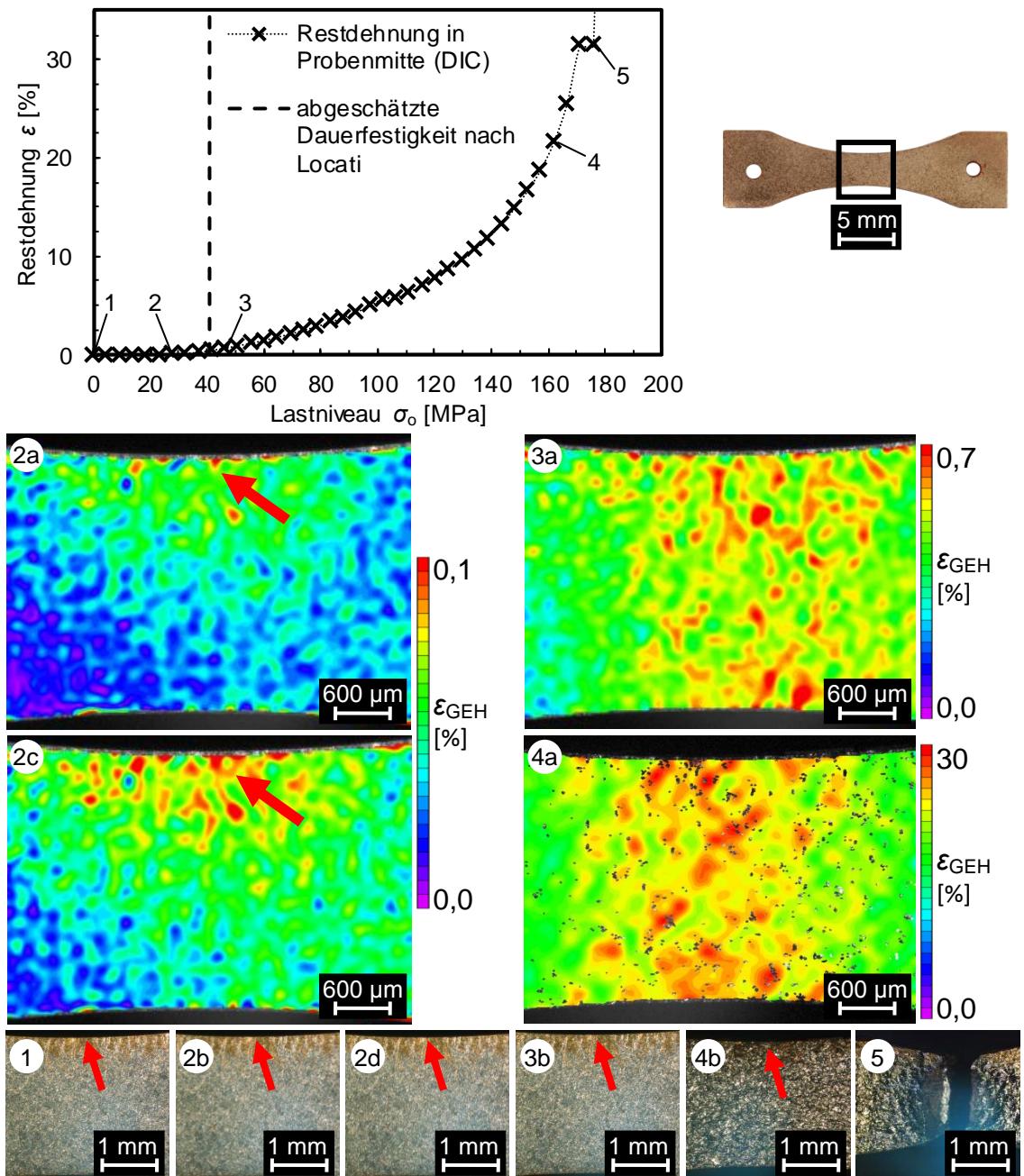


Abbildung 4-5: Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an feinkörnigem Kupfer

Wie bereits für den monotonen Versuch wurde auch im zyklischen Fall der für das spätere Versagen relevante Bereich mit erhöhter Auflösung erneut korreliert (s. Abbildung 4-6). Auch in diesem Fall waren nach der Belastung mit einer Spannung unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus am oberen Probenrand Dehnungsüberhöhung im Bereich des späteren Probenversagens erkennbar (s. Abbildung 4-6-2a).

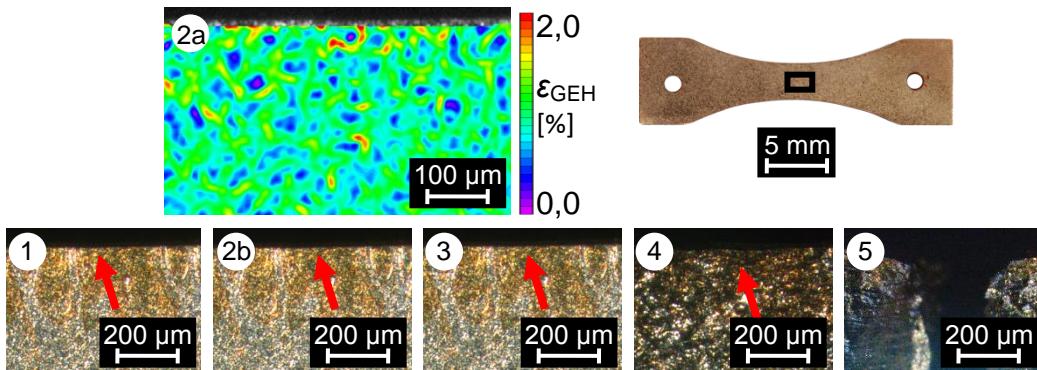


Abbildung 4-6: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an feinkörnigem Kupfer im versagensrelevanten Probenbereich

Aus den Ergebnissen lässt sich schließen, dass bei ausreichender Verfahrensauflösung, d. h. der Auflösung von Dehnungen in einzelnen Körnern, sowohl im monotonen als auch im zyklischen Fall für Kupfer eine Früherkennung der versagensrelevanten Schädigungen erfolgen kann. Bei makroskopischer Betrachtung, d. h. mit Subsets, die deutlich größer als die Korngröße waren, war es jedoch im zyklischen Fall nicht möglich, versagensrelevante Schädigungen frühzeitig zu erkennen.

Weiterhin wurde an Kupfer die Möglichkeit untersucht, DIC zur Analyse der Abhängigkeit der lokalen Dehnungsentwicklung von der Kornorientierung während Laststeigerungsversuchen zu nutzen. Dazu wurden die lokalen Dehnungsentwicklungen in Bereichen möglichst homogener Spannungen in der Mitte von R2-Proben mit mittels EBSD ermittelten Kornorientierungen verglichen. Die digitale Bildkorrelation wurde für eine grob- und eine feinkörnige Probe jeweils bei einem Lastniveau mit einer Oberspannung von  $\sigma_0 = 100$  MPa durchgeführt (vgl. Abbildung 4-4 und Abbildung 4-5).

Bei grobkörnigem Kupfer zeigten die Körner, bei denen die [111]-Richtung des Kristalls parallel zur Belastungsrichtung orientiert war, geringere Dehnungen und spätere plastische Verformung als in [101]- bzw. [212]-Richtung orientierte Körner (s. Abbildung 4-7), was gut mit an Einkristallen gemachten Beobachtungen übereinstimmte [Ko70,Pa55]. Zudem waren im Bereich von einigen Rekristallisationszwillingen erhöhte Dehnungen erkennbar, die nach [BM<sup>+</sup>64] auf einen Versetzungsanstau in diesen Bereichen zurückzuführen waren. In Kombination mit der oben dargestellten Beobachtung, dass bei großen Korngrößen das Probenversagen in Bereichen mit erhöhten Dehnungen auftrat, ließ dies darauf schließen, dass bei Kupfer analog zu den Beschreibungen in [BM<sup>+</sup>64,Ko70] das Versagen bevorzugt im Bereich von Korngrenzen oder Rekristallisationszwillingen bei Körnern auftrat, deren [111]-Richtung nicht mit der Beanspruchungsrichtung übereinstimmte.

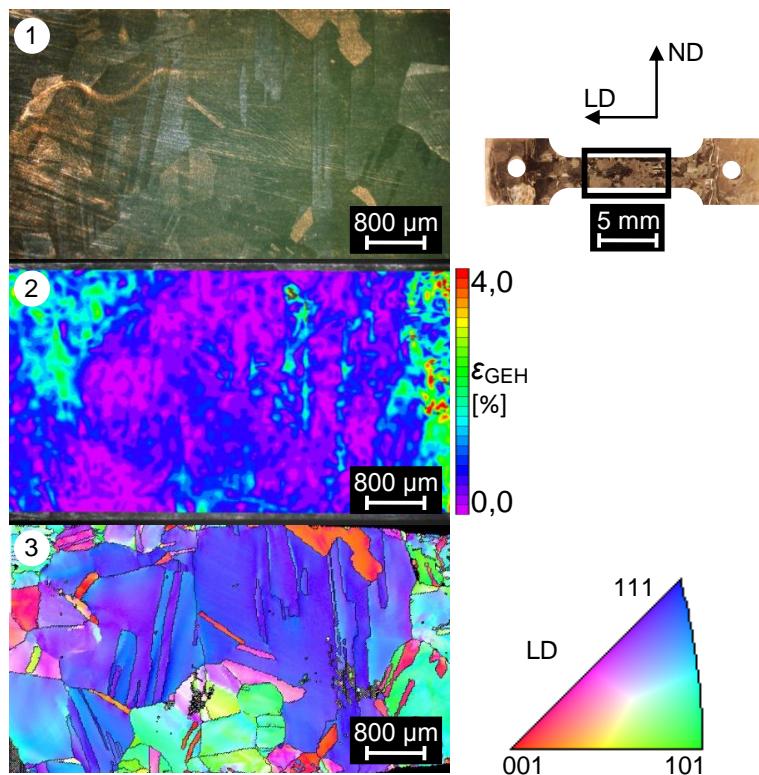


Abbildung 4-7: Probenoberfläche (1), lokale Dehnungsverteilung (2) und Kornorientierung (3) bei grobkörnigem Kupfer im Laststeigerungsversuch

Bei feinkörnigerem Kupfer war dagegen keine direkte Zuordnung der lokalen Dehnungsverteilung zu einzelnen Kornorientierungen möglich (s. Abbildung 4-8).

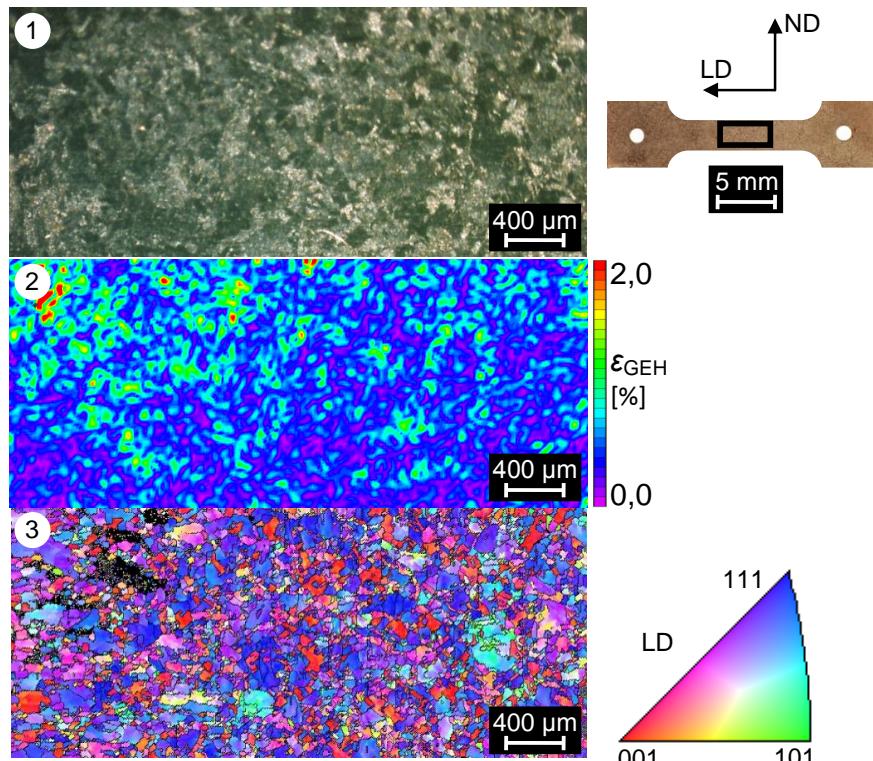


Abbildung 4-8: Probenoberfläche (1), lokale Dehnungsverteilung (2) und Kornorientierung (3) bei feinkörnigem Kupfer im Laststeigerungsversuch

Dabei ist jedoch zu berücksichtigen, dass die zur Dehnungsberechnung verwendete Subsetgröße von  $68 \mu\text{m}$  aufgrund des zugrundeliegenden Bildmaterials größer als die Korngröße des Kupfers war, die bei durchschnittlich  $D = 50 \mu\text{m}$  lag. Somit wurde bei der Bildkorrelation die Dehnung zum Teil über mehrere Körner hinweg gemittelt. Um auch bei feinkörnigeren Metallen eine Aussage bzgl. der Orientierungsabhängigkeit der Dehnungsentwicklung zu erzielen, wäre eine deutlich höhere Verfahrensauflösung erforderlich.

Für ein ausreichendes Verhältnis von Korngröße zu Subsetgröße konnte gezeigt werden, dass die aus der Literatur bekannten Verformungs-, Schädigungs- und Versagensmechanismen für Kupfer mit DIC visualisiert und bestätigt werden können.

#### 4.1.1.2 TWIP-Stahl

Im Zugversuch war für die Wärmebehandlung WB1 erst bei großen plastischen Dehnungen eine Dehnungsüberhöhung im versagensrelevanten Bereich erkennbar (s. Abbildung 4-9-4a).

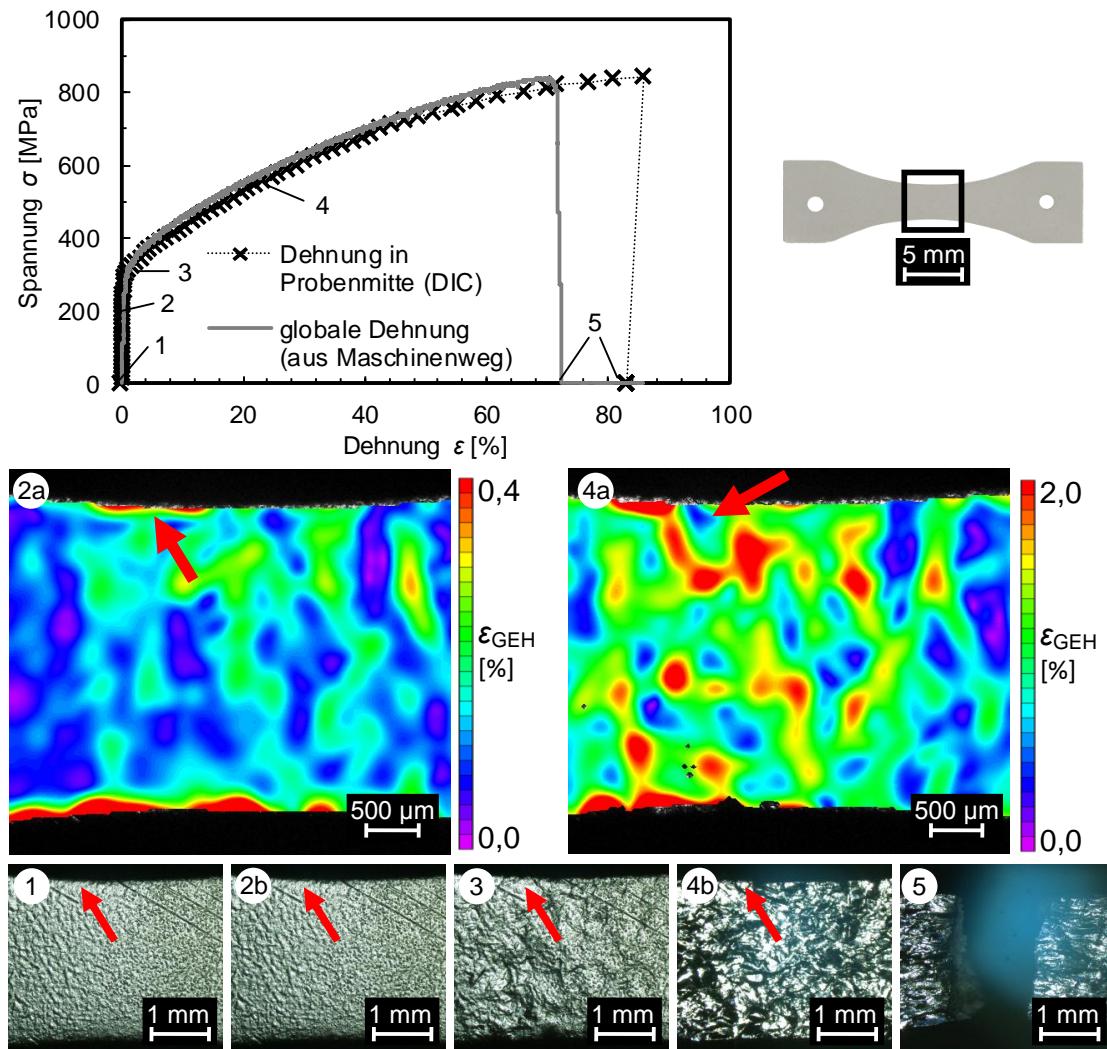


Abbildung 4-9: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an TWIP-Stahl

Der Versuch wurde an einem TWIP-Stahl mit leicht erhöhter Korngröße und einer anderen Wärmebehandlung wiederholt (WB2). Hierbei ließen sich im Bereich des späteren Bruchverlaufs bereits frühzeitig und unter elastischer Beanspruchung Dehnungsüberhöhungen über den Probenquerschnitt erkennen (s. Abbildung 4-10-2a), welche mit zunehmender plastischer Verformung ausgeprägter wurden (s. Abbildung 4-10-4a). Die Stelle, von der das Probenversagen ausging (s. Pfeilmarkierung in Abbildung 4-10), zeigte allerdings auch kurz vor dem Probenversagen noch keine signifikante Dehnungsüberhöhung. Da mittels 2D-DIC nur die Dehnungsüberhöhungen auf der betrachteten Probenseite identifiziert werden konnten, ist nicht auszuschließen, dass im Probeninneren bzw. auf der Probenrückseite versagensrelevante Dehnungsüberhöhungen vorlagen.

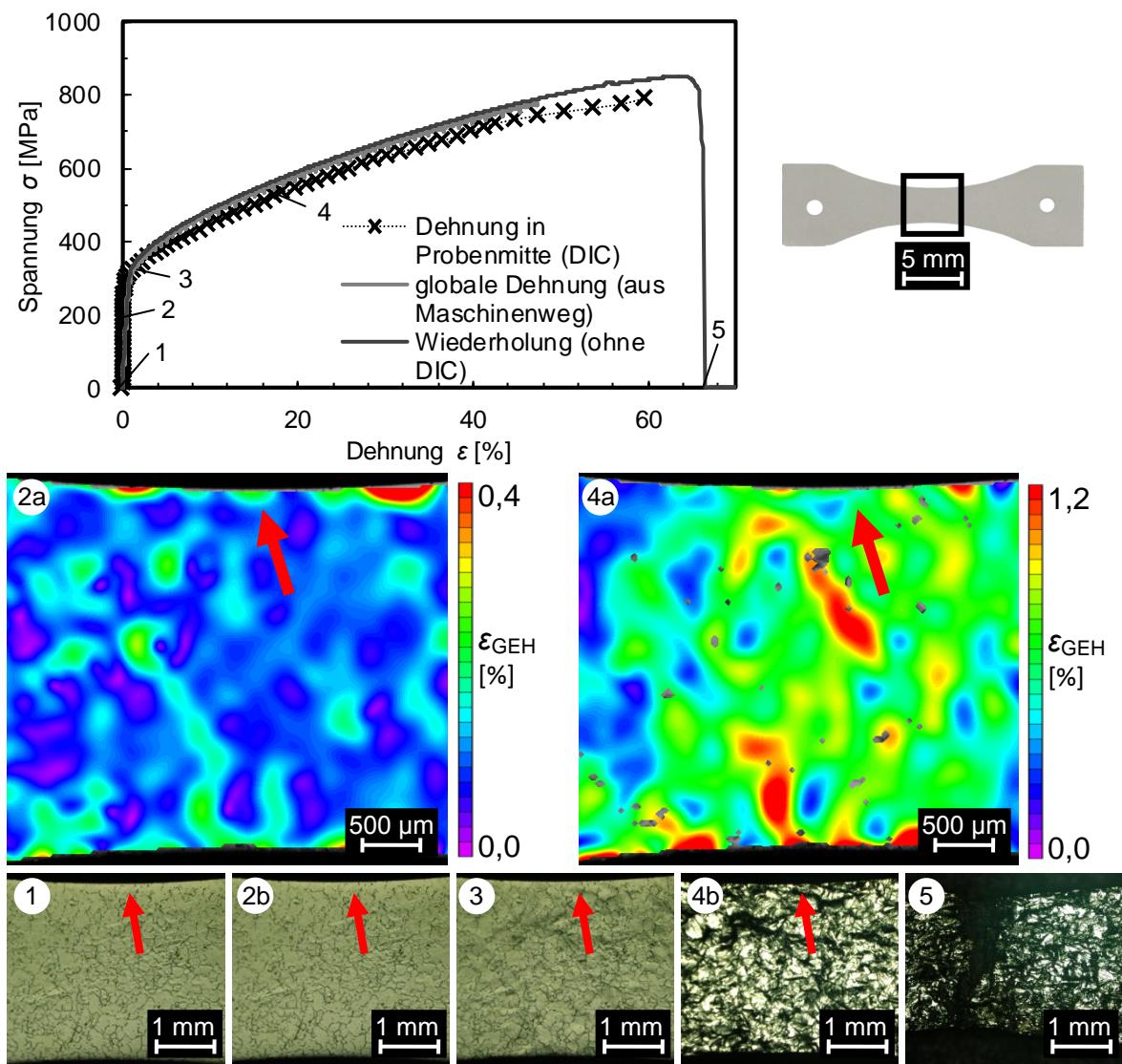


Abbildung 4-10: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an TWIP-Stahl mit leicht erhöhter Korngröße

Die Möglichkeit der Vorhersage des Versagensortes bei einem TWIP-Stahl (WB1) unter zyklischer Belastung wurde anhand eines Laststeigerungsversuches untersucht. Der Bereich des späteren Rissverlaufs zeigte auch zu einem Zeitpunkt, zu dem bereits deutliche plas-

tische Restdehnungen vorlagen, aber noch kein Ermüdungsriß vorhanden war, noch erheblich niedrigere Dehnungen als die übrige Probenoberfläche (s. Abbildung 4-11-4a). Demgegenüber waren in der linken Probenhälfte Bereiche mit Dehnungsüberhöhungen zu erkennen, die nur zu lokalen Schädigungen in Form von Rissen über einen Teil des Probenquerschnitts führten und nicht mit dem endgültigen Probenversagen in Verbindung standen.

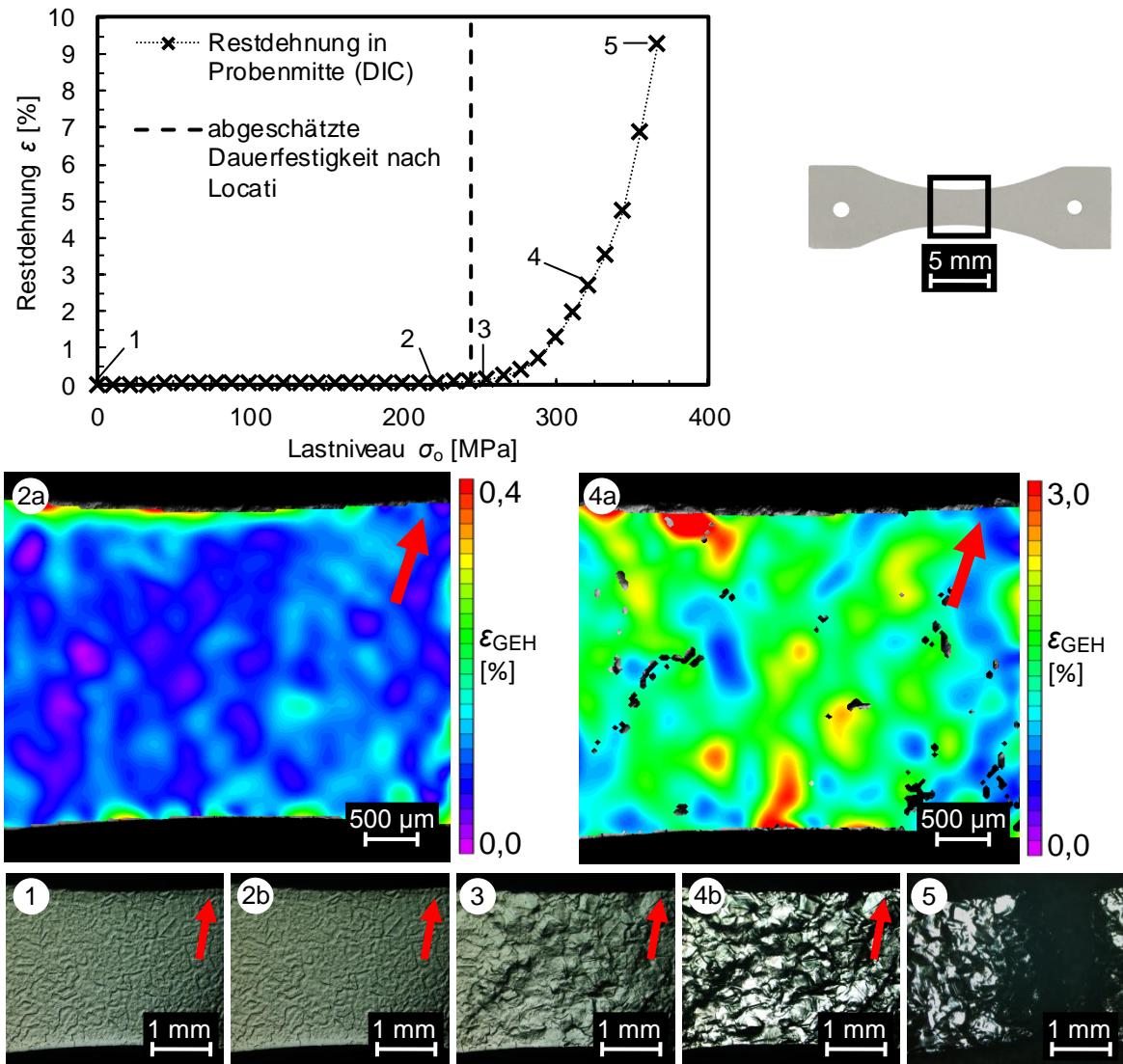


Abbildung 4-11: Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an TWIP-Stahl

Wie der monotone Versuch wurde auch der Laststeigerungsversuch erneut mit einem TWIP-Stahl mit leicht erhöhter Korngröße (WB2) durchgeführt. Dabei war bereits einige Lastniveaus vor dem Probenversagen in der Dehnungsverteilung eine Schädigung der Probe am Ausgangspunkt des späteren Probenversagens erkennbar (s. Abbildung 4-12-4a), während optisch auf der Probenoberfläche keine Unregelmäßigkeiten sichtbar waren (s. Abbildung 4-12-4b).

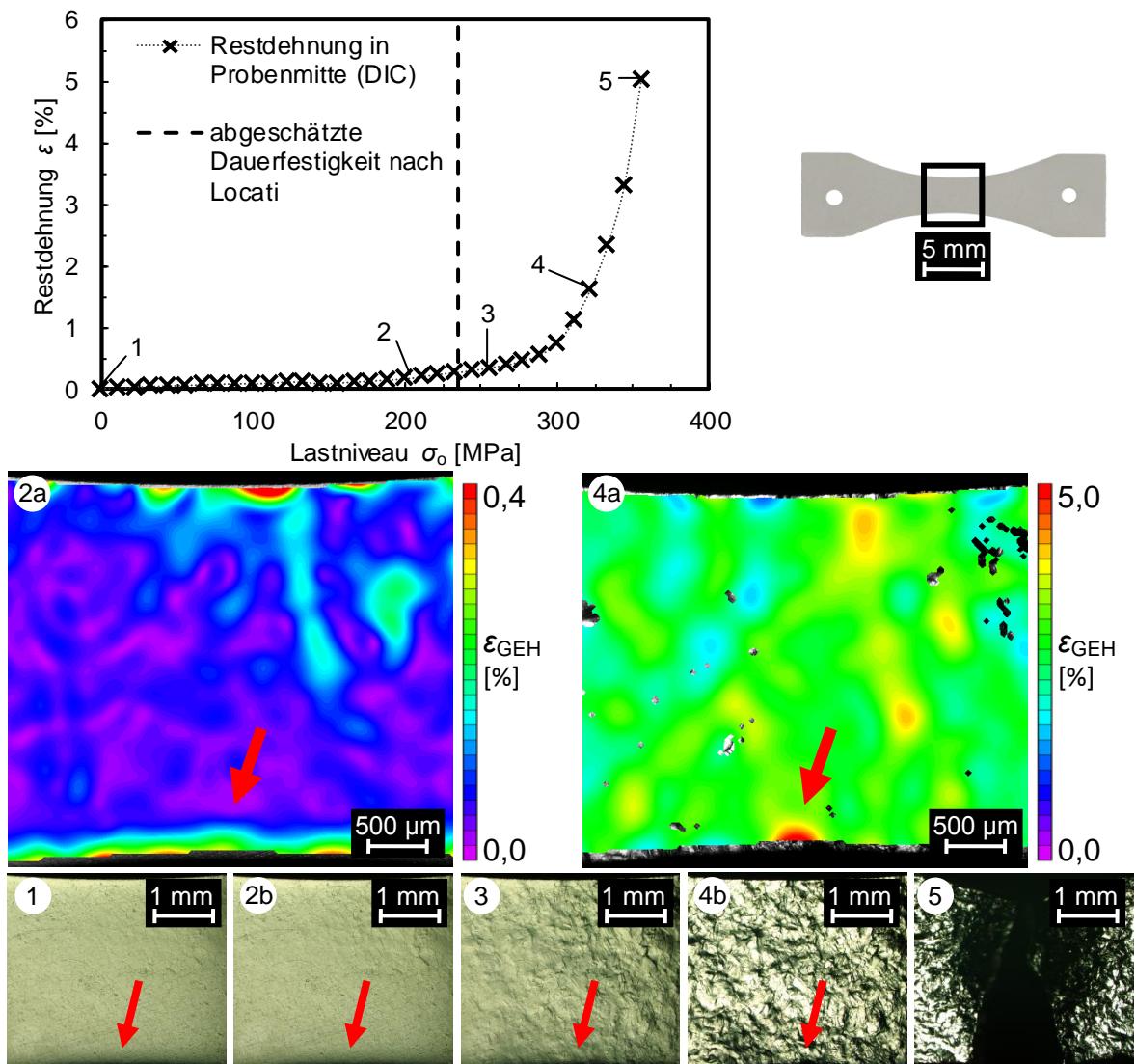


Abbildung 4-12: Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an TWIP-Stahl mit leicht erhöhter Korngröße

Trotz der wie beim Kupfer vorliegenden kfz Kristallstruktur des TWIP-Stahls, war es weder unter monotoner noch unter zyklischer Belastung möglich, gesicherte Aussagen über den Ort des Versagens zu treffen, solange noch kein Ermüdungsriß vorlag. Dies ist vermutlich auf zwei Effekte zurückzuführen. Aufgrund des abweichenden Verformungsmechanismus des TWIP-Stahls gegenüber Kupfer, war bei diesem die für das Versagen relevante Verformung durch Dehnungen, die auf die Zwillingsbildung zurückzuführen waren, überlagert (vgl. Abschnitt 2.2.1.2). Darüber hinaus stimmt bei TWIP-Stahl die Kristallorientierung, welche zuerst zur Zwillingsbildung führt [GV<sup>+</sup>10], nicht notwendigerweise mit der Kristallorientierung in Bereichen überein, an denen zuerst strukturelle Schädigungen auftreten [HK<sup>+</sup>10]. Frühzeitige Dehnungsüberhöhungen sind wahrscheinlich auf die Zwillingsbildung zurückzuführen, die mit lokaler Verfestigung einhergeht. Gleichzeitig tritt in Bereichen ohne Zwillingsbildung eine geringere Verfestigung auf, was möglicherweise zur Schädigung dieser Bereiche führt. Außerdem kommt es während der Bildung von Verformungszwillingen durch die damit verbundene makroskopische Formänderung der betroffenen Körner zu einer Änderung der lokalen Span-

nungsverteilung [GZ<sup>+</sup>10]. Da einige Körner erst sehr spät Zwillinge bilden [KS<sup>+</sup>00], kann es auch bei einem weit fortgeschrittenen Versuchsverlauf noch zu einer Änderung der lokalen Spannungsverteilung kommen. Es ist denkbar, dass dabei zu einem späten Zeitpunkt lokal kritische Spannungen überschritten werden, welche schließlich zu einer versagensrelevanten Schädigung der Probe führen.

Wie bereits in Abschnitt 3.1.1.2 erwähnt, kam es bei der Wärmbehandlung WB2 evtl. zu einer Reduzierung des Mangangehalts im Oberflächenbereich der Proben. Dies hatte u. U. zur Folge, dass bei den mit WB2 bezeichneten Proben die Stapelfehlerenergie soweit abgesenkt wurde, dass statt einer rein mit dem TWIP-Effekt zu erklärenden Dehnung eine Mischung aus TWIP- und TRIP-Verhalten vorlag. Wie an den Ergebnissen der Wärmebehandlungen WB1 und WB2 im Vergleich zu erkennen ist, hätte dies jedoch trotz großer Unterschiede in der Mikrostruktur auf das makroskopische Verformungsverhalten keinen signifikanten Einfluss gehabt, was auch durch [ZS<sup>+</sup>09] belegt ist, und wurde daher nicht näher betrachtet. Die oben für den TWIP-Stahl vorgenommene Erklärung mit Hilfe lokaler Spannungsfelder und unterschiedlicher Umwandlungszeitpunkte, die besagt, dass die früh lokal auftretenden plastischen Verformungen nicht versagensrelevant sind, hätte analog für einen TRIP-Stahl erfolgen können [TT<sup>+</sup>06, YL<sup>+</sup>12, ZS<sup>+</sup>11].

#### 4.1.1.3 Vierpunkt-Biegung

Es wurden monotone und zyklische Vierpunkt-Biegeversuche an einem flüssigkeitsvergütetem Grobblech vom Typ S690QL durchgeführt. Bei den monotonen Versuchen konnte aufgrund der großen Plastizität der untersuchten Proben kein bruchartiges Versagen innerhalb der mit dem Versuchsaufbau möglichen Verfahrgrenzen herbeigeführt werden. Die plastische Verformung über den hochbelasteten Probenbereich zwischen den mittleren Auflagern war bis zum Erreichen der Verfahrgrenzen des Prüfaufbaus nahezu homogen, was sich in der Dehnungsberechnung mittels DIC widerspiegeln (nicht gezeigt).

Bei den zyklischen Versuchen war ca.  $N = 30.000$  Zyklen vor dem Probenversagen eine Dehnungsüberhöhung im Bereich des späteren Bruchs feststellbar (s. Abbildung 4-13-2a). Der zusätzlich im weiteren Versuchsverlauf entstandene Anriß auf der betrachteten Probenseite (s. Abbildung 4-13-3) war zwar zu diesem Zeitpunkt nicht als Dehnungsüberhöhung auf der Probenoberfläche erkennbar, jedoch auch nicht für das Versagen der Probe von Relevanz. Das endgültige Probenversagen erfolgte in dem Probenbereich, in dem die Probe bereits in Abbildung 4-13-3 große Verformungen zeigte. Obwohl das Risswachstum, das schließlich zum Probenversagen führte, von der nicht betrachteten Rückseite der Probe ausging, waren die Dehnungsüberhöhung in diesem Probenbereich eindeutig als am höchsten identifizierbar.

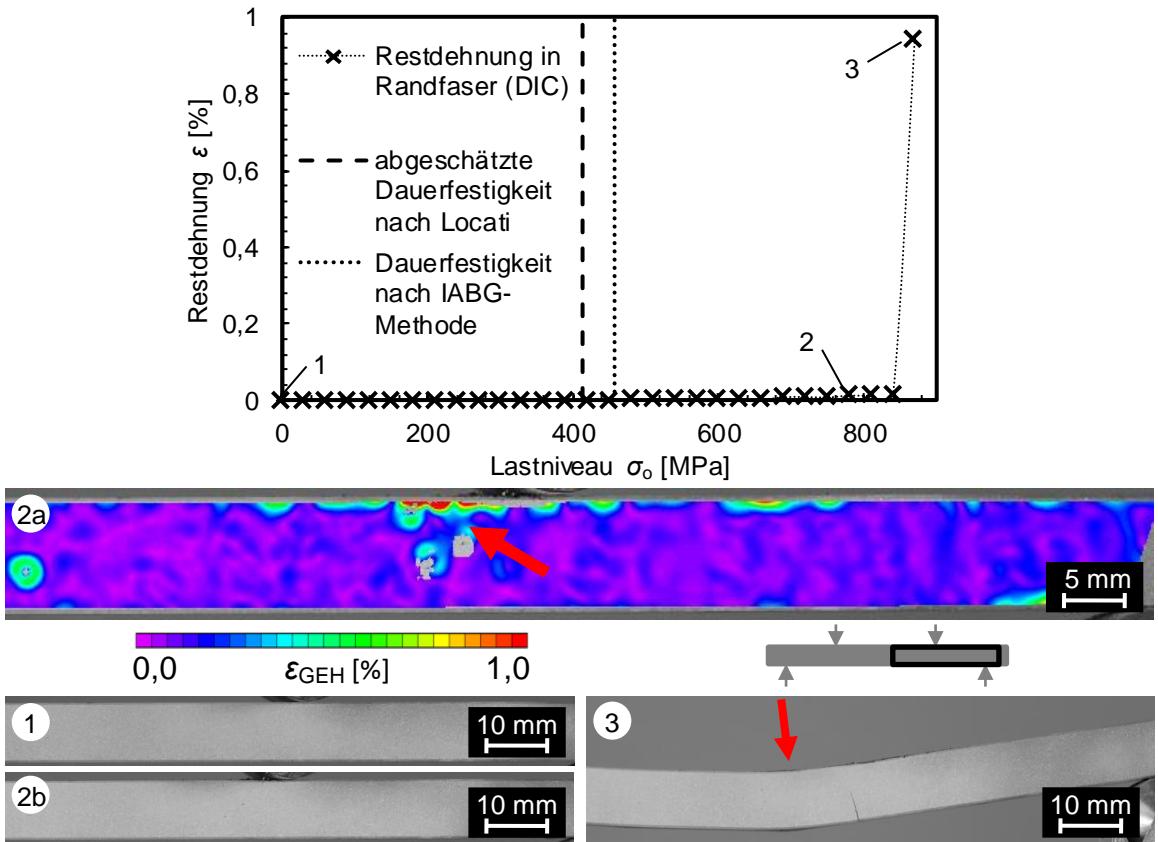


Abbildung 4-13: Dehnungsentwicklung beim Laststeigerungsversuch an einer Stahlprobe unter Biegebelastung

#### 4.1.1.4 T-Biegung

Ähnlich wie bei den Vierpunkt-Biegeversuchen kam es bei der Untersuchung der auf Biegung belasteten T-förmigen Stahlproben aufgrund der hohen Duktilität des untersuchten Werkstoffes innerhalb der Verfahrgrenzen des Prüfaufbaus nicht zu einem bruchartigen Versagen. Demgegenüber waren jedoch bereits unter einer Belastung, welche nur zu einer elastischen Probenverformung führte, mittels DIC Dehnungsüberhöhungen in den Kerbbereichen zu erkennen (nicht gezeigt). Mit dem Überschreiten der Dehngrenze des Werkstoffes kam es besonders im Bereich der auf Zug belasteten Kerbe zu einer deutlichen Dehnungslokalisierung (s. Abbildung 4-14-2a), die zwar bei der gegebenen Geometrie zu erwarten, (vgl. Abschnitt 3.2.6) jedoch optisch zu diesem Zeitpunkt noch nicht erkennbar war (s. Abbildung 4-14-2b). Wie bereits erwähnt, konnte an der Probe innerhalb der vom Versuchsstand vorgegebenen Grenzen kein Versagen herbeigeführt werden. Es war jedoch zu erwarten, dass das Probenversagen bei der gegebenen Geometrie von der auf Zug belasteten Kerbe ausgehen würde, da die betragsmäßige Spannungsverteilung in den Kerbbereichen ähnlich verlief (vgl. Abschnitt 3.2.6), Zugbeanspruchungen jedoch in der Regel kritischer als Druckbeanspruchungen sind [Ra03].

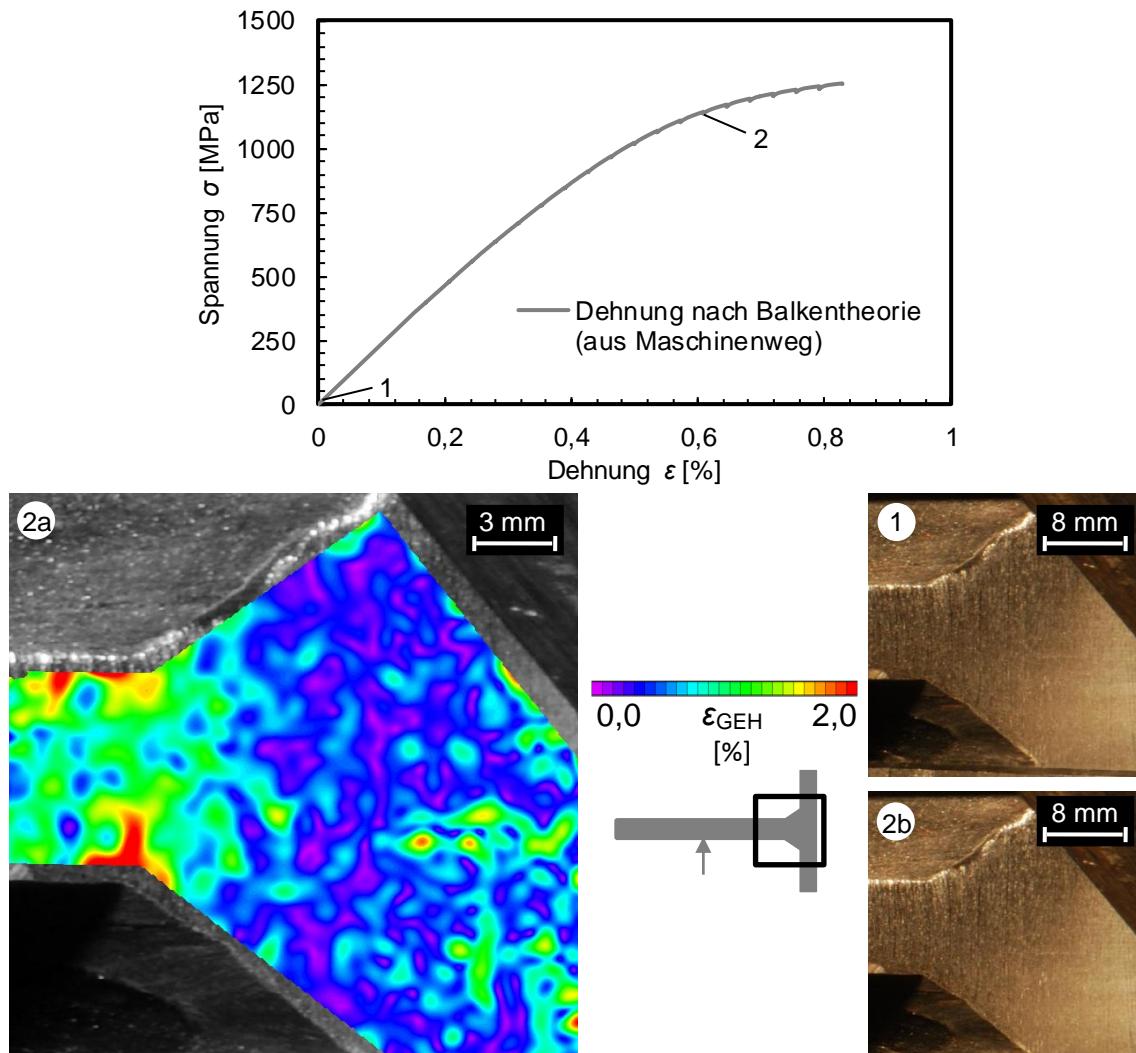


Abbildung 4-14: Dehnungsentwicklung beim monotonen T-Biegeversuch an einer Stahlprobe

Die theoretisch bei isotropem homogenem Materialverhalten nicht zu erwartenden Dehnungsüberhöhungen rechts der hochbelasteten Kerben in Abbildung 4-14-2a ließen sich evtl. auf eine Entfestigung der Probe in diesen Bereichen zurückführen, die in der Wärmeeinflusszone der zum Fügen eingesetzten Schweißnähte aufgetreten sein könnte (s. Abbildung 4-15). Dies wurde jedoch nicht näher analysiert, da dieser Bereich für das Schädigungs- und Versagensverhalten der Probe nicht relevant war.

Bei zyklischer Belastung einer Probe gleicher Geometrie im Laststeigerungsversuch waren erst deutlich nach dem Überschreiten des Dauerfestigkeitsniveaus und weniger als  $N = 10.000$  Zyklen vor dem Probenversagen Dehnungsüberhöhungen auf der Probenoberfläche erkennbar. Diese traten in der Nähe der auf Zug belasteten Kerbe und auf der Probenoberfläche im Bereich der Schweißnähte auf (s. Abbildung 4-16-2a). Bei genauer Betrachtung der Probenoberfläche und dem Vergleich mit der Probe im unverformten Zustand (s. Abbildung 4-16-1 und Abbildung 4-16-2b) war erkennbar, dass ein Teil der mit DIC ermittelten Dehnungsüberhöhungen Artefakte waren, welche auf lokale Oxidation der Probenober-

fläche während der langen Versuchsdauer zurückzuführen waren. Dies ließ sich jedoch aus der mit DIC ermittelten Dehnungsverteilung nicht entnehmen (s. Abbildung 4-16-2a).

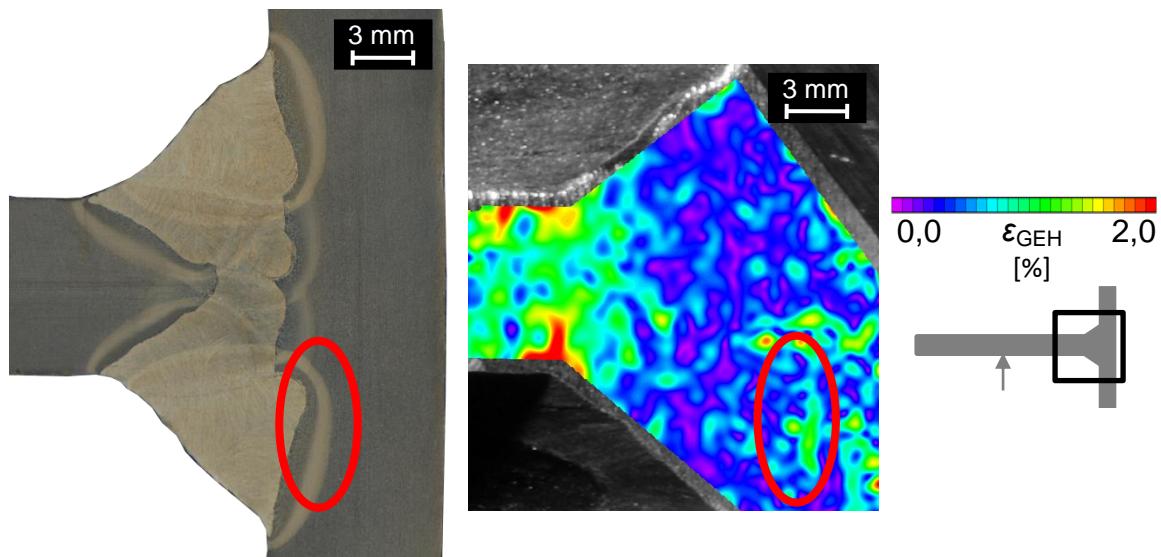


Abbildung 4-15: Schliffbild der Fügezone

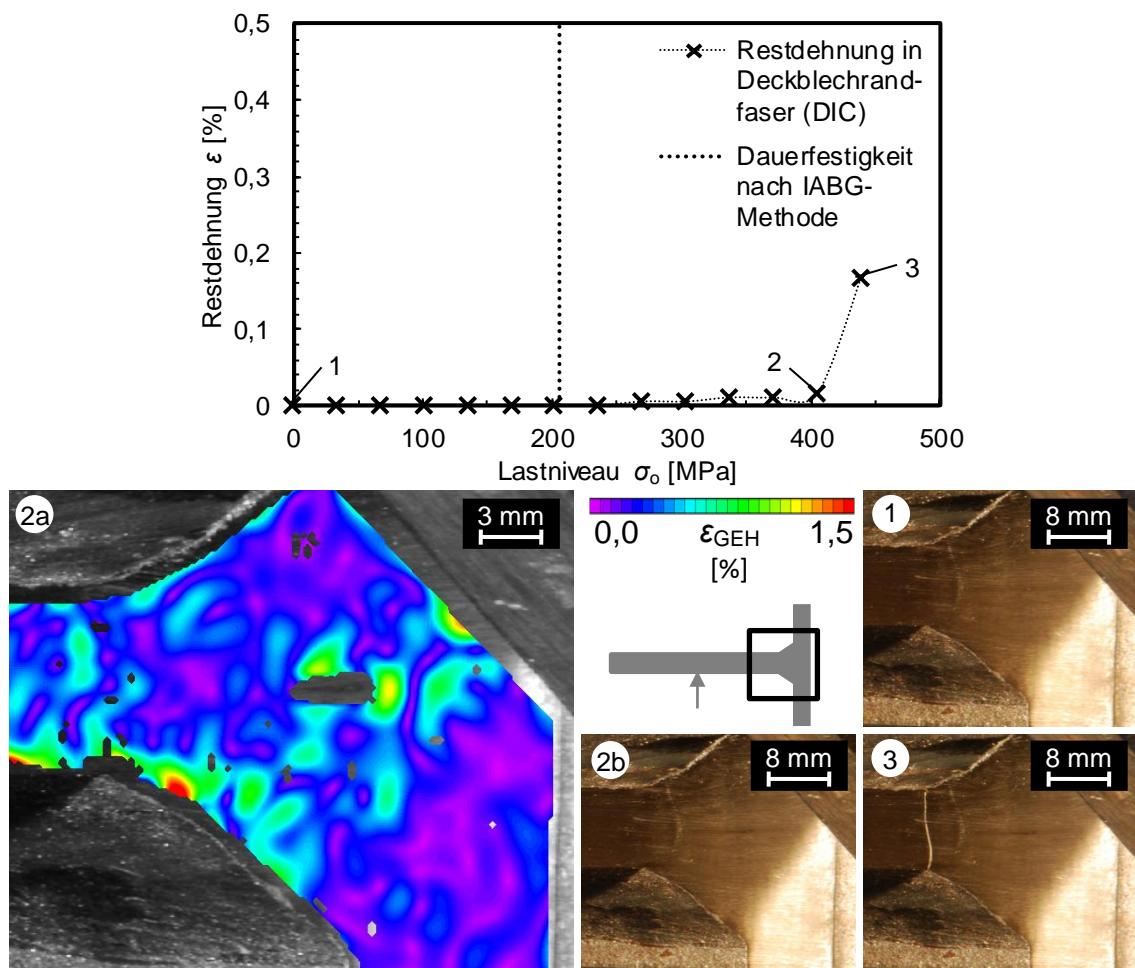


Abbildung 4-16: Dehnungsentwicklung beim zyklischen T-Biegeversuch an einer Stahlprobe

Der in Abbildung 4-16-3 lokalisierbare Riss, der vom Rand der Kerbe an der zugbeanspruchten Probenunterseite ausging, lag somit zwar im Bereich einer zuvor identifizierten Dehnungsüberhöhung, eine eindeutige Identifizierung der Stelle nur mit Hilfe optischer Bild-

korrelation ohne Berücksichtigung von Oxidationseffekten der Probenoberfläche war aber im betrachteten Beispiel nicht möglich.

#### 4.1.2 Faser-Kunststoff-Verbunde

In diesem Abschnitt werden die an Faser-Kunststoff-Verbunden ermittelten Ergebnisse hinsichtlich der Schädigungsfrüherkennung vorgestellt. Dazu wurden Zug- (s. Abschnitt 4.1.2.1), Schub- (s. Abschnitt 4.1.2.2) und Biegeversuche (s. Abschnitt 4.1.2.3) beispielhaft an Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunden mit unterschiedlichen Faservolumenanteilen, Faserorientierungen und Fertigungsverfahren durchgeführt. Zusätzlich kam auch für die FKV eine T-förmige Probengeometrie zum Einsatz, mit der überprüft wurde, ob das Verfahren auch bei Überlagerung von geometrie- und werkstoffbedingten Dehnungsverteilungen einsetzbar ist (s. Abschnitt 4.1.2.4).

##### 4.1.2.1 Zugbeanspruchung

Bei unidirektionalen Proben mit Fasern in Belastungsrichtung (CFK-1a) und homogener Faserverteilung über den Probenquerschnitt waren bis unmittelbar vor dem Bruch keine lokalen Schädigungen und somit auch keine Dehnungsüberhöhungen zu identifizieren (s. Abbildung 4-17).

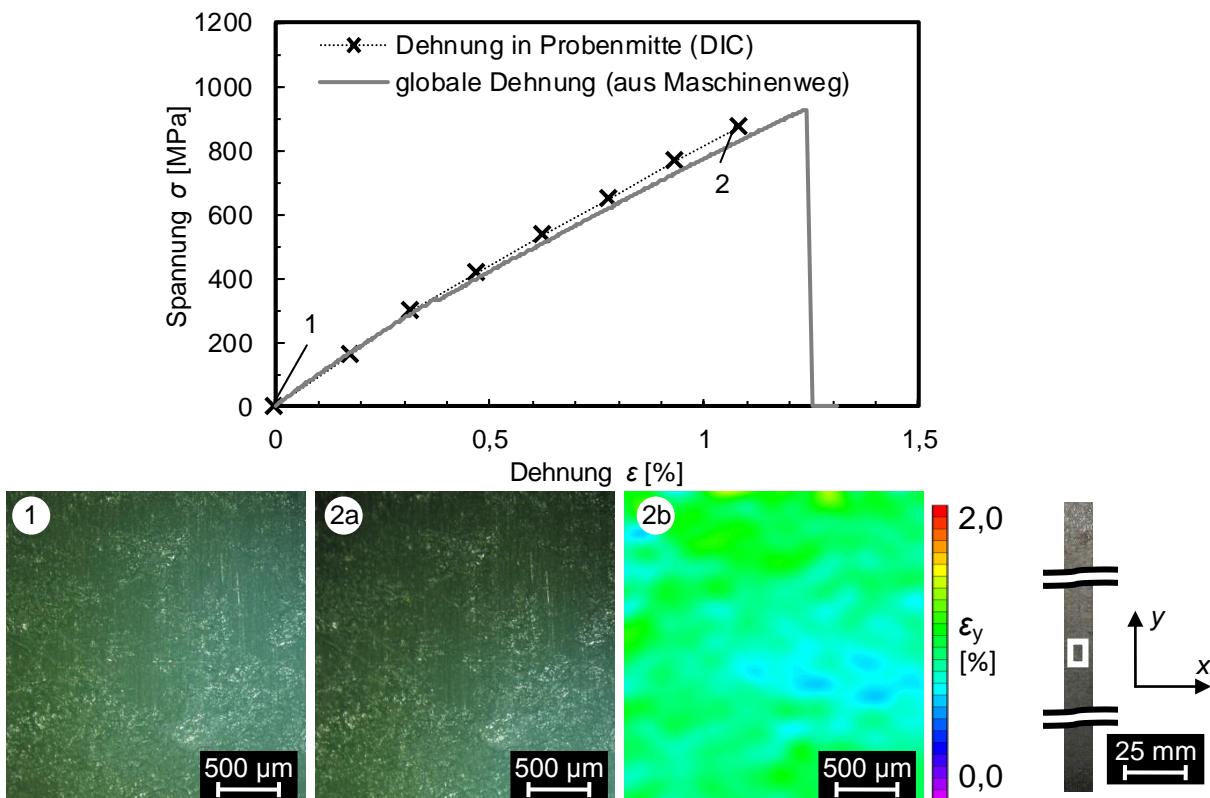


Abbildung 4-17: Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in Zugrichtung

Wird unidirektionales CFK parallel zur Faserrichtung belastet, ist das Materialverhalten vom Faserverhalten dominiert und nahezu linear-elastisch, der Bruch erfolgt spontan und ohne vorherige plastische Verformungen (vgl. Abschnitt 2.3.3.1). Aufgrund der Eigenschaften von Faser-Kunststoff-Verbunden ist es bei Belastung in Faserrichtung zudem unwahrscheinlich, dass das Versagen lokal konzentriert auftritt. In der Regel kommt es zu Faserbrüchen in einzelnen Rovings an unterschiedlichen Stellen der Probe, zudem kann es zum Ausziehen von Fasern oder Faserbündeln kommen (s. auch Abbildung 4-18). Bei dieser Beanspruchung war somit keine Schädigungsfrüherkennung möglich.



Abbildung 4-18: Versagensverhalten bei unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in Zugrichtung

Bei Zugbelastung quer zur Faserrichtung war ebenfalls eine relativ homogene Dehnungsverteilung über die gesamte Probenoberfläche erkennbar (s. Abbildung 4-19-2b). In diesem Fall wurde das Versagensverhalten vom Matrixharz bestimmt (vgl. Abschnitt 2.3.3.1). Im untersuchten Beispiel wies das Matrixharz wie die Fasern ein verformungsarmes Versagensverhalten auf (CFK-1a), wie das am gleichen Material ermittelte und in [SD<sup>+</sup>12] dargestellte Spannungs-Dehnungs-Verhalten zeigt. Die nur schwach ausgeprägten quer zur Belastungs- und somit in Faserrichtung orientierten Dehnungsbänder (s. Abbildung 4-19-2a) wiesen auf lokale Unterschiede im Faservolumenanteil hin (vgl. Abschnitt 3.1.2.1). Das Versagen trat an Stellen mit hohem Faservolumenanteil auf, was zum einen auf die hohe Kerbdichte, die mit dem hohen Faservolumenanteil einherging, und zum anderen auf den niedrigen Volumenanteil der tragenden Matrixkomponente zurückzuführen war. Da bei Versagen von Werkstoffen mit annähernd linear-elastischem Verformungsverhalten durch die vom Versagen ausgelöste Wellenausbreitung an einer Probenstelle auch an anderen Stellen Versagen ausgelöst werden kann [AN05], war mit dem vorhandenen Versuchsaufbau nicht zu klären, ob die Stelle mit den höchsten Dehnungen auch zuerst zum Probenversagen führte. Eine Verifikation wäre mit einer Hochgeschwindigkeitskamera möglich, die eine ausreichende Aufnahmerate für die Untersuchung dynamischer Wellenausbreitung im Werkstoff ermöglicht. Bei dieser würde ersichtlich, an welcher Stelle der erste Bruch auftritt und welche Stelle somit für das Versagen der Probe relevant ist. Ein ähnlicher Ansatz wurde in [CP<sup>+</sup>09] verfolgt.

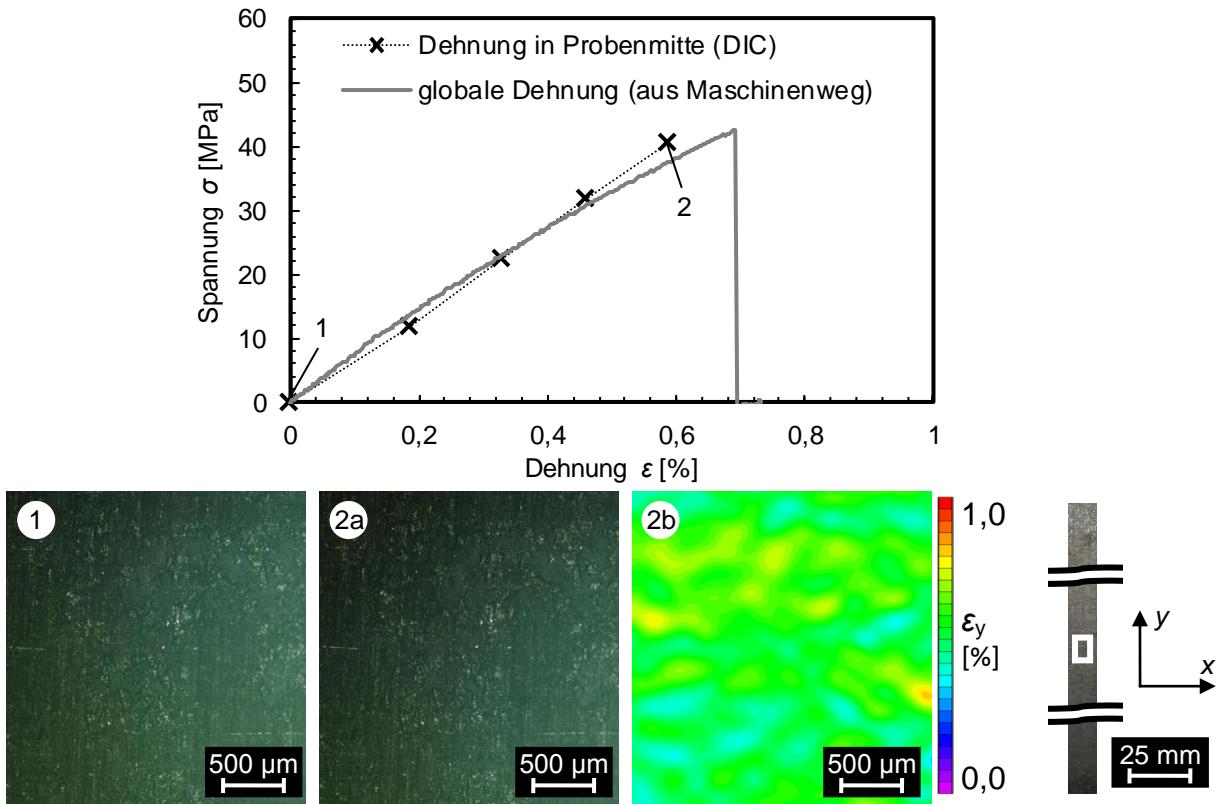


Abbildung 4-19: Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an unidirektionalem CFK-1a mit Fasern senkrecht zur Zugrichtung

Bei unidirektionalem CFK-1a, das in 45°-Richtung zur Faserorientierung belastet wurde, waren erneut Dehnungsbänder in Faserrichtung zu erkennen (s. Abbildung 4-20). Wie bei Belastung senkrecht zur Faserrichtung, waren auch in diesem Fall die Matrixeigenschaften für das Versagen relevant (vgl. [Sc07]). Bei dieser Faserorientierung wird jedoch kein Zug-, sondern ein Schubversagen des Matrixwerkstoffs erzwungen [DIN14129]. Auch in diesem Fall trat das Versagen entlang von Bändern mit erhöhten Dehnungen ein, es war allerdings wie bei Faserorientierung senkrecht zur Zugrichtung aufgrund von mehreren fast zeitgleich auftretenden Brüchen nicht erkennbar, welche Stelle das Gesamtversagen der Probe auslöste.

Die großen Abweichungen der beiden Messkurven im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 4-20 waren über die niedrigen Absolutwerte von Spannung und Dehnung und die damit verbundenen hohen relativen Messunsicherheiten der verwendeten Kraft-, Dehnungs- und Wegaufnehmer zu begründen, was jedoch für die hier getroffenen Aussagen bzgl. der Schädigungsfrüherkennung nicht relevant ist.

Auch bei bidirektionalen Laminaten (CFK-1b) waren keine lokalen Schädigungen vor dem endgültigen Probenversagen zu erkennen. Bei Orientierung der äußeren Faserlage in Zugrichtung (s. Abbildung 4-21) war die Dehnungsverteilung, wie bei unidirektionalen Laminaten

mit Fasern in Zugrichtung, auf der Probenoberfläche im Bereich des späteren Bruchverlaufs bis zum jeweils letzten korrelierbaren Bild weitgehend homogen.

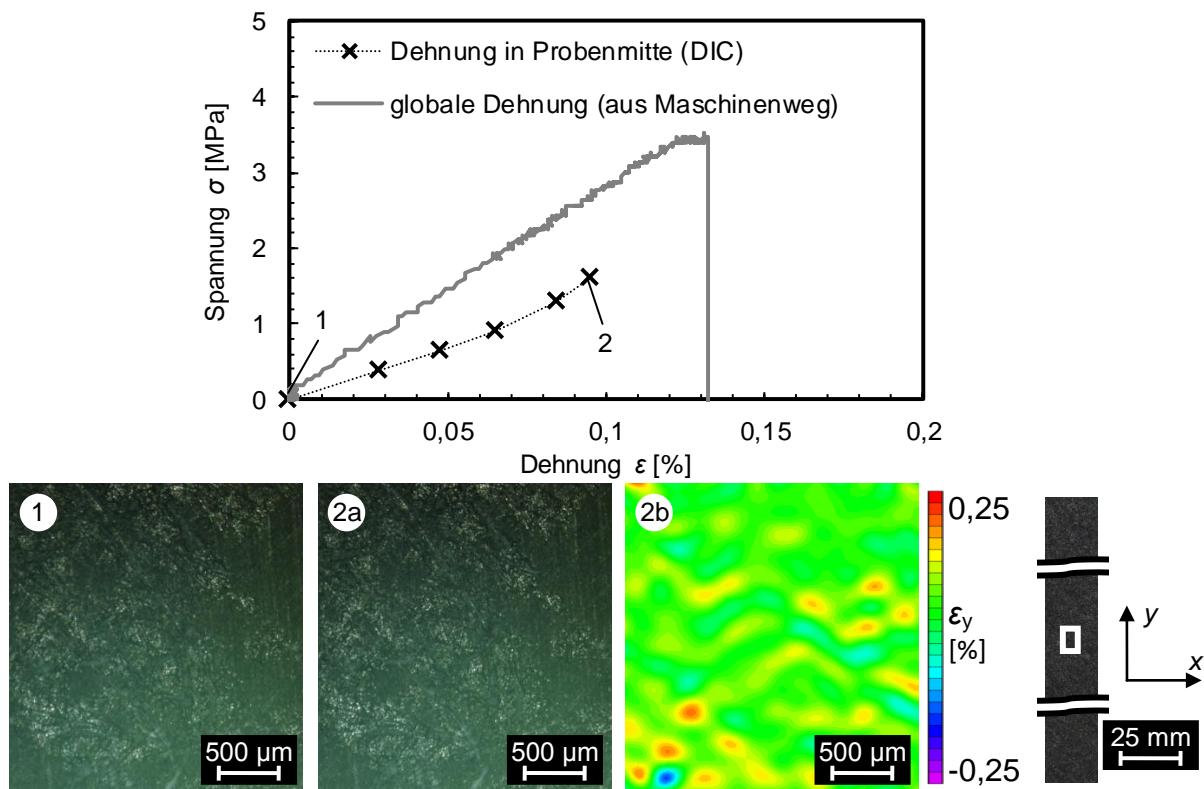


Abbildung 4-20: Deformationsentwicklung beim Zugversuch an unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in  $45^\circ$ -Richtung zur Zugrichtung

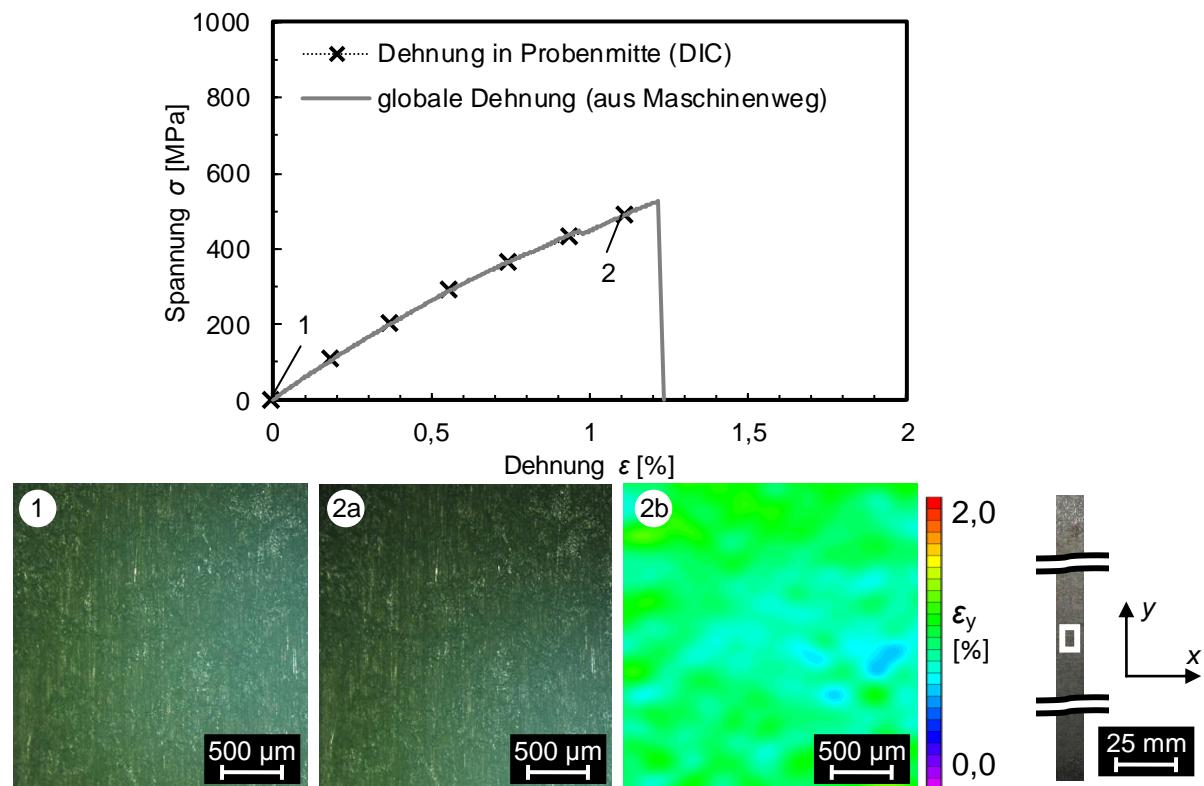


Abbildung 4-21: Deformationsentwicklung beim Zugversuch an bidirektionalem CFK-1b mit äußerer Faserlage in Zugrichtung

Ähnlich wie beim unidirektionalen CFK mit Fasern in Zugrichtung wird die Festigkeit und das Versagensverhalten der bidirektionalen Laminate durch die Fasern in Zugrichtung bestimmt. Auch hier trat das Versagen nicht lokal konzentriert auf, sondern einzelne Faserlagen und in diesen wiederum einzelne Faserbündel, rissen an unterschiedlichen Positionen über die Probenlänge verteilt (s. Abbildung 4-22).

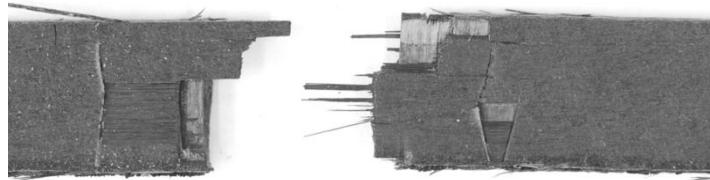


Abbildung 4-22: Versagensverhalten bei bidirektionalem CFK-1b mit äußerer Faserlage in Zugrichtung

Bei bidirektionalen Laminaten mit äußerer Faserlage quer zur Zugrichtung kam erschwerend hinzu, dass die sichtbare Faserlage keinen Einfluss auf das Versagensverhalten der Probe hatte, welches bei bidirektionalen Prüfkörpern, wie bereits beschrieben, von den in Zugrichtung orientierten Fasern dominiert wird. Die wie bei den unidirektionalen Laminaten mit Fasern quer zur Zugrichtung erkennbaren schwach ausgeprägten Dehnungsbänder (s. Abbildung 4-23-2b) wiesen zwar auf Dehnungsüberhöhungen und somit Schwachstellen in der äußeren Faserlage hin, ließen aber keine Aussage über das Probenversagen zu, für das die inneren Faserlagen maßgeblich waren.

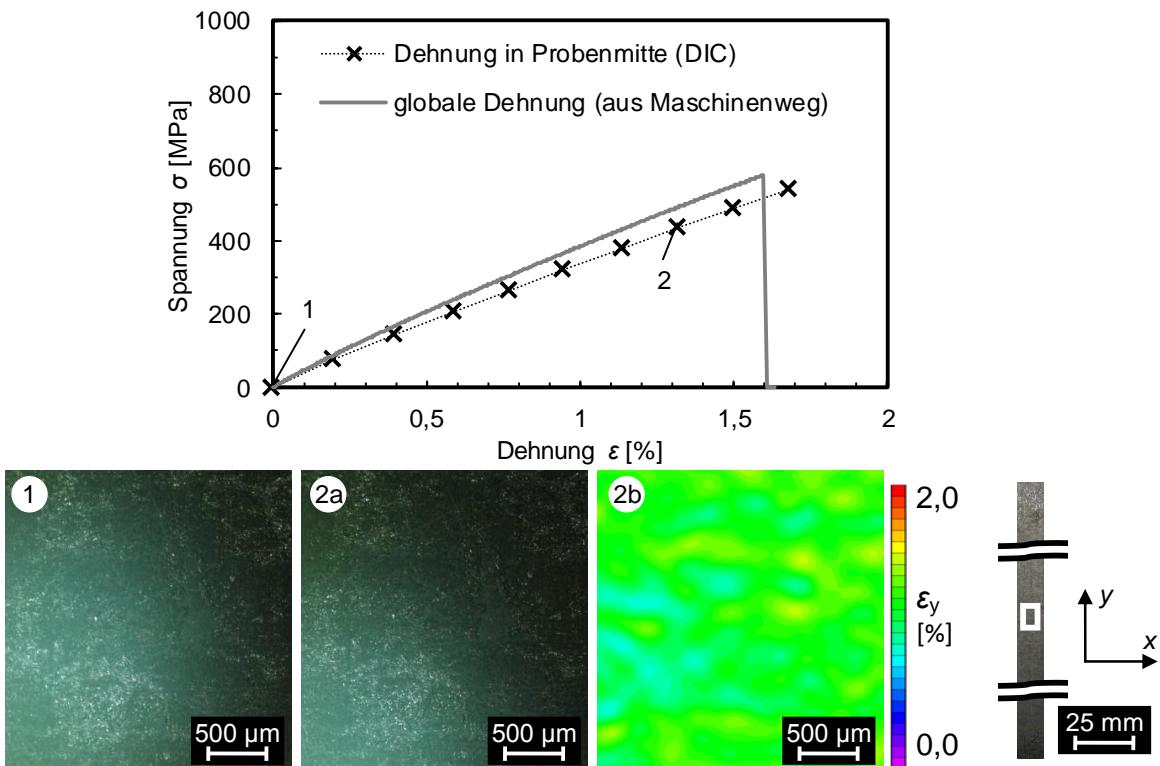


Abbildung 4-23: Dehnungsentwicklung beim Zugversuch an bidirektionalem CFK-1b mit äußerer Faserlage senkrecht zur Zugrichtung

Hinsichtlich des Einsatzes von Faser-Kunststoff-Verbunden ist es zudem von Interesse, ob durch den Herstellprozess oder durch Fremdeinwirkungen bedingte Vorschädigungen vor dem endgültigen Probenversagen unter Belastung mit DIC sichtbar gemacht werden können. Um dies zu untersuchen, kam ein unidirektionales Laminat mit Fasern in Zugrichtung zum Einsatz. Das Laminat wies eine Vorschädigung in Form einer Faserfehlorientierung von wenigen Grad zur Zugrichtung auf. Bereits bei einer Spannung von etwa  $\sigma = 400$  MPa kam es zu einer lokalen Schädigung des durch die Faserfehlorientierung auf Schub beanspruchten Matrixharzes, d. h. einem lokal begrenzten Zwischenfaserbruch. Während dieser optisch auf der Probenoberfläche nicht sichtbar war (s. Abbildung 4-24-2a), war die erhöhte Scherung im vorgeschädigten Bereich mit Hilfe von DIC klar erkennbar (s. Abbildung 4-24-2b). Abbildung 4-24-3 zeigt, dass der Bereich erhöhter Scherungen später zum Probenversagen führte.

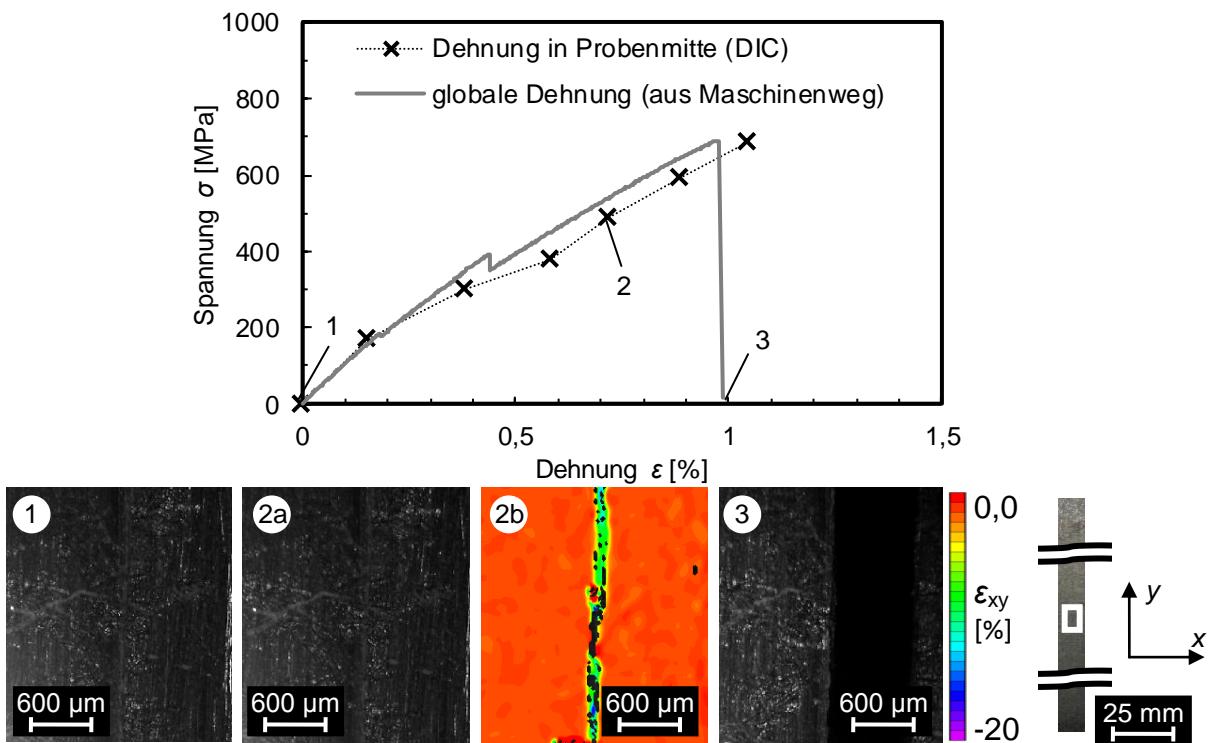


Abbildung 4-24: Deformationsentwicklung beim Zugversuch an unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in Zugrichtung und Vorschädigung

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass bei einachsiger monotoner Zugbeanspruchung von homogenen Laminaten unabhängig von der Faserorientierung eine Schädigungsfrüherkennung und Prognose des Versagensortes nicht möglich war, da sowohl die Fasern als auch die Matrix ein nahezu linear-elastisches Werkstoffverhalten aufwiesen und spröde versagten. Vorschädigungen, z. B. in Form von Zwischenfaserbrüchen, die erst unter höheren Belastungen versagenskritisch wurden, waren jedoch eindeutig unter elastischer Verformung identifizierbar, was auch mit den in [BC<sup>+</sup>02] erzielten Ergebnissen übereinstimmt. Nicht untersucht wurde die Schädigungsfrüherkennung bei Zugversuchen an mit Geweben verstärkten FKV. Diese weisen eine größere Schädigungstoleranz auf und zeigen damit größere lokale Deh-

nungsüberhöhungen vor dem Versagen als mit Gelegen verstärkte FKV. Dies weist darauf hin, dass beim Einsatz von Geweben die Schädigungsfrühdetektion und Vorhersage von versagenskritischen Probenbereichen leichter ist, was von den in [CP<sup>+</sup>09] durchgeführten Untersuchungen bestätigt wird.

#### 4.1.2.2 Schubbeanspruchung

Die zweite wichtige Versagensart bei Faser-Kunststoff-Verbunden ist das Versagen durch Schubbeanspruchung der Matrixkomponente. In diesem Abschnitt wird die Untersuchung der Möglichkeit der Schädigungsfrüherkennung mittels DIC in auf Schub beanspruchten uni-, bi- und multidirektionalen Laminaten unter verschiedenen Belastungsrichtungen beschrieben. Die Bilder, die als Korrelationsgrundlage dienten, wurden bei den zum Einsatz kommenden Schubproben nach [ASTM5379] jeweils in der mit reinem Schub beanspruchten Probenmitte und im Kerbbereich aufgenommen. Um das optisch zum Teil nur schwer erkennbare Versagen durch schubbedingten Zwischenfaserbruch parallel zur Faserorientierung zu veranschaulichen, ist in den entsprechenden nachfolgenden Abbildungen zusätzlich zu den in Abschnitt 4.1 beschriebenen Bildern die Dehnungsverteilung unmittelbar vor dem Zeitpunkt des Probenversagens dargestellt. Als endgültiges Versagen wurden nach [Sc07] Zwischenfaserbrüche definiert, welche über den gesamten Probenquerschnitt verliefen, auch wenn im Versuchsdia gramm noch kein Abfall der Schubspannung zu erkennen war.

Bei unidirektionalen Laminaten mit Fasern in Schubrichtung (CFK-1a) wird die gesamte Beanspruchung vom Matrixwerkstoff aufgenommen, die Fasern übernehmen in diesem Fall keine tragende Funktion [Sc07]. Wie dem Schubspannungs-Diagramm in Abbildung 4-25 zu entnehmen ist, wies der Matrixwerkstoff der aus Prepregs hergestellten Laminate auch unter Schubbelastung nur eine geringe Plastizität auf. Bei elastischer Verformung waren mittels DIC im Kerbbereich bereits einige schwach ausgeprägte Dehnungsüberhöhungen erkennbar (s. Abbildung 4-25-2a). Eine Schädigung im späteren Versagensbereich in Form eines leichten, optisch kaum erkennbaren Anrisses der Probe parallel zur Faserorientierung war allerdings erst unmittelbar vor dem Probenversagen zu erkennen (s. Pfeilmarkierung in Abbildung 4-25-3a).

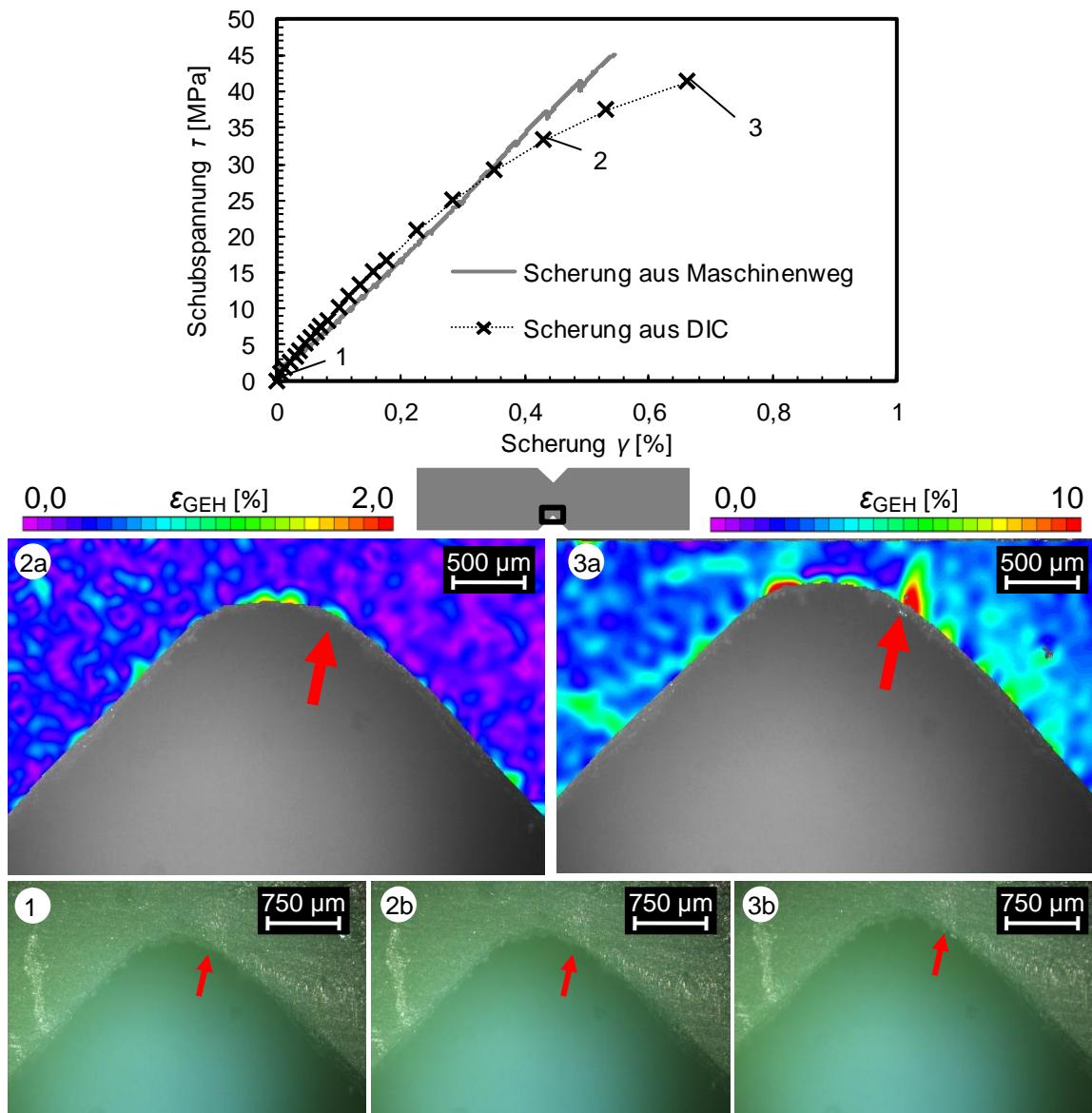


Abbildung 4-25: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Prepregs hergestelltem unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in Schubrichtung im Kerbbereich

Bei gleicher Faserorientierung waren bei Betrachtung der Probenmitte bereits frühzeitig Dehnungsbänder parallel zur Faserrichtung zu erkennen, die mit zunehmender Belastung ausgeprägter wurden (s. Abbildung 4-26-2a). Das Probenversagen trat jedoch nicht im Bereich dieser Dehnungsüberhöhungen, sondern außermittig auf (s. Abbildung 4-26-3 und Markierung in Abbildung 4-26-2a). Bei gleichzeitiger Betrachtung von Abbildung 4-25 und Abbildung 4-26 erscheint es wahrscheinlich, dass bei dieser Probengeometrie und Belastungsart das Versagen von fertigungsbedingten Mikrorissen im Kerbbereich und nicht vom Bereich der höchsten Schubspannungen im Probeninneren, ausging (vgl. Abschnitt 3.2.4). Die Mikrorisse waren jedoch durch ihre parallele Lage zur Faserorientierung optisch nicht sichtbar.

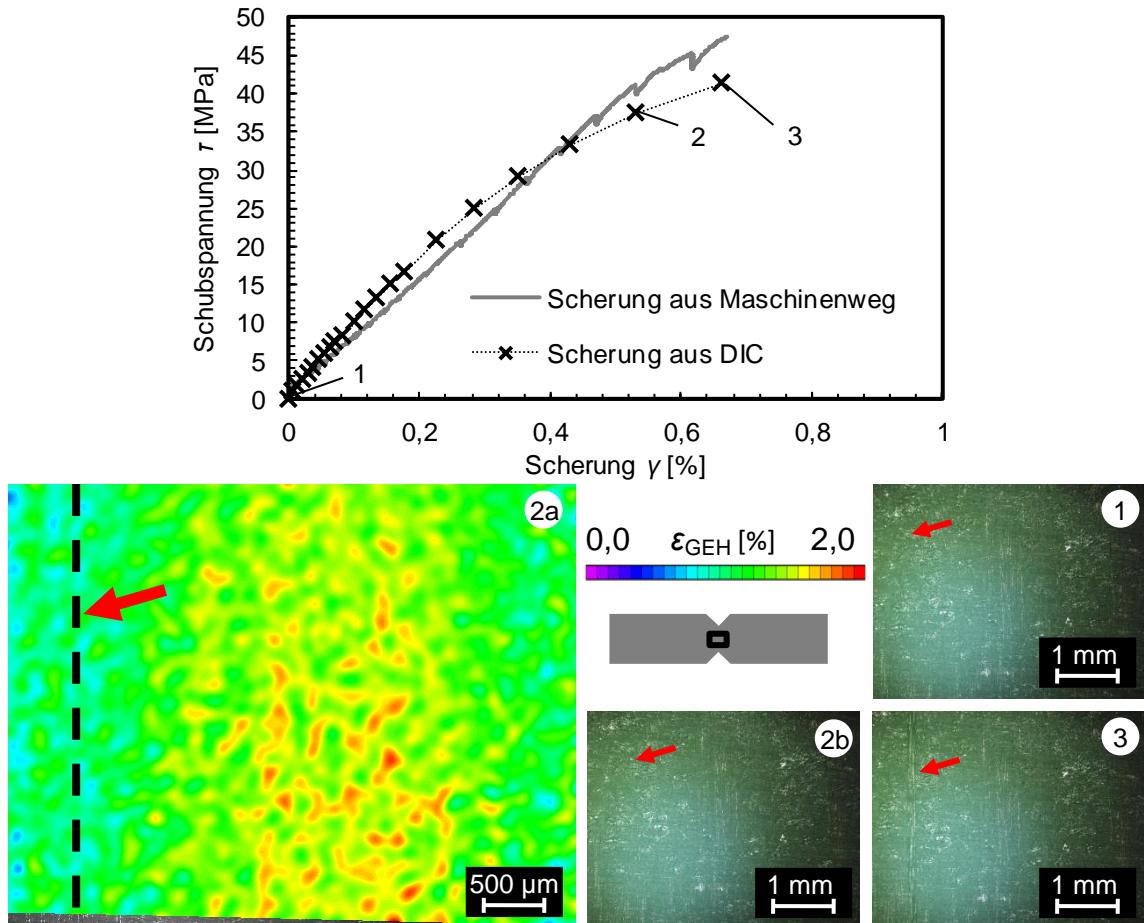


Abbildung 4-26: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Prepregs hergestelltem unidirektionalem CFK-1a mit Fasern in Schubrichtung in der Probenmitte

Bei Belastung einer Probe mit unidirektonaler Faserorientierung senkrecht zur Schubrichtung (CFK-1a) erfolgte das Versagen fast zeitgleich an mehreren Stellen. In der Probenmitte trat zwischen mehreren Faserlagen eine Delamination in Form eines Zwischenfaserbruchs auf (s. Abbildung 4-27-3a und Abbildung 4-27-3b). Während die Verformungen der Probe optisch noch nicht sichtbar waren (s. Abbildung 4-27-2b), waren in den Bereichen, in denen die Probe später delaminierte, bereits Bänder mit erhöhten Dehnungen zu erkennen (s. Abbildung 4-27-2a).

Die großen Abweichungen zwischen den mit DIC gemessenen und den aus dem Maschinenweg ermittelten Scherungen in den nachfolgenden Abbildungen lassen sich auf die nach der Elastizitätstheorie durchgeführte Berechnung zurückführen, welche die Dehnungslokalisierung in der Probenmitte nach dem Überschreiten rein elastischer Verformungen nicht berücksichtigte und somit zu kleine Dehnungen bestimmte (vgl. Abschnitt 9.3.2.2 im Anhang). Demgegenüber wurde die Bestimmung der Scherung mittels DIC korrekt in der Probenmitte durchgeführt.

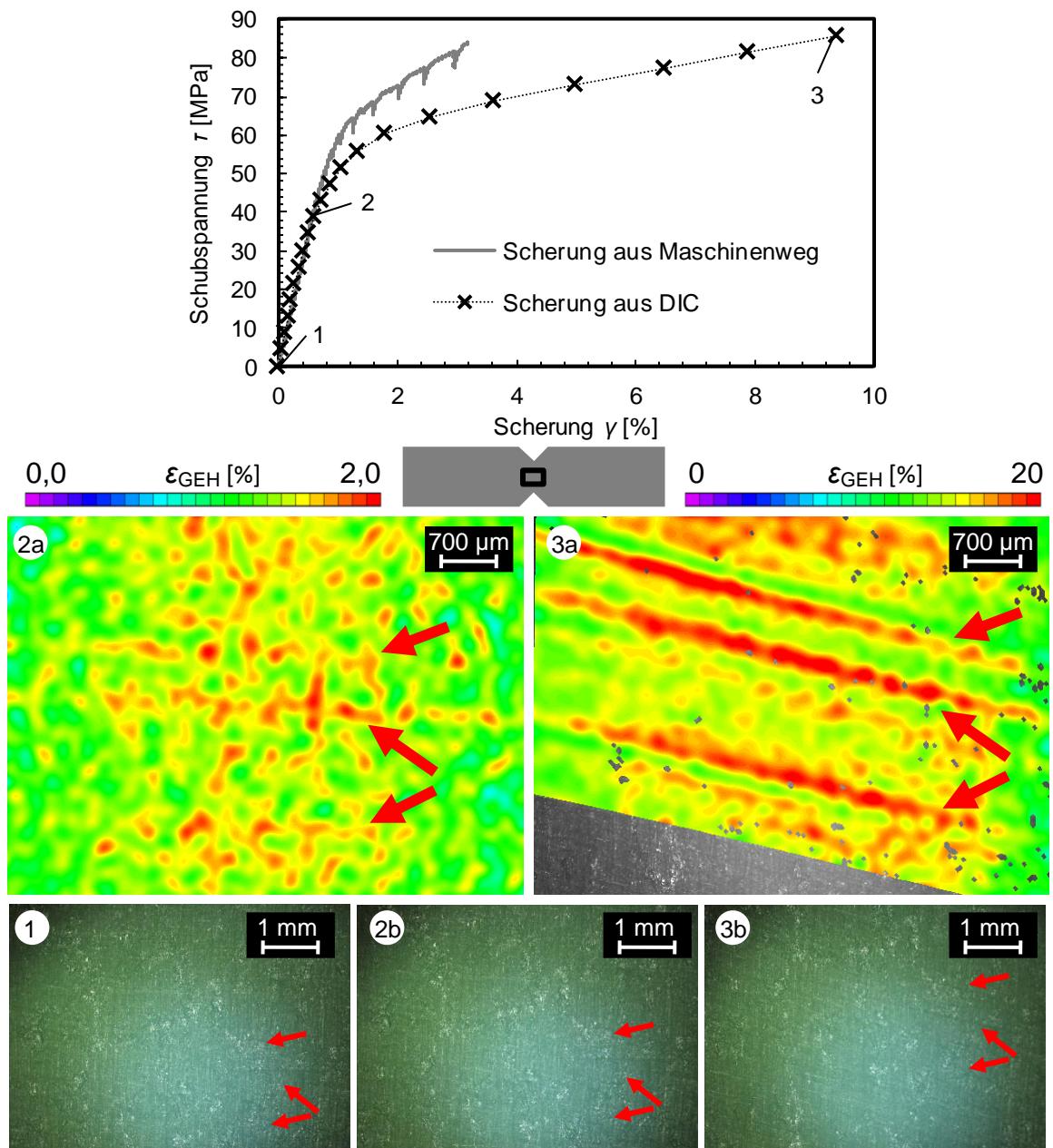


Abbildung 4-27: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Prepregs hergestelltem unidirektionalem CFK-1a mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung in der Probenmitte

Im Kerbbereich war schon bei niedriger elastischer Belastung eine Dehnungsüberhöhung an der auf Zug belasteten Seite des Kerbs zu erkennen (s. Abbildung 4-28-2a). Nach dem Probenversagen war der Zwischenfaserbruch an dieser Stelle eindeutig identifizierbar (s. Abbildung 4-28-3).

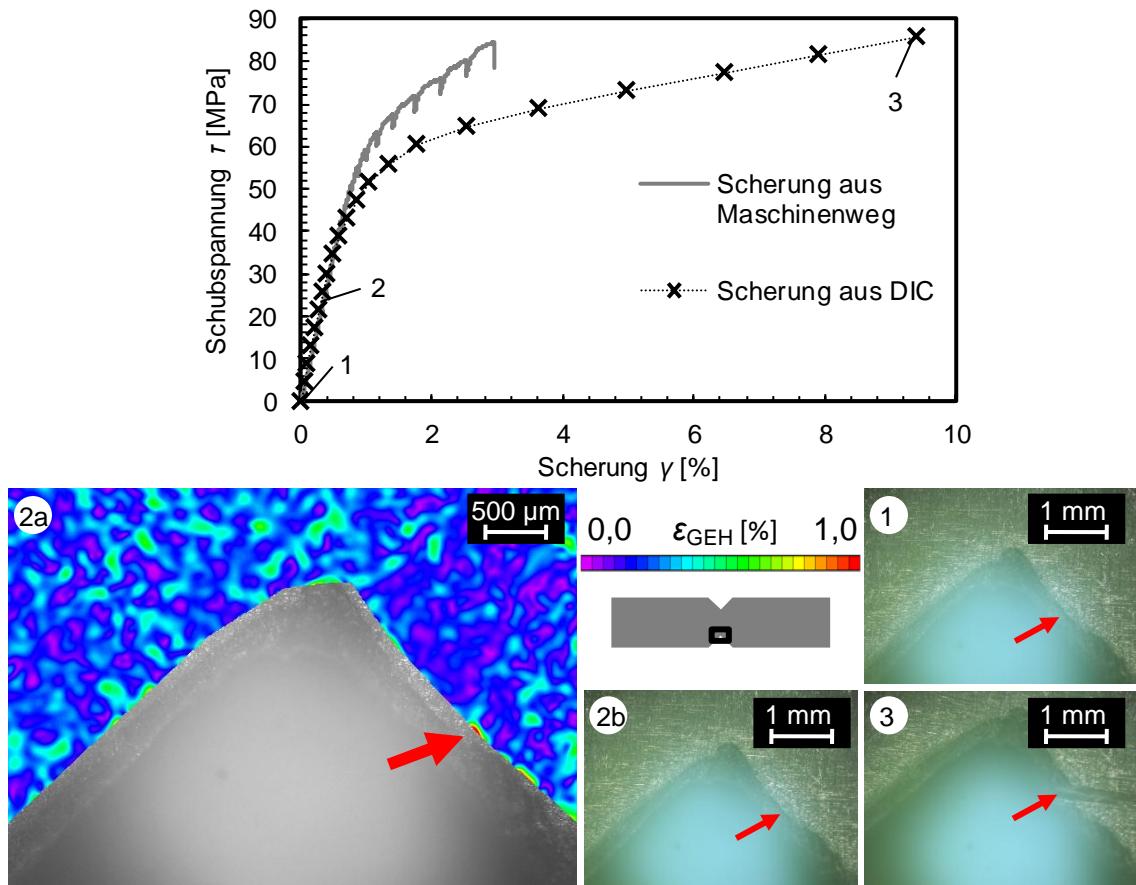


Abbildung 4-28: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Prepregs hergestelltem unidirektionalem CFK-1a mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung im Kerbbereich

Um den Einfluss des Fertigungsverfahrens und Faservolumenanteils zu überprüfen, wurde neben den unidirektionalen aus Prepregs (CFK-1a) gefertigten Proben zusätzlich eine aus unidirektionalen Gelegen (CFK-3) verpresste Probe mit identischer Faserorientierung, aber deutlich höherem Faservolumenanteil, betrachtet. Bei dieser war zu einem noch früheren Zeitpunkt als in Abbildung 4-28 ein Bereich mit einer Dehnungsüberhöhung auf der rechten Kerbseite zu erkennen, von dem im späteren Versuchsverlauf das Probenversagen ausging (s. Abbildung 4-29).

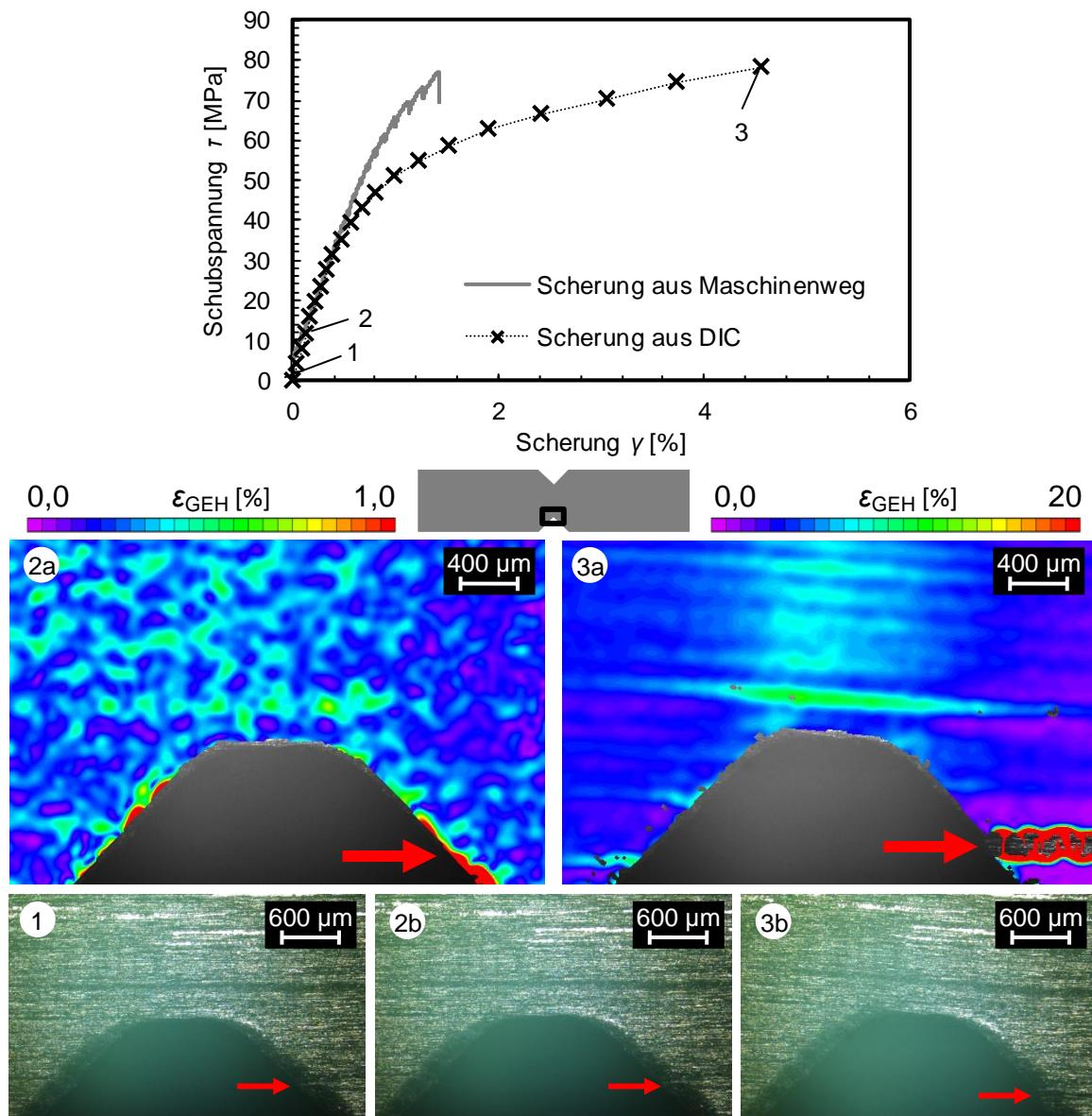


Abbildung 4-29: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Gelegen hergestelltem unidirektionalem CFK-3 mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung im Kerbbereich

Auch in der Probenmitte zeigte der aus Gelegen hergestellte Verbund eine ähnliche Dehnungsentwicklung wie der aus Prepregs gefertigte Verbund. Erneut waren bereits unter elastischer Belastung Dehnungsbänder zu erkennen, die später zur Delamination führten (s. Abbildung 4-30). Aus den Versuchen lässt sich folgern, dass das Herstellverfahren und der Faservolumenanteil bei Schubbelastung des Faser-Kunststoff-Verbundes nur eine untergeordnete Rolle hinsichtlich der Schädigungsfrüherkennung mit Hilfe digitaler Bildkorrelation haben. Tendenziell war bei einem höheren Faservolumenanteil die Schädigung jedoch zu einem früheren Zeitpunkt erkennbar.

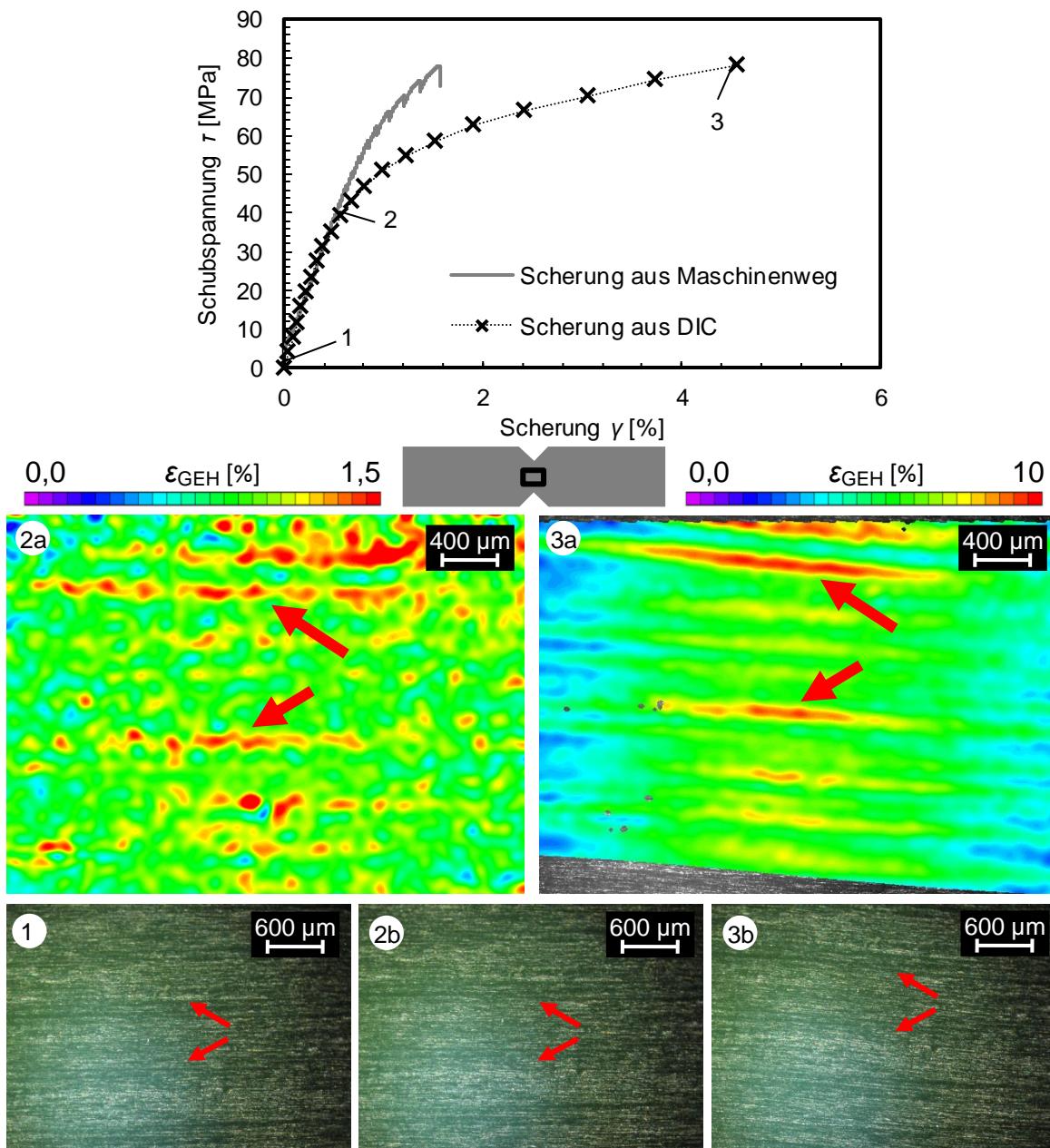


Abbildung 4-30: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Gelegen hergestelltem unidirektionalem CFK-3 mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung in der Probenmitte

Um die Erkennbarkeit von Vorschädigungen zu überprüfen, wurde auf der mit Druck belasteten und somit bzgl. des Gesamtversagens der Probe unkritischeren Seite der Kerbe eine Vorschädigung in Form einer oberflächlichen Beschädigung des Verbundes durch Zwischenfaserbruch eingebracht (s. Pfeilmarkierung in Abbildung 4-31-1). Diese war bereits bei minimalen Schubspannungen deutlich durch eine Dehnungslokalisierung zu erkennen (s. Abbildung 4-31-2a). Obwohl die Vorschädigung nur einen geringen Einfluss auf die Schubfestigkeit der Probe hatte, versagte die Probe im weiteren Versuchsverlauf zuerst an der vorschädigten Position. Dies zeigt, dass auch kleine, später für das Versagen relevante Vorschädigungen unter Schubbelastung schon frühzeitig bei sehr niedrigen Lastniveaus, bei denen die Probe nur elastisch verformt wird, eindeutig identifiziert werden können.

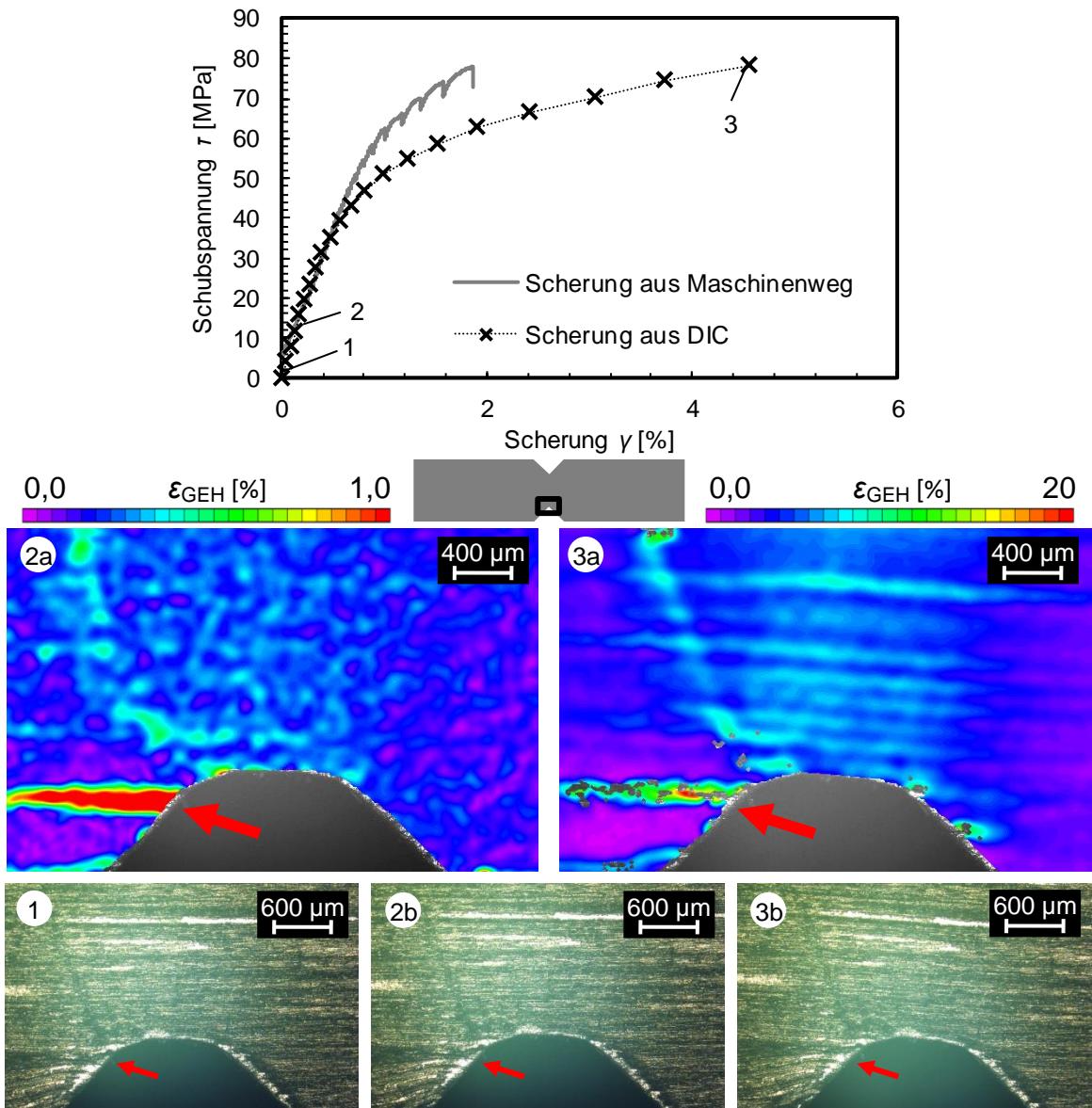


Abbildung 4-31: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an aus Gelegen hergestelltem unidirektionalem CFK-3 mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung im vorgeschädigten Kerbbereich

Weiterhin wurde eine Probe aus einem bidirektionalen FKV (CFK-1b) geprüft. Die äußere Faserlage war dabei in Richtung der Schubbeanspruchung orientiert. In der äußeren Faserlage waren im Kerbbereich, wie schon bei der unidirektionalen Probe mit Fasern parallel zur Schubrichtung beobachtet, Dehnungsbänder in Faserrichtung zu erkennen (s. Abbildung 4-32-2a). Darüber hinaus ließen sich unter elastischer Beanspruchung am Kerbrand einzelne Dehnungsüberhöhung feststellen. Erst bei deutlich höheren Scherungen kurz vor dem Probenversagen waren die Stellen, an welchen die äußere Faserlage zuerst versagte, deutlich lokalisierbar (s. Abbildung 4-32-3a).

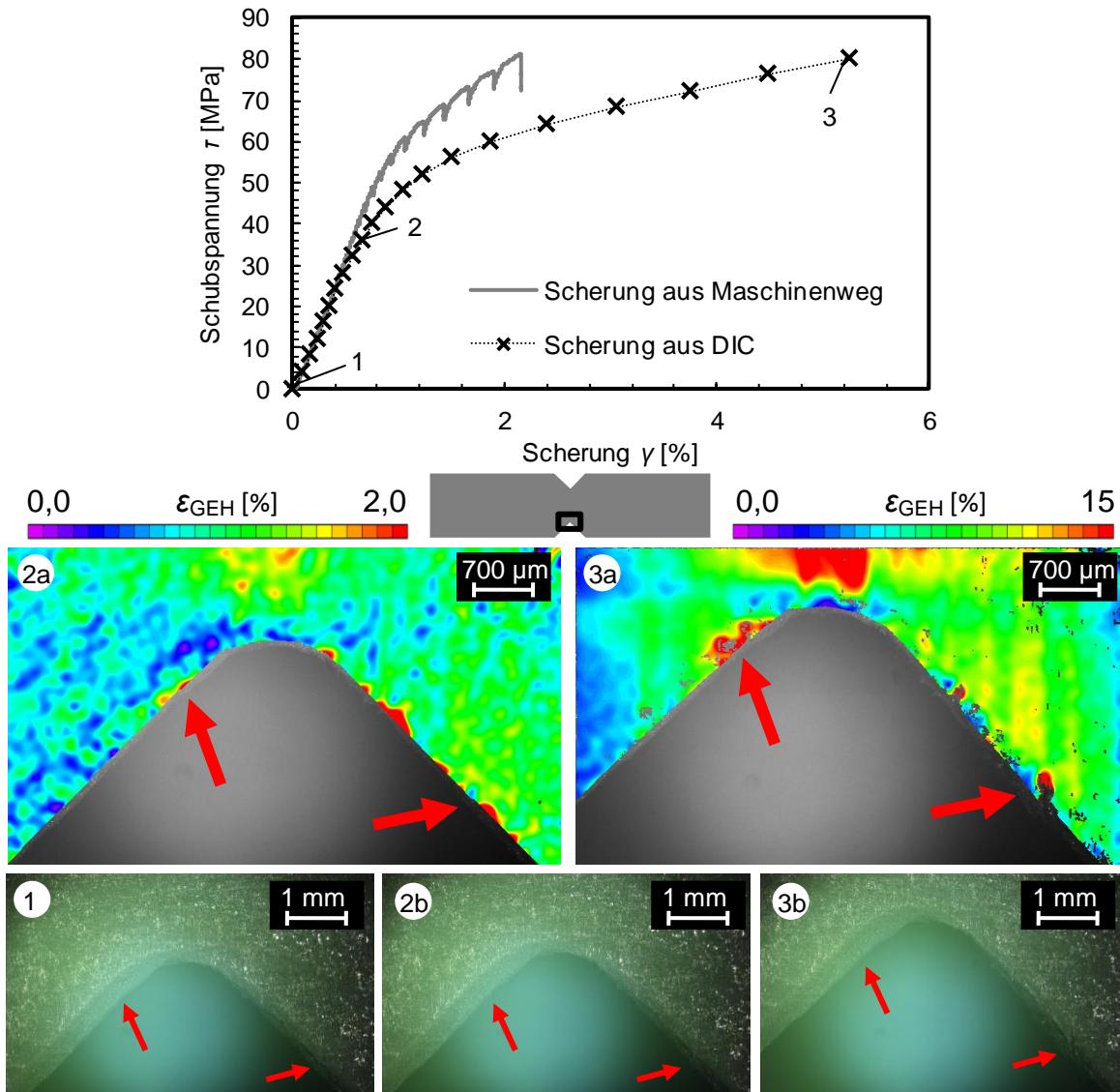


Abbildung 4-32: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an bidirektionalem CFK-1b im Kerbbereich

In Abbildung 4-33 ist die Dehnungsentwicklung in der Mitte der bidirektionalen CFK-Probe dargestellt. Analog zu der unidirektionalen Probe (vgl. Abbildung 4-26) mit gleicher Faserorientierung in der äußeren Faserlage waren bereits frühzeitig Dehnungsbänder zu erkennen, welche mit zunehmender Schubspannung ausgeprägter wurden. Entlang des Dehnungsbandes, welches bereits unter elastischer Belastung am stärksten ausgeprägt war (s. Markierung in Abbildung 4-33-2a), fand, anders als im unidirektionalen Fall, das Versagen in Form von Delamination statt (s. Abbildung 4-33-3a und Abbildung 4-33-3b).

Obwohl eine Prognose des Versagensortes der äußeren Faserlage möglich war, ermöglichte dies bei den betrachteten bidirektionalen Prüfkörpern keine Aussage über das gesamte Probenversagen. Beim Bruch der Probe kam es zwischen den einzelnen Faserlagen zur Delaminationen, was dazu führt, dass die einzelnen Faserlagen nicht lokal konzentriert, sondern an

unterschiedlichen Positionen versagten. Hinzu kam, dass bei der betrachteten Probe die äußere Faserlage in Schubrichtung ausgerichtet war. Wie bereits bei den unidirektionalen Proben beschrieben (vgl. Abbildung 4-26 und Abbildung 4-27), weisen Faserlagen mit Fasern senkrecht zur Belastungsrichtung eine höhere Schubfestigkeit auf, da die Fasern bei dieser Anordnung einen Teil der Schubbeanspruchung aufnehmen. Somit versagte die äußere Faserlage von bidirektionalen Verbunden bei Ausrichtung in Schubrichtung vor den Faserlagen im Probeninneren mit Fasern senkrecht zur Schubrichtung.

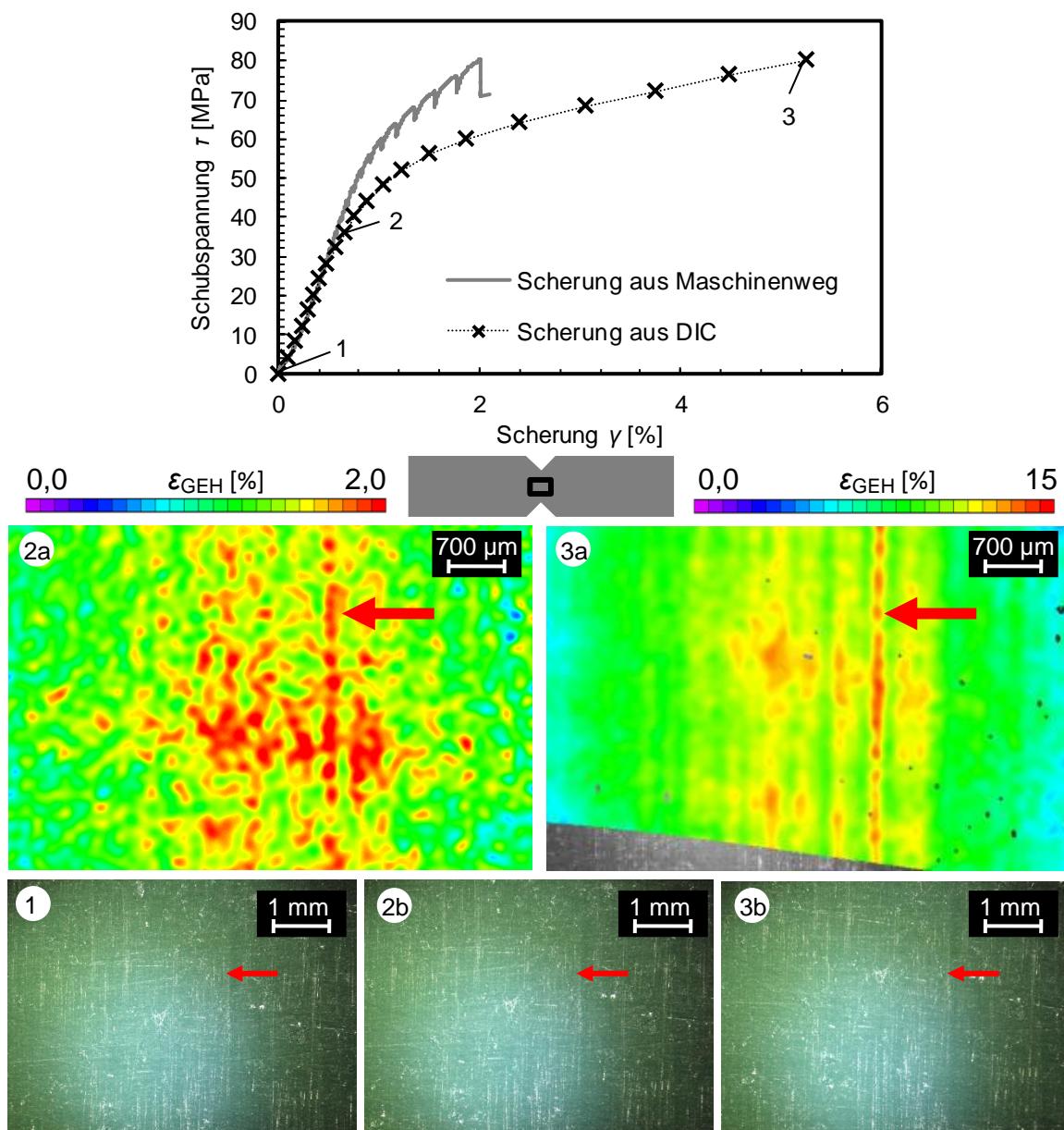


Abbildung 4-33: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an bidirektionalem CFK-1b in der Probenmitte

Als letzte Variante der faserverstärkten Schubproben wurde eine handlaminierte multidirektionale Probe betrachtet. Im Gegensatz zu den anderen untersuchten faserverstärkten Schubproben kam es bei den multidirektionalen Proben nicht zu einem vollständigen Probenversagen (s. Schubspannungs-Diagramm in Abbildung 4-34). Nach dem Überschreiten der

Maximalkraft kam es zu einem langsamen Ausziehen der Fasern aus dem Verbund, während das Spannungsniveau über einen langen Zeitraum konstant blieb. Als Probenversagen wurde bei diesem Probentyp das Überschreiten des maximalen Schubspannungsniveaus definiert.

Ab einer Schubspannung von etwa  $\tau = 30$  MPa waren zwei deutliche Dehnungsüberhöhungen auf der Probenoberfläche erkennbar (s. Abbildung 4-34-2a). Während die rechte Dehnungsüberhöhung in dem Probenbereich lag, der beim Erreichen der Maximalspannung als erster versagte (s. rechte Pfeilmarkierung in Abbildung 4-34-3), war die zweite scheinbare Dehnungsüberhöhung auf Reflexionen auf der Probenoberfläche zurückzuführen.

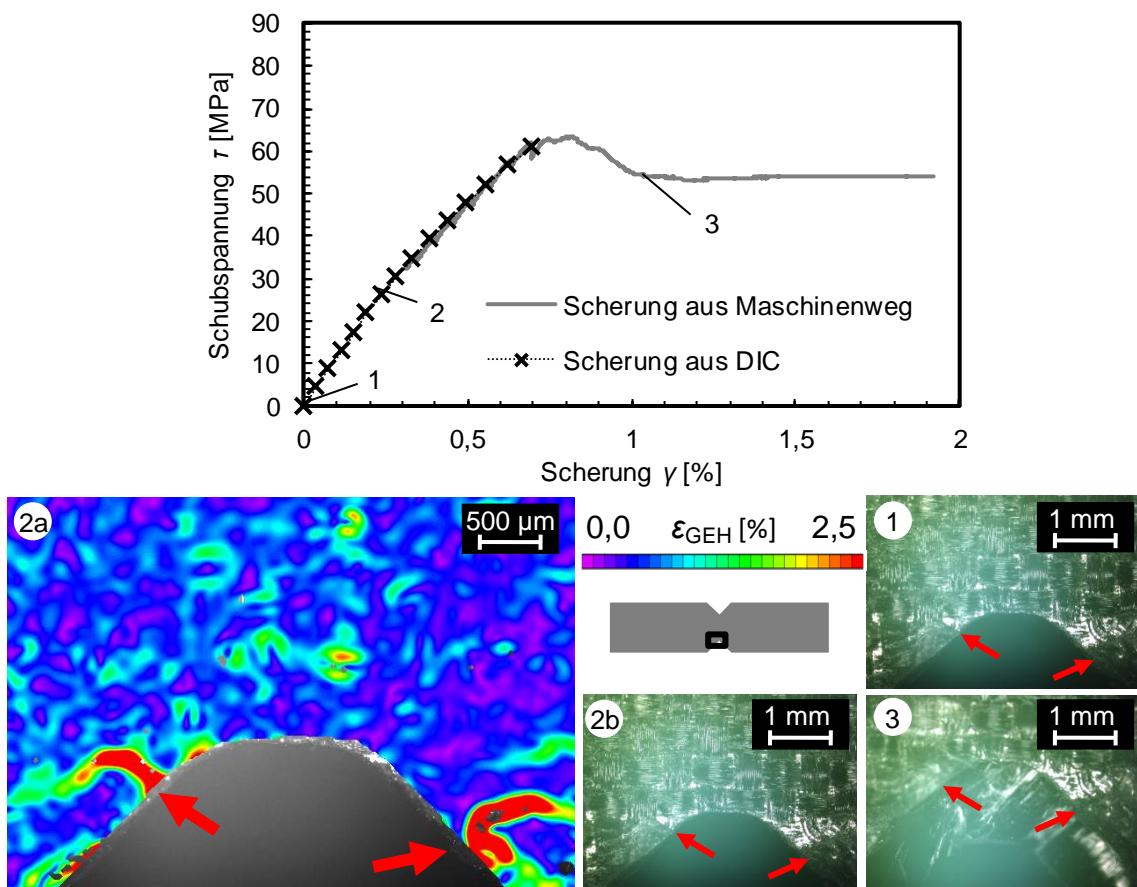


Abbildung 4-34: Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an multidirektionalem CFK-2 im Kerb-bereich

Um die Reflexionen, die durch die unebene Oberflächenstruktur des Köper-Gewebes in Kombination mit den stark reflektierenden Kohlenstofffasern entstanden, zu minimieren, wurden bei einer zweiten Probe die Versuchsbedingungen geändert. Statt einer punktförmigen Lichtquelle kam bei dieser diffuses Licht zur Anwendung. Außerdem wurde die Probenoberfläche nach vorsichtigem Anschleifen des Matrixharzes bei höherer Vergrößerung aufgenommen (s. Abbildung 4-35). In diesem Fall waren frühzeitig deutliche Dehnungsüberhöhungen (s. Abbildung 4-35-2a) im Bereich des späteren Probenversagens (s. Abbildung 4-35-3) zu erkennen.

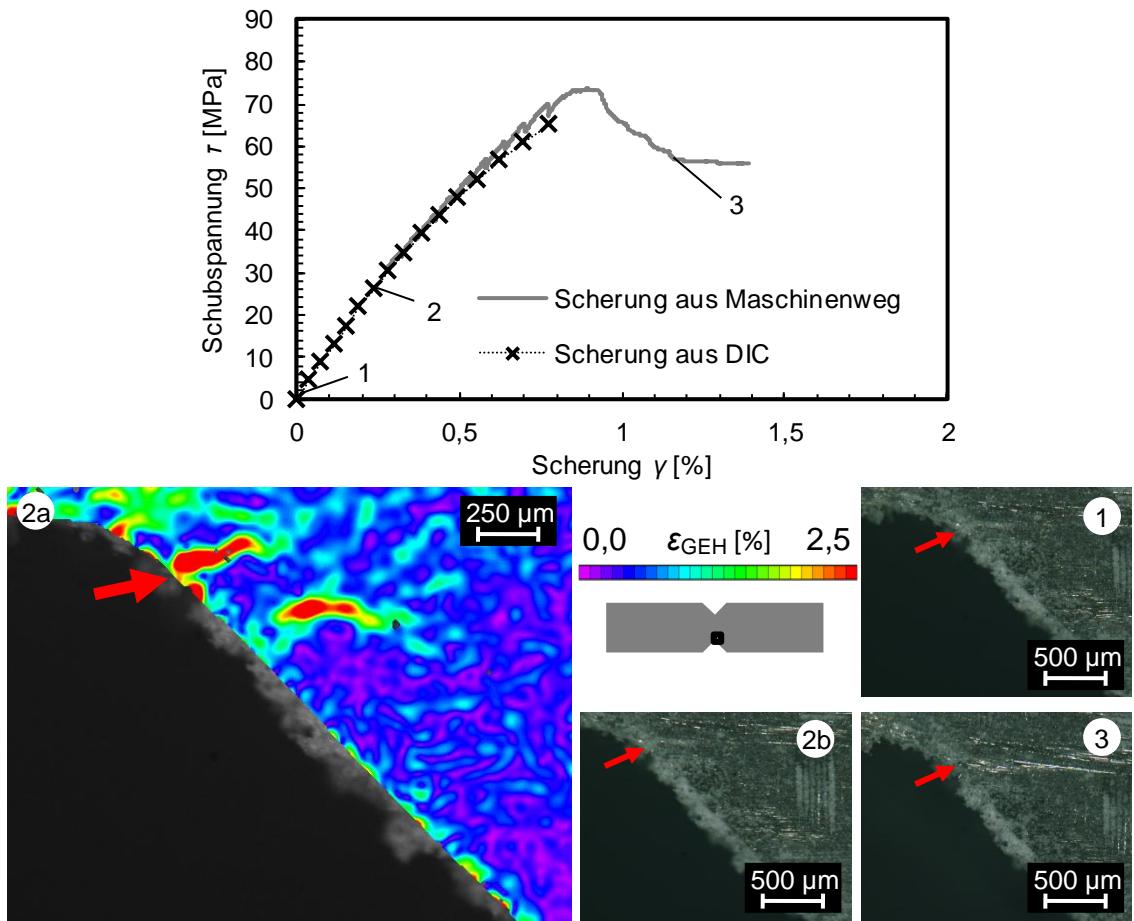


Abbildung 4-35: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung beim Schubversuch an multidirektionalem CFK-2 im Kerbbereich

Aus den Ergebnissen lässt sich ableiten, dass ein schubbedingter Zwischenfaserbruch im Gegensatz zu einem Faserbruch in den meisten Fällen auch in homogenen Laminaten gut vorhersagbar ist. Bei versagensrelevanten Vorschädigungen, z. B. durch einen lokal eingebrachten Zwischenfaserbruch, war der Bereich des Versagens sehr genau einzugrenzen.

#### 4.1.2.3 Vierpunkt-Biegung

Dieser Abschnitt fasst die Ergebnisse der Vierpunkt-Biegeversuche an CFK zusammen. An gepressten unidirektionalen und in einem Handlaminierverfahren hergestellten multidirektionalen Verbunden wurden jeweils ein monotoner Biegeversuch und ein Laststeigerungsversuch durchgeführt.

Im monotonen Versuch an unidirektionalem CFK (CFK-3) waren vor dem endgültigen Probenversagen durch kombinierten Faser- und Zwischenfaserbruch bei makroskopischer Beobachtung keine lokalen Dehnungsüberhöhung erkennbar, welche eine Schädigungsfrüherkennung ermöglichten (nicht dargestellt). Der Versuch wurde daher mit deutlich höherer Auflösung wiederholt. Die Dehnungsverteilung in einem Ausschnitt der betrachteten Probenoberfläche (s. Abbildung 4-36-2a) zeigte in diesem Fall bei ausreichender Auflösung leichte Dehnungsüberhöhung im Bereich der später auftretenden Delamination (s. Abbildung 4-36-3),

während optisch auf der Probenoberfläche noch keine Verformung erkennbar war. Wie dem unstetigen Verlauf der Spannung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 4-36 zu entnehmen ist, war es zum Zeitpunkt der Bildkorrelation schon zur räumlich begrenzten Schädigung der Probe in Form von lokal konzentrierten Faserbrüchen gekommen, was vermutlich zur in Abbildung 4-36-2a erkennbaren Dehnungsüberhöhung und im weiteren Versuchsverlauf zum Probenversagen führte.

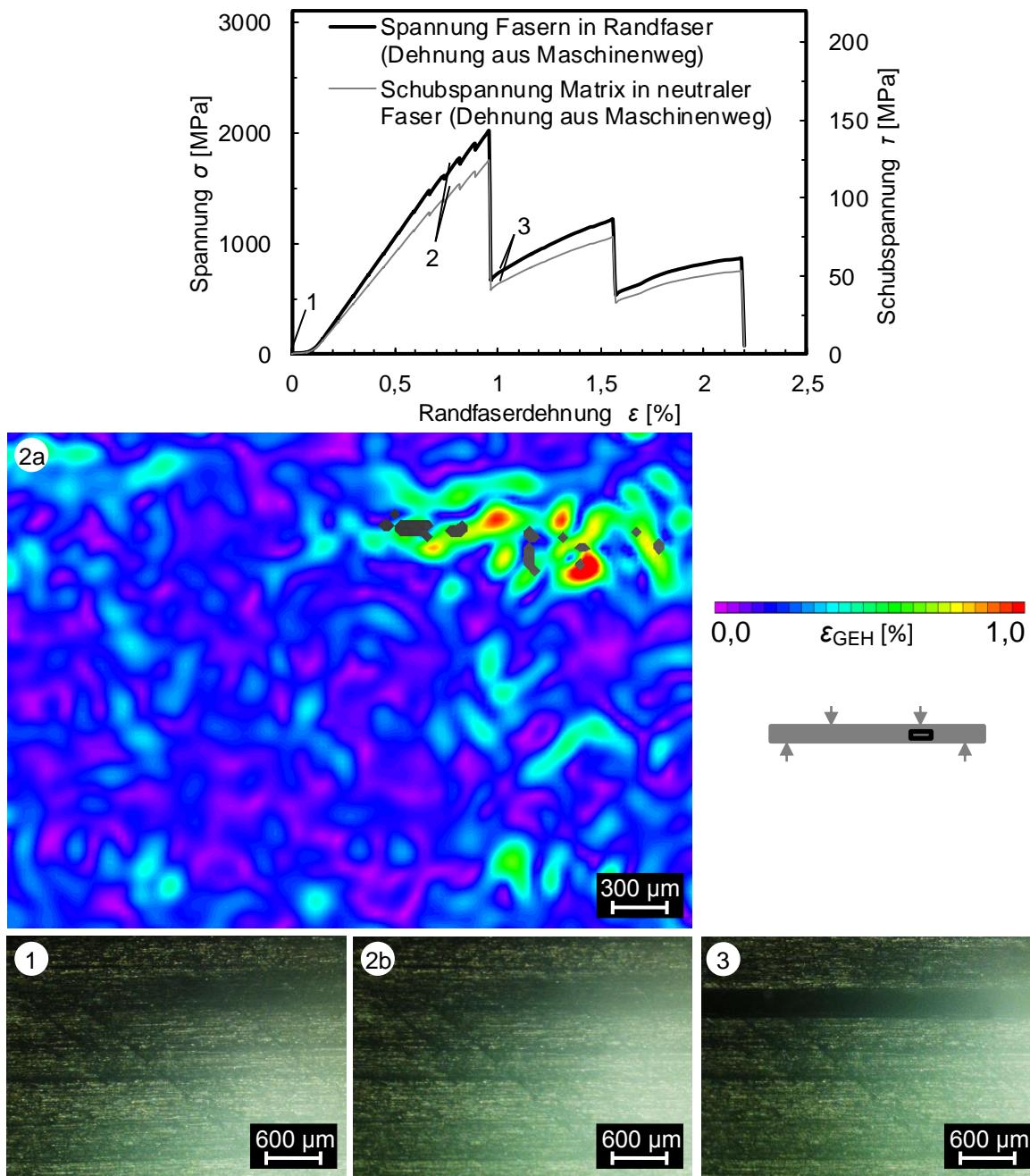


Abbildung 4-36: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch an unidirektionalem CFK-3

Im als Laststeigerungsversuch ausgeführten zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch an unidirektionalem CFK-3 war dagegen bereits beim Erreichen einer Spannung, die dem Dauerfestigkeitsniveau entsprach, eine Dehnungsüberhöhung im Bereich des oberen Auflagers sichtbar (s. Abbildung 4-37-2a). Von diesem ging später, wie in Abbildung 4-37-3 zu erkennen, das Probenversagen aus.

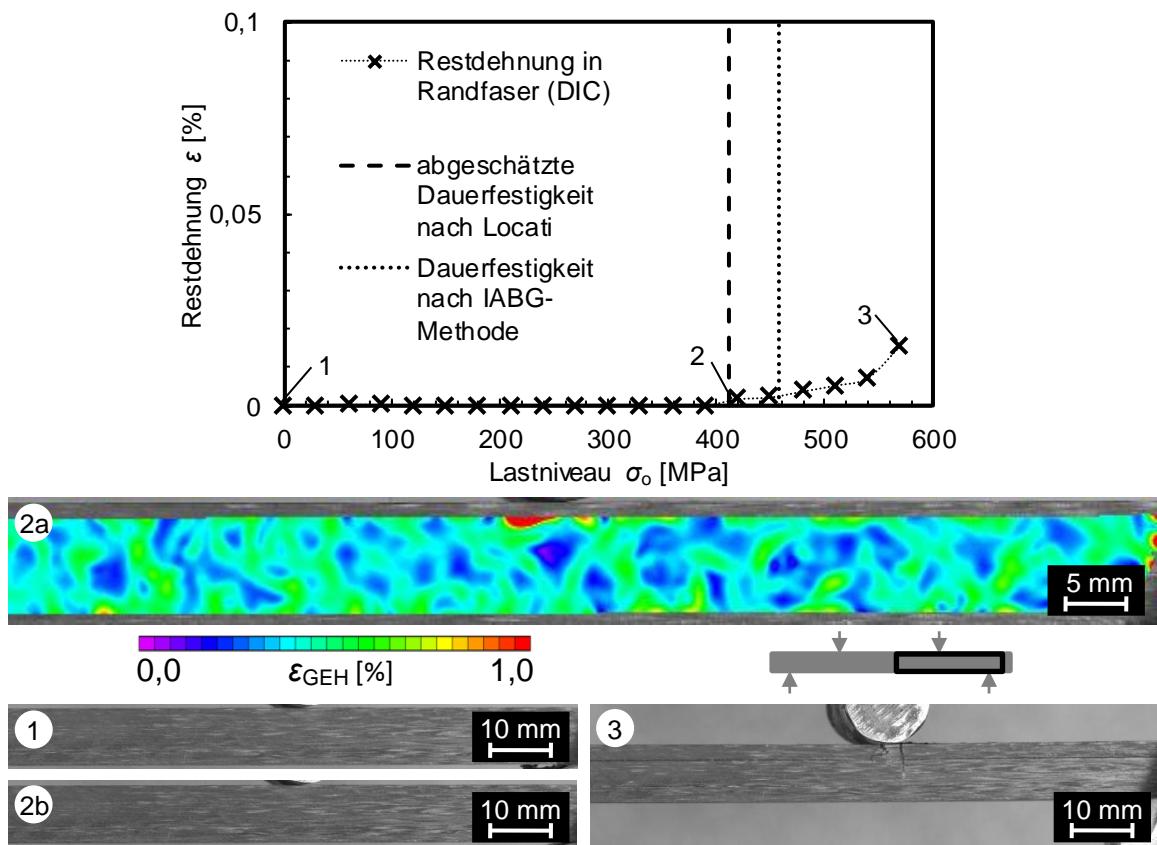


Abbildung 4-37: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch an unidirektionalem CFK-3

Bei monotoner Biegebelastung des multidirektionalen CFK-2 waren bei elastischer Verformung deutliche Dehnungsüberhöhung sichtbar (s. Abbildung 4-38-2a). Dabei war jedoch nicht eindeutig abzugrenzen, welche Dehnungsüberhöhung letztendlich zum vom Auflager ausgehenden Probenversagen führte.

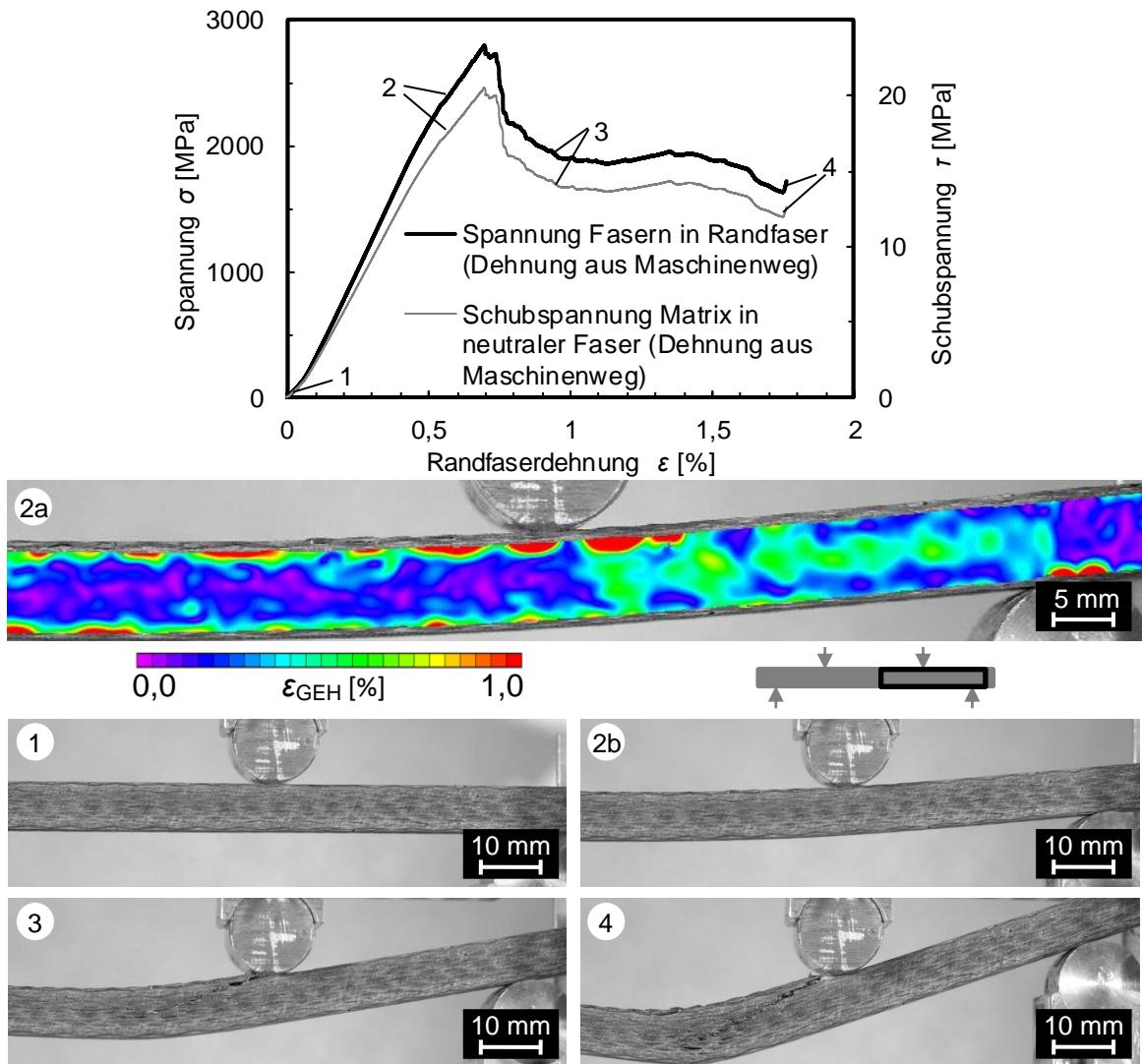


Abbildung 4-38: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch an multidirektionalem CFK-2

Bei höherer Auflösung und gezielter Betrachtung einer einzelnen Faserlage im Auflagerbereich waren demgegenüber bereits beim Erreichen eines Spannungsniveaus, das der Hälfte der Biegefesteitkig entsprach, Dehnungsüberhöhungen im Matrixwerkstoff zu erkennen (s. Abbildung 4-39-2a). Entlang der Verläufe der Dehnungsüberhöhungen kam es bei gesteigerter Belastung zur Rissbildung im Matrixwerkstoff aufgrund von Schub, was letztendlich zum Probenversagen führte (s. Abbildung 4-39-3).

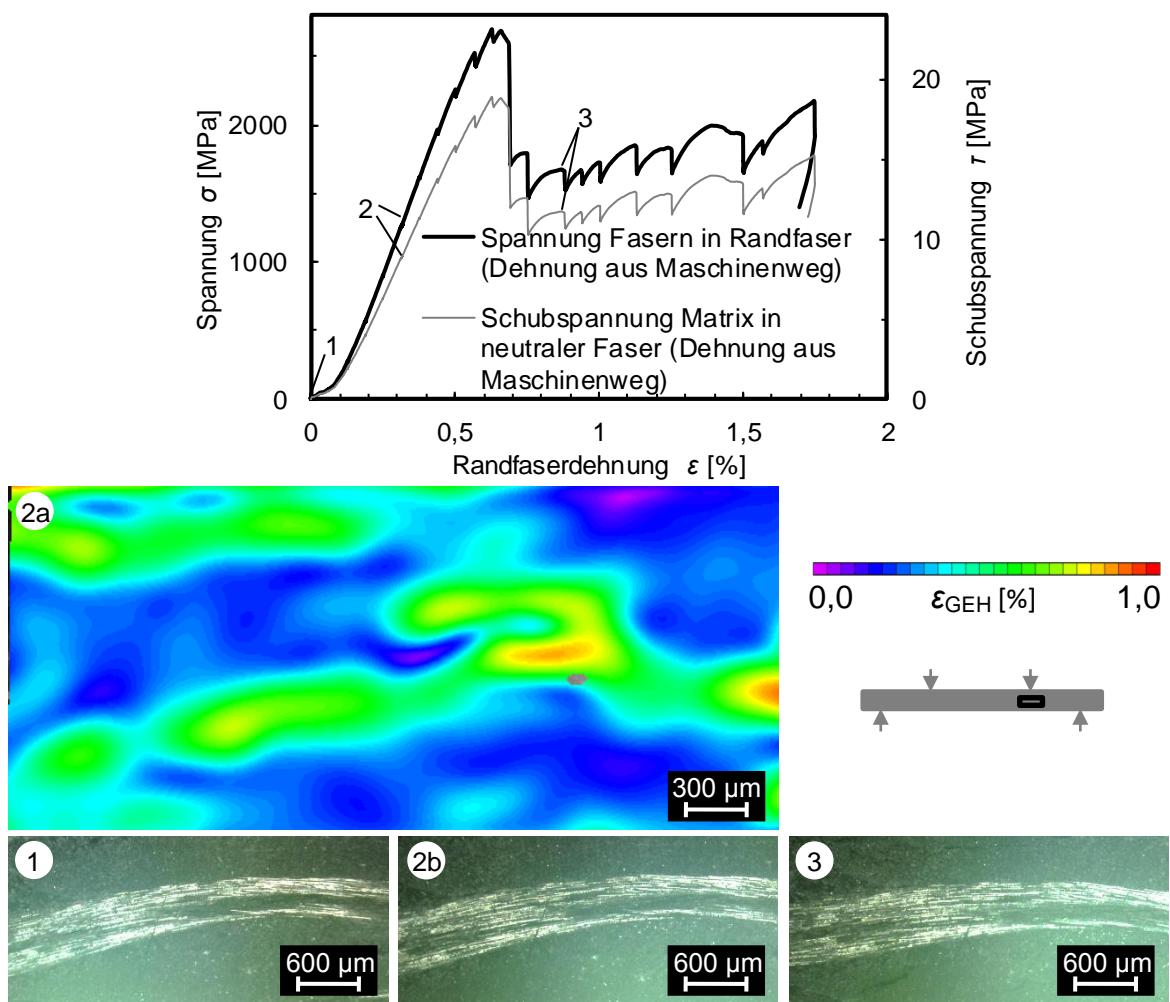


Abbildung 4-39: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch an multidirektionalem CFK-2

Wie bereits für die unidirektionale Proben beschrieben, waren die Dehnungsüberhöhung an den versagensrelevanten Stellen der Probe aus multidirektionalem CFK-3 im zyklischen Versuch deutlich ausgeprägter. Bei dieser war auf einem Spannungsniveau, das niedriger war als die zuvor ermittelte Dauerfestigkeit, am auf Druck belasteten Probenrand in der Nähe des Auflagers eine Dehnungsüberhöhung zu erkennen (s. Abbildung 4-40-2a). Zunächst erfolgte an dieser Stelle ein Ablösen der oberen Faserlage, später knickte die obere Faserlage aus, was zu einer reduzierten Probensteifigkeit in diesem Bereich und somit zum Probenversagen führte (s. Abbildung 4-40-3).

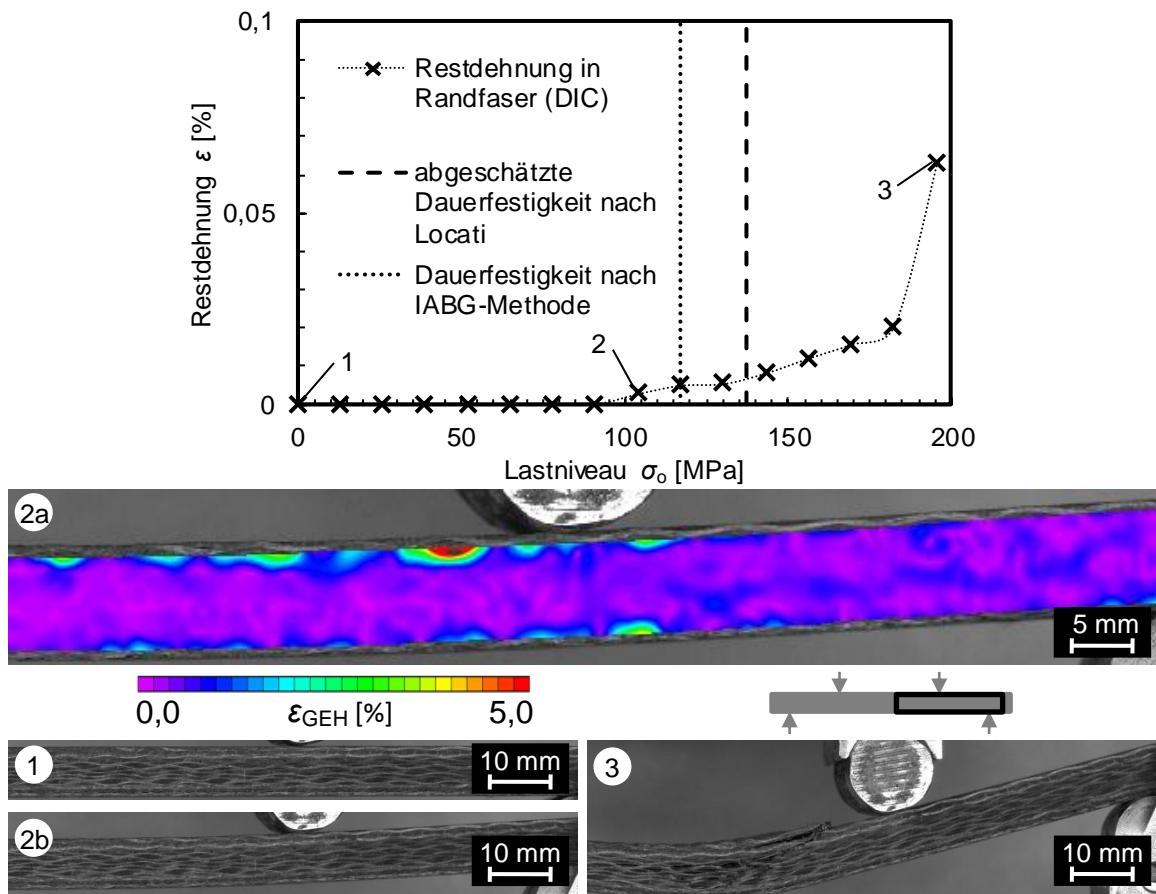


Abbildung 4-40: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch an multidirektionalem CFK-2

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass an Geweben die Schädigungsfrüherkennung einfacher war als an unidirektionalen Gelegen, wie bereits in Abschnitt 4.1.2.1 für einachsige Belastung vermutet. Schubbedingte Zwischenfaserbrüche waren erneut einfacher zu detektieren als durch Normalkräfte hervorgerufene Faserbrüche.

#### 4.1.2.4 T-Biegung

Um den Einfluss geometrischer Effekte auf die Schädigungsfrüherkennung zu untersuchen, wurden jeweils monotone und zyklische Versuche an Proben mit einer T-förmigen Geometrie durchgeführt. Da es bei der vorliegenden Probengeometrie und Belastungssituation nicht zu einem Versagen der Proben in Form von vollständiger Materialtrennung kam, wurde als Probenversagen ein großflächiger Zwischenfaserbruch definiert, welcher zu einer Verschiebung des Auflagers im Krafteinleitungsreich um mindestens  $\Delta x = 10$  mm im entlasteten Zustand gegenüber der Ausgangsposition führte. Schon auf einem Lastniveau, was nur zu einer mäßigen elastischen Verformung der Probe führte, waren in der mit Hilfe von DIC ermittelten Dehnungsverteilung starke Abweichungen zu einer für einen homogenen Werkstoff erwarteten Dehnungsverteilung zu erkennen (s. Abbildung 4-41-2a). Dazu kam es vermutlich bereits lokal begrenzt zu einer plastischen Verformung des Matrixwerkstoffs, wie die hohen Deh-

nungen von lokal bis zu  $\varepsilon_{GEH} = 8\%$  belegen, während die Verformung der Probe bei optischer Betrachtung der Oberfläche scheinbar homogen erfolgte (s. Abbildung 4-41-2b). Wie Abbildung 4-41-3 belegt, erfolgte die für das spätere Probenversagen relevante Rissbildung abseits der theoretisch höchstbelasteten Randfaser (vgl. Abschnitt 3.2.6) ausgehend vom schon zuvor identifizierten Bereich mit den ausgeprägtesten Dehnungsüberhöhung im Probeninneren.

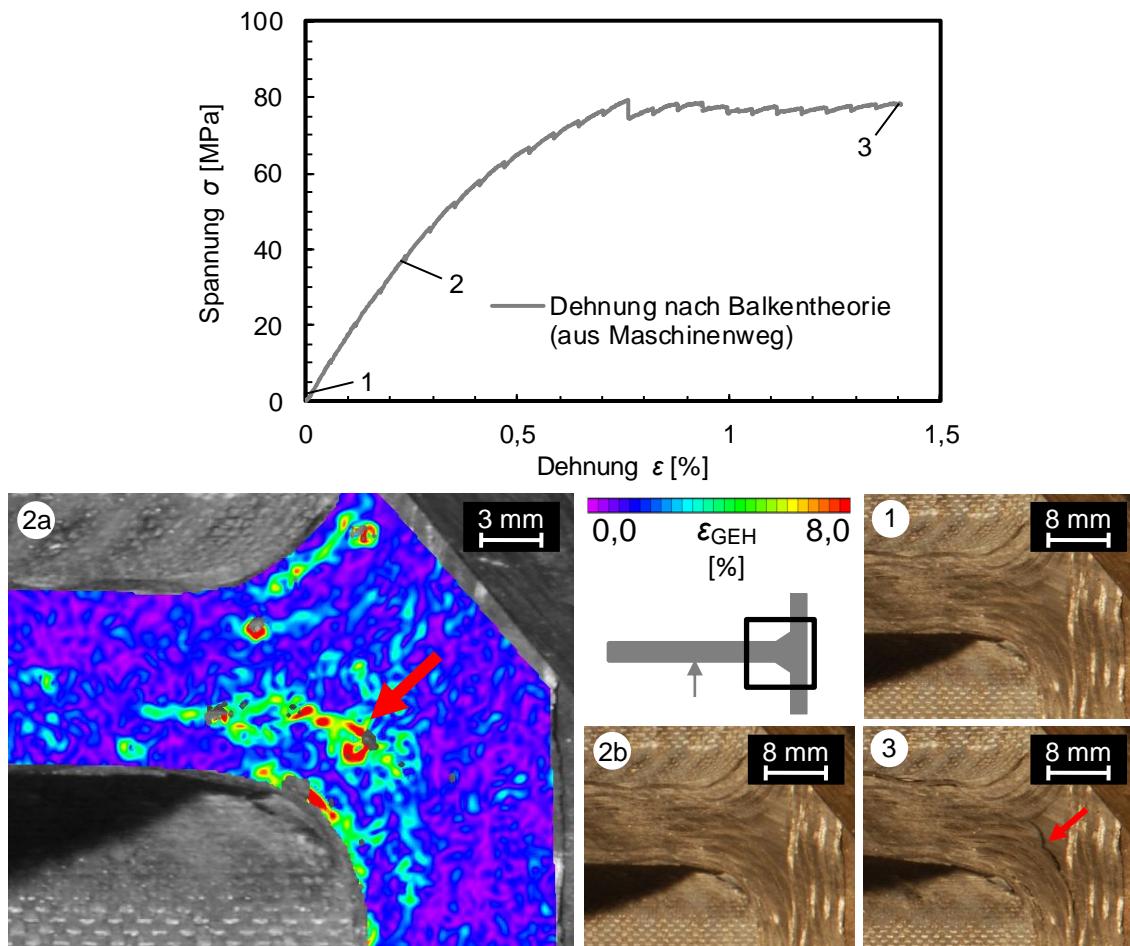


Abbildung 4-41: Dehnungsentwicklung beim monotonen T-Biegeversuch an einer CFK-2-Probe

Im zyklischen Versuch waren deutlich unterhalb des zuvor ermittelten Dauerfestigkeitsniveaus von  $\sigma_D = 55$  MPa bei einer Spannung von  $\sigma = 37$  MPa lokale Dehnungsüberhöhung von bis zu  $\varepsilon_{GEH} = 5\%$  sichtbar (s. Abbildung 4-42-2a). Die höchsten Dehnungsüberhöhung lagen wie auch unter monotoner Belastung beobachtet nicht im Probenrandbereich. In Abbildung 4-42-3 ist zu erkennen, wie sich in den zuvor identifizierten Bereichen lokale Schädigungen in Form von Rissen parallel zur Faserrichtung ausbildeten.

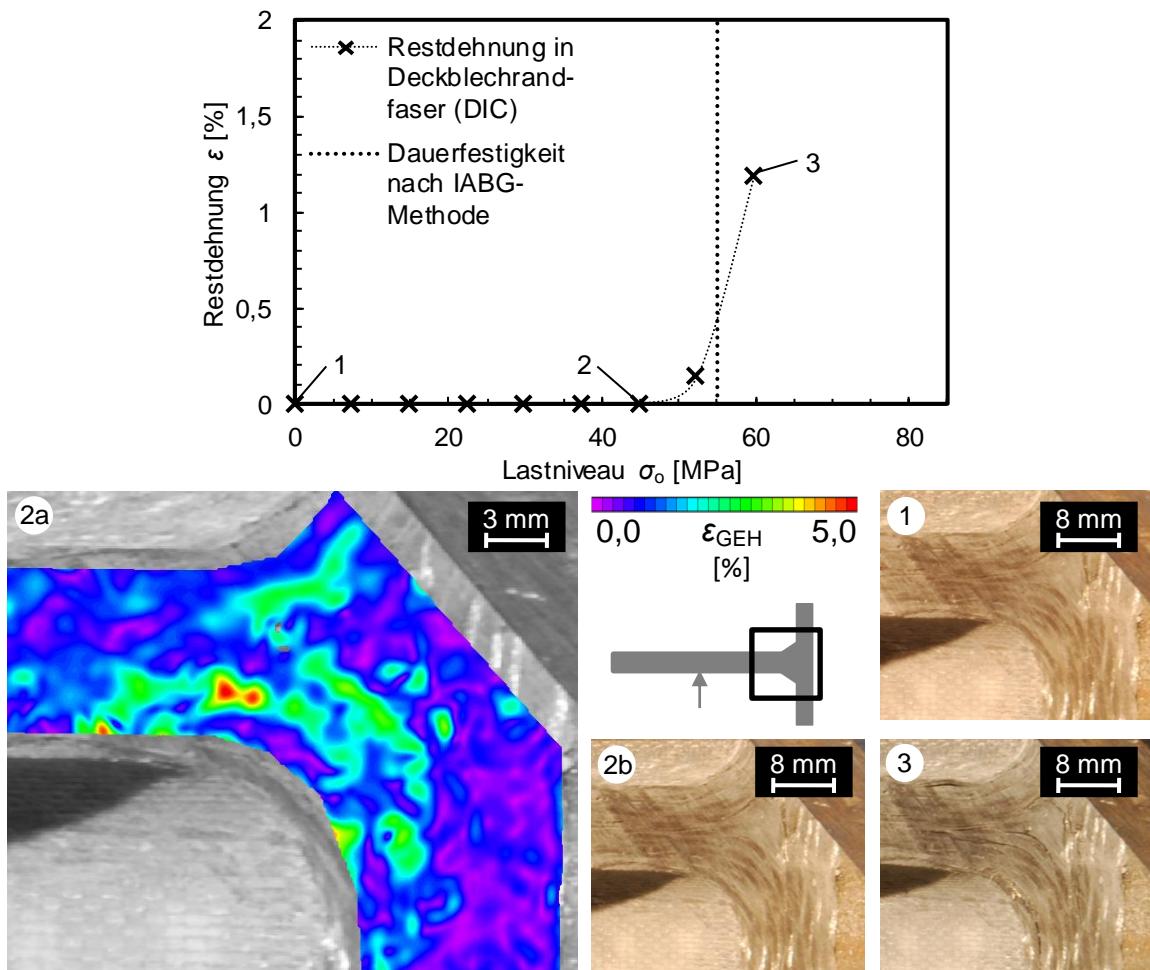


Abbildung 4-42: Dehnungsentwicklung beim zyklischen T-Biegeversuch an einer CFK-2-Probe

Um die in den oben dargestellten Versuchen erzielten Ergebnisse zu verifizieren, wurden die Versuche mit einer leicht modifizierten Probengeometrie mit verstärktem Kerbbereich wiederholt. Erneut waren frühzeitig Dehnungsüberhöhungen erkennbar (s. Abbildung 4-43-2a), wo es später beim Erreichen der Biegefestigkeit zur Bildung erster Risse entlang der Faserrichtung kam. Das Probenversagen in Form des großflächigsten Zwischenfaserbruches fand jedoch erst bei weiterer Verformung entlang eines Risses nahe der neutralen Faser in der Probenmitte statt, wo zunächst keine Dehnungsüberhöhung mittels DIC festgestellt werden konnte (s. Abbildung 4-43-3).

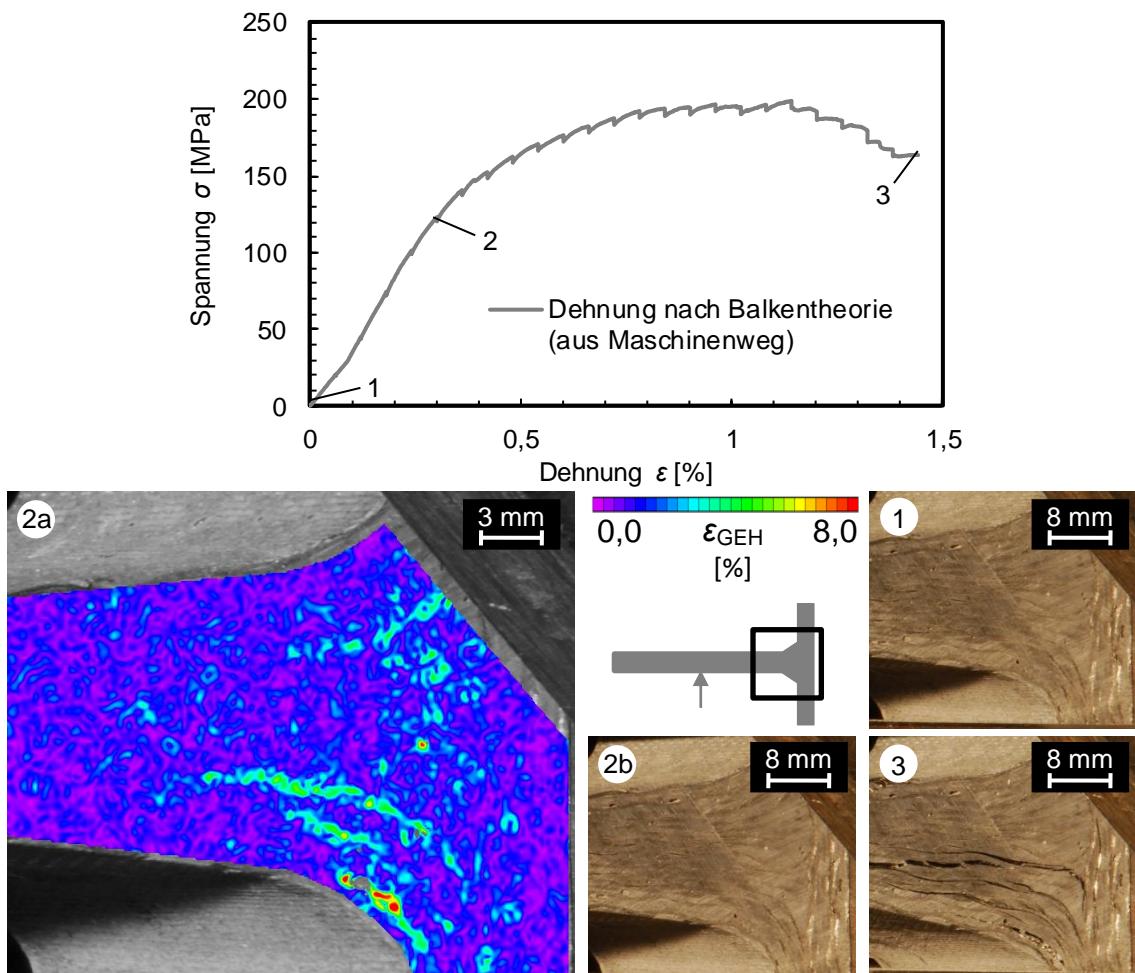


Abbildung 4-43: Dehnungsentwicklung beim monotonen T-Biegeversuch an einer CFK-2-Probe mit verstärkter Fügezone

Im zyklischen Laststeigerungsversuch waren dagegen, wie bereits in Abbildung 4-42, die Bereiche der Anrißbildung, von denen im späteren Versuchsverlauf auch das Probenversagen ausging, eindeutig zu erkennen (s. Abbildung 4-44). Punktuell auftretende annähernd kreisförmige Dehnungsüberhöhungen gingen auf das oberflächliche Ablösen einzelner Fasern zurück, was jedoch nicht mit dem Schädigungsverhalten der Proben in Verbindung stand. Aufgrund der eindeutigen runden Form der fälschlich ermittelten Dehnungsüberhöhungen ließen sich diese gut von den realen Dehnungsüberhöhungen unterscheiden und hatten somit bei Kenntnis keinen Einfluss auf das Ergebnis (vgl. Abschnitt 9.3.1.1 im Anhang).

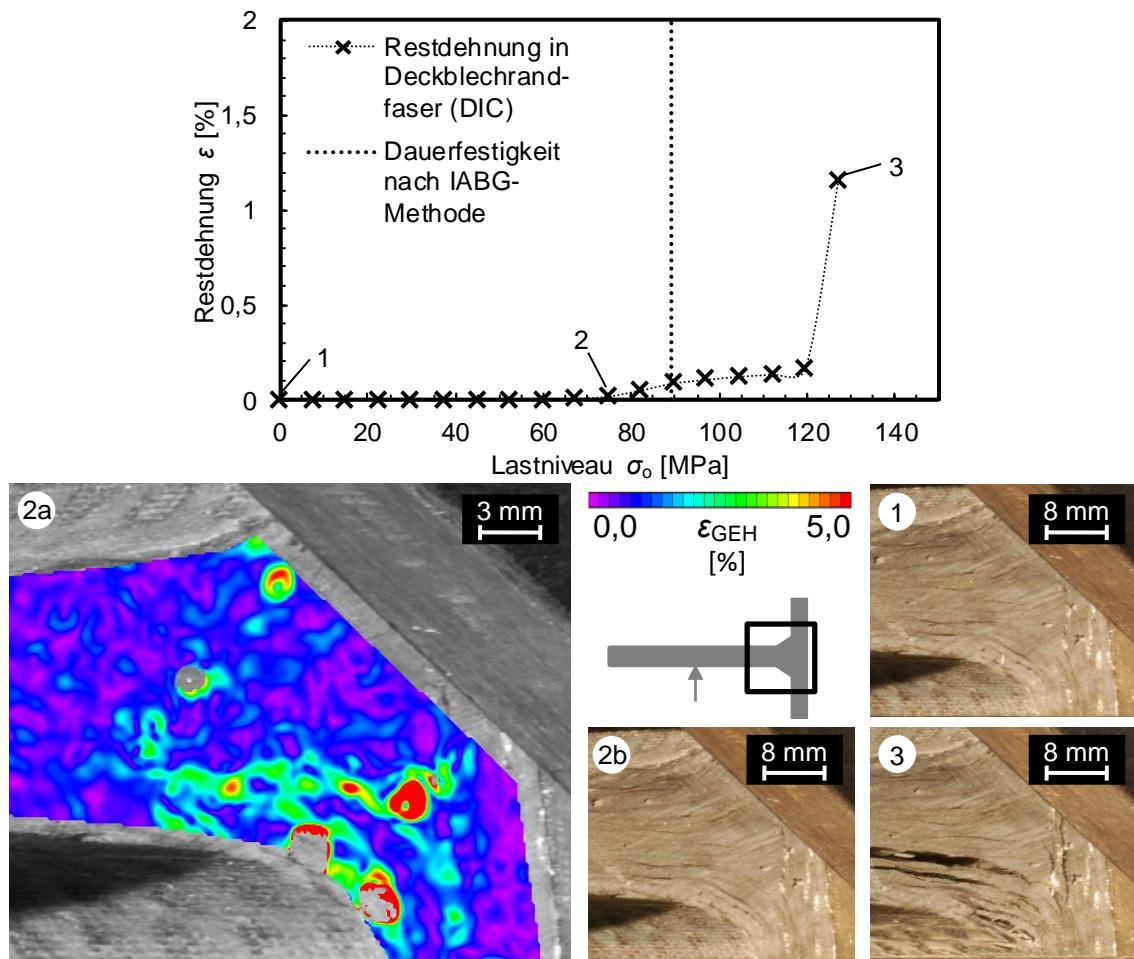


Abbildung 4-44: Dehnungsentwicklung beim zyklischen T-Biegeversuch an einer CFK-2-Probe mit verstärkter Fügezone

#### 4.1.3 Sandwich-Strukturen

In diesem Abschnitt wird die Untersuchung der Schädigungsfrüherkennung bei Sandwich-Strukturen beschrieben. Dazu wurde zunächst eine möglichst vielfältige Auswahl von Kernwerkstoffen in Druckversuchen betrachtet (s. Abschnitt 4.1.3.1). In Abschnitt 4.1.3.2 wird zudem die Durchführung der Biegeversuche an Sandwich-Strukturen dargestellt. Dabei wurde neben dem Schubversagen auch die Schädigungsfrüherkennung mittels DIC bei weiteren für Sandwich-Strukturen typischen Versagensarten analysiert. Die Untersuchung einer T-förmigen Sandwich-Struktur wird in Abschnitt 4.1.3.3 beschrieben.

##### 4.1.3.1 Druckbeanspruchung

Bei den Druckversuchen wurde der Fokus auf Kernwerkstoffe für Sandwich-Strukturen gelegt. Da im Rahmen der Arbeit nur die Anwendung von 2D-DIC untersucht wurde, die betrachteten Kernwerkstoffe aber dreidimensionale Strukturen aufwiesen, wurde die Betrachtung der makroskopischen Verformungen und des Versagens der gesamten Probe von der Betrachtung des Verformungs- und Versagensverhaltens einzelner Struktureinheiten getrennt durchgeführt. Bei der Auswertung der makroskopischen Dehnungen wurde die Probenober-

fläche als zusammenhängende zweidimensionale Fläche betrachtet. Die Dehnungen wurden, wenn nicht anders beschrieben, jeweils über eine Fläche berechnet, die größer als die dreidimensionalen Struktureinheiten der Probe war, um Verformungen außerhalb der Oberflächenebene vernachlässigen zu können. Da die Auswertung der Dehnungen bei makroskopischer Betrachtung in Belastungsrichtung und nach der GEH zum Teil zu deutlich abweichenden Ergebnissen führte, wurden diese teilweise nebeneinander dargestellt. Bei der hochauflösenden Analyse des Verformungsverhaltens der Struktureinheiten wurden nur die in der Oberflächenebene liegenden zweidimensionalen Schnittflächen der Oberfläche bei der Dehnungsberechnung berücksichtigt. Da es bei Druckversuchen nicht zu einem für andere Versuchsarten typischen Versagensbild kam, bei dem Materialdiskontinuitäten in Form von Rissen entstanden oder der Bruch der Probe in diskrete Abschnitte erfolgte, wurde als Schädigung der Übergang vom elastischen zum plastischen Verformungsverhalten und als Probenversagen eine globale Dehnung von  $\varepsilon = -50\%$  definiert.

Bei den Druckversuchen an Aluminiumschaum waren erste lokale Dehnungsüberhöhungen beim Übergang aus dem elastischen in den plastischen Bereich sowohl in Druckrichtung als auch nach Auswertung mit Hilfe der GEH (s. Abbildung 4-45-2a und Abbildung 4-45-2b) sichtbar. Nach dem Überschreiten der Maximalkraft waren lokale bandförmige Schädigungen von den Poren ausgehend erkennbar, an denen zuvor Dehnungsüberhöhungen zu lokalisieren waren (s. Abbildung 4-45-3). Dies bestätigten mittels Röntgentomografie am gleichen Werkstoff unter Druckbeanspruchung erzielte Ergebnisse, bei denen ebenfalls von einzelnen defekten Poren ausgehend senkrecht zur Beanspruchungsrichtung entstehende Dehnungsbänder nachgewiesen wurden, welche schließlich zum Versagen führten [BB<sup>+</sup>00].

Für die Berechnung und Auswertung zweidimensionaler Dehnungen bei Betrachtung einer dreidimensionalen Probenoberfläche war es, wie bereits erwähnt, maßgeblich, dass die Subsetgröße, d. h. die Größe des Bereiches, über den die Dehnungen ermittelt wurden, in der Größenordnung der Aluminiumschaumporen lag und somit die Dehnungen der vollständigen Zellen bestimmt wurden.

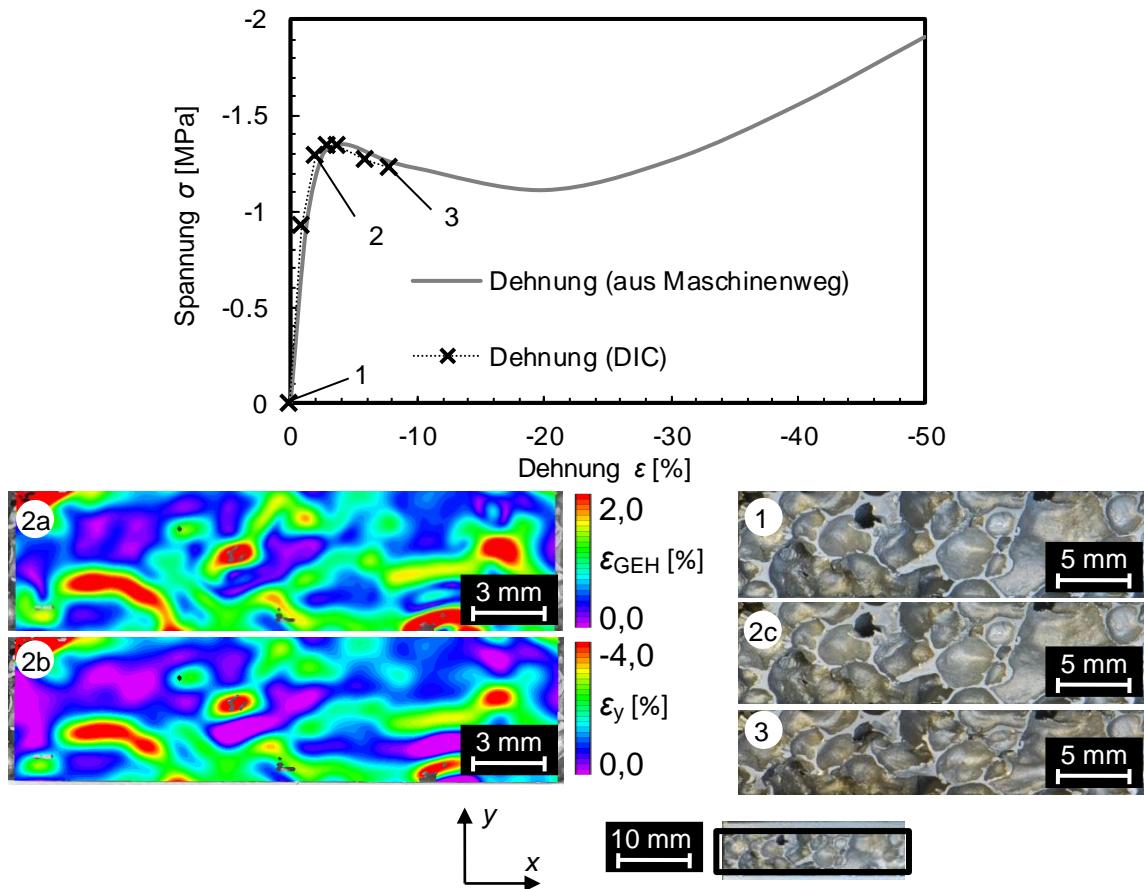


Abbildung 4-45: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Aluminiumschaum

Das Verformungsverhalten der Stege einer einzelnen Aluminiumschaumzelle ist in Abbildung 4-46 dargestellt.

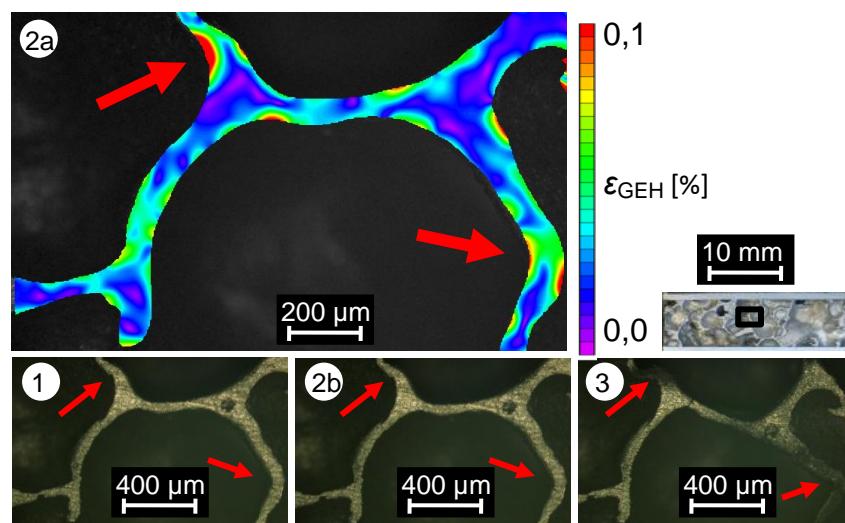


Abbildung 4-46: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Aluminiumschaum

Die der Korrelation zugrunde liegenden Bilder wurden an der gleichen Probe und zu den gleichen Zeitpunkten wie die makroskopischen Bilder aufgenommen (vgl. Diagramm in

Abbildung 4-45). Auch bei der mikroskopischen Betrachtung waren am Übergang zwischen elastischem und plastischem Materialverhalten an einigen Stellen der Porenstruktur deutliche Dehnungsüberhöhungen zu erkennen (s. Abbildung 4-46-2a), während optisch noch keine Verformung zu sehen war (s. Abbildung 4-46-2b). An den in Abbildung 4-46 markierten Stellen erhöhte Dehnungen erfolgte später das Versagen der Aluminiumschaumzelle durch Ausknicken der Zellwände. Dabei zeigten analog zu [BB<sup>+</sup>00] einzelne Zellwände große plastische Verformungen, während andere ausschließlich elastisch verformt wurden oder nach dem Versagen umliegender Zellen sogar entlastet wurden.

Die Betrachtung eines Wabenkerns (s. Abbildung 4-47) mittels eines zweidimensionalen Verfahrens ist problematisch [EP<sup>07</sup>], da bei der vorliegenden Geometrie aufgrund der großen Strukturgröße der Waben eine Subsetgröße gewählt werden muss, die deutlich kleiner ist als die Strukturgröße, um eine lokale Auflösung der Dehnungen zu erzielen.

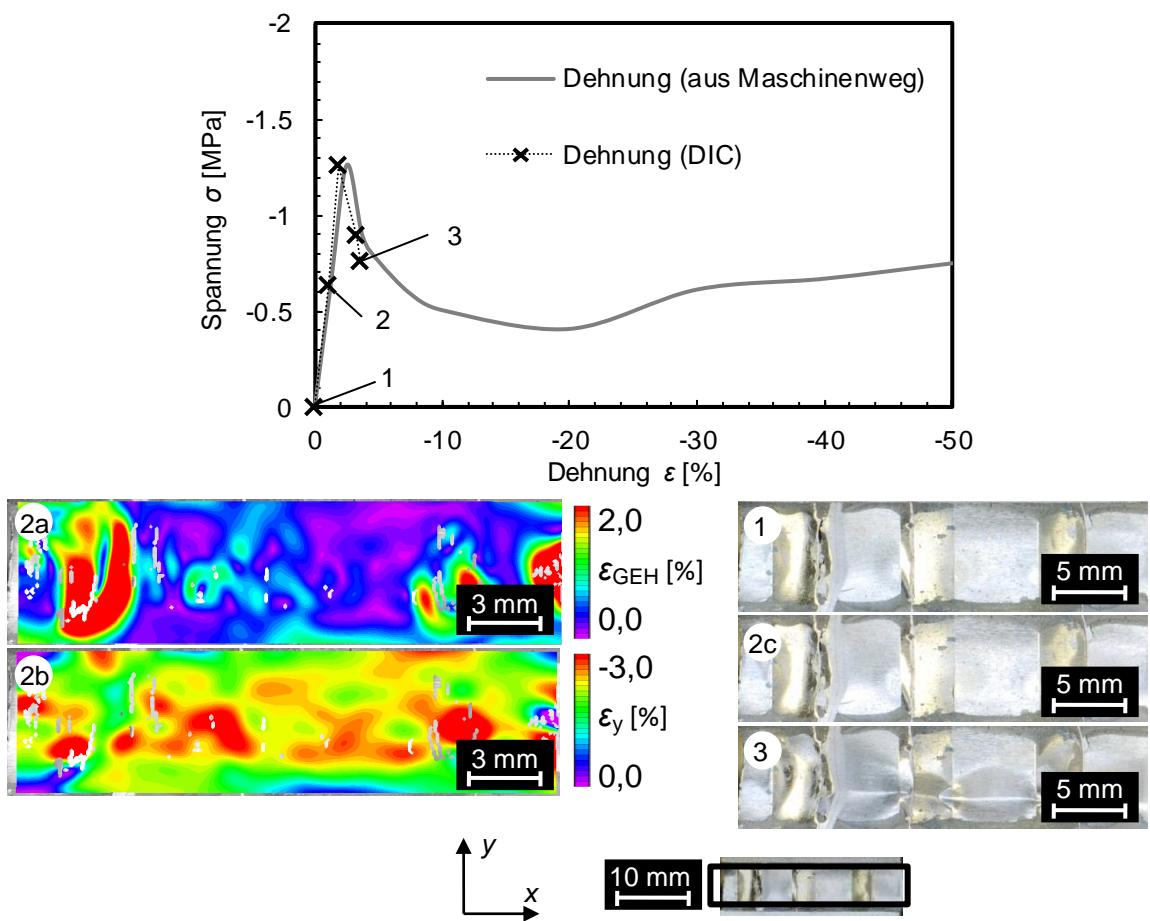


Abbildung 4-47: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an einer Aluminium-Wabenstruktur

Zusätzlich kam es auf der Wabenoberfläche im Druck zu Ausbeulungen und somit zu Reflexionen, welche die Dehnungsermittlung verfälschten. Besonders ausgeprägt waren diese Effekte bei der Ermittlung von Dehnungen senkrecht zur Belastungsrichtung, was sich deutlich in der Ermittlung der Dehnungsverteilung nach der GEH zeigte (s. Abbildung 4-47-2a).

Bei Betrachtung der Dehnungen in Belastungsrichtung (s. Abbildung 4-47-2b) waren jedoch bereits sehr früh deutliche Dehnungsüberhöhungen an den Stellen erkennbar, an denen der Wabenkern später ausknickte (s. Abbildung 4-47-3).

Bei der Ermittlung der Dehnungen auf der Oberfläche eines einzelnen Steges des Wabenkerns waren dagegen bereits sehr früh, während optisch noch keine Verformung erkennbar war (s. Abbildung 4-48-2b), Dehnungsüberhöhungen in Bereichen zu lokalisieren (s. Abbildung 4-48-2a), in denen es nach dem Überschreiten des maximalen Spannungsniveaus zum Ausknicken des Steges kam (s. Markierungen in Abbildung 4-48-3).

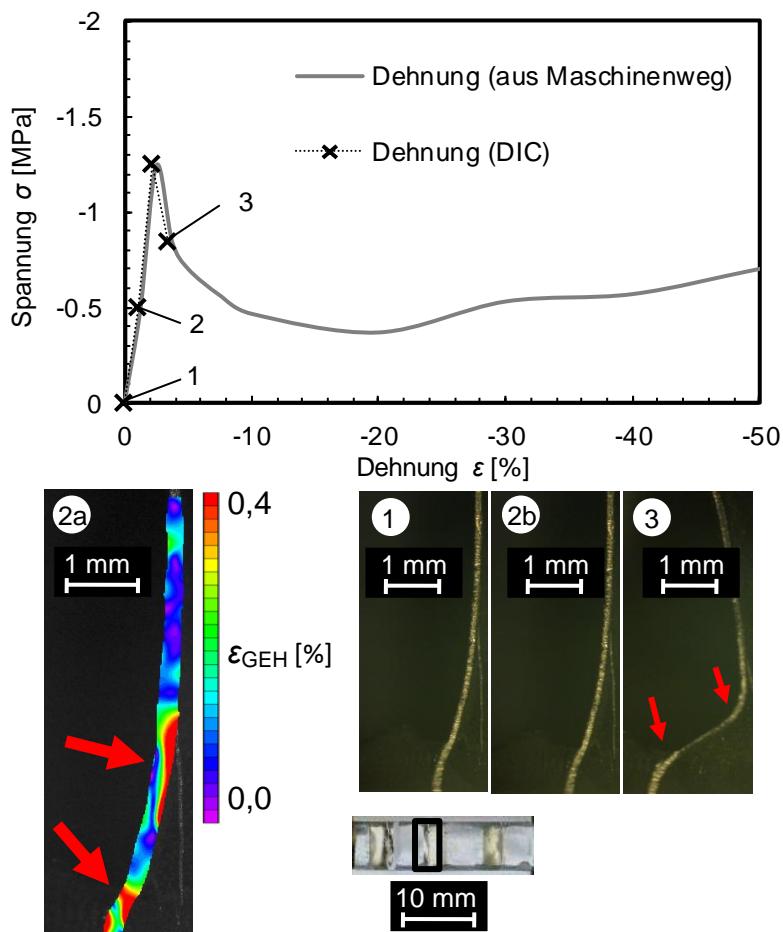


Abbildung 4-48: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an einer Aluminium-Wabenstruktur

Beim Druckversuch an einem Polymerschaum breitete sich die Schädigung in der Probe von den Ecken der Grenzflächen her aus (s. Markierung in Abbildung 4-49-3). Bei beiden ausgewerteten Dehnungsverteilungen war dieses Versagensverhalten bereits bei einer Spannung von  $\sigma = -0,3$  MPa (s. Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 4-49) erkennbar (s. Abbildung 4-49-2a und Abbildung 4-49-2b).

Auch bei hochauflösender Betrachtung waren auf dem gleichen Spannungsniveau wie zuvor bei makroskopischer Betrachtung die Zellen festzustellen (s. Abbildung 4-50-2a), die später

zuerst große Verformungen zeigten (s. Abbildung 4-50-3). Das Verformungs- und Versagensverhalten der Zellen des geschlossenporigen Polymerschaums entsprach dabei etwa dem des Aluminiumschaums.

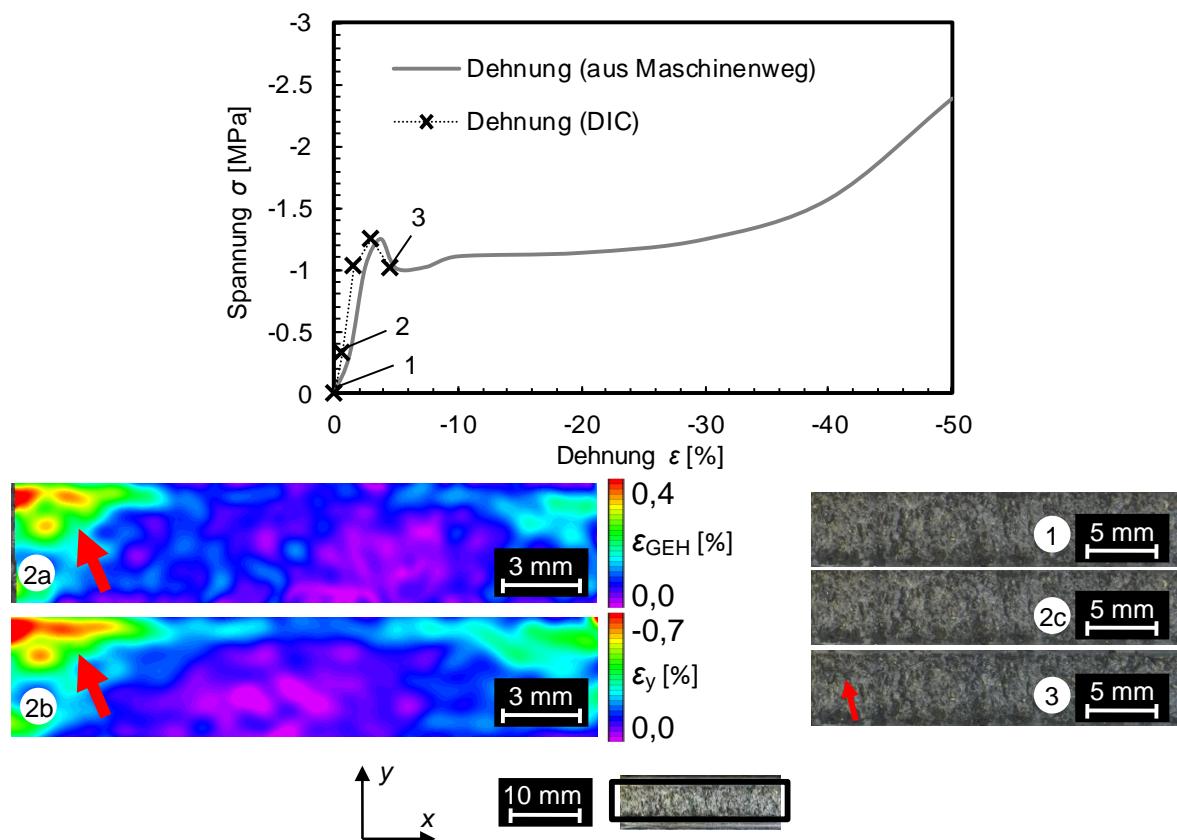


Abbildung 4-49: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Polymerschaum

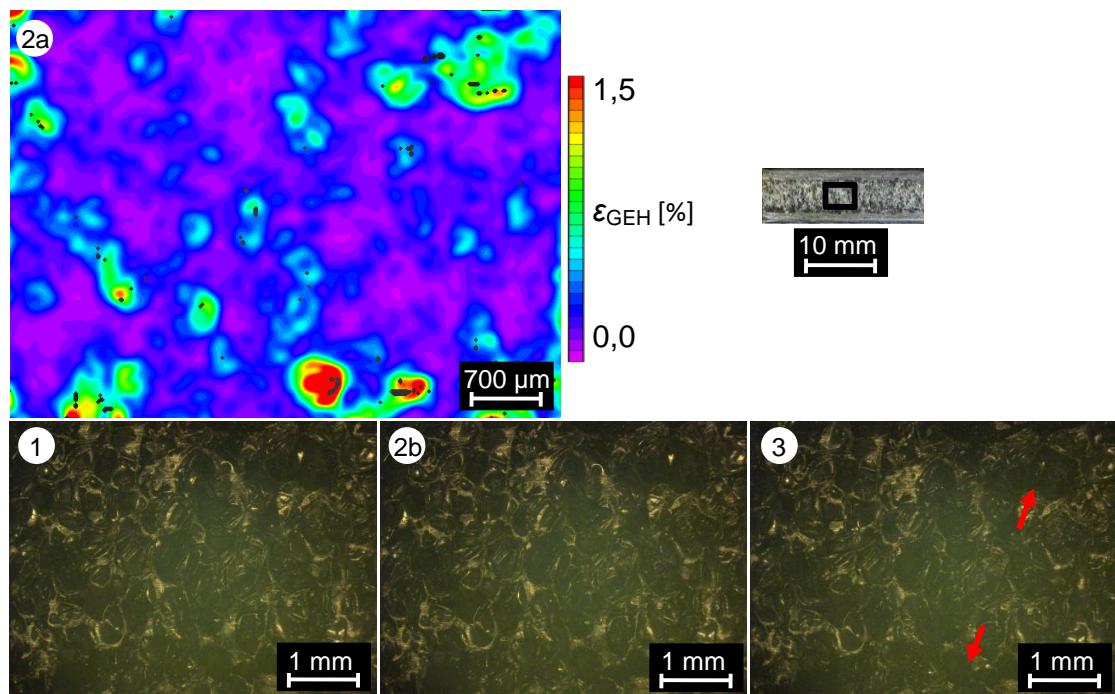


Abbildung 4-50: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Polymerschaum

Für den zukünftigen Einsatz in Sandwich-Strukturen sind auch in Laserschmelzverfahren hergestellte Fachwerkstrukturen denkbar [MM<sup>07</sup>]. Wie in Abbildung 4-51-2a ersichtlich, war bei makroskopischer Betrachtung dieser TiAl6V4-Strukturen kurz vor dem Versagen eine eindeutige Prognose des Verlaufs des relativ spröden Probenversagens (s. Abbildung 4-51-3) möglich. Hierzu war allerdings eine plastische Verformung der Probe notwendig, unter elastischer Belastung waren keine signifikanten lokalen Dehnungsüberhöhungen erkennbar (nicht gezeigt).

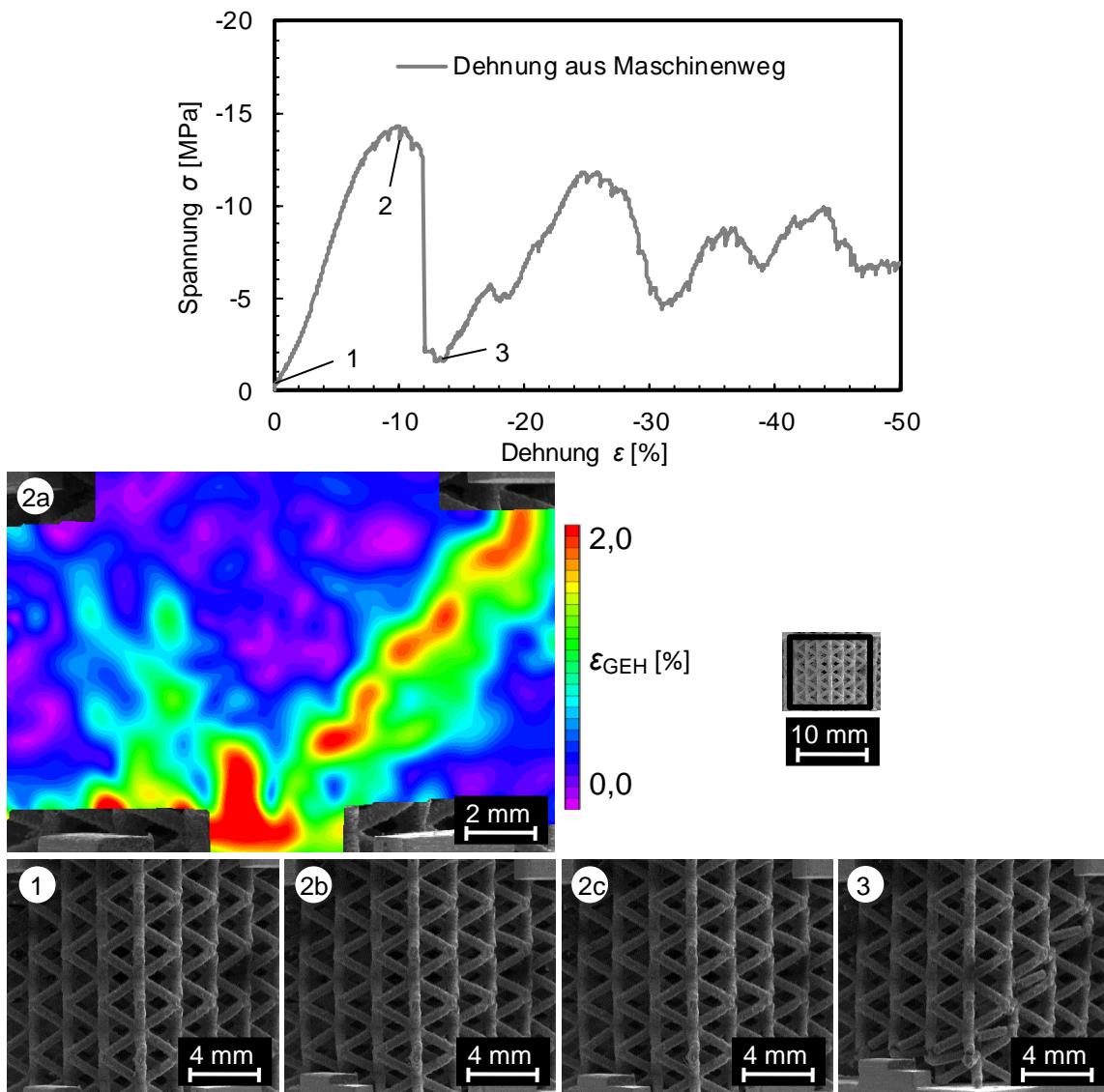


Abbildung 4-51: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an einer TiAl6V4-Fachwerkstruktur

Das Referenzbild für die Bildkorrelation war bei den Gitterstrukturen nicht wie sonst üblich das Bild des unverformten Zustandes der Probe (s. Abbildung 4-51-1). Stattdessen wurden die Dehnungen des in Abbildung 4-51-2c dargestellten Bildes gegenüber dem zuvor aufgenommen und in Abbildung 4-51-2b gezeigten Bildes berechnet. Dies war notwendig, da es während des Versuchsverlaufs lokal zu Aufladungen und somit Verzerrungen des mittels

Rasterelektronenmikroskop aufgenommenen Bildes kam, welche die reale Dehnungsverteilung überlagerten. Da in den Zwischenschritten jedoch kein Rückgang lokaler Verformungen zu erwarten war, hätte eine Korrelation bezogen auf das Ausgangsbild ohne derartige Störfaktoren vermutlich eher zu einem deutlicheren Ergebnis geführt.

Zusätzlich wurde die detaillierte Betrachtung eines einzelnen Knotenpunktes durchgeführt. Die Bilder für die Korrelation wurden parallel zum in Abbildung 4-51 dargestellten Versuch aufgenommen. Das in Abbildung 4-51 dargestellte Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist somit auch für die in Abbildung 4-52 dargestellten Bilder gültig. Der Aufbau und die Nummerierung in Abbildung 4-52 stimmen ebenfalls mit der vorhergehenden Abbildung überein. Bei der Auswertung war über den gesamten unteren Steg eine erhöhte Dehnung zu erkennen (s. Abbildung 4-52-2a), was auf eine mittels 2D-DIC nicht verifizierbare Verkippung des Stegs hindeutet. Außerdem waren erhöhte Dehnungen am Übergang zum unteren linken Steg zu erkennen. Die beiden mittels DIC identifizierten Stege versagten kurz darauf zeitgleich (s. Abbildung 4-52-3).

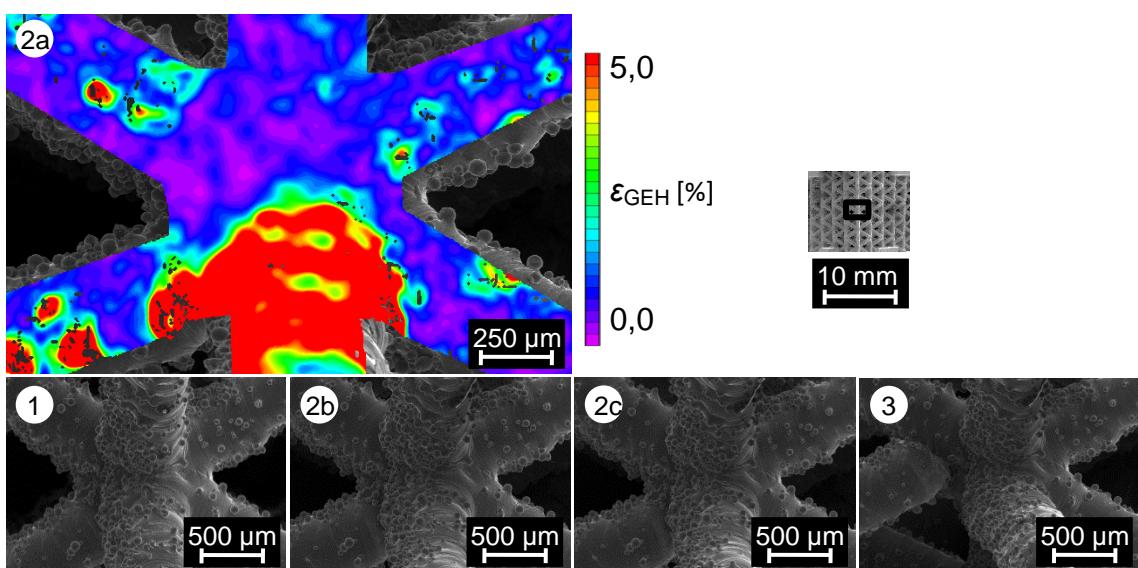


Abbildung 4-52: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an einem Knotenpunkt einer TiAl6V4-Fachwerkstruktur

Die Struktur wurde im Rahmen der in [GN<sup>+</sup>11] durchgeführten Untersuchungen mit der in Abschnitt 3.1.3.5 erläuterten Wärmebehandlung für ein duktileres Versagensverhalten optimiert. Wie bereits in [GN<sup>+</sup>11] gezeigt, waren trotz der deutlich höheren Plastizität bei der optimierten Struktur Dehnungsüberhöhungen im Bereich des späteren Versagensverlaufs sichtbar (s. Abbildung 4-53).

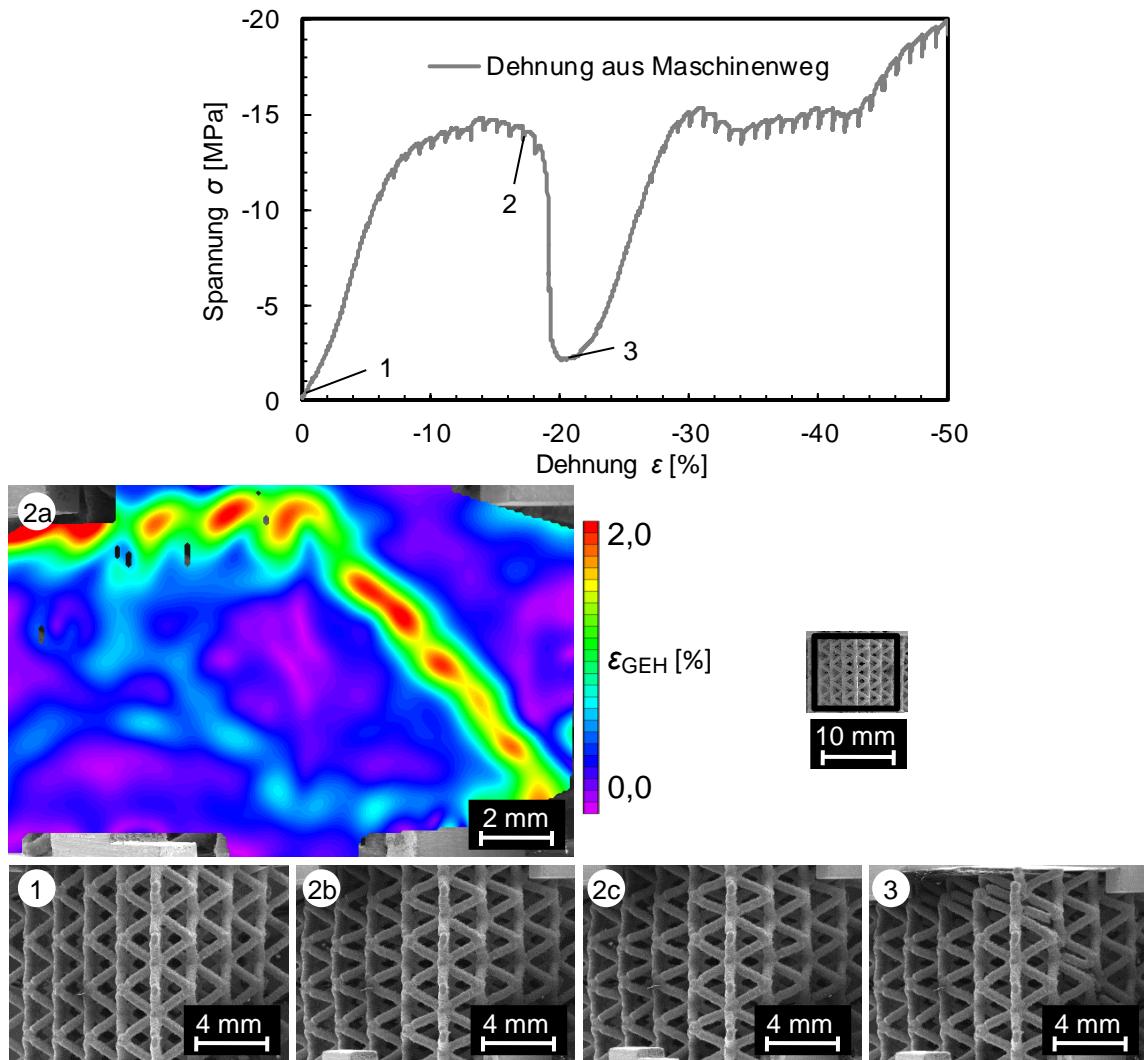


Abbildung 4-53: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an einer TiAl6V4-Fachwerkstruktur nach Wärmebehandlung nach [GN<sup>+</sup>11]

Als letzter Kernwerkstoff für Sandwich-Strukturen wurde Balsa-Holz auf Druck beansprucht. Betrachtet wurde die Probe senkrecht zur Faserrichtung des Holzes, da diese Betrachtungsrichtung aufgrund der anisotropen Eigenschaften für Sandwich-Strukturen die größte technische Relevanz hat [DK07]. Ähnlich wie bei den Druckversuchen an Polymerschaum (vgl. Abbildung 4-49) versagte die Probe von den Ecken ausgehend. Zusätzlich war während des Übergangs vom elastischen zum inelastischen Materialverhalten in der Probenmitte senkrecht zur Druckrichtung ein schwach ausgeprägtes Dehnungsband erhöhter Dehnungen entlang der Faserrichtung erkennbar (s. Abbildung 4-54-2a und Abbildung 4-54-2b). Bei stetig steigender Belastung wurde die Probe gleichmäßig komprimiert, wobei stets die Randbereiche die höchsten Dehnungen aufwiesen (s. Abbildung 4-54-3).

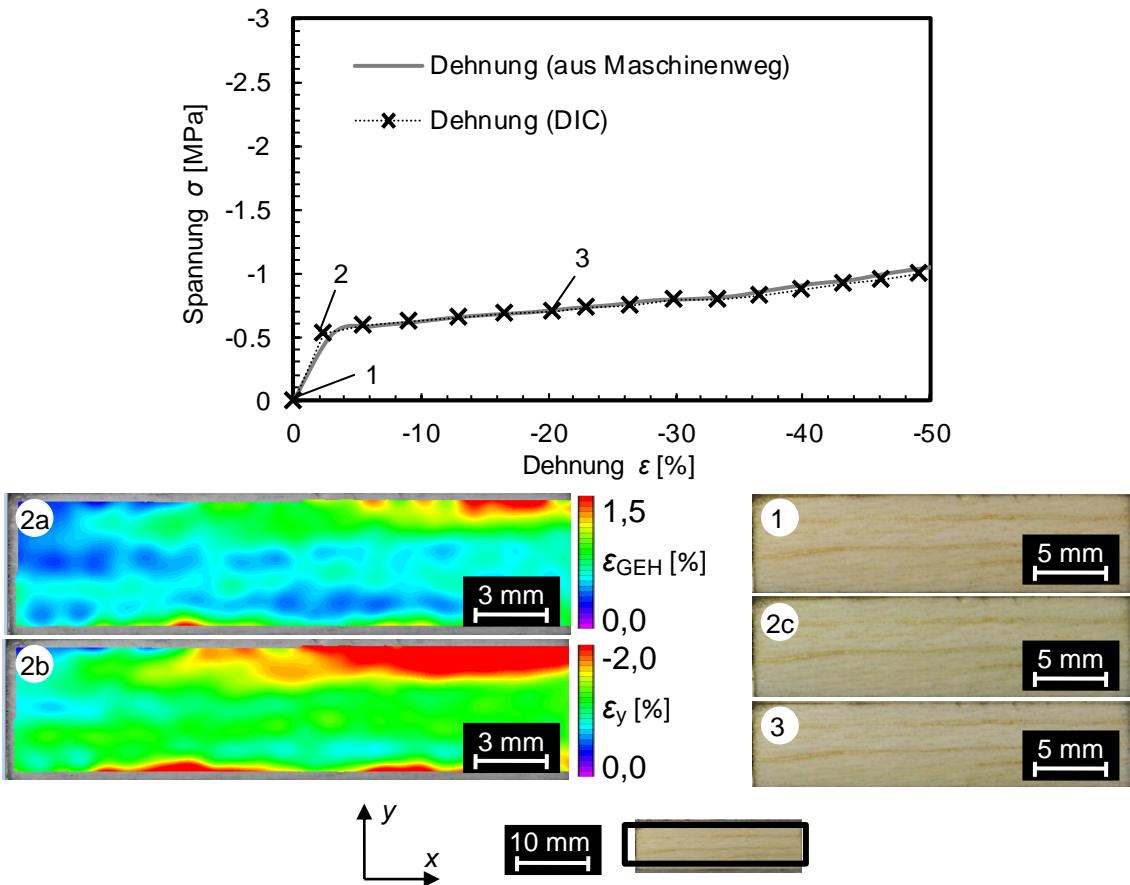


Abbildung 4-54: Makroskopische Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Balsa-Holz

Bei hochauflösender Betrachtung der Dehnungsverteilung im Balsa-Holz unter Druckbeanspruchung ließen sich mittels DIC bereits unter niedrigen elastischen Belastungen Dehnungsbänder feststellen (s. Abbildung 4-55-2a), welche optisch nicht zu erkennen waren (s. Abbildung 4-55-2b). Entlang dieser Dehnungsbänder kam es beim Übergang von elastischer zu inelastischer Verformung zuerst zu Schädigungen des Werkstoffs (s. Abbildung 4-55-3), welche vermutlich auf das inelastische Einknicken einzelner Tracheiden zurückzuführen waren. Im Gegensatz zu polymeren und metallischen Schäumen zeigen diese jedoch beim Verlassen des elastischen Bereichs bei Druckbeanspruchung keine klassische plastische Verformung. Die inelastischen Verformungen sind nach Entlastung zu großen Teilen reversibel [DK07]. Der Grad an Reversibilität hängt von der Belastungsdauer und Umgebungstemperatur ab [KT<sup>+</sup>03]. Aus diesem Grund war es nicht möglich, eine eindeutige Definition von Schädigung und Versagen für die betrachteten Proben zu geben. Wie oben für die anderen Kernwerkstoffe beschrieben, wurde daher analog für Balsa-Holz der Übergang vom elastischen zum inelastischen Bereich als Schädigung und eine Dehnung von  $\varepsilon = -50\%$  als Probenversagen definiert.

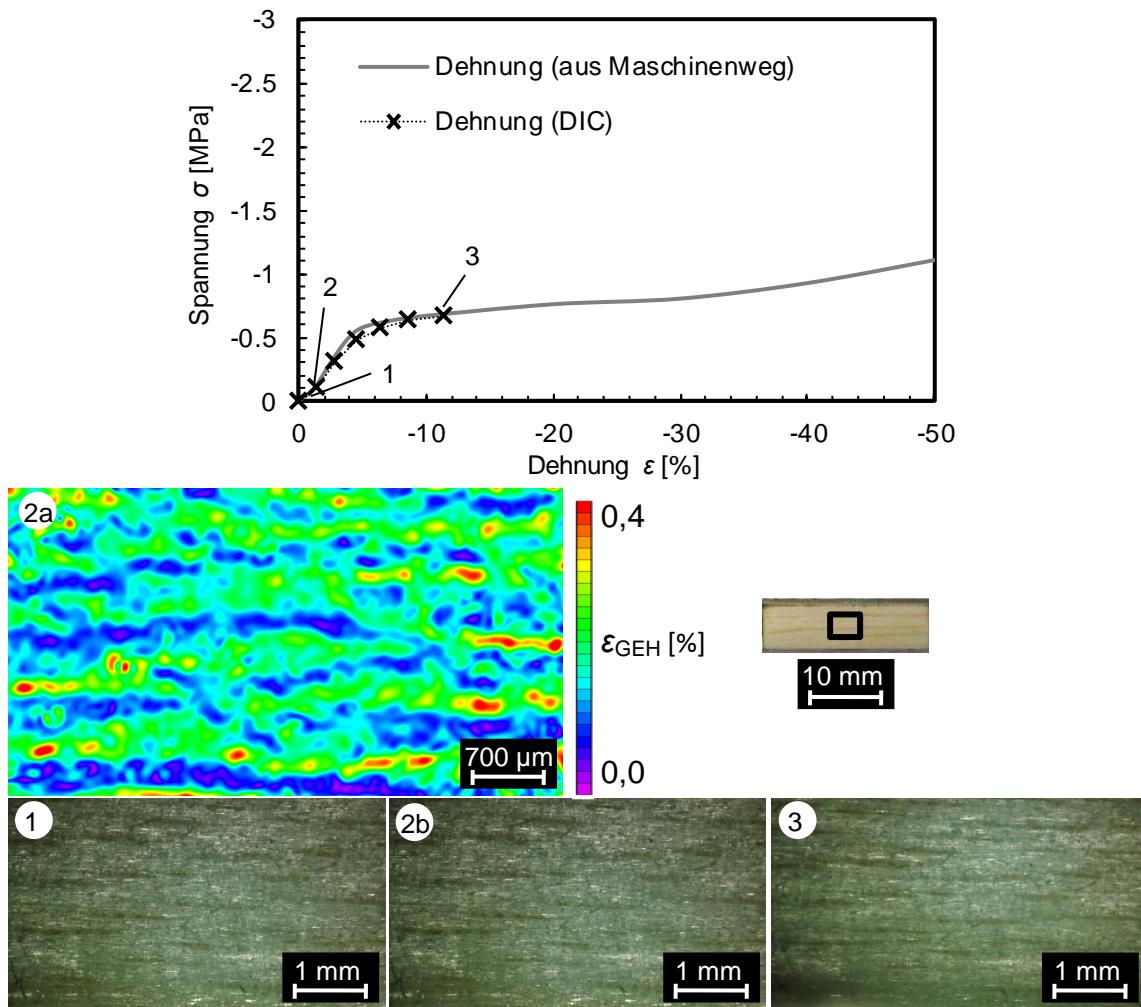


Abbildung 4-55: Hochauflösende Darstellung der Dehnungsentwicklung im Druckversuch an Balsa-Holz

#### 4.1.3.2 Vierpunkt-Biegung

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse dargestellt, welche in Vierpunkt-Biegeversuchen an diversen Sandwich-Strukturen erzielt wurden. Für jede Werkstoffkombination werden jeweils die Ergebnisse aus monotonen Versuchen mit den Ergebnissen aus zyklischen Laststeigerungsversuchen verglichen.

Als erste Werkstoffkombination wurde eine Aluminiumschaum-Sandwich-Struktur geprüft, die so ausgelegt war, dass zunächst Schubversagen im Aluminiumschaumkern auftrat. Während die Probe kurz vor dem Erreichen des Schubspannungsniveaus, das zu einer plastischen Verformung des Aluminiumschaums führte, optisch noch nahezu unverformt erschien (s. Abbildung 4-56-2b), waren zu diesem Zeitpunkt deutliche Dehnungsüberhöhungen im auf Schub belasteten Probenbereich sichtbar (s. Abbildung 4-56-2a). An den Stellen, an welchen die Dehnungsüberhöhungen am stärksten ausgeprägt waren, kam es mit dem Überschreiten der Schubfestigkeit zunächst zur Schädigung der Probe in Form einzelner Risse in den Zellwänden des Aluminiumschaums (s. Abbildung 4-56-3). Bei weiterer Verformung der Sand-

wich-Struktur verbanden sich diese zunächst optisch kaum erkennbaren Risse zu einem durchgängigen Riss durch den Aluminiumschaum, was aufgrund der dabei abnehmenden Probensteifigkeit zu einer plastischen Verformung der Deckbleche im Auflagerbereich führte (s. Abbildung 4-56-4).

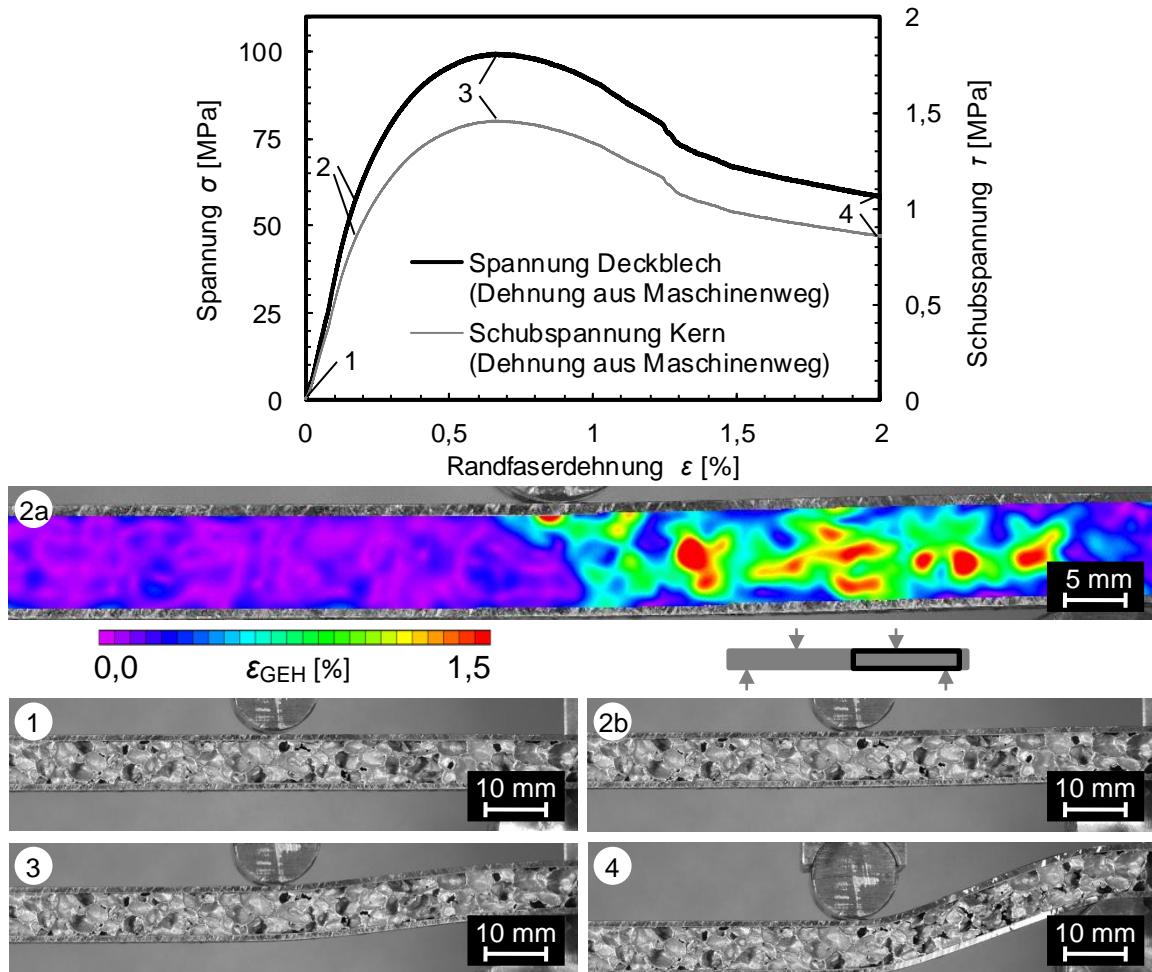


Abbildung 4-56: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Aluminiumschaum-Sandwich

Unter zyklischer Belastung zeigte die Sandwich-Struktur ein ähnliches Versagensverhalten wie zuvor unter monotoner Belastung (s. Abbildung 4-57). In diesem Fall waren die Dehnungsüberhöhungen in den später versagensrelevanten Bereichen etwa ab einer Spannung, welche dem Dauerfestigkeitsniveau entsprach, sichtbar (s. Abbildung 4-57-2a).

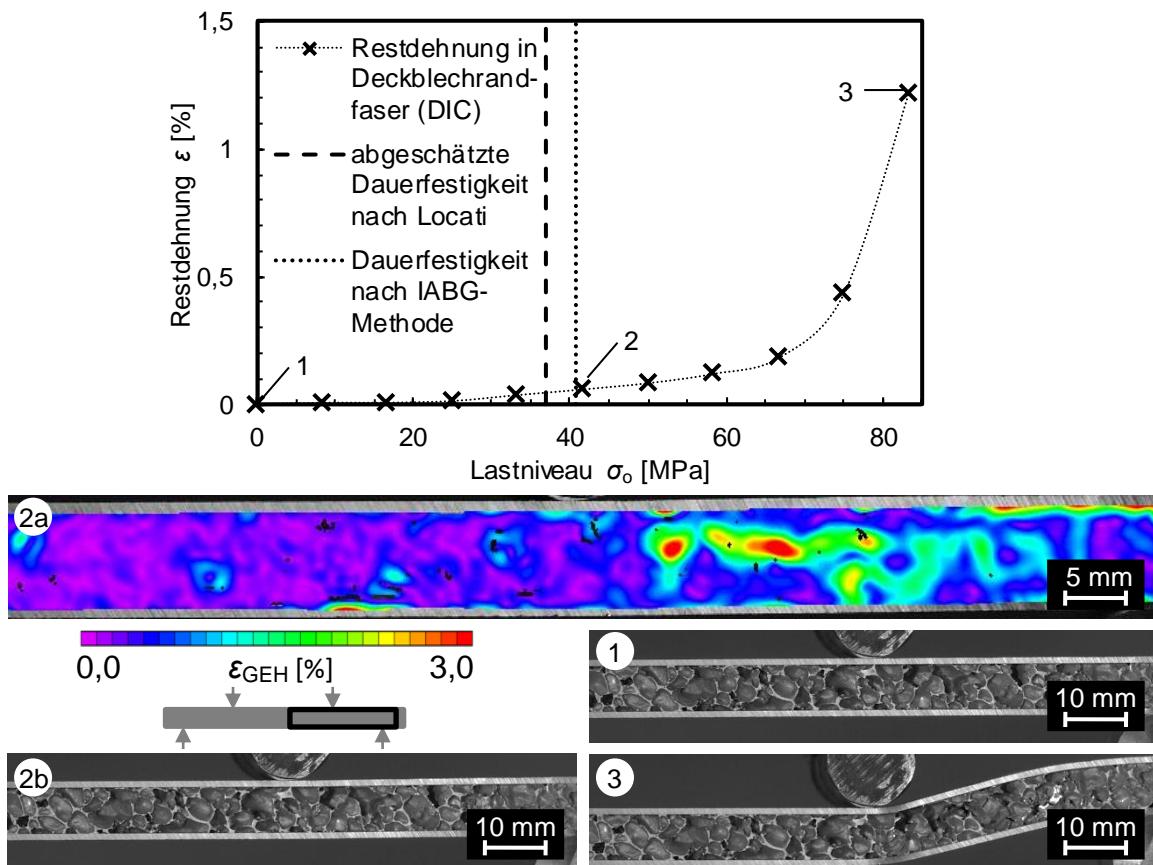


Abbildung 4-57: Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch am Aluminiumschaum-Sandwich

Aufgrund der bereits im Rahmen der Druckversuche ausführlich dargelegten Problematik (vgl. Abschnitt 4.1.3.1) der großen Strukturgröße der Waben des Aluminiumwaben-Sandwichs wurden die schädigungsrelevanten Dehnungen bei Auswertung mit zweidimensionaler Bildkorrelation von den Einflüssen perspektivischer Effekte und Spiegelungen überlagert. Somit war zwar frühzeitig eine grobe Abgrenzung des Probenabschnitts möglich, in dem später das Schubversagen des Wabekerns auftrat (s. Abbildung 4-58-2a), eine präzise Schädigungsfrüherkennung und Vorhersage der Versagensart ließen sich jedoch nicht durchführen.

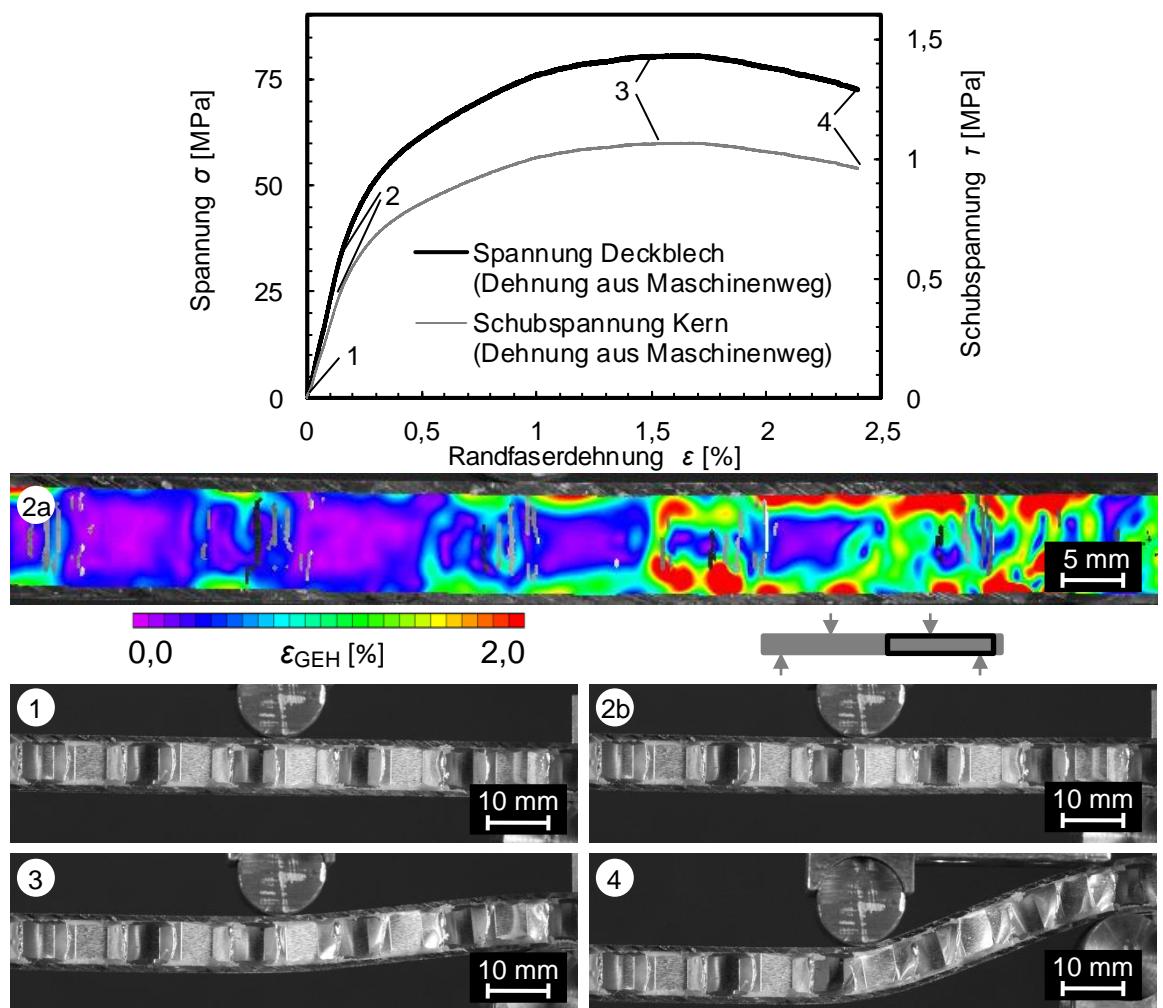


Abbildung 4-58: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Aluminiumwaben-Sandwich

Ein ähnliches Versagensverhalten und somit Korrelationsergebnis ergab sich auch für die zyklischen Vierpunkt-Biegeversuche am Aluminiumwaben-Sandwich (s. Abbildung 4-59).

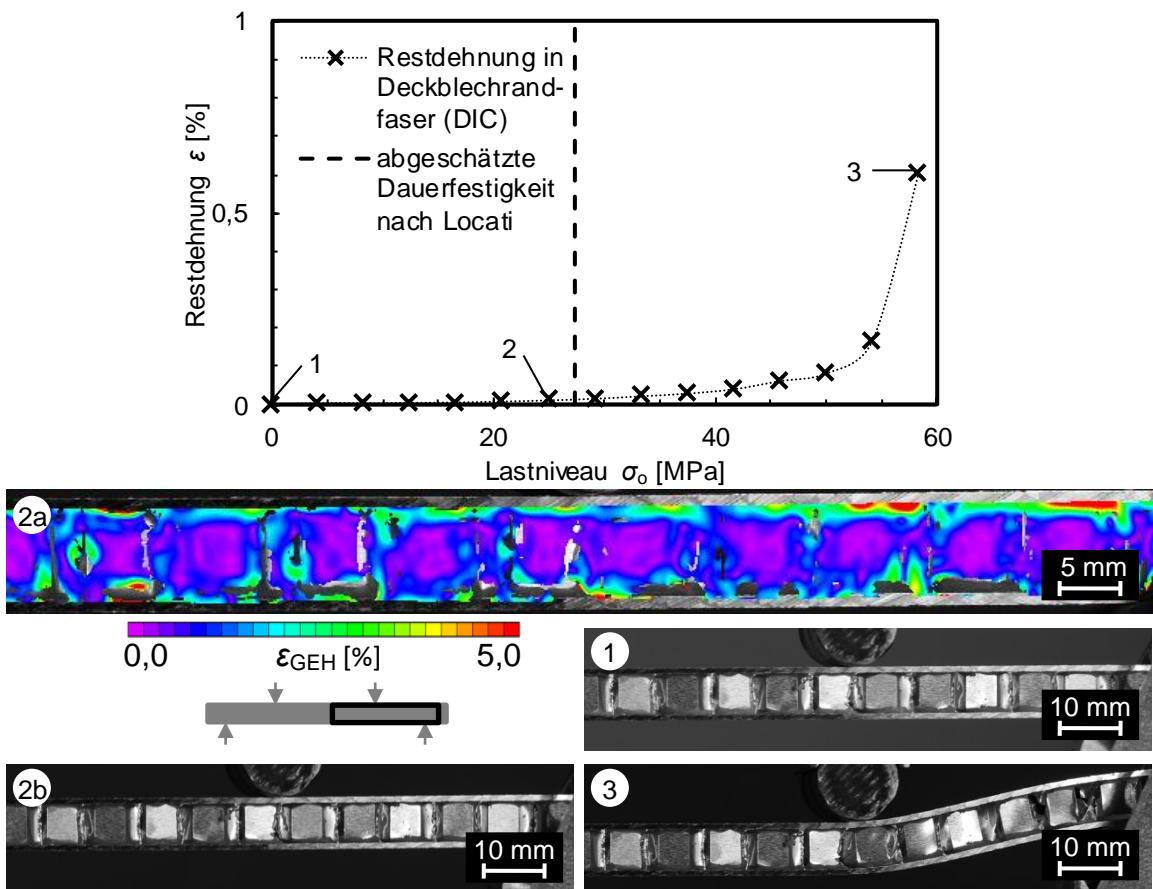


Abbildung 4-59: Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch am Aluminiumwaben-Sandwich

Der in Abschnitt 4.1.2.3 als voll ausgeführtes Profil in einem Vierpunkt-Biegeversuch getestete multidirektionale CFK-2 wurde zusätzlich als Deckblech eines Polymerschaum-CFK-Sandwichs benutzt. Bei diesem war bei Belastung im elastischen Bereich eine ähnliche Dehnungsverteilung wie beim Aluminiumschaum-Sandwich erkennbar (s. Abbildung 4-60-2a). Aufgrund der feineren Poren des Polymerschaums gegenüber dem Aluminiumschaum war die Dehnungsverteilung homogener. Auch beim Polymerschaum-CFK-Sandwich trat unter zunehmender Belastung im Bereich der Dehnungsüberhöhung zunächst eine durch die Schubbeanspruchung bedingte lokale Schädigung der Schaumporen auf (s. Abbildung 4-60-3). Wie in Abbildung 4-60-4 gezeigt, war nach dem Probenversagen ein durchgängiger Riss im hochbelasteten Bereich des Polymerschaums zu erkennen, der bei weiter zunehmender Belastung aufgrund der durch Schub veränderten Probengeometrie auch zu einem Deckblechversagen führte (nicht dargestellt).

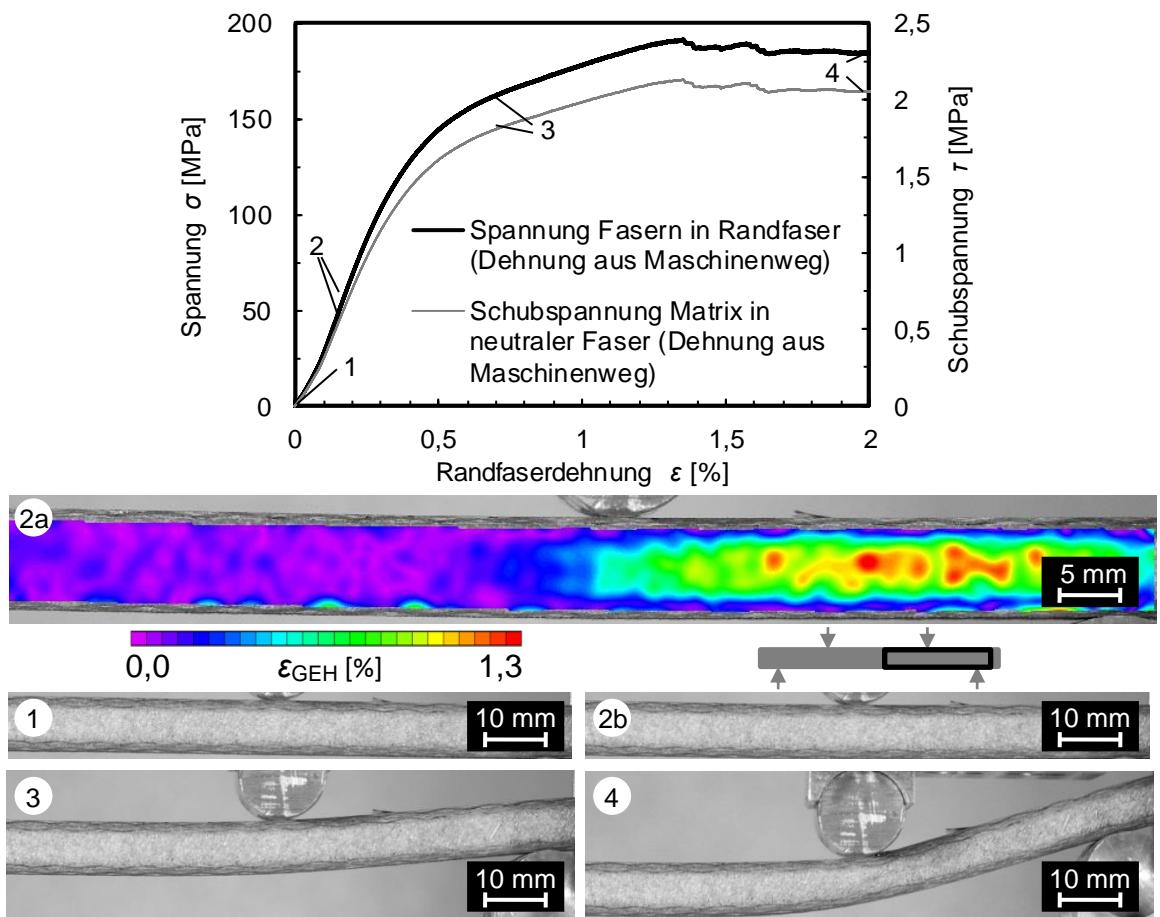


Abbildung 4-60: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Polymerschaum-CFK-2-Sandwich

Wie bereits beim Aluminiumschaum-Sandwich führte auch beim Polymerschaum-CFK-Sandwich die digitale Bildkorrelation im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch (s. Abbildung 4-61) zu einem ähnlichen Ergebnis wie im monotonen Fall (s. Abbildung 4-60). In diesem Fall ließ die Dehnungsverteilung knapp unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus Rückschlüsse auf das spätere Versagensverhalten zu.

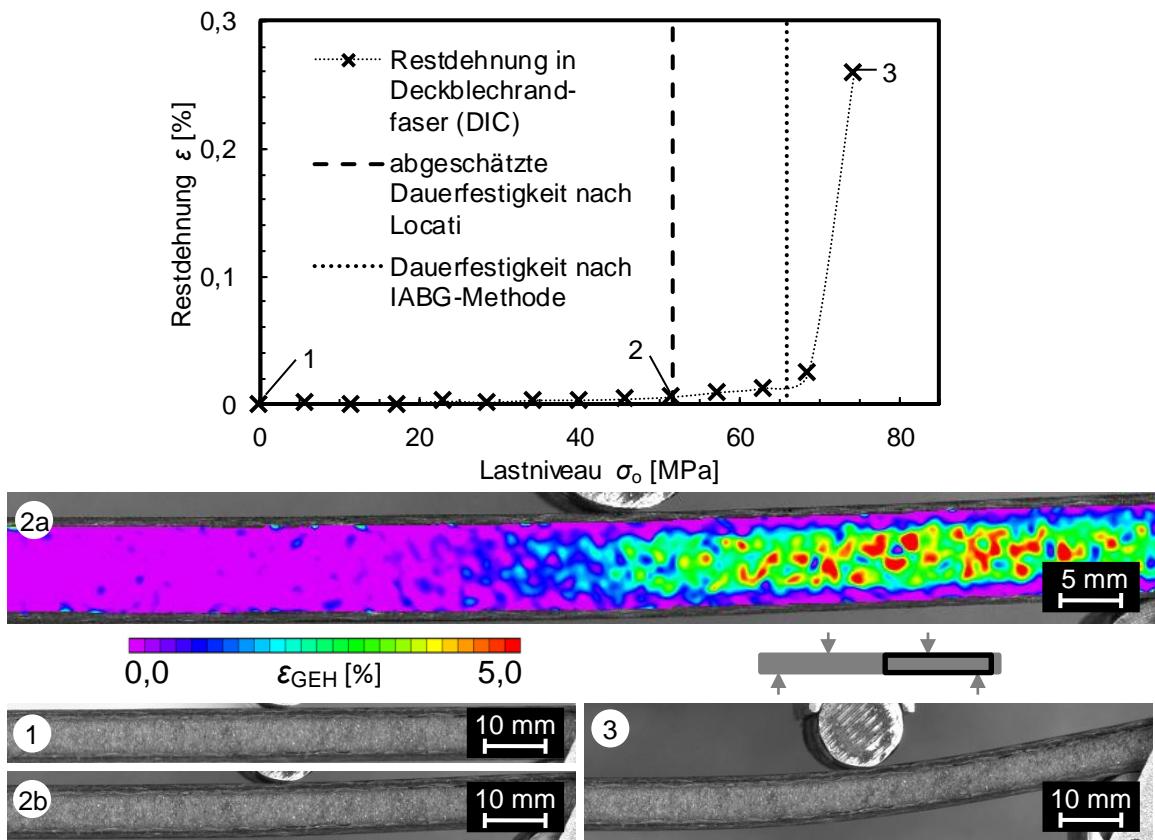


Abbildung 4-61: Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch am Polymerschaum-CFK-2-Sandwich

Am Beispiel des in Abbildung 4-62 dargestellten Vierpunkt-Biegeversuches am Balsa-Holz-Sandwich ließ sich eine Dehnungsverteilung betrachten, welche für ein Delaminationsversagen typisch ist. Deutlich vor dem Einsetzen des Versagens waren stark erhöhte Dehnungen in der Grenzschicht zwischen den auf Zug und Druck beanspruchten Deckschichten und dem auf Schub beanspruchten Kern erkennbar (s. Abbildung 4-62-2a). Kurz vor der Ablösung des unteren, auf Zug belasteten Deckblechs waren auch in der Grenzschicht zum auf Druck belasteten Deckblech erste Anrisse zu erkennen (s. Abbildung 4-62-3). Nachdem die Sandwich-Struktur nach dem Ablösen des unteren Deckblechs weiter verformt wurde, erfolgte zunächst auch eine Delamination des oberen Deckblechs und kurz darauf der Bruch der Probe im Auflagerbereich (s. Abbildung 4-62-4).

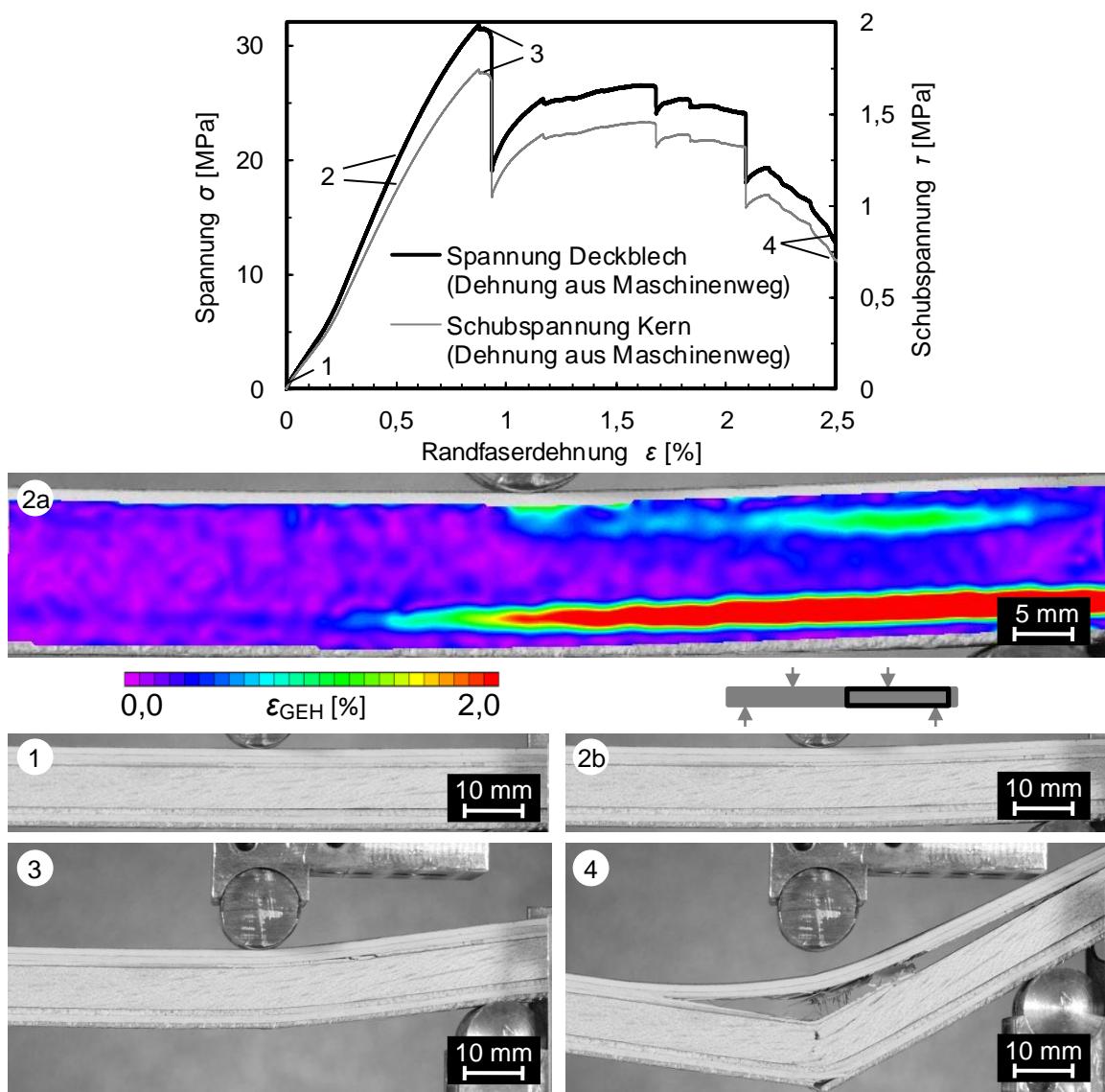


Abbildung 4-62: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Sandwich

Unter zyklischer Belastung zeigte die aus Balsa-Holz gefertigte Sandwich-Struktur ein grundlegend anderes Versagensverhalten als unter monotoner Belastung. Bei zyklischer Belastung erfolgte keine Delamination, sondern ein vom oberen Auflager ausgehender Bruch der gesamten Sandwich-Struktur (s. Abbildung 4-63-3). Im Bereich des Auflagers waren bereits unterhalb des nach dem Locati-Verfahren abgeschätzten Dauerfestigkeitsniveaus Dehnungsüberhöhungen zu sehen, welche vom oberen Auflager ausgingen und sich über die gesamte Probenhöhe in abgeschwächter Form fortsetzten (s. Abbildung 4-63-2a).

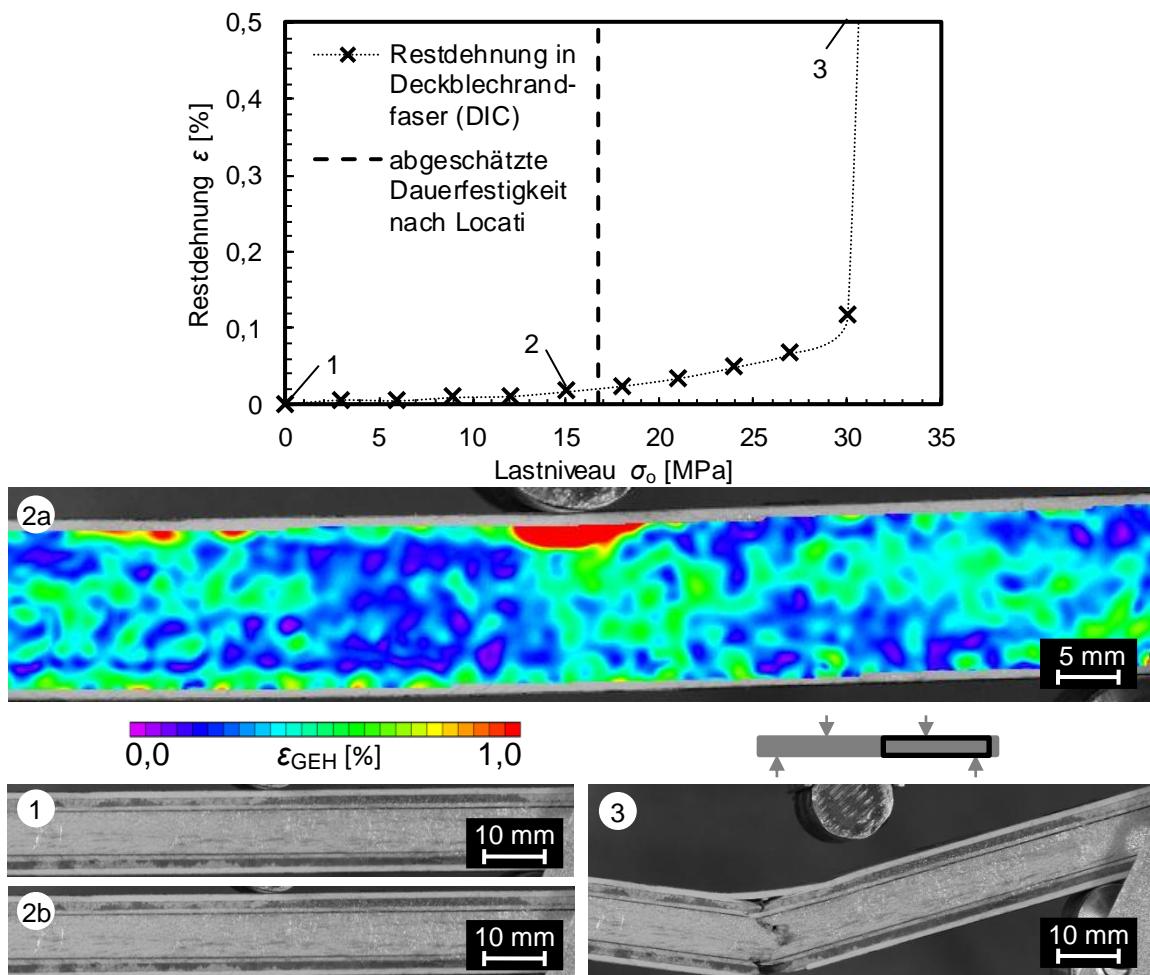


Abbildung 4-63: Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Sandwich

Im in Abbildung 4-64 dargestellten Vierpunkt-Biegeversuch wurde eine Balsa-Sandwich-Struktur untersucht, bei welcher die Holz-Deckbleche gegen  $s = 1 \text{ mm}$  starke Stahlbleche ausgetauscht wurden. In Abbildung 4-64-2a war kurz vor dem Erreichen der maximalen Biegespannung erkennbar, dass es im Bereich des auf Druck belasteten Deckblechs zu einer Schädigung des Sandwich-Profiles durch Beulen im Auflagerbereich kam. Dies bestätigte sich unter größeren Verformungen, wie in Abbildung 4-64-4 dargestellt. Aus dem Versagensbild geht, wie bereits in Abschnitt 2.3.3.2 beschrieben, nicht hervor, ob das Versagen in diesem Fall vom Kern- oder Deckschichtwerkstoff ausging.

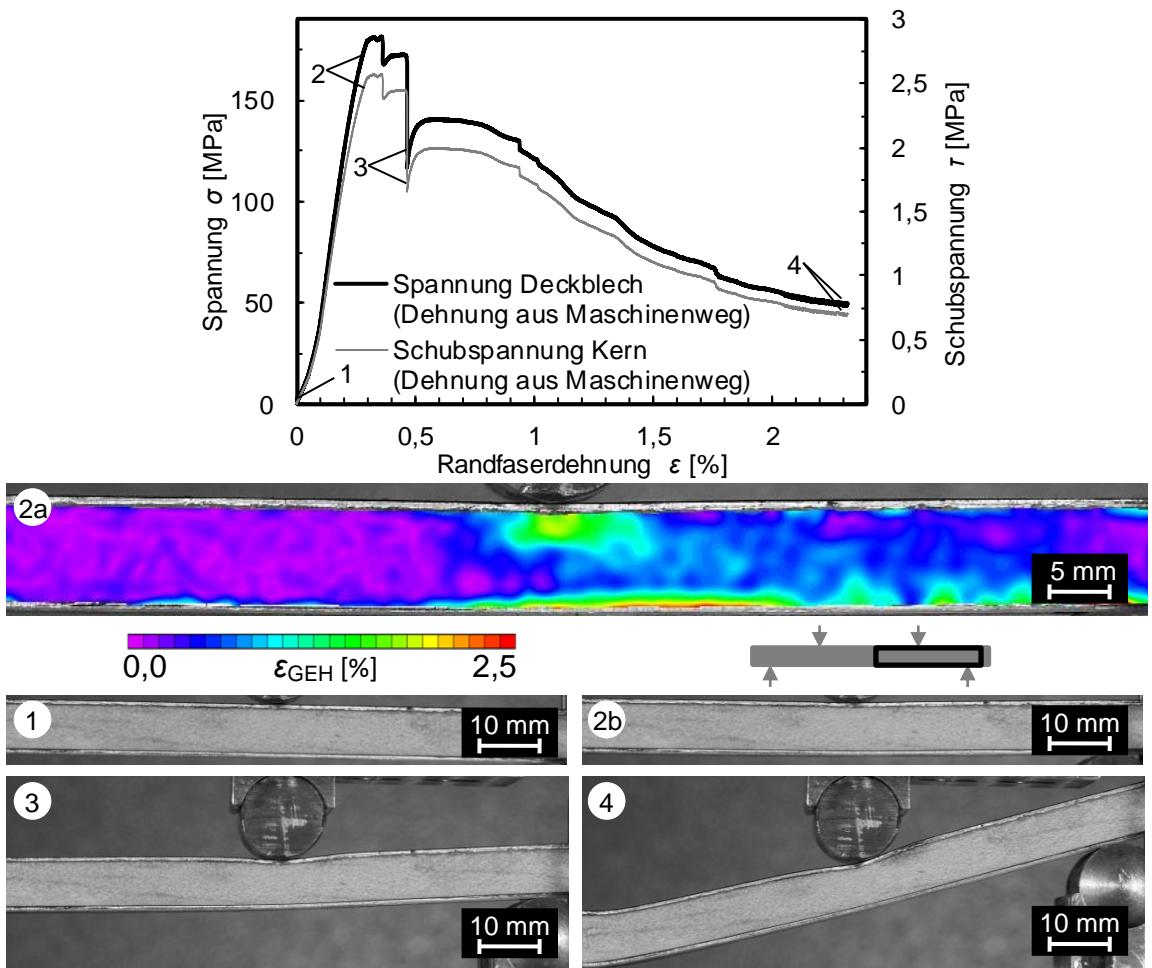


Abbildung 4-64: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Stahl-Sandwich bei Deckschichtversagen

Um darzustellen, wie sich eine veränderte Versagensart bei der Betrachtung der Dehnungsentwicklung bei identischer Werkstoffkombination auswirkt, wurde die aus Abbildung 4-64 bekannte Sandwich-Struktur im Bereich des druckseitigen Auflagers mit einem Stahlblech verstärkt, um ein Deckschichtversagen zu verhindern. Da der Spannungs-Dehnungs-Verlauf dem in Abbildung 4-64 dargestellten sehr stark ähnelte, wurde dieser nicht erneut dargestellt. Wie in Abbildung 4-65-2a vor dem Erreichen der Biegefestigkeit zu erkennen ist, erfolgte das Versagen in diesem Fall durch fast zeitgleiche Delamination beider Deckschichten (s. Abbildung 4-65-3 und Abbildung 4-65-4). Die Dehnungsverteilung ermöglichte bereits bei niedrigen elastischen Beanspruchungen das Erkennen des veränderten Versagensmechanismus (nicht gezeigt).

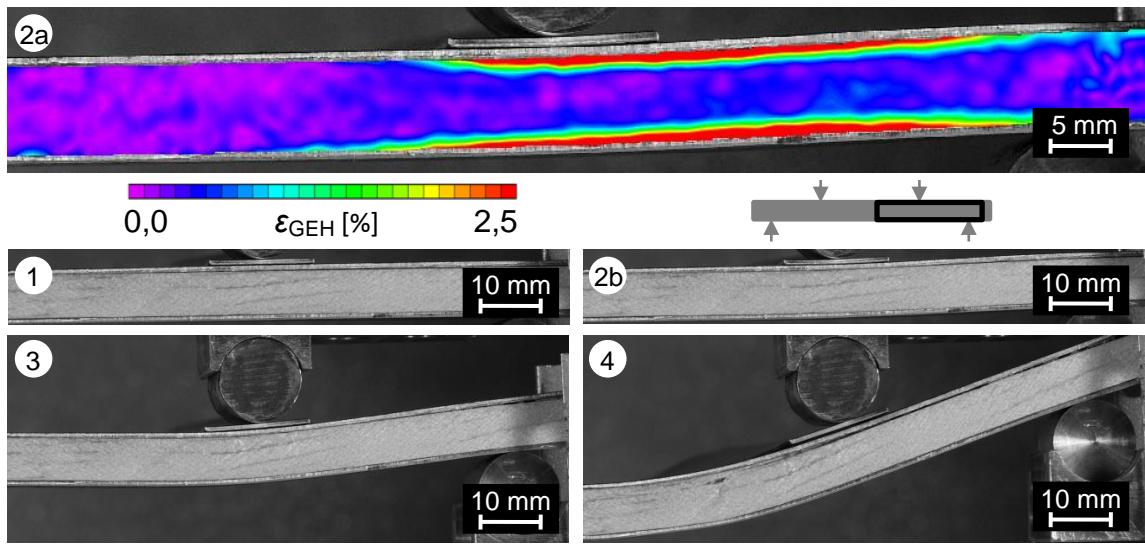


Abbildung 4-65: Dehnungsentwicklung im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Stahl-Sandwich bei Delaminationsversagen

Wie bereits im monotonen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Stahl-Sandwich erfolgte auch das Versagen im zyklischen Versuch durch Delamination. Bereits auf einem sehr niedrigen Lastniveau mit einer Oberspannung von unter  $\sigma_0 = 20$  MPa (s. Abbildung 4-66-2a) war erkennbar, dass das Delaminationsversagen bei der betrachteten Probe zunächst im Bereich der auf Zug belasteten Grenzschicht auftrat (s. Abbildung 4-66-3).

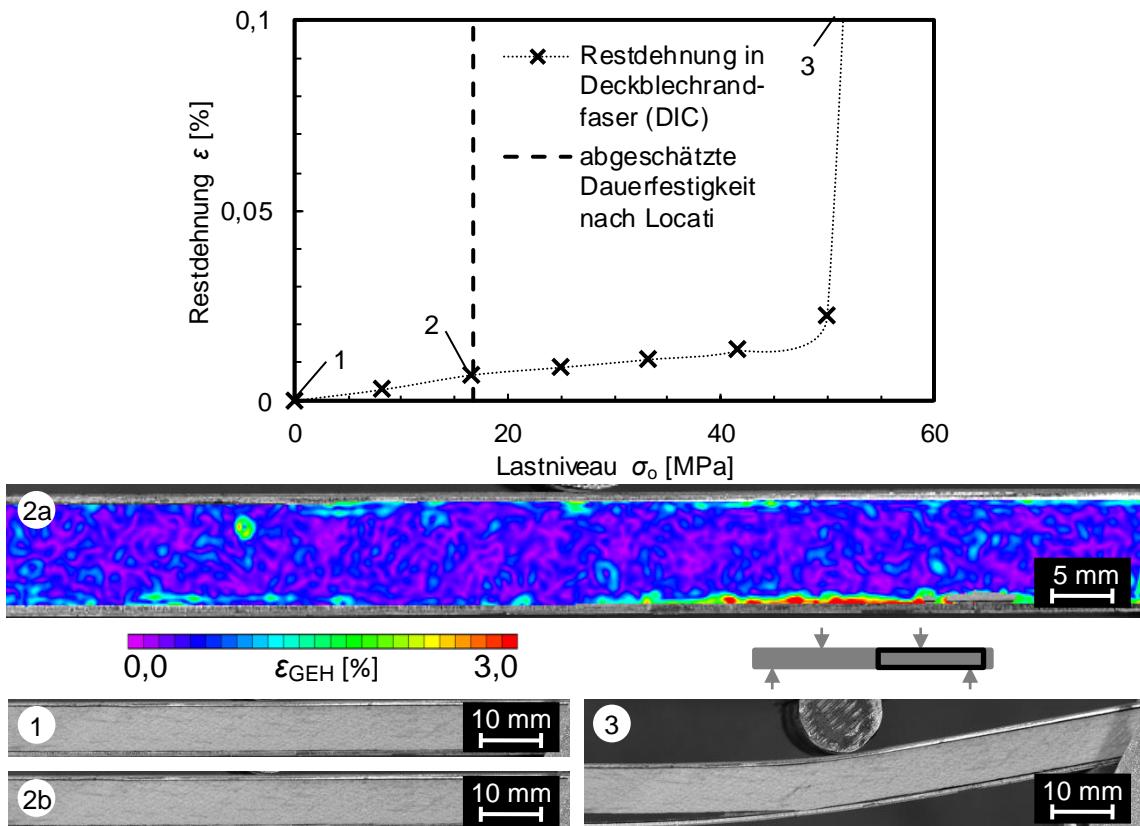


Abbildung 4-66: Dehnungsentwicklung im zyklischen Vierpunkt-Biegeversuch am Balsa-Stahl-Sandwich

Zusammenfassend lässt sich aus den Vierpunkt-Biegeversuchen an Sandwich-Strukturen schließen, dass für die betrachteten Strukturen unabhängig von der verwendeten Materialkombination sowohl unter monotoner als auch unter zyklischer Belastung eine Schädigungsfrüherkennung mittels 2D-DIC möglich war. Frühzeitig ließen sich Hinweise auf den Modus und den Ort des späteren Probenversagens finden, sofern die Strukturgröße der im Sandwich eingesetzten Werkstoffe ausreichend klein gegenüber der gewünschten Auflösung der Dehnungsverteilung war. Bei großen Struktureinheiten, wie z. B. beim Aluminiumwaben-Sandwich, sind hingegen dreidimensionale Prüfverfahren notwendig, da es in diesem Fall zu einer massiven Verfälschung der Ergebnisse durch Fehlinterpretation der Verschiebungen der Probenoberfläche in der nicht berücksichtigten Richtung senkrecht zur Oberfläche kommen kann.

#### 4.1.3.3 T-Biegung

Die Anwendbarkeit der digitalen Bildkorrelation zur Schädigungsfrüherkennung bei komplexer geformten Sandwich-Strukturen wurde am Beispiel von T-förmig gefügten Polymerschaum-CFK-2-Sandwich-Strukturen untersucht. Dabei kamen zwei Proben mit leicht unterschiedlicher Geometrie der Fügestelle jeweils in monotonen und zyklischen Versuchen zum Einsatz. Da es auch bei diesem Versuchsaufbau zu keinem Versagen der Probe in Form von einem vollständigen Bruch der Probe in zwei diskrete Körper kam, wurde analog zu Abschnitt 4.1.2.4 eine Verschiebung der Lasteinleitungsstelle um 10 mm als Probenversagen definiert.

Im monotonen Versuch an der ersten Probengeometrie waren bei einer Randfaser spannung von  $\sigma = 58 \text{ MPa}$  zwei Bereiche stark erhöhte Dehnungen erkennbar (s. Abbildung 4-67-2a). Einer dieser Bereiche lag im Kerbübergang, der zweite ging von der Anbindung des Schaumkerns an die massive CFK-Rückwand aus. Bei weiterer Belastung der Probe entstanden an den zuvor identifizierten Stellen Risse (s. Abbildung 4-67-3). Das Probenversagen ging schließlich von dem Riss aus, der am Schaumkern initiierte (nicht gezeigt).

Zusätzlich zu den flächigen und linienförmigen Dehnungsüberhöhungen konnten, wie in Abbildung 4-67-2a dargestellt, lokal begrenzte, annähernd kreisförmige Dehnungsüberhöhungen beobachtet werden. Diese waren auf das Ablösen einzelner Faserenden von der Probenoberfläche zurückzuführen, da im vorliegenden Beispiel auf eine Oberflächenflächenbehandlung verzichtet wurde. Obwohl dies zu einem lokal verfälschten Ergebnis führte, hatten diese Artefakte, denen keine reale Dehnungsüberhöhung zugrunde lagen, keinen Einfluss auf die Interpretierbarkeit des Gesamtergebnisses, da die Effekte nur lokal stark begrenzt auftraten. Ähnliche Effekte waren auch in den übrigen in diesem Abschnitt dargestellten Dehnungsverteilungen erkennbar, werden aber nicht erneut diskutiert (vgl. auch Abschnitt 9.3.1.1 im Anhang).

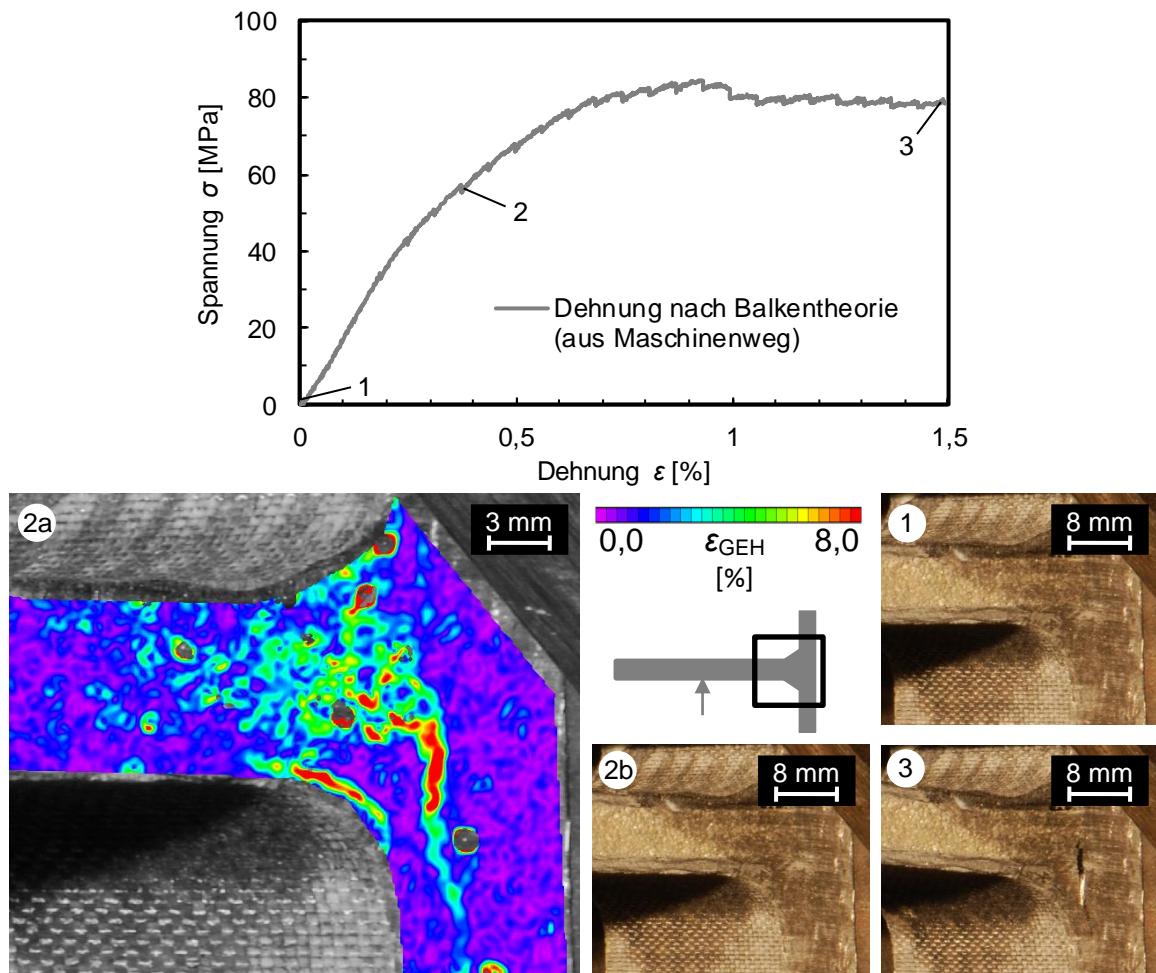


Abbildung 4-67: Dehnungsentwicklung beim monotonen T-Biegeversuch an einer Polymerschaum-CFK-2-Sandwich-Probe

Auch unter zyklischer Belastung wurde bei dieser Geometrie ein ähnliches Ergebnis wie bei den Proben ohne Schaumkern erzielt. Bei Spannungen deutlich unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus war eine deutliche Dehnungsüberhöhung im auf Zug belasteten Bereich der Fügezone sichtbar (s. Abbildung 4-68-2a). In diesem Bereich bildete sich im weiteren Versuchsverlauf ein Anriss parallel zu den Faserlagen, der sich im weiteren Versuchsverlauf ausbreitete (s. Abbildung 4-68-3) und schließlich zum Probenversagen führte.

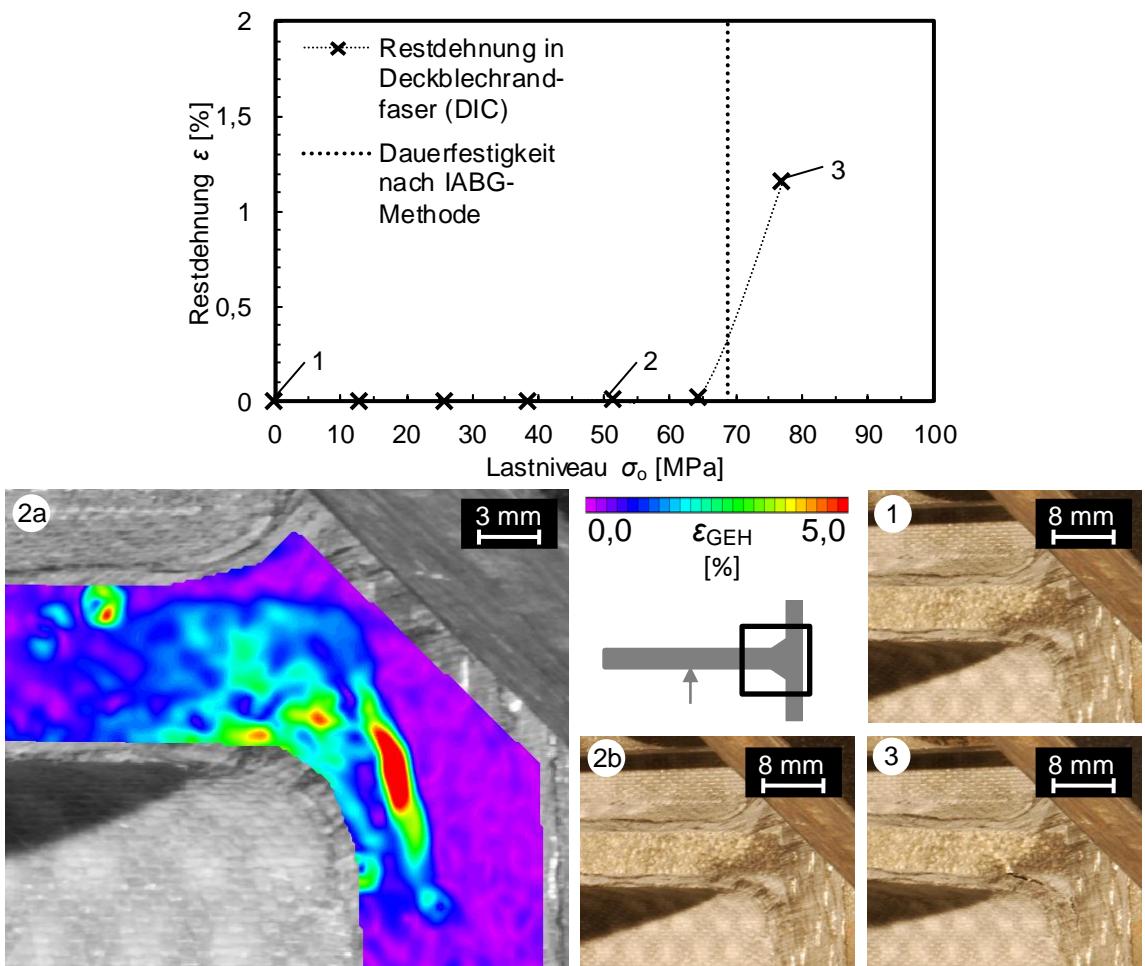


Abbildung 4-68: Dehnungsentwicklung beim zyklischen T-Biegeversuch an einer Polymerschaum-CFK-2-Sandwich-Probe

Unter Berücksichtigung der Ergebnisse, die in den in Abbildung 4-67 und Abbildung 4-68 dargestellten Versuchen erzielt wurden, wurde der Aufbau des Fügebereichs für weitere Versuche optimiert (s. Abbildung 4-69-1). Um ein Adhäsionsversagen in der Grenzschicht des Anbindusbereiches wie in Abbildung 4-68-3 zu verhindern, wurde in diesem Bereich ein Schaumkern mit höherer Festigkeit eingesetzt. Zudem wurden die am stärksten beanspruchten Bereiche des FKV im Kerbbereich durch das Aufbringen weiterer Faserlagen auf der Probenoberfläche verstärkt, was zu einer deutlichen Verbesserung der Eigenschaften des Profils führte. Im Versuch waren beim Übergangsbereich zwischen elastischer und inelastischer Beanspruchung der Probe, vor der Bildung von AnrisSEN auf der Probenoberfläche, Dehnungsüberhöhungen in einzelnen Faserlagen erkennbar (s. Abbildung 4-69-2a), welche bei gestiegener Belastung zur Anrißbildung und zum Probenversagen führten (s. Abbildung 4-69-3). Trotz der Verstärkung der Anbindung des Schaumkerns waren in der Grenzschicht erneut Dehnungsüberhöhungen erkennbar. Diese waren jedoch deutlich schwächer ausgeprägt als bei der unverstärkten Probengeometrie (vgl. Abbildung 4-68-2a) und führten auch unter monotoner Probenbelastung nicht zur Rissbildung.

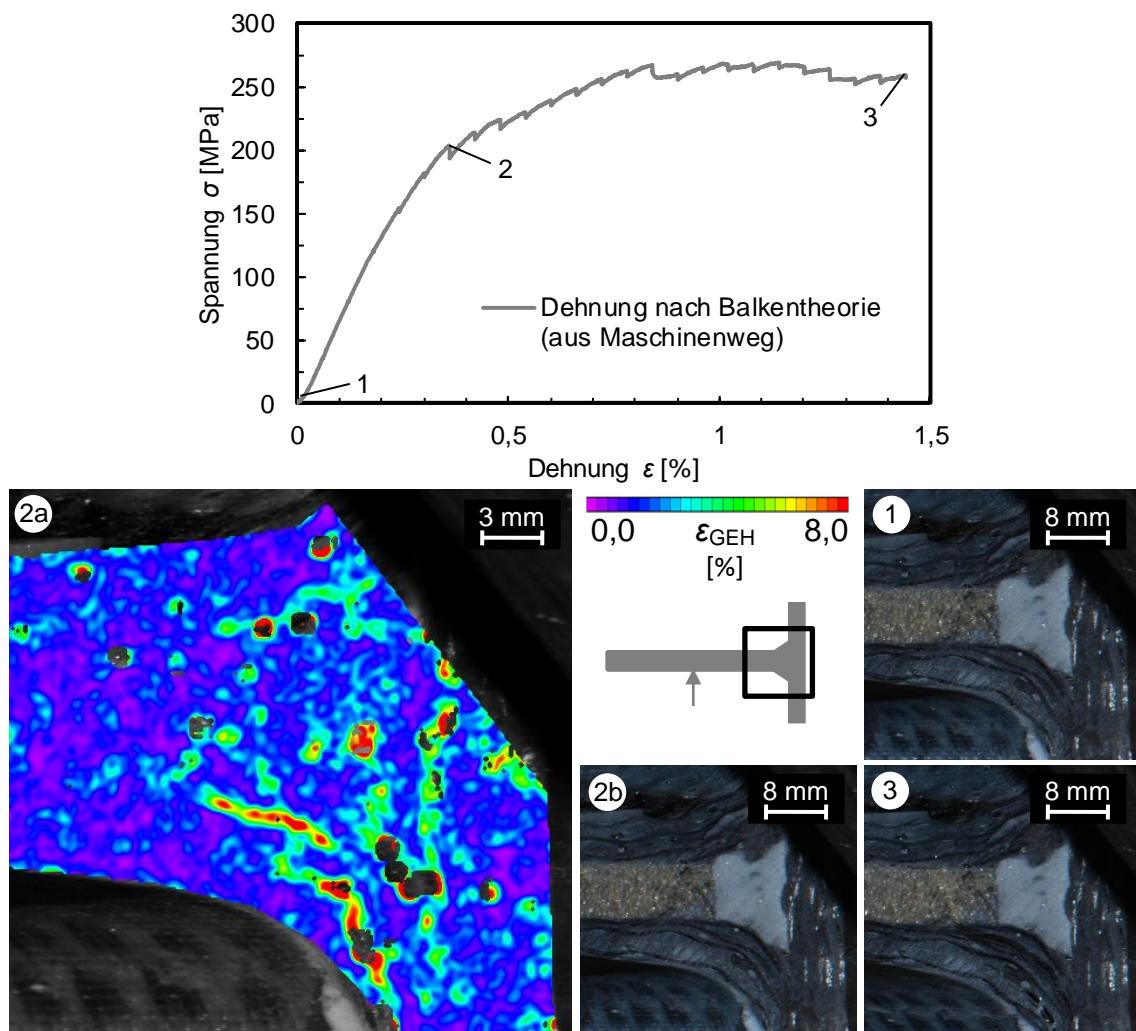


Abbildung 4-69: Dehnungsentwicklung beim monotonen T-Biegeversuch an einer Polymerschaum-CFK-2-Sandwich-Probe mit verstärkter Fügezone

Bei zyklischer Belastung der verstärkten Probengeometrie entsprach das Ergebnis in etwa dem bereits für die unverstärkte Probe in Abbildung 4-68 dargestellten (s. Abbildung 4-70) und wird daher nicht gesondert diskutiert.

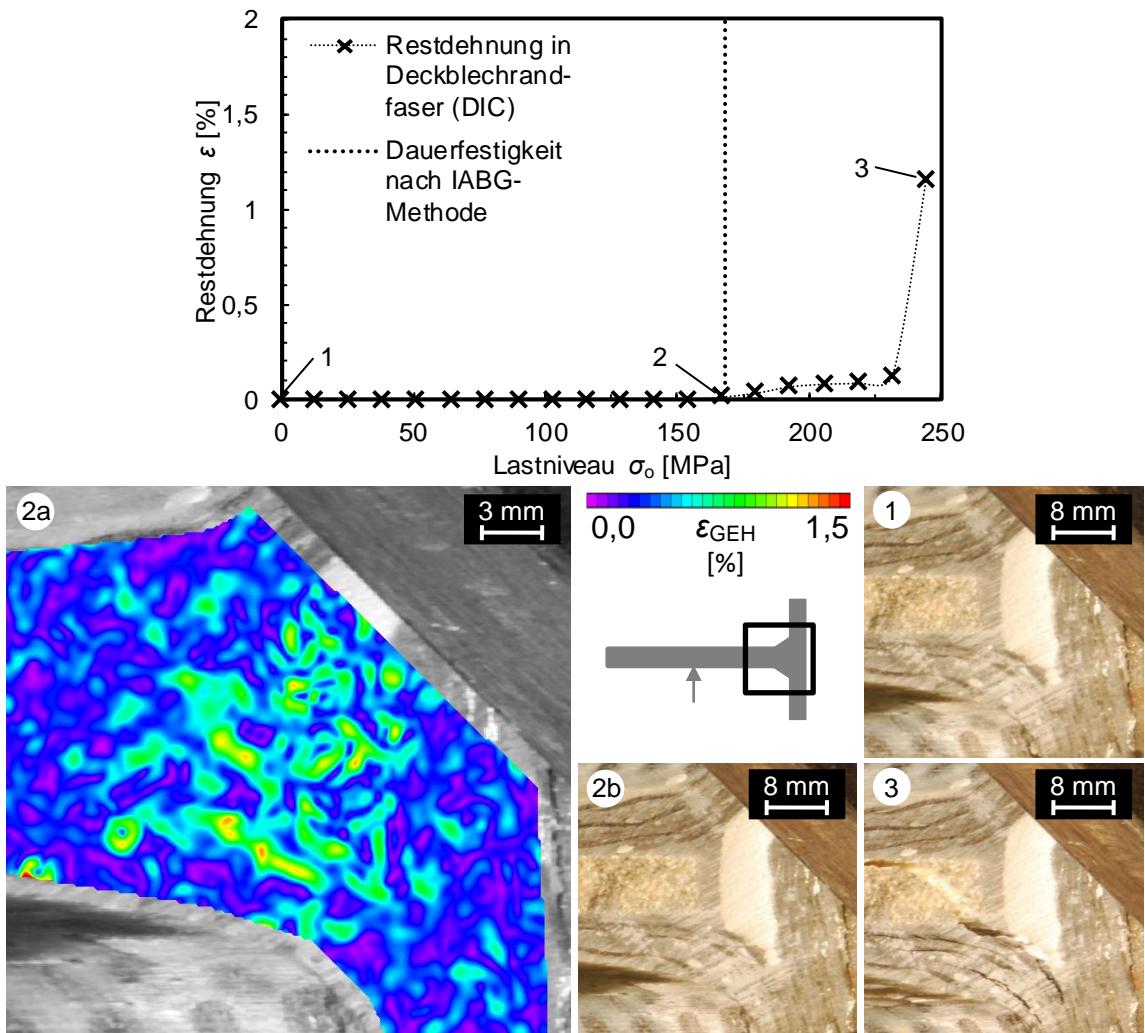


Abbildung 4-70: Dehnungsentwicklung beim zyklischen T-Biegeversuch an einer Polymerschaum-CFK-2-Sandwich-Probe mit verstärkter Fügezone

## 4.2 Funktionelle Schädigung

In diesem Abschnitt werden die im Rahmen der Untersuchungen der strukturellen Schädigungen gewonnenen Erfahrungen angewendet. Dazu wurde am Beispiel einer zyklisch belasteten Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung unter Ausnutzung pseudoelastischen Verhaltens untersucht, ob es möglich ist, funktionelle Schädigungen mittels DIC zu charakterisieren. Darüber hinaus wurde die Möglichkeit überprüft, funktionelle Schädigungen bereits bei niedrigen Zyklenzahlen zu erkennen und Prognosen über die lokale funktionelle Schädigungsentwicklung zu geben.

Dazu wurde zunächst die funktionelle Schädigung von Einkristallen mit Hilfe digitaler Bildkorrelation untersucht (s. Abschnitt 4.2.1). Die dabei erhaltenen Ergebnisse wurden um die Betrachtung vielkristalliner Proben ergänzt (s. Abschnitt 4.2.2).

### 4.2.1 Einkristalline Proben

Die funktionelle Schädigungsentwicklung unter zyklischer Zugbelastung wurde zunächst an einem Nickel-Titan-Einkristall untersucht, bei dem die [101]-Orientierung des Kristalls unge-

fähr der Belastungsrichtung entsprach (s. mittels EBSD ermittelte Kornorientierungsdarstellung in Abbildung 4-71-2c). Die Belastung erfolgte in Wegregelung bei  $R = 0$  bis zu einer Enddehnung von etwa  $\varepsilon = 3\%$ . Wie den im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 4-71 dargestellten Hysteresen zu entnehmen ist, trat die größte funktionelle Schädigung in Form von Restdehnungen nach der Probenentlastung in den ersten Zyklen auf. Bei der hochauflösenden Betrachtung eines Bereiches in der Probenmitte mittels digitaler Bildkorrelation war bereits nach einem Zyklus eine schwach ausgeprägte Restdehnung in der unteren rechten Ecke des betrachteten Bereichs zu erkennen (nicht dargestellt). Am Versuchsende nach  $N = 1000$  Zyklen waren in diesem Probenbereich signifikant erhöhte Dehnungen identifizierbar (s. Abbildung 4-71-2a).

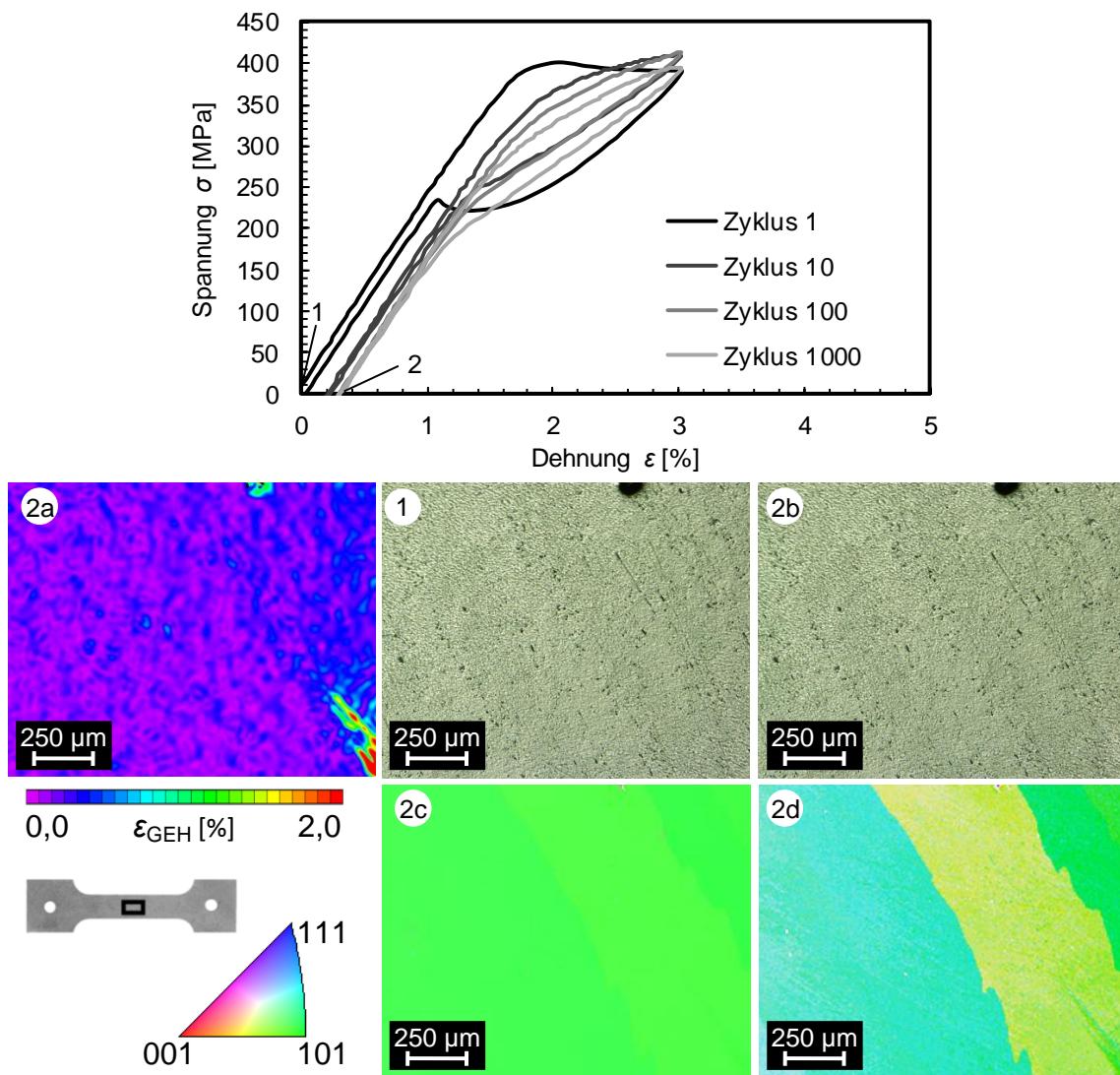


Abbildung 4-71: Dehnungsentwicklung und EBSD-Scan an einem [101]-orientierten NiTi-Einkristall

Durch eine Erhöhung des Bildkontrasts der in Abbildung 4-71-2c dargestellten und mit EBSD ermittelten Kristallorientierung und einer Überlagerung mit der Darstellung der Bildqualität des EBSD-Scans erhält man das in Abbildung 4-71-2d dargestellte Falschfarbenbild, was ne-

ben drei homogenen Bereichen mit minimal unterschiedlicher Kristallorientierung eine nadelförmige Struktur in der unteren rechten Bildecke aufweist. Bei der Struktur handelte es sich vermutlich um Restmartensit, was jedoch aufgrund der Ähnlichkeit der monoklinen bzw. orthorhombischen Kristallstruktur des Martensits zur kubischen Struktur des Austenits [Sc12] mit den eingesetzten Methoden nicht sicher verifiziert werden konnte. Für diese Annahme spricht allerdings die gute Übereinstimmung der Struktur mit den Bereichen erhöhter Dehnungen aus Abbildung 4-71-2a.

Im Gegensatz zur [101]-orientierten Probe, die wie nach [La11] erwartet über die gesamten 1000 Zyklen ein relativ stabiles Umwandlungsverhalten und somit nur geringe Restdehnungen zeigte, kam es bei der aus dem gleichen Einkristall entnommenen Probe, bei der die [111]-Orientierung des Kristalls ungefähr parallel zur Zugrichtung war (s. Abbildung 4-72-2c), bereits nach dem ersten Zyklus zu großen Restdehnungen und in Folge dessen nur noch zu einem schwach ausgeprägten Formgedächtniseffekt (s. Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 4-72).

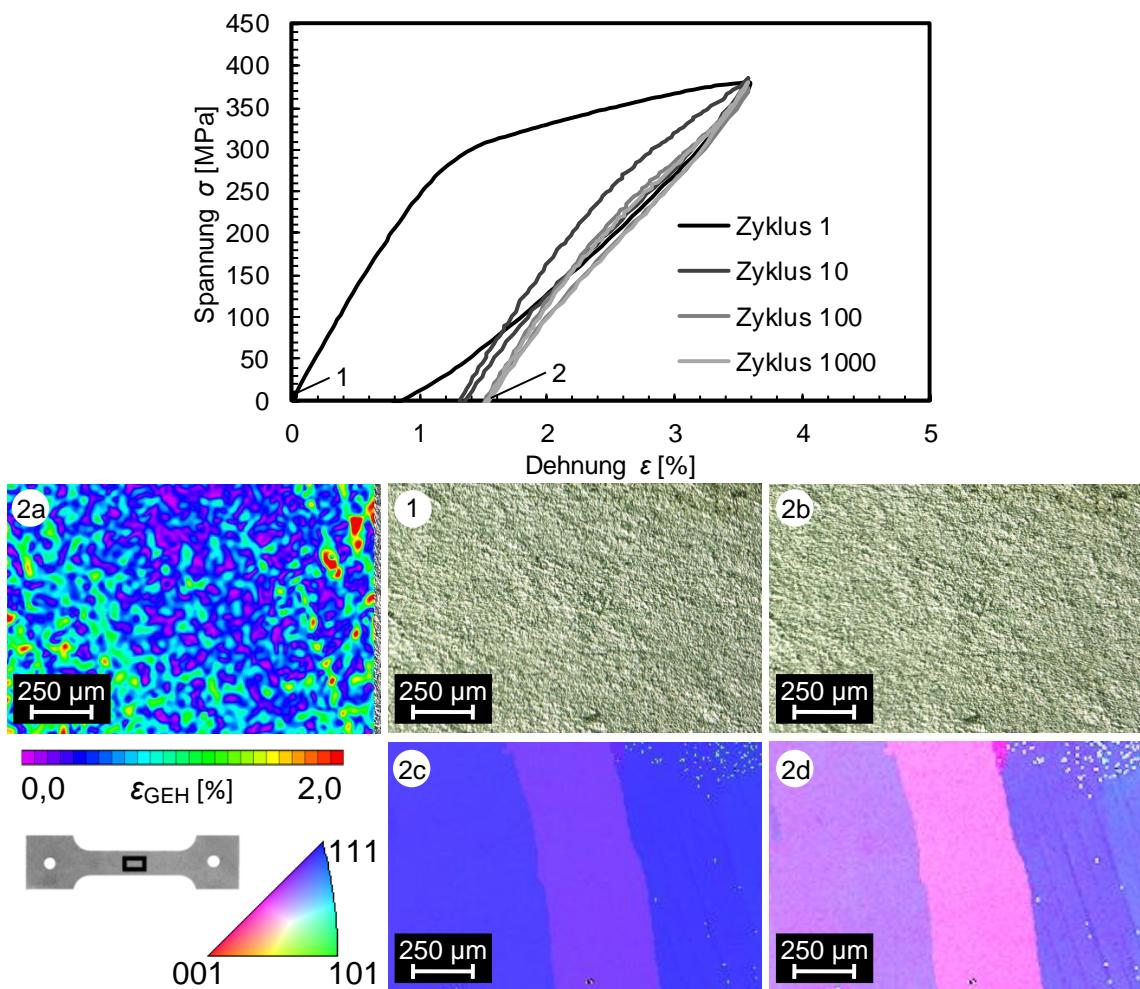


Abbildung 4-72: Dehnungsentwicklung und EBSD-Scan an einem [111]-orientierten NiTi-Einkristall

Dieser Effekt einer starken Orientierungsabhängigkeit ist aus der Literatur, z. B. aus [GM02,GS<sup>+</sup>01] und [MQ<sup>+</sup>10] bekannt. Die Dehnungsüberhöhungen waren bei der [111]-orientierten Probe gleichmäßiger über die Probenoberfläche verteilt, ähnlich wie bei der Ermüdung der Kupfer-Proben in Abschnitt 4.1.1.1. Zudem waren auch bei starker Erhöhung des Kontrasts des EBSD-Scans und Überlagerung mit der Bildqualität (Abbildung 4-72-2d) nur vereinzelte etwa 70° zur Zugrichtung orientierte nadelförmige Strukturen des EBSD-Scans den mittels DIC ermittelten Dehnungsüberhöhungen zuzuordnen. Dies lässt den Schluss zu, dass es sich bei den beobachteten Dehnungsüberhöhungen nicht ausschließlich um funktionelle Schädigungen in Form von Restmartensit, sondern auch um eine strukturelle Schädigung der Probe handelte.

Die in beiden Proben vorgefundenen nadelförmigen Strukturen, welche sowohl in den EBSD-Scans als auch in den Dehnungsverteilungen sichtbar waren, ließen sich wie bereits beschrieben evtl. auf von Versetzungen festgehaltene Martensitstrukturen zurückführen [OW98,QS<sup>+</sup>06]. Darauf weist neben der Form der gefundenen Strukturen auch deren 70°-Orientierung bzgl. der Beanspruchungsrichtung hin. Die Orientierung stimmte gut mit der aus [XL<sup>+</sup>98] bekannten Orientierung der (111)-Scherebene überein, die bei einer Verformung entlang der [111]-Richtung in einem Winkel von ca.  $\alpha = 70,5^\circ$  zur Zugrichtung ausgerichtet ist.

#### 4.2.2 Vielkristalline Proben

Die Entwicklung der Dehnungsverteilung bei einer vielkristallinen Probe ist für die Zyklen 1, 10, 100 und 1000 in Abbildung 4-73 dargestellt. Während sich die Verteilung der Dehnungen nach dem ersten Bild hin zur Aufnahme nach dem 10. Zyklus noch deutlich änderte, blieben die Bereiche, in denen die jeweils größten lokalen Dehnungen identifiziert wurden, danach bis zum 1000. Zyklus in etwa gleich. Anhand des zugehörigen Spannungs-Dehnungs-Diagramms und der steigenden Absolutwerte der Dehnungen zwischen den Zyklen  $N = 10$  und  $N = 1000$  zeigte sich jedoch, dass ein Großteil der Schädigung erst nach dem 10. Zyklus eingebracht wurde. Daraus lässt sich folgern, dass bereits nach wenigen Zyklen Aussagen über die später am stärksten geschädigten Bereiche gemacht werden können. Auch wenn die vielkristalline Probe nach dem 1000. Zyklus noch eine Hysterese zeigte, welche eindeutig auf einen Formgedächtniseffekt hinwies, ließ sich nicht eindeutig verifizieren, ob die beobachteten Dehnungsüberhöhungen auf strukturelle oder funktionelle Schädigungen zurückzuführen waren.

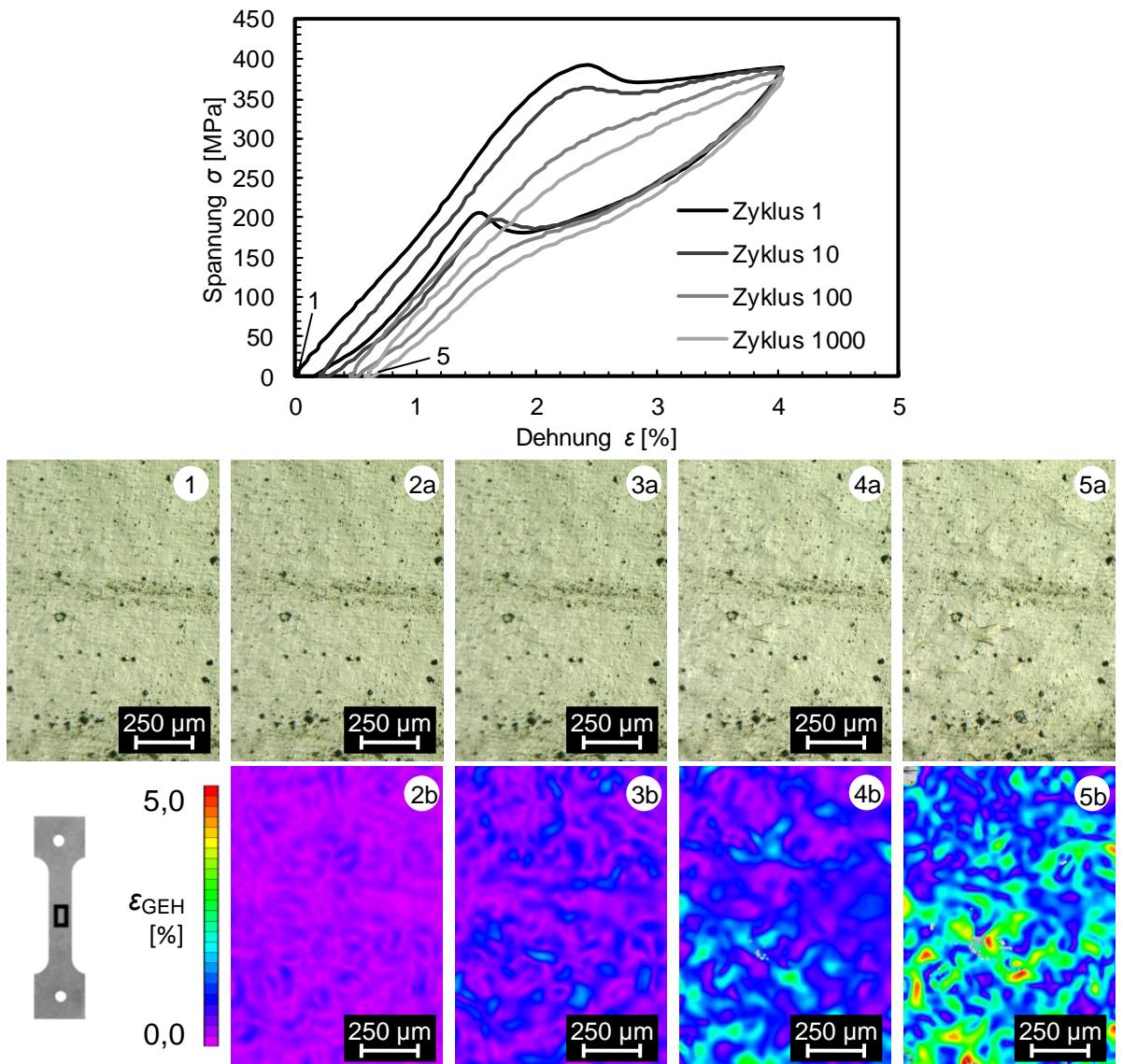


Abbildung 4-73: Dehnungsentwicklung an einer vielkristallinen NiTi-Probe im Ausgangszustand (1) und nach 1 (2), 10 (3), 100 (4) und 1000 (5) Zyklen

Um dies näher zu betrachten, wurden mittels EBSD die Kornorientierungen im betrachteten Bereich der in Abbildung 4-73 dargestellten Probe bestimmt. Eine eindeutige Zuordnung einzelner Dehnungsüberhöhungen zu den Kornorientierungen war nicht möglich, jedoch waren tendenziell höhere lokale Dehnungen im unteren Probenbereich zu erkennen (s. Abbildung 4-74-5b). In diesem waren relativ viele Körner mit einer [111]-Orientierung in Zugrichtung zu finden, während der Anteil der Körner mit einer [101]-Orientierung in Zugrichtung in der oberen Probenhälfte größer war (s. Abbildung 4-74-5d). Dies stimmte mit den an den [111]- und [101]-orientierten Einkristallen gemachten Beobachtungen (vgl. Abschnitt 4.2.1) überein, was darauf hinweist, dass es sich bei den Dehnungsüberhöhungen um eine Überlagerung struktureller, d. h. durch lokale Spannungsfelder zwischen umgewandelten und nicht umgewandelten Körnern erzeugter aufgestauter Versetzungen, und funktioneller Schädigung handelte.

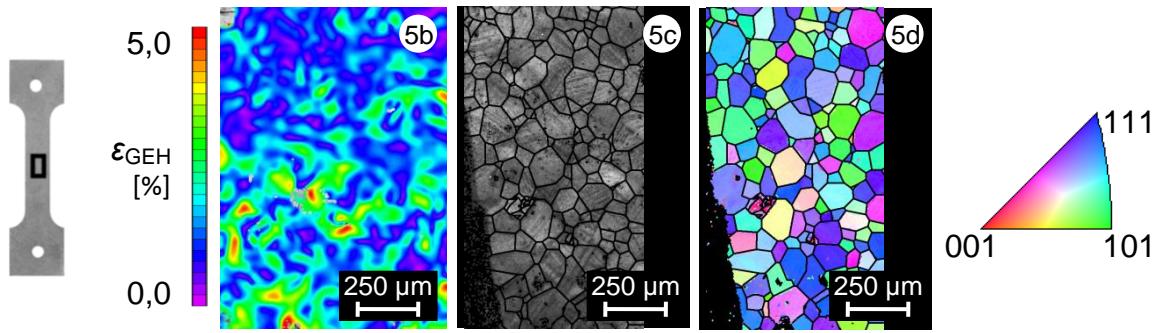


Abbildung 4-74: Vergleich von Kornorientierung und Dehnungsentwicklung bei einer vielkristallinen NiTi-Probe

Im Gegensatz zur langfristigen Tendenz, die bei der vielkristallinen Probe über den Versuchszeitraum gleichmäßig zunehmende Restdehnungen zeigte (vgl. Abbildung 4-73), wurden bei der Betrachtung über einzelne Zyklen und besonders zu Versuchsbeginn lokal begrenzt an der gleichen Probe auch rückläufige Dehnungen beobachtet (s. Abbildung 4-75). Wie in Teilen des markierten Probenbereichs zu erkennen, ging die Dehnung zwischen dem 4. und dem 5. Zyklus lokal im Bereich eines Korns zurück, während die Dehnungsverteilung im umliegenden Bereich näherungsweise homogen blieb. Dass dies kein Artefakt war, welches auf die Berechnung der lokalen Dehnungsverteilung zurück ging, ist der vergrößerten Darstellung des Probenbereichs zu entnehmen, auf dem ein Rückgang der Oberflächentopografie erkennbar war. In der Literatur konnten trotz sorgfältiger Recherche keine Hinweise auf derartige lokale Erholungseffekte gefunden werden.

Eine denkbare Erklärung ist die lokal begrenzte Rückumwandlung von Restmartensit zu Austenit aufgrund von Spannungen, die durch die unvollständige Rückumwandlung umliegender Körner induziert wurden. Im betrachteten Beispiel war im Korn rechts unterhalb des markierten Bereichs im gleichen Zeitraum eine deutliche Zunahme der Oberflächentopografie erkennbar, was auf eine Veränderung des lokalen Spannungsfeldes hindeutet (s. Markierung in Abbildung 4-75-2a).

Für eine Verifizierung und sichere Erklärung des beobachteten Effekts wären jedoch weitergehende Untersuchungen notwendig, welche im Rahmen der Arbeit nicht durchgeführt wurden.

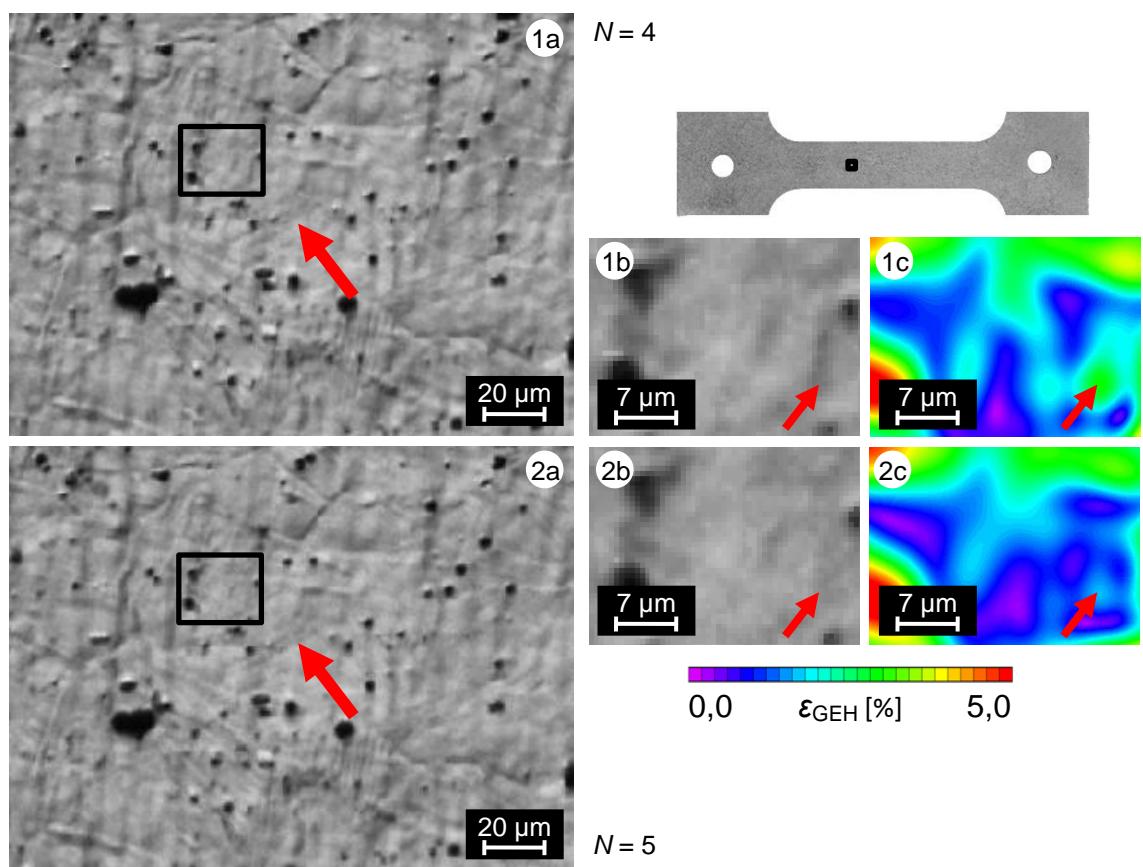


Abbildung 4-75: Lokaler Rückgang von Dehnungen mit zunehmender Zyklenzahl



## 5 Zusammenfassende Diskussion

In der vorliegenden Dissertation konnte gezeigt werden, dass die zweidimensionale digitale Bildkorrelation für die Dehnungsmessung an einer großen Auswahl von Werkstoffen und unter unterschiedlichen Belastungssituationen einsetzbar war. Für die Anwendung des Verfahrens bzgl. technisch relevanter Fragestellungen lassen sich einige Randbedingungen für die Anwendung des Verfahrens wie folgt zusammenfassen:

- 1) Die Verfahrensauflösung, d. h. die Auflösung der Bildquelle in Kombination mit der Feinheit des Punktemusters, muss ausreichend sein, um die zu zeigenden Effekte analysieren zu können (vgl. Abschnitt 4.1.1.1).
- 2) Bei der Analyse von Oberflächen mit dreidimensionaler Struktur muss die Strukturgröße kleiner sein als die Subsetgröße, um 2D-DIC anwenden zu können (vgl. Abschnitt 4.1.3).
- 3) Die Effekte müssen für die Verwendbarkeit von 2D-DIC an der Oberfläche sichtbar sein.
- 4) Die Probenoberfläche sollte eben und senkrecht zur Kamera aufgenommen sein. Die Kamera sollte zudem während des Versuchs nicht relativ zur Probe bewegt werden. Im Gegensatz zu [PQ<sup>+</sup>09] konnte jedoch gezeigt werden, dass keine senkrechte und gleichmäßige Kameraausrichtung zur Probenoberfläche notwendig ist, wenn perspektivische Effekte durch Softwarenachbearbeitung entfernt werden (vgl. Abschnitt 9.3.1 im Anhang).
- 5) Es darf nicht zu Schattenwürfen und Reflexionen durch die Beleuchtung kommen, da Veränderungen der Probenbeleuchtung als Verschiebungen der Probenoberfläche fehlgedeutet werden können (vgl. Abschnitt 4.1.2.2 und 4.1.3.1).
- 6) Veränderungen der Oberflächenbeschaffenheit sind zu vermeiden. So können z. B. Oxidationen oder das Ablösen von Einzelfasern von der Oberfläche das Ergebnis verfälschen. Bei langsamen Oberflächenveränderungen wie Oxidationen kann eine iterative Korrelation das Problem abschwächen.
- 7) Die Aufnahmegergeschwindigkeit bzw. der Abstand zwischen den einzelnen Aufnahmen sind so zu wählen, dass die Verschiebungen zwischen den einzelnen Aufnahmen ausreichend klein sind. Bei der Ermittlung großer Verschiebungen und Dehnungen mit 2D-DIC mit zufälligem Oberflächenmuster ist die iterative Korrelation vorzuziehen.
- 8) Durch die Bildquelle bedingte Fehler wie Verzerrungen oder Rauschen sind zu minimieren oder, soweit möglich, mit Softwarenachbearbeitung zu entfernen.

Bei der Verwendung von 3D-DIC oder DVC Verfahren reduzieren sich diese Anforderungen um die Punkte 2) bis 4) [SY<sup>+</sup>08, BS<sup>+</sup>99].

Der Fokus der vorliegenden Arbeit lag nicht auf der reinen Ermittlung von Dehnungsverteilungen, sondern auf der Früherkennung von Schädigungen und der Prognose des daraus folgenden Versagens. Für die frühzeitige Detektion struktureller und funktioneller Schädigungen kommen folgende Randbedingungen hinzu:

- 9) Die schädigungsrelevanten Mechanismen müssen auflösbar sein. Dies können z. B. Oberflächentopografien, Fasern in FKV oder Korngrenzen sein, während Aufstauungen von Versetzungen in Metallen nicht lichtmikroskopisch auflösbar sind.
- 10) Um eine sichere und frühzeitige Prognose hinsichtlich des endgültigen Versagensortes durchzuführen, muss die absolute Anzahl potentiell kritischer Stellen niedrig sein. Ansonsten ist aufgrund statistischer Effekte die Wahrscheinlichkeit hoch, dass zwei oder mehr Bereiche existieren, in denen ähnliche Schädigungsentwicklungen auftreten. Dies ist insbesondere bei feinkörnigen metallischen Proben und anderen Werkstoffen wie Keramiken, bei denen die Größe der für das Versagen kritischen Strukturen gegenüber der Probengröße klein ist, problematisch (vgl. Abschnitt 4.1.1.1) [IS<sup>+</sup>01]. Daher lässt sich vermuten, dass sich bei Werkstoffen mit vergleichbarem Verformungsverhalten der Werkstoff mit dem geringeren Weibull-Modul [Ko04,We58] besser für eine Schädigungsfrühdetektion eignet.
- 11) Das Verformungs- und Schädigungsverhalten des untersuchten Werkstoffs muss auf den gleichen Mechanismen aufbauen (vgl. Abschnitt 4.1.1.2).
- 12) Das Versagen muss bei einer Analyse mittels 2D-DIC und 3D-DIC von der betrachteten Probenoberfläche ausgehen. Nur bei der Verwendung von DVC sind auch kleinere geschädigte Bereiche im Probeninneren detektierbar. Mit fortschreitender Schädigung kann jedoch auch von äußeren Verformungen auf innere oder rückseitig gelegene Schädigungen geschlossen werden (vgl. Abschnitt 4.1.1.3).

Wie die Ergebnisse der Arbeit zeigen, lassen sich unter den oben genannten Randbedingungen in Verbindung mit der Kenntnis der Belastungssituation einer Struktur frühzeitig, d. h.

- bei monotoner Belastung unter elastischer Beanspruchung bzw. spätestens beim Übergang zum plastischen Werkstoffverhalten und
- bei zyklischer Belastung bei einer Beanspruchung unterhalb bzw. maximal im Bereich des Dauerfestigkeitsniveaus,

und präzise und nahezu unabhängig vom betrachteten Werkstoff über die Erkennung lokal erhöhter Dehnungen sowohl der

- Versagensort als auch
- Versagensmodus

vorhersagen. Dabei waren

- versagensrelevante Vorschädigungen, welche durch den Fertigungsprozess oder äußere Einflüsse eingebracht wurden, stets eindeutig und unter niedrigen Beanspruchungen erkennbar, und
- lokale Schädigungen, die durch räumlich begrenzte Inhomogenitäten des makroskopisch als homogen zu betrachtenden Werkstoffs entstanden, schwieriger und erst beim Übergang zum inelastischen Werkstoffverhalten bzw. beim Überschreiten des Dauerfestigkeitsniveaus sichtbar.

Einen Überblick für die im Rahmen der Arbeit und in der Literatur untersuchten Werkstoffe und Beanspruchungssituationen hinsichtlich ihrer Eignung für die Schädigungsfrüherkennung mittels DIC gibt Abschnitt 5.1.

Dass sich die digitale Bildkorrelation darüber hinaus auch für die Untersuchung des Schädigungs- und Versagensverhaltens von Werkstoffen eignet, deren zugrundeliegenden Schädigungsmechanismen noch nicht umfassend verstanden sind, wurde am Beispiel der funktionalen Schädigung in Formgedächtnislegierungen gezeigt (vgl. Abschnitt 4.2).

Weitere Untersuchungen, z. B. in [SZ<sup>+</sup>99], haben zudem gezeigt, dass nicht nur eine Identifizierung von Schädigungen, sondern auch ihre Quantifizierung mittels DIC möglich ist. Somit lassen sich die für die Schädigungsfrüherkennung aufgenommenen Bilddaten nutzen, um Abschätzungen der Restlebensdauer durchzuführen. Dies wird am Beispiel der Rissausbreitung in metallischen Werkstoffen unter zyklischer Belastung in Abschnitt 5.2 beschrieben und diskutiert.

Somit konnte im Rahmen der vorliegenden Dissertation gezeigt werden, dass die digitale Bildkorrelation ein Werkzeug ist, das die Möglichkeit bietet, das Versagensverhalten von Proben, Bauteilen und Werkstoffen unter den oben aufgeführten Randbedingungen von der Entstehung erster Schädigungen bis zum Totalversagen qualitativ und quantitativ zu beschreiben. Die Schädigungsfrühdetektion und die Abschätzung von Restlebensdauern können unter diesen Bedingungen in einem Verfahren kombiniert werden.

## 5.1 Übersicht über geeignete Werkstoffe und Beanspruchungsarten

Dieser Abschnitt gibt einen Überblick über die im Rahmen der Arbeit verwendeten und in der Literatur beschriebenen Werkstoffe hinsichtlich ihrer Eignung für die Schädigungsfrüherkennung unter verschiedenen Beanspruchungsarten mittels DIC.

Dabei wird zunächst eine Gliederung der Werkstoffe in Gruppen vorgenommen. In diesen Gruppen wird wiederum nach Werkstoffen mit unterschiedlichen Verformungs- und Schädigungsmechanismen unterschieden. Danach wird eine Bewertung vorgenommen, wie gut sich

die schädigungsrelevanten Bereiche auf mikroskopischer bzw. mikrostruktureller Ebene, wo das Versagen durch werkstoffbedingte Inhomogenitäten erfolgt (s. Tabelle 5-1), und bei makroskopischer Betrachtung, d. h. bei Vorliegen von Geometrie- bzw. Oberflächeneinflüssen auf die Schädigung (s. Tabelle 5-2), identifizieren lassen.

Mit „+“ bewertete Kombinationen aus Werkstoff und Beanspruchungsart weisen auf eine sicher mögliche Schädigungsfrüherkennung mittels 2D-DIC unter den in Kapitel 5 zusammengefassten Randbedingungen hin. Bei mit „o“ bewerteten Kombinationen ist eine Korrelation nur unter Einschränkungen bzw. Einhaltung fallspezifischer Randbedingungen möglich. Eine Bewertung mit „-“ weist auf generelle Schwierigkeiten bei der Schädigungsvorhersage mittels DIC hin. Freigelassene Felder zeigen das Fehlen belastbarer Daten zu den jeweiligen Kombinationen aus Werkstoff und Beanspruchungssituation trotz sorgfältiger Recherche an. Dies ist teilweise auf die mangelnde technische Relevanz der jeweiligen Kombinationen zurückzuführen, so wird z. B. Beton primär unter monotoner Druckbeanspruchung verwendet.

Die den Bewertungen zugrundeliegenden Untersuchungen sind dem Ergebnisteil dieser Arbeit (vgl. Kapitel 4) und der zitierten Literatur zu entnehmen.

Die aufgeführten Bewertungen beschränken sich auf 2D-DIC. Es werden aufgrund des Fokus der Arbeit weder Aussagen über den Einsatz von Systemen mit mehreren Kameras zur Analyse dreidimensionaler Oberflächen (3D-DIC) noch Bewertungen hinsichtlich der Betrachtung mit tomografischen Verfahren (DVC) getroffen.

*Tabelle 5-1: Eignung von 2D-DIC zur Frühdetektion von schädigungsrelevanten werkstoffbedingten Inhomogenitäten auf mikroskopischer Ebene*

metallische Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
kfz (z. B. Cu)	+	+	+	+	+	+
krz (z. B. Ferrit)			+ [EA <sup>+</sup> 08], + [NB <sup>+</sup> 09] + [ND <sup>+</sup> 09]			
hexagonal (z. B. Mg)	- [PL <sup>+</sup> 12]					
Phasenumwandlung und Zwillingsbildung (z. B. TRIP/TWIP)	o	+			o	+
Pseudoelastizität (z. B. NiTi-FGL)		+				+
polymere Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Thermoplaste						
Duroplaste						
Elastomere						
anorganische nichtmet. Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Keramik	- [LR <sup>+</sup> 10]	o [LR <sup>+</sup> 11]			- [LR <sup>+</sup> 10]	o [LR <sup>+</sup> 11]
Glas						
anorganische zelluläre Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Polymerschaum	+					
Metallschaum	+					
Wabenstrukturen	+					
Fachwerkstrukturen	+					
Verbundwerkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
FKV	-		+		+	+
Beton	+ [LK <sup>+</sup> 01]					
sonstige	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Holz	+					
Textilien	+ [II <sup>+</sup> 09]					

Tabelle 5-2: *Eignung von 2D-DIC zur Frühdetektion von schädigungsrelevanten geometriebedingten Inhomogenitäten und Vorschädigungen auf makroskopischer Ebene*

metallische Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
kfz (z. B. Cu)	o	o			+	+
krz (z. B. Ferrit)					+	+
hexagonal (z. B. Mg)	- [PL <sup>+</sup> 12]					
Phasenumwandlung und Zwillingsbildung (z. B. TRIP/TWIP)	-	o			-	o
Pseudoelastizität (z. B. NiTi-FGL)		o				o
polymere Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Thermoplaste	+ [FW <sup>+</sup> 06]				+ [FW <sup>+</sup> 06]	
Duroplaste	+ [TX05]	+ [TX05]		+ [TX05]		+ [TX05]
Elastomere	+ [CC <sup>+</sup> 01]				+ [CC <sup>+</sup> 01]	
anorganische nichtmet. Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Keramik		+ [LR <sup>+</sup> 11]				+ [LR <sup>+</sup> 11]
Glas						
anorganische zelluläre Werkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Polymerschaum	+		+	+	+	+
Metallschaum	+		+	+	+	+
Wabenstrukturen	o		-	-	-	-
Fachwerkstrukturen	+		+	+	+	+
Verbundwerkstoffe	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
FKV	-		+	+	+ [AA <sup>+</sup> 05], + [PL <sup>+</sup> 09]	+
Beton	+ [LK <sup>+</sup> 01]					
Werkstoffverbunde	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Sandwich-Verbunde	+		+	+	+	+
sonstige	Zug/Druck monoton	Zug/Druck zyklisch	Schub monoton	Schub zyklisch	multiaxial monoton	multiaxial zyklisch
Holz	+		+	+	+	+
Textilien	+ [II <sup>+</sup> 09]					

Zusammenfassend lässt sich aus Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2 schließen, dass unter monotoner Beanspruchung bei Werkstoffen und Beanspruchungsarten, bei welchen ein verformungsreiches bzw. duktiles Werkstoffverhalten vorliegt, die Schädigungsfrüherkennung mittels 2D-DIC besser geeignet ist, als für Werkstoffe, welche verformungsarm bzw. spröde Versagen. Zudem ist es wichtig, dass die für Verformung und Schädigung notwendigen Mechanismen

nismen übereinstimmen (vgl. TWIP-Stahl in Abschnitt 4.1.1.2). Signifikante Vorschädigungen waren in allen untersuchten Fällen frühzeitig erkennbar.

Eine mögliche Erklärung für diesen Zusammenhang ist, dass sich Spannungsüberhöhungen, beispielsweise durch innere Kerben, aufgrund der hohen Steifigkeit der meisten Werkstoffe bei elastischer Beanspruchung nur schwach in der gemessenen Dehnung widerspiegeln. Gleichzeitig haben bei plastischem Verformungsverhalten kleine Spannungsüberhöhungen große Dehnungsgradienten zur Folge (s. Abbildung 5-1).

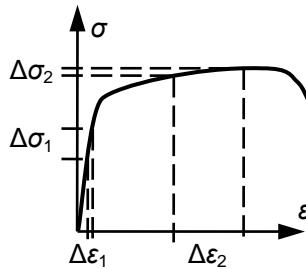


Abbildung 5-1: Abhängigkeit zwischen  $\Delta\sigma$  und  $\Delta\epsilon$  bei elastischer und bei plastischer Beanspruchung

Mit optimierten Verfahren, welche verfahrensbedingte Streuungen in der Dehnungsverteilung minimieren, wie z. B. eine für jeden Punkt der Probenoberfläche durchgeführte Zeitregression für die Auswertung der Dehnungen [LI<sup>+</sup>08], existieren auch Ansätze, mit welchen sich zukünftig auch die Schädigungsfrüherkennung an Werkstoffen mit geringen Bruchdehnungen verbessern lässt.

Bei zyklischer Belastung war bei allen untersuchten Bedingungen, unter denen stabiles Risswachstum auftrat, spätestens mit der Rissinitiierung eine Schädigungsfrüherkennung mit DIC möglich. Auch vorher ließen sich bei den meisten Kombinationen aus Werkstoff und Belastungssituation Aussagen über den Ort des Versagens treffen (vgl. Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2).

Die meisten Untersuchungen bzgl. der Betrachtung der Schädigungsentwicklung mittels DIC beziehen sich auf Proben mit multiaxialen Spannungszuständen und geometrischen Kerben (vgl. Tabelle 5-2). Die Untersuchung der Schädigungsentwicklung auf mikrostruktureller Ebene (vgl. Tabelle 5-1) mittels digitaler Bildkorrelation wurde erst in den letzten fünf Jahren und an wenigen, meist metallischen Werkstoffen systematisch durchgeführt und bietet somit noch großes Forschungspotential.

## 5.2 Lebensdauerabschätzung

Neben der Identifikation ist auch die Quantifizierung von Schädigungen von Bedeutung. Wenn die räumliche Ausdehnung einer lokalen Schädigung, z. B. in Form eines Risses, bekannt ist, lassen sich für die meisten Werkstoffe Aussagen über die Restlebensdauer, z. B.

anhand von [PE63], treffen. Dies soll nachfolgend am Beispiel von Metallen betrachtet werden.

Für eher spröde metallische Werkstoffe bzw. im Verhältnis zur Probengröße kleine Rissfortschritte je Zyklus bietet sich die LEBM an [GS07]. Der dabei als Kenngröße dienende Rissfortschritt je Zyklus lässt sich anhand der Verschiebung der plastischen Zone auch mit Hilfe digitaler Bildkorrelation bestimmen (s. Abbildung 5-2). Im vorliegenden Beispiel wurde untersucht, wie weit sich der Mittelpunkt der plastischen Zone nach etwa  $N = 10.000$  Zyklen verschoben hatte. Der dabei ermittelte Wert von etwa 250  $\mu\text{m}$  zeigte eine gute Übereinstimmung mit dem mittels Gleichstrom-Potentialmethode [RS09] an der gleichen Kompaktzug-Probe ermittelten Rissfortschritt von 22 nm pro Zyklus.

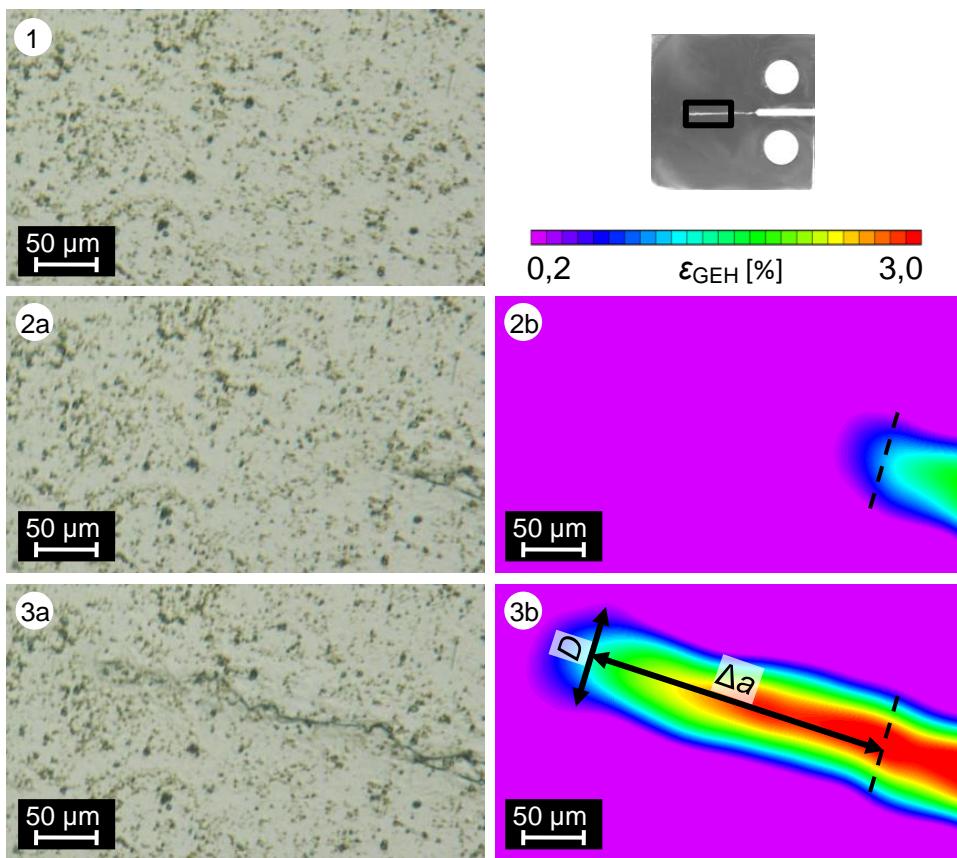


Abbildung 5-2: Bestimmung von Risslänge und Rissfortschritt je Zyklus anhand der unverformten Probenoberfläche (1), der Oberfläche nach der Rissinitiierung (2) und nach weiteren  $N = 10.000$  Belastungszyklen (3)

Bei Werkstoffen, welche eher duktiles Versagensverhalten zeigen bzw. bei denen der Rissfortschritt je Zyklus gegenüber der Probengröße groß ist, kommt hingegen vorzugsweise die EPBM zur Anwendung [GS07]. Dabei können alternativ die Konzepte des CTOD [BC<sup>+</sup>63] oder des J-Integrals [RR68] zum Einsatz kommen (vgl. Abschnitt 2.3.2). Wie bereits in [SZ<sup>+</sup>99] gezeigt, eignet sich die digitale Bildkorrelation, das CTOD im gesamten Bereich der Rissspitze zu ermitteln (s. Abbildung 5-3). Da das CTOD direkt in das J-Integral überführbar

ist [GS07], ist die digitale Bildkorrelation für die Parameterbestimmung für die Auslegung mit beiden Konzepten einsetzbar.

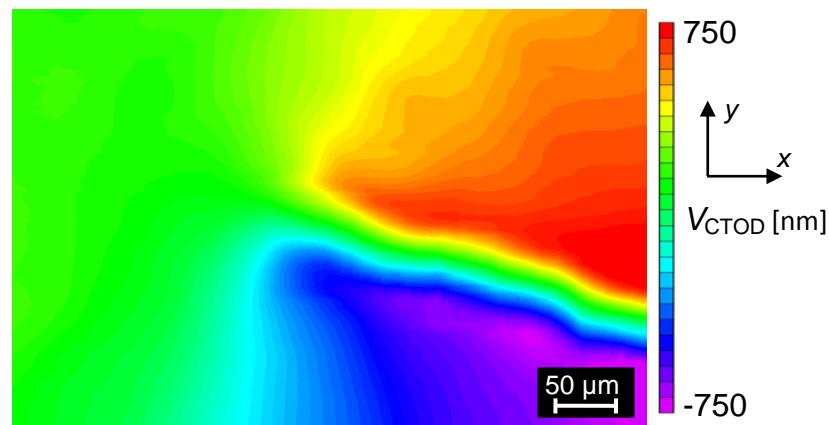


Abbildung 5-3: Beispiel für eine Verschiebungsverteilung zur Bestimmung des CTOD

Auch eine Bestimmung der sowohl für den Einsatz der LEBM als auch der EPBM wichtigen Größe der plastischen Zone [GS07] ist mit DIC möglich (s. Abbildung 5-4). Für die hier dargestellte Abschätzung der Größe der plastischen Zone wurde angenommen, dass in dieser nach Entlastung eine plastische Restdehnung von  $\varepsilon_{pl} \geq 0,2\%$  vorliegt. Für die Korrelation wurden Bilder aus dem entlasteten Zustand nach dem Risswachstum auf den unverformten Zustand vor der Rissausbreitung bezogen korreliert. Für die vorliegende Kombination aus Werkstoff und Belastungssituation wurde zudem nach [CP<sup>+</sup>08] der Radius der plastischen Zone mit der Formel

$$(Gl. 5-1) \quad r_1 = \frac{D_1}{2} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{\Delta K}{2 \cdot R_e} \right)^2 \approx 40 \mu\text{m}$$

in guter Übereinstimmung mit den mit DIC ermittelten Ergebnissen abgeschätzt. Im Bereich von  $D_2$  ist in Abbildung 5-4 zudem der Effekt einer Lastverdopplung für einen einzelnen Zyklus erkennbar.

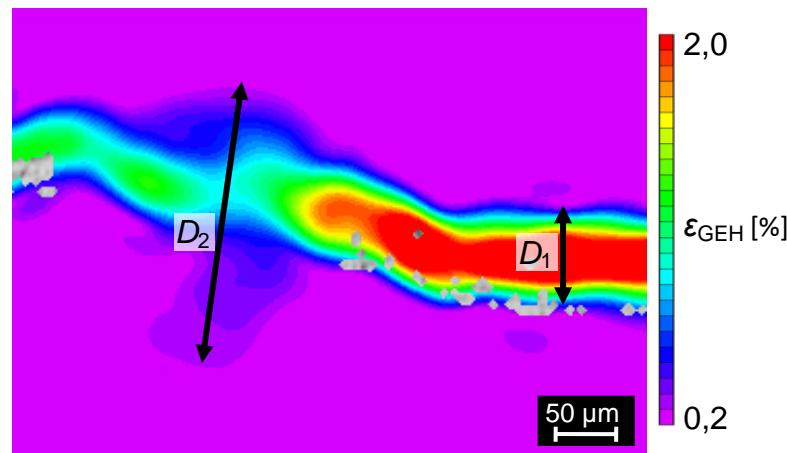


Abbildung 5-4: Ermittlung der Größe der plastischen Zone

Die gleichen Ansätze der LEBM und EPBM eignen sich auch für die Anwendung bei Polymeren und FKV [AL02,CC<sup>+</sup>10], wobei zu berücksichtigen ist, dass bei diesen thermische Effekte bei schwingender Beanspruchung eine größere Rolle spielen [GS05]. Bei Keramiken ist insbesondere die LEBM einsetzbar. Auch für diese existieren Ansätze zum Ermitteln von bruchmechanischen Kenngrößen mittels digitaler Bildkorrelation [RH06].

## 6 Kurzzusammenfassung/Summary

### Kurzzusammenfassung

Angesichts knapper werdender Ressourcen und zunehmender Rohstoffpreise steigt die Notwendigkeit, bewegte Massen durch Leichtbau zu reduzieren. Dabei kommt es verstärkt zum Einsatz von Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden. Daher ist es von großem Interesse, Prüfverfahren einzusetzen, mit denen sich unterschiedliche Werkstoffe unter verschiedensten Randbedingungen einheitlich hinsichtlich Schädigungen prüfen lassen. Dazu sollte das relativ neue Verfahren der digitalen Bildkorrelation (DIC) systematisch für die Schädigungsfrüherkennung an wichtigen Konstruktions- und Funktionswerkstoffen untersucht werden.

Die vorliegende Dissertation gibt dazu einen Überblick über Werkstoffe, Beanspruchungssituationen und sonstige Randbedingungen, bei denen es möglich ist, frühzeitig versagensrelevante Schädigungen mittels DIC zu identifizieren und daraus Modus und Ort des späteren Versagens abzuleiten.

Der Schwerpunkt der experimentellen Untersuchungen lag dabei auf der Ermittlung von Dehnungsverteilungen an den Oberflächen monoton und zyklisch geprüfter Proben aus metallischen Werkstoffen, Faser-Kunststoff-Verbunden sowie Sandwich-Strukturen. Die dabei erzielten Ergebnisse wurden in Kombination mit aus der Literatur bekannten Untersuchungen systematisch zusammengefasst und bewertet. Abschließend wurden Ansätze zusammengefasst, mit denen es möglich ist, mittels der mit DIC ermittelten Schädigungen auch Abschätzungen von Restlebensdauern vorzunehmen.

### Summary

In the light of limited resources and increasing costs of raw materials, light-weight design gets more and more important. To meet the conflictive requirements for different parts in complex structures, composite materials and composite structures are applied for an increasing number of parts. For this reason, nondestructive test procedures, which can be applied to a large variety of materials under various boundary conditions, have to be applied in these structures. Therefore, the application of the promising digital image correlation (DIC) method is to be investigated using important structural and functional materials.

The present dissertation gives an overview of the materials, loading conditions and further boundary conditions, that allow for the early detection of failure relevant damage using DIC and hence a prediction of the later failure mode and failure area.

The focus of the experiments was on the calculation of strain distributions on the surfaces of monotonically and cyclically loaded specimens. Metals, fiber-reinforced plastics and sandwich-structures were tested. The obtained results were summarized and evaluated considering further investigations found in the published literature. Finally, approaches for the estimation of the number of the remaining cycles to failure based on the damage quantified by DIC are summarized.

## 7 Abkürzungen und Symbole

Tabelle 7-1: Abkürzungen

Abk.	Ableitung	Bedeutung
<b>2D-DIC</b>	2-dimensional digital image correlation	zweidimensionale digitale Bildkorrelation
<b>3D-DIC</b>	3-dimensional digital image correlation	dreidimensionale digitale Bildkorrelation
<b>Al</b>		Aluminium
<b>At.-%</b>		Atomprozent
<b>B2</b>	kubische austenitische Hochtemperaturphase in äquiatomarem Nickel-Titan	
<b>B19'</b>	monokline martensitische Tieftemperaturphase in äquiatomarem Nickel-Titan	
<b>BD</b>		bidirektional
<b>C</b>		Kohlenstoff
<b>CCD</b>	charged-coupled-device (Bildsensor)	
<b>CFK</b>	Carbon-faserverstärkter Kunststoff	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
<b>CFK-1a</b>	unidirektionaler kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff, aus Prepregs hergestellt	
<b>CFK-1b</b>	bidirektionaler kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff, aus Prepregs hergestellt	
<b>CFK-2</b>	unidirektionaler kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff, im Pressverfahren hergestellt	
<b>CFK-3</b>	multidirektionaler kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff, im Handlaminierverf. hergestellt	
<b>CG</b>	coarse grained	grobkörnig
<b>CT</b>	compact tension	Kompaktzug-
<b>CTOD</b>	crack-tip opening displacement	Rissöffnen
<b>Cr</b>		Chrom
<b>Cu</b>		Kupfer
<b>DIC</b>	digital image correlation	digitale Bildkorrelation
<b>DMS</b>		Dehnungsmessstreifen
<b>DVC</b>	digital volume correlation	digitale Volumenkorrelation
<b>EBSM</b>		Electron-Backscatter-Diffraction
<b>EDX</b>	energy dispersive X-ray spectroscopy	energiedispersive Röntgenspektroskopie
<b>EK</b>		Einkristall
<b>EP-</b>		Epoxid-
<b>EPBM</b>		elastisch-plastische Bruchmechanik
<b>ETP</b>	electrolytic tough-pitch	elektrolytisch zähgepolt
<b>Fe</b>		Eisen
<b>FE</b>		finite Elemente
<b>FEM</b>		Finite-Elemente-Methode
<b>FG</b>	fine grained	feinkörnig
<b>FGL</b>		Formgedächtnislegierung
<b>FKV</b>		Faser-Kunststoff-Verbund
<b>GEH</b>		Gestaltänderungsenergiehypothese
<b>HM</b>	high modulus	Hochmodul-
<b>HT</b>	high tenacity	hochfest
<b>kfz</b>		kubisch-flächenzentriert
<b>krz</b>		kubisch-raumzentriert
<b>LD</b>	loading direction	Belastungsrichtung
<b>LEBM</b>		linear-elastische Bruchmechanik
<b>Ma.-%</b>		Masseprozent
<b>MD</b>		multidirektional
<b>Mg</b>		Magnesium
<b>Mn</b>		Mangan
<b>Mo</b>		Molybdän

Abk.	Ableitung	Bedeutung
<b>Nb</b>		Niob
<b>ND</b>	normal direction	senkrechte Richtung
<b>Ni</b>		Nickel
<b>OF</b>	oxygen free	sauerstofffrei
<b>P/P'</b>	Mittelpunkt eines Subsets im unverformten/verformten Zustand	
<b>P</b>		Phosphor
<b>PES</b>		Polyethersulfon
<b>PK</b>		Polykristall
<b>PVC</b>		Polyvinylchlorid
<b>Q/Q'</b>	Punkt eines Subset im unverformten/verformten Zustand	
<b>R2</b>		2 mm Radius
<b>R20</b>		20 mm Radius
<b>REM</b>		Rasterelektronenmikroskop
<b>S</b>		Schwefel
<b>SE</b>		Sekundärelektronen
<b>Si</b>		Silizium
<b>Ti</b>		Titan
<b>TRIP</b>	transformation induced plasticity	umwandlungsinduzierte Plastizität
<b>TWIP</b>	twinning induced plasticity	durch Zwillingsbildung induzierte Plastizität
<b>UD</b>		unidirektional
<b>UP</b>		ungesättigte Polyester
<b>V</b>		Vanadium
<b>VE</b>		Vinylester
<b>Vol.-%</b>		Volumenprozent
<b>WB1</b>		Wärmebehandlung bei 1323 K
<b>WB2</b>		Wärmebehandlung bei 1423 K
<b>WD</b>	working distance	Arbeitsabstand
<b>WEZ</b>		Wärmeeinflusszone

Tabelle 7-2: Symbole und Einheiten

Formelzeichen	Einheit	Bezeichnung
$a$	mm	Risslänge
$A$	%	Bruchdehnung
$A_f$	K	Austenitfinishtemperatur
$A_s$	K	Austenitstarttemperatur
$b$	mm	Probenbreite
$c$	-	Konstante
$d$	mm	Probendicke
$D$	nm, $\mu\text{m}$ , mm	Durchmesser, Korngröße, Partikelgröße
$E$	GPa	Elastizitätsmodul
$f$	Hz	Frequenz
$F$	N, kN	Kraft
$G$	$\text{g}/\text{m}^2$	Flächengewicht
$I$	mm	Messlänge, Probenlänge, Kantenlänge, Abstand
$I_0$	mm	Länge im unverformten Zustand
$\Delta K$	$\text{MPa m}^{1/2}$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$M_b$	Nmm	Biegemoment
$M_f$	K	Martensitfinishtemperatur
$M_s$	K	Martensitstarttemperatur
$N$	-	Lastspielzahl
$p$	mbar	Druck
$P$	W	Leistung
$r$	mm	Radius
$R$	-	Verhältnis von Unter- zu Oberspannung
$R_e$	MPa	Streckgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
$s$	$\mu\text{m}$ , mm	Schichtdicke
$t$	s, min, h	Zeit
$T$	K	Temperatur
$T_s$	K	Schmelztemperatur
$U$	V	elektrische Spannung
$v$	mm/s, mm/min	Geschwindigkeit
$\vec{v}$	-	Verschiebungsvektor
$v_{CTOD}$	nm	Rissöffnen
$W_b$	$\text{mm}^3$	Widerstandsmoment gegen Biegung
$x$	mm	Weg in x-Richtung
$y$	mm	Weg in y-Richtung
$y_M$	mm	Maschinenweg
$z$	mm	Weg in z-Richtung
$\alpha$	°	Winkel
$\alpha_K$	-	Kerbfaktor
$\alpha_{th}$	-	thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\gamma$	%	Scherung
$\gamma_{SFE}$	$\text{mJ}/\text{m}^2$	Stapelfehlerenergie
$\varepsilon$	%	Dehnung
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	%	Hauptdehnungen in x-, y- und z-Richtung
$\varepsilon_{GEH}$	%	Vergleichsdehnung nach der GEH

Formel-zeichen	Einheit	Bezeichnung
$\varepsilon_{pl}$	%	plastische Dehnung
$\varepsilon_x$	%	Dehnung in x-Richtung
$\varepsilon_{xy}$	%	Scherung in der y-z-Ebene in x-Richtung
$\varepsilon_y$	%	Dehnung in y-Richtung
$\varepsilon_z$	%	Dehnung in z-Richtung
$\rho$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte
$\sigma$	MPa	mechanische Spannung
$\sigma_D$	MPa	Dauerfestigkeit
$\sigma_{max}$	MPa	Maximalspannung
$\sigma_{nenn}$	MPa	Nennspannung
$\sigma_o$	MPa	Oberspannung
$\sigma_x$	MPa	Spannung in x-Richtung
$\tau$	MPa	Schubspannung
$\tau_{max}$	MPa	maximale Schubspannung
$\tau_{nenn}$	MPa	Nennschubspannung
$\tau_{xy}$	MPa	Schubspannung in der y-z-Ebene in x-Richtung
$\varphi$	%	Faservolumenanteil, Anteil eines Elements oder einer Phase

## 8 Literatur

- [AA<sup>05</sup>] R. Ambu, F. Aymerich, F. Bertolino, Investigation of the effect of damage on the strength of notched composite laminates by digital image correlation, *The Journal of Strain Analysis and Engineering Design* 40 (2005) 451-461.
- [AA<sup>06</sup>] R. Ambu, F. Aymerich, F. Ginesu, P. Priolo, Assessment of NDT interferometric techniques for impact damage detection in composite laminates, *Composites Science and Technology* 66 (2006) 199-205.
- [AC<sup>04</sup>] S. Allain, J.-P. Chateau, D. Dahmoun, O. Bouaziz, Modeling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel, *Materials Science and Engineering A* 387-389 (2004) 272-276.
- [Ad07] F. Adunka, *Messunsicherheiten - Theorie und Praxis*, 3. Auflage, Vulkan-Verlag, Essen, 2007.
- [AE72] E. Archbold, A.E. Ennos, Displacement measurement from double-exposure laser photographs, *Optica Acta* 19 (1972) 253-271.
- [AH<sup>04</sup>] B. Akuthotal, D. Hughes, R. Zoughi, J. Myers, A. Nanni, Near-Field Microwave detection of disband in carbon fiber-reinforced polymer composites used for strengthening cement-based structures and disband repair verification, *Journal of Materials in Civil Engineering* 16 (2004) 540-546.
- [AL02] J. Abanto-Bueno, J. Lambros, Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation, *Engineering Fracture Mechanics* 69 (2002) 1695-1711.
- [AL<sup>12</sup>] T. Ataalla, M. Leary, A. Subic, Functional Fatigue of Shape Memory Alloys, *Sustainable Automotive Technologies* (2012) 39-43.
- [AN05] B. Audoly, S. Neukirch, Fragmentation of Rods by Cascading Cracking, *Physical Review Letters* 95 (2005) 095505.
- [An09] M.S. Anghelescu, Thermal and Mechanical Analysis of Carbon Foam, Dissertation, Ohio University, Ohio, 2009.
- [AP<sup>74</sup>] H. Abdel-Raouf, A. Plumtree, T.H. Topper, Temperature and strain rate dependence of cyclic deformation response and damage accumulation in ofhc copper and 304 stainless steel, *Metallurgical and Materials Transactions B* 5 (1974) 267-277.
- [ASTM5379] ASTM D5379/D5379M-05: Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method, ASTM International, 2005.
- [BA<sup>11</sup>] O. Bouaziz, S. Allain, C.P. Scott, P. Cugy, D. Barbier, High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 15 (2011) 141-168.
- [BB<sup>00</sup>] A.-F. Bastawros, H. Bart-Smith, A.G. Evans, Experimental analysis of deformation mechanisms in a closed-cell aluminum alloy foam, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000) 301-322.
- [BC<sup>63</sup>] B.A. Bilby, A.H. Cottrell, K.H. Swinden, The Spread of Plastic Yield from a Notch, *Proceedings of the Royal Society London* 19 (1963) 304-314.
- [BC97] Z.P. Bažant, E.-P. Chen, Scaling of Structural failure, *Applied Mechanics Reviews* 50 (1997) 593-627.
- [BC<sup>02</sup>] Y. Berthaud, S. Calloch, F. Collin, F. Hild, Y. Ricotti, Analysis of the Degradation Mechanisms in Composite Materials Through a Correlation Technique in White Light, *Solid Mechanics and its Applications* 82 (2002) 627-634.
- [BE<sup>93</sup>] G. Bihlmayer, R. Eibler, A. Neckel, Electronic structure of the martensitic phases B19'-NiTi and B19-PdTi, *Journal of Physics: Condensed Matter* 5 (1993) 5083-5098.
- [Be08] W. Bergmann, *Werkstofftechnik* 1, 6. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2008.
- [BG01] O. Bouaziz, N. Guelton, Modelling of TWIP-effect on work-hardening, *Materials Science and Engineering A* 319-321 (2001) 246-249.
- [BG<sup>09</sup>] D. Barbier, N. Gey, S. Allain, N. Bozzolo, M. Humbert, Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, *Materials Science and Engineering A* 500 (2009) 196-206.
- [Bh08] S.K. Bhaumik, Progress in the understanding of NiTi shape memory alloys, *Transactions of the Indian Institute of Metals* 61 (2008) 435-445.

- [BK<sup>95</sup>] T.E. Buchheit, S.L. Kumpf, J.A. Wert, Modeling the stress-induced transformation behavior of shape memory alloy single crystals, *Acta Metallurgica et Materialia* 43 (1995) 4189-4199.
- [BM<sup>64</sup>] R.C. Boettner, A.J. McEvily, Y.C. Liu, On the formation of fatigue cracks at twin boundaries, *Philosophical Magazine* 10 (1964) 95-106.
- [BM<sup>89</sup>] H.A. Bruck, S.R. McNeill, M.A. Sutton, W.H. Peters, Digital image correlation using Newton-Raphson method of partial differential correction, *Experimental Mechanics* 29 (1989) 261-267.
- [Bo05] D. Bogdanski, Untersuchungen zur Biokompatibilität und Biofunktionalität von Implantatmaterialien am Beispiel von Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 2005.
- [BS<sup>99</sup>] B.K. Bay, T.S. Smith, D.P. Fyhrie, M. Saad, Digital Volume Correlation: Three-Dimensional Strain Mapping Using X-Ray Tomography, *Experimental Mechanics* 39 (1999) 217-226.
- [BS12] H.J. Bargel, G. Schulze, *Werkstoffkunde*, 11. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2012.
- [BT<sup>97</sup>] Y. Berthaud, J.M. Torrenti, C. Fond, Analysis of localization in brittle materials through optical techniques, *Experimental Mechanics* 37 (1997) 216-220.
- [Bu10] J. Burow, Herstellung, Eigenschaften und Mikrostruktur von ultrafeinkörnigen NiTi-Formgedächtnislegierungen, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 2010.
- [BZ97] M. Burman, D. Zenkert, Fatigue of foam core sandwich beams - 1: undamaged specimens, *International Journal of Fatigue* 19 (1997) 551-561.
- [CA<sup>11</sup>] K. Chung, K. Ahn, D.-H. Yoo, K.-H. Chung, M.-H. Seo, S.-H. Park, Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets, *International Journal of Plasticity* 27 (2011) 52-81.
- [CB<sup>78</sup>] P.T. Curtis, M.G. Bader, J.E. Bailey, The stiffness and strength of a polyamide thermoplastic reinforced with glass and carbon fibres, *Journal of Materials Science* 13 (1978) 377-390.
- [CC<sup>01</sup>] L. Chevalier, S. Calloch, F. Hild, Y. Marco, Digital Image Correlation used to Analyze the Multiaxial Behavior of Rubber-like Materials, *European Journal of Mechanics A/Solids* 20 (2001) 169-187.
- [CC<sup>10</sup>] G. Catalanotti, P.P. Camanho, J. Xavier, C.G. Dávila, A.T. Marques, Measurement of resistance curves in the longitudinal failure of composites using digital image correlation, *Composites Science and Technology* 70 (2010) 1986-1993.
- [CH<sup>07</sup>] D. Claire, F. Hild, S. Roux, Identification of a Damage Law by Using Full-Field Displacement Measurements, *International Journal of Damage Mechanics* 16 (2007) 179-197.
- [Ch11] C. Cherif, *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*, Springer, Heidelberg, 2011.
- [CJ<sup>07</sup>] J. Chen, G. Jin, L. Meng, *Tsinghua Science & Technology* 12 (2007) 237-243.
- [CK10] S. Crutze, V.-T. Kuokkala, Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate, *Acta Materialia* 58 (2010) 5129-5141.
- [CK11] L.A. Carlsson, G.A. Kardomateas, *Structural and Failure Mechanics of Sandwich Composites*, Springer-Verlag, Dordrecht, 2011.
- [CK<sup>11</sup>] K.-G. Chin, C.-Y. Kang, S.Y. Shin, S. Hong, S. Lee, H.S. Kim, K.-H. Kim, N.J. Kim, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 2922-2928.
- [CP<sup>08</sup>] X. Chang, R. Petrov, L. Zhao, M. Janssen, Fatigue Crack Growth in TRIP Steel under Positive *R*-Ratios, *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 739-749.
- [CP<sup>09</sup>] M. Colin de Verdiere, A.K. Pickett, A.A. Skordos, V. Witzel, Evaluation of the mechanical and damage behaviour of tufted non crimped fabric composites using full field measurements, *Composites Science and Technology* 69 (2009) 131-138.
- [CP<sup>11</sup>] R. Casati, F. Passaretti, A. Tuissi, Effect of electrical heating conditions on functional fatigue of thin NiTi wire for shape memory actuators, *Procedia Engineering* 10 (2011) 3423-3428.
- [CR<sup>85</sup>] T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, W.H. Peters, Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics, *Experimental Mechanics* 25 (1985) 232-244.

- [CS97] S. Choi, S.P. Shah, Measurement of deformations on concrete subjected to compression using image correlation, *Experimental Mechanics* 37 (1997) 307-313.
- [CS<sup>+</sup>02] P. Cheng, M.A. Sutton, H.W. Schreier, S.R. McNeill, Full-field Speckle Pattern Image Correlation with B-Spline Deformation Function, *Experimental Mechanics* 42 (2002) 344-352.
- [CT<sup>+</sup>91] D. Choi, J.L. Thorpe, R.B. Hanna, Image analysis to measure strain in wood and paper, *Wood Science and Technology* 25 (1991) 251-262.
- [CT<sup>+</sup>10] G. Costanza, M.E. Tata, C. Calisti, Nitinol one - way shape memory springs: Thermomechanical characterization and actuator design, *Sensors and Actuators A* 157 (2010) 113-117.
- [DC<sup>+</sup>08] A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz, Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel, *Materials Science and Engineering A* 483-484 (2008) 184-187.
- [De07] F. Deng, *Acoustic Emission Applications to Composite Sandwich Structures at Room and Low Temperatures*, Dissertation, Wayne State University, Michigan, 2007.
- [DG09] I.M. Daniel, E.E. Gdoutos, Failure Modes of Composite Sandwich Beams. In: *Major Accomplishments in Composite Materials and Sandwich Structures* (Hrsg.: I.M. Daniel, E.E. Gdoutos, Y. Rajapakse), Springer Science+Business Media, Dordrecht, 2009.
- [Di67] K. Dies, *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*, Springer-Verlag, Berlin, 1967.
- [Di05] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Scheißen*, 3. Auflage, Springer, Berlin, 2005.
- [DIN2624] DIN EN ISO 2624: Kupfer und Kupferlegierungen - Bestimmen der mittleren Korngröße, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1995.
- [DIN3683] DIN EN 3683: Luft- und Raumfahrt - Prüfverfahren - Kneterzeugnisse aus Titanlegierungen Bestimmung von Primär- $\alpha$ -Anteilen - Punktzählverfahren und Linienschnittverfahren, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007.
- [DIN6344] DIN ISO 6344-3: Schleifmittel auf Unterlagen - Korngrößenverteilung der Mikrokörnungen P 240 bis P 2500, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2000.
- [DIN10002] DIN EN 10002-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2001.
- [DIN10020] DIN EN 10020: Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2000.
- [DIN10025a] DIN EN 10025-3: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2005.
- [DIN10025b] DIN EN 10025-4: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2005.
- [DIN14129] DIN EN ISO 14129: Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch an 45°-Laminaten zur Bestimmung der Schubspannungs/Schubverformungs-Kurve, des Schubmoduls in der Lagenebene, Deutsche Fassung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1998.
- [DIN53293] DIN 53293: Prüfung von Kernverbunden - Biegeversuch, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1982.
- [DIN65378] DIN 65378: Luft- und Raumfahrt - Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch quer zur Faserrichtung, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1989.
- [DIN65469] DIN 65469: Luft- und Raumfahrt - Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch an einlagigen Zugflachprobekörpern, Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1992.
- [DK07] A. Da Silva, S. Kyriakides, Compressive response and failure of balsa wood, *International Journal of Solids and Structures* 44 (2007) 8685-8717.
- [DL09] H.P. Degischer, S. Lüftl, *Leichtbau - Prinzipien, Werkstoffauswahl und Fertigungsvarianten*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2009.

- [DM48] W.J. Dixon, A.M. Mood, A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data, *Journal of the American Statistical Association* 43 (1948) 108-126.
- [DN<sup>+</sup>10] G. Dini, A. Najafizadeh, R. Ueji, S.M. Monir-Vaghefi, Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size, *Materials & Design* 31 (2010) 3395-3402.
- [DP70] A.J. Durelli, V.J. Parks, Moir analysis of strain, Prentice-Hall, Englewood Cliffs N.J., 1970.
- [DP<sup>+</sup>99] T. Duering, A. Pelton, D. Stöckel, An overview of nitinol medical applications, *Materials Science and Engineering* 273-275 (1999) 149-160.
- [DP<sup>+</sup>01] J.P. Dunkers, F.R. Phelan, D.P. Sanders, M.J. Everett, W.H. Green, D.L. Hunston, R.S. Parnas, The application of optical coherence tomography to problems in polymer matrix composites, *Optics and Lasers in Engineering* 35 (2001) 135-147.
- [EA<sup>+</sup>08] A. El Bartali, V. Aubin, S. Degallaix, Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 31 (2008) 137-151.
- [EH<sup>+</sup>82] K.E. Easterling, R. Harrysson, L.J. Gibson, M.F. Ashby, On the Mechanics of Balsa and Other Woods, *Proceedings of the Royal Society A* 8 (1982) 31-41.
- [EH<sup>+</sup>03] G. Eggeler, E. Hornbogen, A. Yawny, A. Heckmann, M. Wagner, Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering A* 378 (2004) 24-33.
- [Eh06] G. W. Ehrenstein, *Faserverbund-Kunststoffe*, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2006.
- [EP<sup>+</sup>07] I. Elnasri, S. Pattofatto, H. Zhao, H. Tsitsiris, F. Hild, Y. Girard, Shock enhancement of cellular structures under impact loading: Part I Experiments, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 55 (2007) 2652-2671.
- [Eu12] J. Eube, *Praxishandbuch Stahlnormen*, 3. Auflage, Beuth Verlag, Berlin, 2012.
- [FH<sup>+</sup>07] C. Franck, S. Hong, S.A. Maskarinec, D.A. Tirrell, G. Ravichandran, Three-dimensional Full-field Measurements of Large Deformations in Soft Materials Using Confocal Microscopy and Digital Volume Correlation, *Experimental Mechanics* 47 (2007) 427-438.
- [Fi97] G.M. Fichtenholz, *Differential- und Integralrechnung* 1, 14. Auflage, Verlag Harri Deutsch, Frankfurt am Main, 1997.
- [FM<sup>+</sup>08] F. Forsberg, R. Mooser, M. Arnold, E. Hack, P. Wyss, 3D micro-scale deformations of wood in bending: Synchrotron radiation  $\mu$ CT data analyzed with digital volume correlation, *Journal of Structural Biology* 164 (2008) 255-262.
- [FO02] J. Feßmann, H. Orth, *Angewandte Chemie und Umwelttechnik für Ingenieure*, 2. Auflage, ecomed Verlagsgesellschaft, Landsberg, 2002.
- [FR<sup>+</sup>09] R. Fedele, B. Raka, F. Hild, S. Roux, Identification of adhesive properties in GLARE assemblies using digital image correlation, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 57 (2009) 1003-1016.
- [FS11] H.J. Fahrenwaldt, V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik*, 4. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011.
- [Fu08] E. Fuhrmann, *Einführung in die Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung*, 2. Auflage, Expert Verlag, Renningen, 2008.
- [FW<sup>+</sup>91] E.A. Franke, D.J. Wenzel, D.L. Davidson, Measurement of Microdisplacements by machine vision photogrammetry (DISMAP), *Review of Scientific Instruments* 62 (1991) 1270-1279.
- [FW<sup>+</sup>06] Q.-Z. Fang, T.J. Wang, H.-M. Li, Large tensile deformation behavior of PC/ABS alloy, *Polymer* 47 (2006) 5174-5181.
- [Ga49] D. Gabor, A New Microscope Principle, *Nature* 161 (1949) 177-178.
- [GA97] L.J. Gibson, M.F. Ashby, *Cellular Solids - Structure and properties*, 2. Auflage, Cambridge University Press, Cambridge, 1997.
- [GB09] C. Grabe, O.T. Bruhns, Path dependence and multiaxial behavior of a polycrystalline NiTi alloy within the pseudoelastic and pseudoplastic temperature regimes, *International Journal of Plasticity* 25 (2009) 513-545.
- [GD<sup>+</sup>02] E.E. Gdoutos, I.M. Daniel, K.-A. Wang, Failure of cellular foams under multiaxial loading, *Composites Part A* 33 (2002) 163-176.

- [Gd07] E.E. Gdoutos, Failure Modes of Sandwich Structures, *Applied Mechanics and Materials* 7-8 (2007) 23-28.
- [GD<sup>+</sup>07] A. Germaneau, P. Doumalin, J.C. Dupré, Full 3D Strain Measurement by Digital Volume Correlation From X-Ray Computed and Optical Scanning Tomographic Images, *Experimental Analysis of Nano and Engineering Materials and Structures* 6 (2007) 553-554.
- [GH<sup>+</sup>92] C. G'Sell, J.M. Hiver, A. Dahoun, A. Souahi, Video-controlled tensile testing of polymers and metals beyond the necking point, *Journal of Materials Science* 27 (1992) 5031-5039.
- [GH<sup>+</sup>02] G. Geymonat, F. Hild, S. Pagano, Identification of elastic parameters by displacement field measurement, *Comptes Rendus Mécanique* 330 (2002) 403-408.
- [GH<sup>+</sup>08] S. Gollerthan, D. Herberg, A. Baruj, G. Eggeler, Compact tension testing of martensitic/pseudoplastic NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering A* 481-482 (2008) 156-159.
- [GK<sup>+</sup>00] O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, L.W. Meyer, High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development - properties - application, *International Journal of Plasticity* 16 (2000) 1391-1409.
- [GL<sup>+</sup>11] M. Gates, J. Lambros, M.T. Heath, Towards High Performance Digital Volume Correlation, *Experimental Mechanics* 51 (2011) 491-507.
- [GM02] K. Gall, H.J. Maier, Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys, *Acta Materialia* 50 (2002) 4643-4657.
- [GM<sup>+</sup>11] T. Gebhardt, D. Music, M. Ekholm, I.A. Abrikosov, L. Vitos, A. Dick, T. Hickel, J. Neugebauer, J.M. Schneider, The influence of additions of Al and Si on the lattice stability of fcc and hcp Fe-Mn random alloys, *Journal of Physics: Condensed Matter* 23 (2011) 246003.
- [GN<sup>+</sup>11] B. Gorny, T. Niendorf, J. Lackmann, M. Thoene, T. Troester, H.J. Maier, In-situ Characterization of the Deformation and Failure Behavior of Non-stochastic Porous Structures Processed by Selective Laser Melting, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 7962-7967.
- [GO<sup>+</sup>98] X.E. Gros, K. Ogi, K. Takahashi, Eddy Current, Ultrasonic C-scan and Scanning Acoustic Microscopy Testing of Delaminated Quasi-isotropic CFRP Materials: A Case Study, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 17 (1998) 389-405.
- [Go06] J. Gobrecht, *Werkstofftechnik - Metalle*, Oldenbourg Wissenschaftsverlag, München, 2006.
- [Go07] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2007.
- [Gr85] A.W. Grün, Adaptive least squares correlation: a powerful image matching technique, *South African Journal of Photogrammetry, Remote Sensing and Cartography* 14 (1985) 175-187.
- [Gr00] O. Grässel, Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP-, TWIP-Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si, Dissertation, Papierflieger, Clausthal-Zellerfeld, 2000.
- [GS85] C.G. Gustafson, R.B. Seldén, Monitoring Fatigue Damage in CFRP Using Acoustic Emission and Radiographic Techniques, *Delamination and Debonding of Materials*, ASTM STP 876 (1985) 448-464.
- [GS99] K. Gall, H. Sehitoglu, The role of texture in tension-compression asymmetry in polycrystalline NiTi, *International Journal of Plasticity* 15 (1999) 69-92.
- [GS<sup>+</sup>01] K. Gall, H. Sehitoglu, R. Anderson, I. Karaman, Y.I. Chumlyakov, I.V. Kireeva, On the mechanical behavior of single crystal NiTi shape memory alloys and related polycrystalline phenomenon, *Materials Science and Engineering A* 317 (2001) 85-92.
- [GS05] W. Grellmann, S. Seidler, *Kunststoffprüfung*, Carl Hanser Verlag, München, 2005.
- [GS07] D. Gross, T. Seelig, *Bruchmechanik*, 4. Auflage, Springer, Berlin, 2007, S. 297-310.
- [GV<sup>+</sup>10] I. Gutierrez-Urrutia, J.A. del Valle, S. Zaefferrer, D. Raabe, Study of internal stresses in a TWIP steel analyzing transient and permanent softening during reverse shear tests, *Journal of Materials Science* 45 (2010) 6604-6610.
- [GZ<sup>+</sup>10] I. Gutierrez-Urrutia, S. Zaefferer, D. Raabe, The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 3552-3560.

- [Ha03] J.M. Hausmann, Modellierung und Optimierung faserverstärkter Titanlegierungen, Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Aachen, 2003.
- [HB<sup>+</sup>03] U.B. Halabe, G. Bangalore, H.V.S. GangaRao, P. Klinkhachorn, Infrared scanning of FRP composite members, AIP Conference Proceedings 657 (2003) 1003-1010.
- [He01] J.W.S. Hearle, High-perfomance fibres, Woodhead Publishing Ltd., Boca Raton FL (USA), 2001.
- [HE<sup>+</sup>12] E. Hornbogen, G. Eggeler, E. Werner, Werkstoffe - Aufbau und Eigenschaften, 10. Auflage, Springer-Verlag, Heidelberg, 2012.
- [HH<sup>+</sup>96] H. Tobushi, T. Hachisuka, S. Yamada, P.-H. Lin, Rotating-bending fatigue of TiNi shape-memory alloy wire, Mechanics of Materials 26 (1997) 35-42.
- [HH03] E. Hornbogen, A. Heckmann, Improved fatigue resistance of pseudo-elastic NiTi alloys by thermo-mechanical treatment, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 35 (2003) 464-468.
- [HK<sup>+</sup>06] M. Hokka, V.-T. Kuokkala, S. Curtze, T. Vuoristo, M. Apostol, Characterization of strain rate and temperature dependent mechanical behavior of TWIP steels, Journal de Physique IV 134 (2006) 1301-1306.
- [HK<sup>+</sup>09] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, J. Puustinen, Fatigue behavior of high-Mn TWIP steels, Materials Science and Engineering A 517 (2009) 68-77.
- [HK10] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, High-cycle fatigue of ultrafine-grained austenitic stainless and TWIP steels, Materials Science and Engineering A 527 (2010) 5715-5722.
- [HK<sup>+</sup>10] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, A. Ferraiuolo, J. Gil Svilano, F. De Las Cuevas, G. Pratolongo, M. Reis, Fatigue Behavior of Four High-Mn Twinning Induced Plasticity Effect Steels, Metallurgical and Materials Transactions A 41 (2010) 1102-1108.
- [HL<sup>+</sup>07] T. Hipke, G. Lange, R. Poss, Taschenbuch für Aluminiumschäume, 1. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2007.
- [HM<sup>+</sup>01] E. Hornbogen, V. Mertinger, D. Wurzel, Microstructure and tensile properties of two binary NiTi-alloys, Scripta materialia 44 (2001) 171-178.
- [HM<sup>+</sup>12] E. Hering, R. Martin, M. Stohrer, Physik für Ingenieure, Springer, Heidelberg, 2012, S. 113.
- [Ho66] N.J. Hoff, Sandwich Construction, John Wiley & Sons, New York, 1966.
- [Ho02] E. Hornbogen, Some effects of martensitic transformation on fatigue resistance, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 25 (2002) 785-790.
- [HP<sup>+</sup>10] Ismar Hajro, Omer Pasic, Zijah Burzic, Investigation of elastic-plastic fracture mechanics parameters of quenched and tempered high-strength steel welds, Structural Integrity and Life 10 (2010) 225-230.
- [HR<sup>+</sup>02] F. Hild, B. Raka, M. Baudequin, S. Roux, F. Cantelaube, Multiscale Displacement Field Measurements of Compressed Mineral-Wool Samples by Digital Image Correlation, Applied Optics 41 (2002) 6815-1828.
- [HR06] F. Hild, S. Roux, Digital Image Correlation: from Displacement Measurement to Identification of Elastic Properties - a Review, Strain 42 (2006) 69-80.
- [HS<sup>+</sup>90] J. Van Humbeeck, R. Stalmans, M. Chandrasekaran, L. Delaey, On the Stability of Shape Memory Alloys. In: Engineering Aspects of Shape Memory Alloys (Hrsg.: T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stöckel, C.M. Wayman), Butterworth-Heinemann, London, 1990, 96-105.
- [HS03] M. Hauth, W. Strasser, Corotational Simulation of Deformable Solids, Journal of WSCG 12 (2003) 137-145.
- [HS<sup>+</sup>04] R.F. Hamilton, H. Sehitoglu, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier, Stress dependence of the hysteresis in single crystal NiTi alloys, Acta Materialia 52 (2004) 3383-3402.
- [Hu82] Y.Y. Hung, Shearography: A New Optical Method for Strain Measurement and Nondestructive Testing, Optical Engineering 21 (1982) 391-395.
- [Hü83] M. Hück, Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 14 (1983) 406-417.
- [HW95] D.A. Hebda, S.R. White, Effect of training conditions and extended thermal cycling on nitinol two-way shape memory behavior, Smart Materials and Structures 4 (1995) 298-304.

- [HW06] E. Hornbogen, H. Warlimont, Metalle - Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen, 5. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2006.
- [IC<sup>+</sup>04] K. Imielinska, M. Casaings, R. Wojtyra, J. Haras, E. Le Clezio, B. Hosten, Air coupled ultrasonic C scan technique in impact response testing of carbon fiber and hybrid composites, *Journal of Materials Processing Technology* 157-158 (2004) 513-522.
- [II<sup>+</sup>09] D. Ivanov, S. Ivanov, S. Lomov, I. Verpoest, Strain mapping analysis of textile composites, *Optics and Lasers in Engineering* 47 (2009) 360-370.
- [IS<sup>+</sup>01] M. Ishihara, T. Shibata, T. Takahashi, S. Baba, T. Hoshiya, Understanding of Mechanical Properties of Graphite on the Basis of Mesoscopic Microstructure (Review). In: *Basic Studies in the Field of High-temperature Engineering* (Edr: N.G. Kenkyūjo), OECD, Paris, 2001, 225-241.
- [IS10] B. Ilschner, R.F. Singer, *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik*, 5. Auflage, Springer, Berlin, 2010.
- [ISO9042] ISO 9042: Steels - Manual point counting method for statistically estimating the volume fraction of a constituent with a point grid, International Organization for Standardization, 1988.
- [JD71] B.F. Jones, R.G. Duncan, The effect of fibre diameter on the mechanical properties of graphite fibres manufactured from polyacrylonitrile and rayon, *Journal of Materials Science* 6 (1971) 289-293.
- [Ka11] C. Kassapoglou, *Design and Analysis of Composite Structures: With Application to Aerospace Structures*, John Wiley & Sons, Chichester, 2011.
- [Ke08] S.Y. Kemptchou, Optimierung der Grenzflächenhaftung bei NiTi/Polymer-Verbunden durch Einsatz funktioneller Zwischenschichten, Dissertation, Universität Bochum, Bochum, 2008.
- [KJ<sup>+</sup>10] S. Kang, Y.-S. Jung, J.-H. Jun, Y.-K. Lee, Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitation, microstructure, and mechanical properties in Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 745-751.
- [KK<sup>+</sup>05] M.S. Kirugulige, R. Kitey, H.V. Tippur, Dynamic fracture behavior of model sandwich structures with functionally graded core: a feasibility study, *Composites Science and Technology* 65 (2005) 1052-1068.
- [KK<sup>+</sup>11] Y.W. Kim, G. Kim, S.G. Hong, C.S. Lee, Energy-based approach to predict the fatigue life behavior of pre-strained Fe-18Mn TWIP steel, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 4696-4702.
- [KI11] F. Klocke, *Manufacturing Processes 1 - Cutting*, 1. Auflage, Springer, Heidelberg, 2011.
- [KM<sup>+</sup>03] N. Kulkarni, H. Mahfuz, S. Jeelani, L.A. Carlsson, Fatigue crack growth and life prediction of foam core sandwich composites under flexural loading, *Composite Structures* 59 (2003) 499-505.
- [Ko52] F. Kollmann, Über die Abhängigkeit einiger mechanischer Eigenschaften der Hölzer von der Zeit, von Kerben und von der Temperatur, *Holz als Roh- und Werkstoff* 10 (1952) 187-197.
- [Ko70] U.F. Kocks, The Relation Between Polycrystal Deformation and Single-Crystal Deformation, *Metallurgical Transactions* 1 (1970) 1121-1143.
- [Ko04] W. Kollenberg, *Technische Keramik*, Vulkan-Verlag, Essen, 2004.
- [KO<sup>+</sup>07] J. Kang, Y. Ososkov, J.D. Embury, D.S. Wilkinson, Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels, *Scripta Materialia* 56 (2007) 999-1002.
- [Kr04] U. Krupp, Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen, *Habilitationsschrift*, Universität Siegen, Siegen, 2004.
- [KS<sup>+</sup>98] A. Kaye, R.F.T. Stepto, W.J. Work, J.V. Alemán, A.Y. Malkin, Definition of terms relating to the non-ultimate mechanical properties of polymers, *Pure and Applied Chemistry* 70 (1998) 701-754.
- [KS<sup>+</sup>00] I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier, Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip, *Acta Materialia* 48 (2000) 1345-1359.
- [KS<sup>+</sup>11] S. Kalpakjan, S.R. Schmid, E. Werner, *Werkstofftechnik - Herstellung, Verarbeitung, Fertigung*, 5. Auflage, Pearson Studium, München, 2011.

- [KT<sup>03</sup>] P.P. Kärenlampi, P. Tynjälä, P. Ström, Molecular reorganization in wood, *Mechanics of Materials* 35 (2003) 1149-1159.
- [La03] H.P. Langtangen, *Computational Partial Differential Equations*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2003.
- [La04] G. Lange, *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle*, 5. Auflage, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2004.
- [La11] J. Lackmann, *Phasenumwandlungsindizierte Topografieentwicklung auf NiTi-Formgedächtnislegierungen – Einfluss auf die Integrität dünner Polyelektrolytschichten*, Dissertation, Universität Paderborn, Paderborn, 2011.
- [Lä08] V. Läpple, *Einführung in die Festigkeitslehre*, 2. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2008.
- [LD05] J. Lemaitre, R. Desmorat, *Engineering Damage Mechanics*, 1. Auflage, Springer, Berlin, 2005.
- [Le70] J.A. Leendertz, Interferometric displacement measurement on scattering surfaces utilizing speckle effect, *Journal of Physics E: Scientific Instruments* 3 (1970) 214-218.
- [LI<sup>08</sup>] S.V. Lomov, D.S. Ivanov, I. Verpoest, M. Zakob, T. Kurashiki, H. Nakai, J. Molimard, A. Vautrin, Full-field strain measurements for validation of meso-FE analysis of textile composites, *Composites A* 39 (2008) 1218-1231.
- [LK<sup>01</sup>] J.S. Lawler, D.T. Keane, S.P. Shah, Measuring Three-Dimensional Damage in Concrete under Compression, *ACI Materials Journal* 98 (2001) 465-475.
- [LK<sup>11</sup>] P. Lukás, L. Kunz, L. Nvrátilová, O. Bokůvka, Fatigue damage of ultrafine-grained copper in very-high cycle fatigue region, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 7036-7040.
- [LL<sup>96</sup>] J.S. Lyons, J. Liu, M.A. Sutton, High-temperature deformation measurements using digital-image correlation, *Experimental Mechanics* 36 (1996) 64-70.
- [LL<sup>98</sup>] Y. Liu, Y. Liu, J. Van Humbeeck, Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in NiTi, *Acta Materialia* 47 (1998) 199-209.
- [LL<sup>10</sup>] J.B. Liu, X.H. Liu, W. Liu, Y.W. Zeng, K.Y. Shu, Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700 °C for Fe-24Mn-0.7Si-1.0Al TWIP steel, *Materials Characterization* 61 (2010) 1356-1358.
- [LM<sup>04</sup>] J.-R. Lee, J. Moimard, A. Vautrin, Y. Surrel, Application of grating shearography and speckle shearography to mechanical analysis of composite material, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 35 (2004) 965-976.
- [Lo55] L. Locati, Le prove di fatica come ausilio alla progettazione ed alla produzione, *Metalurgia Italiana* 47 (1955) 301-308.
- [LO<sup>03</sup>] A.M. Locci, R. Orrù, G. Cao, Z.A. Munir, Field-activated pressure-assisted synthesis of NiTi, *Intermetallics* 11 (2003) 555-571.
- [LR<sup>10</sup>] P. Leplay, J. Réthoré, S. Meille, M.-C. Baietto, Damage law identification of a quasi brittle ceramic from a bending test using digital image correlation, *Journal of the European Ceramic Society* 30 (2010) 2715-2725.
- [LR<sup>11</sup>] P. Leplay, J. Réthoré, S. Meille, M.-C. Baietto, Identification of damage and cracking behaviours based on energy dissipation mode analysis in a quasi-brittle material using Digital Image Correlation, *International Journal of Fracture* 171 (2011) 35-50.
- [LX<sup>06</sup>] X. Li, W. Xu, M.A. Sutton, M. Mello, Nanoscale deformation and cracking studies of advanced metal evaporated magnetic tapes using atomic force microscopy and digital image correlation techniques, *Materials Science and Technology* 22 (2006) 835-844.
- [Ma93] R.M. Mayer, *Design with reinforced plastics*, Bourne Press Ltd., Bournemouth, 1993.
- [MB<sup>97</sup>] M.S. Milza, D.C. Barton, P. Church, J.L. Sturge, *Ductile Fracture of Pure Copper: An Experimental and Numerical Study*, *Journal de Physique IV* 07 (1997) 891-896.
- [Me81] F.T. Mendenhall, Computer-aided analysis of photoelastic images, Dissertation, University of Illinois, Champaign (USA), 1981.
- [MF01] N.B. Morgan, C.M. Friend, A review of shape memory stability in NiTi alloys, *Journal de Physique IV* 11 (2001) 325-332.
- [Mi45] M.A. Miner, Cumulative damage in fatigue, *Journal of Applied Mechanics* 12 (1945) 159-164.

- [MI<sup>+</sup>86] S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, Effect of Cyclic Deformation on the Pseudoelasticity Characteristics of Ti-Ni, *Metallurgical and Materials Transactions A* 17 (1986) 115-120.
- [MI<sup>+</sup>09] B. Mouhmid, A. Imad, N. Benseddiq, D. Lecompte, An experimental analysis of fracture mechanisms of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 (SGFR-PA66), *Composites Science and Technology* 69 (2009) 2521-2526.
- [MK<sup>+</sup>86] Y. Miyano, M. Kanemitsu, T. Kunio, H.A. Kuhn, Role of Matrix Resin on Fracture Strengths of Unidirectional CFRP, *Journal of Composite Materials* 20 (1986) 520-538.
- [ML01] D.A. Miller, D.C. Lagoudas, Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi, *Materials Science and Engineering A* 308 (2001) 161-175.
- [MM78] K.N. Melton, O. Mercier, Fatigue of NiTi thermoelastic martensites, *Acta Metallurgica* 27 (1978) 137-144.
- [MM<sup>+</sup>87] O. Matsumoto, S. Miyazaki, K. Otsuka, H. Tamura, Crystallography of martensitic transformation in TiNi single crystals, *Acta Metallurgica* 35 (1987) 2137-2144.
- [MM<sup>+</sup>99] S. Miyazaki, K. Mizukoshi, T. Ueki, T. Sakuma, Y. Liu, Fatigue life of Ti-50 at.% and Ti-40Ni-10Cu (at%) shape memory alloy wires, *Materials Science and Engineering A* 273-275 (1999) 658-663.
- [MM<sup>+</sup>07] R.A.W. Mines, S. McKown, W. Cantwell, W. Brooks, C.J. Sutcliffe, On the Progressive Collapse of Micro Lattice Structures. In: *Experimental Analysis of Nano and Engineering Materials and Structures* (Hrsg.: E.E. Gdoutos), Springer Netherlands, Dordrecht, 2007, 743-744.
- [MQ<sup>+</sup>10] R.M. Manjeri, S. Qiu, N. Mara, A. Misra, R. Vaidyanathan, Superelastic response of [111] and [101] orientated NiTi micropillars, *Journal of Applied Physics* 108 (2010) 023501-1-023501-7.
- [MR00] A.L. McKelvey, R.O. Ritchie, On the temperature dependence of the superelastic strength and the prediction of the theoretical uniaxial transformation strain in Nitinol, *Philosophical Magazine A* 80 (2000) 1759-1768.
- [NB<sup>+</sup>09] T. Niendorf, C. Burs, D. Canadinc, H.J. Maier, Early detection of crack initiation sites in TiAl alloys during low-cycle fatigue at high temperatures utilizing digital image correlation, *International Journal of Materials Research* 100 (2009) 603-608.
- [ND<sup>+</sup>09] T. Niendorf, J. Dadda, D. Canadinc, H.J. Maier, I. Karaman, Monitoring the fatigue induced damage evolution in ultrafine-grained interstitial-free steel utilizing digital image correlation, *Materials Science and Engineering A* 517 (2009) 225-234.
- [NL<sup>+</sup>09] T. Niendorf, C. Lotze, D. Canadinc, A. Frehn, H.J. Maier, The role of monotonic pre-deformation on the fatigue performance of a high-manganese austenitic TWIP steel, *Materials Science and Engineering A* 499 (2009) 518-124.
- [NL<sup>+</sup>11] T. Niendorf, J. Lackmann, B. Gorny, H.J. Maier, In situ characterization of martensite variant formation in nickel-titanium shape memory alloy under biaxial loading, *Scripta Materialia* 65 (2011) 915-918.
- [NR<sup>+</sup>10] T. Niendorf, F. Rubitschek, H.J. Maier, J. Niendorf, H.A. Richard, A. Frehn, Fatigue crack growth - Microstructure relationships in a high-manganese austenitic TWIP steel, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 2412-2417.
- [OR99] K. Otsuka, X. Ren, Martensitic transformations in nonferrous shape memory alloys, *Materials Science and Engineering A* 273-275 (1999) 89-105.
- [OW98] K. Otsuka, C.M. Wayman, *Shape Memory Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
- [Pa55] M.S. Paterson, Plastic deformation of copper crystals under alternating tension and compression, *Acta Metallurgica* 3 (1955) 491-500.
- [PE63] P.C. Paris, F. Erdogan, A critical analysis of crack propagation laws, *Journal of Basic Engineering* 85 (1963) 528-534.
- [PK<sup>+</sup>08] W. Predki, A. Knopik, B. Bauer, Engineering applications of NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering A* 481-482 (2008) 598-601.
- [PL<sup>+</sup>09] J.N. Périé, H. Leclerc, S. Roux, F. Hild, Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification, *International Journal of Solids and Structures* 46 (2009) 2388-2396.
- [PL<sup>+</sup>12] H.A. Padilla, J. Lambros, A.J. Beaudooin, I.M. Robertson, Relating inhomogeneous deformation to local texture in zirconium through grain-scale digital image correlation

- strain mapping experiments, *International Journal of Solids and Structures* 49 (2012) 18-31.
- [PO<sup>+</sup>02] JB. Park, T. Okabe, N. Takeda, W.A. Curtin, Electromechanical modeling of unidirectional CFRP composites under tensile loading condition, *Composites A* 33 (2002) 267-275.
- [PQ<sup>+</sup>09] B. Pan, K. Qian, H. Xie, A. Asundi, Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review, *Measurement Science and Technology* 20 (2009) 062001.
- [PR82] W.H. Peters, W.F. Ranson, Digital imaging techniques in experimental stress analysis, *Optical Engineering* 21 (1982) 427-431.
- [PS<sup>+</sup>02] M. Pittner, C. See, J. Goh, M. Somekh, Focus errors and their correction in microscopic deformation analysis using correlation, *Optics Express* 10 (2002) 1361-1367.
- [PS<sup>+</sup>11] R. Pla-Ferrando, S. Sánchez-Caballero, M.J. Reig, R. Pla, M.A. Sellés, V.J. Segui, Advanced high strength steel (AHSS) TWIP: A door to the future in metal forming, *AIP Conference Proceedings* 1431 (2011) 65-73.
- [QB08] B. Qin, H.K.D.H. Bhadeshia, Plastic strain due to twinning in austenitic TWIP steels, *Materials Science and Technology* 24 (2008) 969-973.
- [QM<sup>+</sup>08] D.T. Queheillalt, Y. Murty, H.N.G. Wadley, Mechanical properties of an extruded pyramidal lattice truss sandwich structure, *Scripta Materialia* 58 (2008) 76-79.
- [QS<sup>+</sup>06] L. Qian, Q. Sun, X. Xiao, Role of phase transition in the unusual microwear behavior of superelastic NiTi shape memory alloy, *Wear* 260 (2006) 509-522.
- [QT<sup>+</sup>08] C. Quan, C.J. Tay, W. Sun, X. He, Determination of three-dimensional displacement using two-dimensional digital image correlation, *Applied Optics* 47 (2008) 583-593.
- [Ra03] D. Radaj, *Ermüdungsfestigkeit*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2003.
- [Re69] H.S. Reemsnyder, Examination of the locate estimation of the fatigue limit, *Materialprüfung* 11 (1969) 109-114.
- [Re08] S. Reich, Einfluss der Faserverbund-Sandwichbauweise auf die kollisionssichere Gestaltung von Schienenfahrzeugen, Dissertation, Technische Universität Berlin, Berlin, 2008.
- [RH06] S. Roux, F. Hild, Stress intensity factor measurements from digital image correlation: post-processing and integrated approaches, *International Journal of Fracture* 140 (2006) 141-157.
- [RH<sup>+</sup>07] J. Réthoré, F. Hild, S. Roux, Extended digital image correlation with crack shape optimization, *International Journal of Numerical Methods in Engineering* 73 (2008) 248-272.
- [RM<sup>+</sup>01] X. Ren, N. Miura, J. Zhang, K. Otsuka, K. Tanaka, M. Koiwa, T. Suzuki, Y.I. Chumlyakov, M. Asai, A comparative study of elastic constants of Ti-Ni-based alloys prior to martensitic transformation, *Materials Science and Engineering A* 312 (2001) 196-206.
- [RM08] E. Roos, K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure, Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2008.
- [Ro96] G. Rondelli, Corrosion resistance tests on NiTi shape memory alloy, *Biomaterials* 17 (1996) 2003-2008.
- [RO98] X. Ren, K. Otsuka, The Role of Softening in Elastic Constant c44 in Martensitic Transformation, *Scripta Materialia* 38 (1998) 1669-1675.
- [RR68] J.R. Rice, G.F. Rosengarten, Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 16 (1968) 1-12.
- [RS09] H.A. Richard, M. Sander, *Ermüdungsrisse*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2009.
- [RS11] H.A. Richard, M. Sander, *Technische Mechanik - Festigkeitslehre*, 3. Auflage, Vieweg Verlag, Wiesbaden, 2011.
- [Sa08] M. Sander, *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*, 1. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2008.
- [Sa09] M.H. Sadd, *Elasticity: Theory, Applications, and Numerics*, 1. Auflage, Academic Press, Burlington (USA), 2009.

- [SB89] K. Schulte, C. Baron, Load and failure analysis of CFRP laminates by means of electrical resistivity measurements, *Composites Science and Technology* 36 (1989) 63-76.
- [SB<sup>+</sup>00] H.W. Schreier, J.R. Braasch, M.A. Sutton, Systematic errors in digital image correlation caused by intensity interpolation, *Optical Engineering* 39 (2000) 2915.
- [Sc97] G. Schott, *Werkstoffermüdung, Ermüdungsfestigkeit*, 4. Auflage, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1997.
- [Sc07] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2. Auflage, Springer, Berlin, 2007.
- [Sc12] A. Schäfer, Werkstoffwissenschaftliche Untersuchung zur Bildung und Wachstum von Martensit in NiTi-Formgedächtnislegierungen unter Spannung, Dissertation, Ruhr-Universität-Bochum, Bochum, 2012.
- [SD12] G. Scirè Mammano, E. Dragoni, Functional fatigue of Ni-Ti shape memory wires under various loading conditions, *International Journal of Fatigue*, in Druck.
- [SD<sup>+</sup>12] H.C. Schmidt, U. Damerow, C. Lauter, B. Gorny, F. Hankeln, W. Homberg, T. Troester, H.J. Maier, R. Mahnken, Manufacturing Processes for Combined Forming of Multi-Material Structures Consisting of Sheet Metal and Local CFRP Reinforcements, *Key Engineering Materials* 504-506 (2012) 295-300.
- [Se08] W. Seidel, *Werkstofftechnik*, 7. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2008.
- [SF04] C.A. Steeves, N.A. Fleck, Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part II: experimental investigation and numerical modelling, *International Journal of Mechanical Sciences* 46 (2004) 585-608.
- [Sh04] V. I. Shtanov, Conditions for Single-Crystal Formation during Bridgman Growth, *Crystallography Reports* 49 (2004) 288-293.
- [SJ<sup>+</sup>02] H. Sehitoglu, J. Jun, X. Zhang, I. Karaman, Y. Chumlyakov, H.J. Maier, K. Gall, Shape memory and pseudoelastic behavior of 51.5%Ni-Ti single crystals in solutionized and overaged state, *Acta Materialia* 49 (2001) 3609-3620.
- [SK96] J.A. Shaw, S. Kyriakides, On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy, *Acta Materialia* 45 (1997) 683-700.
- [SK<sup>+</sup>00] H. Sehitoglu, I. Karaman, R. Anderson, X. Zhang, K. Gall, H.J. Maier, Y.I. Chumlyakov, *Acta Materialia* 48 (2000) 3311-3326.
- [SK<sup>+</sup>09] K.H. So, J.S. Kim, Y.S. Chun, K.-T. Park, Y.-K. Lee, C.S. Lee, Hydrogen Delayed Fracture Properties and Internal Hydrogen Behavior of a Fe-18Mn-1.5Al-0.6C TWIP Steel, *The Iron and Steel Institute of Japan International* 49 (2009) 1952-1959.
- [SL<sup>+</sup>97] Z. Sun, J.S. Lyons, S.R. McNeill, Measuring Microscopic Deformations with Digital Image Correlation, *Optics and Lasers in Engineering* 27 (1997) 409-428.
- [SL<sup>+</sup>04] L.N. Stepnova, E.Y. Lebedev, A.E. Kareev, V.N. Chaplygin, S.A. Katarushkin, Use of the acoustic emission method in detecting the fracture process in specimens made of composite materials, *Russian Journal of Nondestructive Testing* 40 (2004) 455-461.
- [SL<sup>+</sup>07] M.A. Sutton, N. Li, D.C. Joy, A.P. Reynolds, X. Li, Scanning Electron Microscopy for Quantitative Small and Large Deformation Measurements Part I: SEM Imaging at Magnifications from 200 to 10,000, *Experimental Mechanics* 47 (2007) 775-787.
- [SM<sup>+</sup>00] M.A. Sutton, S.R. McNeill, J.D. Helm, Y.J. Chao, Advances in Two-Dimensional and Three Dimensional Computer Vision, *Topics in Applied Physics* 77 (2000) 323-372.
- [So05] C. Soutis, Carbon fibre reinforced plastics in aircraft construction, *Materials Science and Engineering A* 412 (2005) 171-176.
- [SP04] D. Stoeckel, A. Pelton, T. Duering, Self-expanding nitinol stents, material and design considerations, *European Radiology* 14 (2004) 292-301.
- [SS02] H.W. Schreier, M.A. Sutton, Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions, *Experimental Mechanics* 42 (2002) 303-310.
- [ST<sup>+</sup>03] T. Schmidt, J. Tyson, K. Galanulis, Full-field dynamic displacement and strain measurement using advanced 3D image correlation photogrammetry, *Experimental Techniques* 27 (2003) 47-50.
- [St09] R. Steward, Carbon fibre composites poised for dramatic growth, *Reinforced Plastics* 53 (2009) 16-21.

- [SW74] K. Stamm, H. Witte, *Sandwichkonstruktionen: Berechnung, Fertigung, Ausführung*, 1. Auflage, Springer-Verlag, Wien, 1974.
- [SW<sup>+</sup>83] M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, W.F. Ranson, S.R. McNeill, Determination of displacements using an improved digital correlation method, *Image and Vision Computing* 1 (1983) 133-139.
- [SY<sup>+</sup>08] M.A. Sutton, J.H. Yan, V. Tiwari, H.W. Schreier, J.J. Orteu, *Optics and Lasers in Engineering* 46 (2008) 746-757.
- [SZ<sup>+</sup>99] M.A. Sutton, W. Zhao, S.R. McNeill, J.D. Helm, R.S. Piascik, W.T. Riddell, Local Crack Closure Measurements: Development of a Measurement System Using Computer Vision and a Far-Field Microscope. In: *Advances in Fatigue Crack Closure Measurement and Analysis 2* (Hrsg.: R.C. McClung, J.C. Newman), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 1999, 145-156.
- [TG87] T.C. Triantafillou, L.J. Gibson, Failure Mode Maps for Foam Core Sandwich Beams, *Materials Science and Engineering* 95 (1987) 37-53.
- [Th69] P.S. Theocaris, *Moire fringes in strain analysis*, 1. Auflage, Pergamon Press, Oxford, 1969.
- [TI<sup>+</sup>91] H. Tobushi, H. Iwanaga, K. Tanaka, T. Hori, T. Sawada, Deformation behaviour of TiNi shape memory alloy subjected to variable stress and temperature, *Continuum Mechanics and Thermodynamics* 3 (1991) 79-93.
- [TT<sup>+</sup>06] D.D. Tjahjanto, S. Turteltaub, A.S.J. Suiker, S. van der Zwaag, Modelling of the effects of grain orientation on transformation-induced plasticity in multiphase carbon steels, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 14 (2006) 617-636.
- [TX05] G. Tao, Z. Xia, A non-contact real-time strain measurement and control system for multiaxial cyclic/fatigue tests of polymer materials by digital image correlation method, *Polymer Testing* 24 (2005) 844-855.
- [VK98] G. Vendroux, W.G. Knauss, Submicron Deformation Field Measurements: Part 2. Improved Digital Image Correlation, *Experimental Mechanics* 38 (1998) 86-92.
- [VX<sup>+</sup>06] A. Vaziri, Z. Xue, J.W. Hutchinson, Metal sandwich plates with polymer foam-filled cores, *Journal of Mechanics of Materials and Structures* 1 (2006) 97-127.
- [Wa04] Z. Wang, Cyclic deformation response of planar-slip materials and a new criterion for the wavy-to-planar-slip transition, *Philosophical Magazine* 84 (2004) 351-179.
- [WC<sup>+</sup>01] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.-M. Muracciole, M. Némoz-Gaillard, Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation, *Experimental Mechanics* 41 (2001) 29-39.
- [We58] W. Weibull, A Statistical Distribution Function of Wide Applicability, *Journal of Applied Mechanics* 18 (1951) 293-297.
- [Wi08] J.J. Wijker, *Spacecraft Structures*, 1. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2008.
- [WL88] Z. Wang, C. Laird, Cyclic stress-strain response of polycrystalline copper under fatigue conditions producing enhanced strain localization, *Materials Science and Engineering* 100 (1988) 57-68.
- [WL<sup>+</sup>08] Z.Y. Wang, H.Q. Li, J.W. Tong, M. Shen, F. Aymerich, P. Priolo, Dual magnification digital image correlation based strain measurement in CFRP Laminates with open hole, *Composites Science and Technology* 68 (2008) 1975-1980.
- [WM<sup>+</sup>12] S.C. Weighardt, H.J. Maier, Y.I. Chumlyakov, Dependence of functional degradation on crystallographic orientation in NiTi shape memory alloys aged under stress, *Journal of Alloys and Compounds* (2012), in Druck.
- [WO82] G. Wernicke, W. Osten, *Holografische Interferometrie: Grundlagen, Methoden und ihre Anwendung in der Festkörpermechanik*, 1. Auflage, Physik-Verlag, Leipzig, 1982.
- [XL<sup>+</sup>98] Z. Xie, Y. Liu, J. Van Humbeeck, Microstructure of NiTi shape memory alloy due to tension-compression cyclic deformation, *Acta Materialia* 46 (1998) 1989-2000.
- [XR02] L.R. Xu, A.J. Rosakis, Impact failure characteristics in sandwich structures - Part I: Basic failure mode selection, *International Journal of Solids and Structures* 39 (2002) 4215-4235.
- [YC<sup>+</sup>04] L. Yang, F. Chen, W. Steinchen, M.Y. Hung, Digital shearography for nondestructive testing: Potentials, limitations, and applications, *Journal of Holography and Speckle* 1 (2004) 69-79.

- [YL<sup>+</sup>12] P. Yang, T.-Y. Liu, F.-Y. Lu, L. Meng, Orientation Dependence of Martensitic Transformation in High Mn TRIP/TWIP Steels, *Steel Research International* 83 (2012) 368-373.
- [YP07] S. Yaofeng, J.H.L. Pang, Study of optimal subset size in digital image correlation of speckle pattern images, *Optics and Lasers in Engineering* 45 (2007) 967-974.
- [YX<sup>+</sup>06] P. Yang, Q. Xie, L. Meng, H. Ding, Z. Tang, Dependence of deformation twinning on grain orientation in a high manganese steel, *Scripta Materialia* 55 (2006) 629-631.
- [ZR05] Z.Y. Zhang, M.O.W. Richardson, Visualisation of barely visible impact damage in polymer matrix composites using an optical deformation and strain measurement system (ODSMS), *Composites A* 36 (2005) 1073-1078.
- [Ze97a] D. Zenkert, *The Handbook of Sandwich Construction*, 1. Auflage, Engineering Materials Advisory Services, Cradley Heath (UK), 1997.
- [Ze97b] H.-P. Zepf, *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix*, 1. Auflage, expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1997.
- [ZR<sup>+</sup>98] Z.Y. Zhang, M.O.W. Richardson, M. Wisheart, J.R. Tyrer, J. Petzing, ESPI non destructive testing of GRP composite materials containing impact damage, *Composites A* 29 (1998) 721-729.
- [ZS<sup>+</sup>09] X. Zhang, T. Sawaguchi, K. Ogawa, F. Yin, X. Zhao, Deformation microstructure of TRIP/TWIP Steels at the early deformation stages, *ESOMAT 2009 - 8th European Symposium on Martensitic Transformations*, EDP Sciences, 2009, 05029-1-05029-8.
- [ZS<sup>+</sup>11] X. Zhang, T. Sawaguchi, K. Ogawa, F. Yin, X. Zhao, Temperature dependence of intersection reactions of  $\epsilon$  martensite plates in an Fe-30Mn-4Si-2Al TRIP/TWIP steel, *Journal of Alloys and Compounds*, in Druck.



## 9 Anhang

### 9.1 Werkstoffkennwerte und Probenaufbau

Tabelle 9-1: Kennwerte der verwendeten Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunde

	CFK-1	CFK-2	CFK-3
<b>Hersteller</b>	Benteler SGL	Haufler	Kunststoffverarbeitung Sube
<b>Faserart</b>	Kohlenstoff	Kohlenstoff	Kohlenstoff
<b>Fasertyp</b>	HT	HT	HT
<b>Faserdurchmesser</b>	7 µm	7 µm	7-10 µm
<b>Harz</b>	Epoxidharz	Epoxidharz	Epoxidharz
<b>Herstellverfahren</b>	Prepreg	Pressverfahren	Handlaminierverfahren
<b>Einzelschichtaufbau</b>	UD-Gelege	UD	Körper-Gewebe/UD/BD
<b>Laminataufbau</b>	UD (CFK-1a)/ BD (CFK-1b)	UD (CFK-2)	MD (CFK-3)
<b>Faservolumenanteil</b>	33 %	50 %	10 % bis 20 %

Tabelle 9-2: Schichtaufbau CFK-1a

Schicht Nr.	Bezeichnung	Faserflächengewicht
1-9	Unidirektional-Prepreg 0°	230 g/m²

Tabelle 9-3: Schichtaufbau CFK-1b

Schicht Nr.	Bezeichnung	Faserflächengewicht
1	Unidirektional-Prepreg 0°	230 g/m²
2-3	Unidirektional-Prepreg 90°	230 g/m²
4	Unidirektional-Prepreg 0°	230 g/m²
5	Unidirektional-Prepreg 90°	230 g/m²
6	Unidirektional-Prepreg 0°	230 g/m²
7-8	Unidirektional-Prepreg 90°	230 g/m²
9	Unidirektional-Prepreg 0°	230 g/m²

Tabelle 9-4: Schichtaufbau CFK-2

Schicht Nr.	Bezeichnung	Faserflächengewicht
1	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m²
2	Bidirektional-Gewebe 45°/45°	440 g/m²
3	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m²
4-9	Körper-Gewebe 0°/90°	650 g/m³
10	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m²
11	Bidirektional-Gewebe 45°/45°	440 g/m²
12	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m²

Tabelle 9-5: Schichtaufbau CFK-3

Schicht Nr.	Bezeichnung	Faserflächengewicht
1;3;5;7;9;11; 13;15;17;19; 21;23;25;27	Unidirektional-Gelege 0°	300 g/m <sup>2</sup>
2;4;6;8;10; 12;14;16;18; 20;22;24;26	PES-Haftfadengitter	3 g/m <sup>2</sup>

Tabelle 9-6: Schichtaufbau des Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbundes mit Schaumkern

Schicht Nr.	Bezeichnung	Faserflächengewicht/Dichte
1	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m <sup>2</sup>
2	Bidirektional-Gewebe 45°/45°	440 g/m <sup>2</sup>
3	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m <sup>2</sup>
4	VE-Harz Derakane M411-350	-
5	PVC-Hartschaum Airex C70.90	0,1 g/cm <sup>3</sup>
6	VE-Harz Derakane M411-350	-
7	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m <sup>2</sup>
8	Bidirektional-Gewebe 45°/45°	440 g/m <sup>2</sup>
9	Unidirektional-Gelege 0°	576 g/m <sup>2</sup>

Tabelle 9-7: Kennwerte für Aluminiumschaum- und Aluminiumwaben-Sandwich (Herstellerangaben)

	Schaumkern	Wabenkern	Deckblech
<b>Legierung</b>	EN AW 1050A	EN AW 3003	EN AW 5754
<b>Dicke</b>	8 mm	8 mm	1 mm
<b>Foliendicke</b>	-	63,5 µm	-
<b>Strukturgröße</b>	4-6 mm	9,5 mm	-
<b>Mittlere Dichte</b>	0,25 g/cm <sup>3</sup>	0,059 g/cm <sup>3</sup>	2,67 g/cm <sup>3</sup>
<b>Elastizitätsmodul/Steifigkeit</b>	0,7 GPa	-	70 GPa
<b>Schubmodul</b>	0,3 GPa	-	27 GPa
<b>Schubfestigkeit</b>	1,2 MPa	-	-
<b>Zugfestigkeit</b>	1,6 MPa	-	190 MPa
<b>Druckfestigkeit</b>	1,5 MPa	1,5 MPa	-
<b>Bruchdehnung</b>	-	-	12 %
<b>Dehngrenze (R<sub>p0,2</sub>)</b>	1,5 MPa	-	80 MPa
<b>Querkontraktionszahl</b>	0,33	-	0,3

Tabelle 9-8: Chemische Zusammensetzung des Stahls S690QL (Herstellerangaben, Rest: Fe)

C [Ma.-%]	Si [Ma.-%]	Mn [Ma.-%]	P [Ma.-%]	S [Ma.-%]	Cr [Ma.-%]	Mo [Ma.-%]
< 0,2	< 0,8	< 1,6	< 0,02	< 0,01	< 1,5	< 0,6

*Tabelle 9-9: Chemische Zusammensetzung des Stahls DOCOL500YP (Herstellerangaben, Rest: Fe)*

C [Ma.-%]	Si [Ma.-%]	Mn [Ma.-%]	P [Ma.-%]	S [Ma.-%]	Al [Ma.-%]	Nb [Ma.-%]
0,07	0,4	1,22	0,011	0,003	0,042	0,06

*Tabelle 9-10: Chemische Zusammensetzung des TWIP-Stahls X-IP-1000 (Rest: Fe) nach [NL<sup>+</sup>09]*

C [Ma.-%]	Si [Ma.-%]	Mn [Ma.-%]	V [Ma.-%]	Cr [Ma.-%]
0,52	0,25	22,36	0,25	0,2

*Tabelle 9-11: Probenabmessungen*

Probentyp	Breite [mm]	Dicke [mm]	Messlänge [mm]	Kerbradius [mm]
<b>Cu-R2</b>	3,0	1,8	8,0	2
<b>Cu-R20</b>	3,0	1,8	-	20
<b>TWIP-R20</b>	3,0	1,5	-	20
<b>NiTi-EK-R2</b>	3,0	3,0	8,0	2
<b>NiTi-PK-R2</b>	3,0	3,0	10,0	2

## 9.2 Korrelationseinstellungen

Tabelle 9-12: Korrelationseinstellungen für Kupfer-, TWIP-Stahl- und Nickel-Titan-Proben

Tabelle 9-13: Korrelationseinstellungen für Zugversuche an CFK

Werkstoff	Versuch	Abbildung	Subsetgröße	Schrittweite	Bildabstand	Auflösung	Bildquelle	Korrelation	Tiefpassfilter	Referenzbild	Muster	Bildbearbeitung
CFK-1a	UD, 0°	Abbildung 4-17										
	UD, 90°	Abbildung 4-19										
	UD, 45°	Abbildung 4-20			5 Pixel	$\Delta\varepsilon = 0,16\%$						
	BD, 0°	Abbildung 4-21	41 Pixel			$\Delta\varepsilon = 0,016\%$	3,7 µm	Lichtmikroskop (50x)	direkt	ja	unverformt	Fasern und Querschliff (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
CFK-1b	BD, 90°	Abbildung 4-23				$\Delta\varepsilon = 0,18\%$						nein
CFK-1a	UD, 0°, vorgeschädigt	Abbildung 4-24				$\Delta\varepsilon = 0,16\%$						
					1 Pixel	$\Delta\varepsilon = 0,16\%$						

Tabelle 9-14: Korrelationseinstellungen für Druckversuche an Kernwerkstoffen für Sandwich-Strukturen

Werkstoff	Versuch	Abbildung	Subsetgröße	Schrittweite	Bildabstand	Auflösung	Bildquelle	Korrelation	Tiefpassfilter	Referenzbild	Muster	Bildbearbeitung
Al-Schaumkern	makroskopisch	Abbildung 4-45	51 Pixel	5 Pixel	$\Delta x =$	20 $\mu\text{m}$	Makroobj.			ja		
	hochauflöst	Abbildung 4-46	101 Pixel	3 Pixel	0,1 mm	3,7 $\mu\text{m}$	Lichtmikroskop (50x)					geschliffen (Körnung P 800 nach DIN63441)
Al-Wabenkern	makroskopisch	Abbildung 4-47	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x =$	20 $\mu\text{m}$	Makroobj.			nein		
	hochauflöst	Abbildung 4-48	31 Pixel	1 Pixel	0,1 mm	3,7 $\mu\text{m}$	Lichtmikroskop (50x)					unverformt
Polymer-Schaumkern	makroskopisch	Abbildung 4-49	31 Pixel	5 Pixel	$\Delta x =$	20 $\mu\text{m}$	Makroobj.					
	hochauflöst	Abbildung 4-50	71 Pixel	3 Pixel	0,1 mm	3,7 $\mu\text{m}$	Lichtmikroskop (50x)					Fasern, Schaum-poren
TiAl6V4	makroskopisch	Abbildung 4-51	51 Pixel	3 Pixel		17 $\mu\text{m}$	REM (10x), WD 50 mm					
	hochauflöst	Abbildung 4-52	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta x =$	2 $\mu\text{m}$	REM (80x), WD 50 mm			ja		Oberflächenstruktur durch Schmelzprozess
Balsa	makroskopisch	Abbildung 4-53	51 Pixel	3 Pixel		17 $\mu\text{m}$	REM (10x), WD 50 mm					
	hochauflöst	Abbildung 4-55	51 Pixel	3 Pixel	$\Delta x =$	20 $\mu\text{m}$	105 mm Makroobj.					unverformt
						3,7 $\mu\text{m}$	Lichtmikroskop (50x)					Holzstruktur

Tabelle 9-15: Korrelationseinstellungen für Vierpunkt-Biegeversuche

Werkstoff	Versuch	Abbildung	Subsetgröße	Schrittweite	Bildabstand	Auflösung	Bildquelle	Korrelation	Tiefpassfilter	Referenzbild	Muster	Bildbearbeitung
Feinkornbaustahl	zyklisch	Abbildung 4-13	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 500 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makroobj.	inkrementell				sandgestrahlt
	UD, monoton	Abbildung 4-36	41 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	3,7 $\mu\text{m}$	LM (50x)	direkt				
CFK-2	UD, zyklisch	Abbildung 4-37	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 500 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell				
	MD, monoton	Abbildung 4-38	41 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				Fasern und Querschliff (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
CFK-3	Abbildung 4-39	31 Pixel	3 Pixel									
	MD, zyklisch	Abbildung 4-40	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 200 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	LM (50x)	direkt				
Al-Schaum	monoton	Abbildung 4-56	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell				
	zyklisch	Abbildung 4-57	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 50 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				geschliffen (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
Al-Waben	monoton	Abbildung 4-58	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell				
	zyklisch	Abbildung 4-59	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 25 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				unverformt
Polymer-schaum/CFK	monoton	Abbildung 4-60	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell	ja			Schaum-poren, Fasern
	zyklisch	Abbildung 4-61	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 50 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				
Balsa/Balsa	monoton	Abbildung 4-62	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell				Holzstruktur
	zyklisch	Abbildung 4-63	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 100 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				
Balsa/Stahl	monoton	Abbildung 4-64	31 Pixel	3 Pixel	$\Delta x = 0,1 \text{ mm}$	50 $\mu\text{m}$	105 mm	inkrementell				Holzstruktur, geschliffen (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
	zyklisch	Abbildung 4-66	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta F = 50 \text{ N}$	50 $\mu\text{m}$	Makro-objektiv	direkt				

Tabelle 9-16: Korrelationseinstellungen für T-Biegeversuche

Werkstoff	Versuch	Abbildung	Subsetgröße	Schrittweite	Bildabstand	Auflösung	Bildquelle	Korrelation	Tiefpassfilter	Referenzbild	Bildbearbeitung
Feinkornbaustahl	monoton	Abbildung 4-14			$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$						geschliffen (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
	zyklisch	Abbildung 4-16			$\Delta F = 250 \text{ N}$						
CFK-3	monoton	Abbildung 4-41			$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$						Fasern und Querschliff (Körnung P 800 nach [DIN 6344])
	zyklisch	Abbildung 4-42			$\Delta F = 50 \text{ N}$						
Polymer-schaum, CFK-3	monoton, verstärkt	Abbildung 4-43	31 Pixel	1 Pixel	$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$	$\Delta F = 50 \text{ N}$	105 mm Makro-objektiv	30 $\mu\text{m}$	direkt	ja	unverformt
	zyklisch, verstärkt	Abbildung 4-44			$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$	$\Delta F = 50 \text{ N}$					Perpektiv-korrektur, 45°
	monoton	Abbildung 4-67			$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$						Schäum-poren, Fasern
	zyklisch	Abbildung 4-68			$\Delta F = 25 \text{ N}$						
	monoton, verstärkt	Abbildung 4-69			$\Delta x = 0,5 \text{ mm}$						
	zyklisch, verstärkt	Abbildung 4-70			$\Delta F = 25 \text{ N}$						

Tabelle 9-17: Korrelationseinstellungen für Schubversuche

Tabelle 9-18: Korrelationseinstellungen für Fehlerbetrachtung und sonstige Versuche

Unter- suchung	Versuch	Abbildung	Subset- größe	Schritt- weite	Mess- basis	Auf- lösung	Bild-quelle	Korre- lation	Tief- pass- filter	Ref- renz- bild	Muster	Bildbear- beitung
	Lichtmikroskop (50x), xy	Abbildung 9-2			> 2500 Punkte					Bild- mitte		
	Lichtmikroskop (50x), z	Abbildung 9-3			> 5000 Punkte	3,7 µm				Fokus- mitte		
	Lichtmikroskop (200x), xy	Abbildung 9-4			> 4000 Punkte					Bild- mitte		
	Lichtmikroskop (200x), z	Abbildung 9-5			> 5000 Punkte	925 nm	Licht- mikroskop			Fokus- mitte		
	Lichtmikroskop (500x), xy	Abbildung 9-6			> 4000 Punkte					Bild- mitte		
	Lichtmikroskop (500x), z	Abbildung 9-7			> 5000 Punkte	370 nm				Fokus- mitte		
Linsen- fehler	REM (10x), WD 50 mm, xy				> 1000 Punkte	17 µm				Bild- mitte		
	REM (80x), WD 50 mm, xy				> 3000 Punkte	2 µm	REM			Bild- mitte		
	105 mm Makro- objektiv, xy	Abbildung 9-8			> 10000 Punkte					Bild- mitte		
	105 mm Makro- objektiv, z				> 50000 Punkte	50 µm				Fokus- mitte		
Fehler- betrach- tung	Beleuchtungs- einfluss	Abbildung 9-1	101 Pixel	7 Pixel	$\Delta\alpha =$ 45°	50 µm	Makro- objektiv			$\alpha =$ 90°	Schaum- poren	nein
	Perspektiv- korrektur Einfluss der Subsetgröße	Abbildung 9-10	41 Pixel	1 Pixel	$\Delta\alpha =$ 45°	30 µm				$\alpha =$ 90°	Künstliches Muster	Perspektiv- korrektur
	Scherung Vergleich DMS	Abbildung 9-9	17/41 Pixel	1/1 Pixel	-	3,7 µm	Licht- mikroskop			unver- formt	Poren durch Elektropol.	
	Rissaus- breitung	Abbildung 5-2 bis Abbildung 5-4	101 Pixel	3 Pixel	$\Delta\alpha =$ 0,1 mm	3,7 µm	Lichtmikro- skop (250x)	direkt	ja	unver- formt	Künstlich aufge- brachtes Muster	nein

### 9.3 Fehlerbetrachtung

Dieser Abschnitt dient der Betrachtung und der Abschätzung der messtechnischen Fehler im experimentellen Teil der Arbeit. Da der Fokus der Arbeit auf der Analyse des Verfahrens der digitalen Bildkorrelation liegt, werden insbesondere Fehler betrachtet, welche die Anwendung der digitalen Bildkorrelation betreffen (s. Abschnitt 9.3.1). Die Fehler in den in der Arbeit angegebenen Spannungen und Dehnungen werden in Abschnitt 9.3.2 abgeschätzt.

#### 9.3.1 Digitale Bildkorrelation

Wie in Abschnitt 2.1 ausführlich dargestellt, gibt es bei der digitalen Bildkorrelation vielfältige Fehlerquellen. Nachfolgend wird ein an den Verfahrensablauf angelehnter, systematischer Überblick über die im Rahmen der Arbeit wichtigsten Fehlerquellen mit einer quantitativen Abschätzung ihres Einflusses auf das Endergebnis gegeben. Da in der vorliegenden Dissertation die meisten Dehnungsverteilungen gemäß der GEH ausgewertet wurden, wird auch die Fehlerbetrachtung auf die Vergleichsdehnungen nach der GEH bezogen.

##### 9.3.1.1 Probenpräparation und Beleuchtung

Nach der Präparation der Oberflächen war es möglich, dass das auf der Oberfläche vorhandene Punktemuster inhomogen war. Um den Einfluss des Punktemusters auf die Dehnungsberechnung zu minimieren, wurde die Subsetgröße so gewählt, dass sowohl in horizontaler als auch in vertikaler Richtung an jeder Stelle der Probenoberfläche stets mindestens drei Punkte des Musters im Subset lagen. Ein signifikanter Einfluss des Punktemusters auf das Berechnungsergebnis konnte nicht festgestellt werden (vgl. auch Abbildung 9-10). Problematisch ist die Bewegung einzelner Punkte auf der Probenoberfläche, was insbesondere bei künstlich mit Partikeln aufgebrachten Punktemustern auftritt. Diese erscheinen in der Regel als sog. Dehnungsdipole bei der Auswertung einachsiger Dehnungskomponenten [PL<sup>+</sup>12]. Dabei grenzen deutliche Dehnungsmaxima und -minima unmittelbar aneinander. Im Rahmen der Arbeit wurden keine künstlich aufgebrachten Partikel für die Dehnungsberechnung genutzt, jedoch kam es durch das Ablösen einzelner Fasern bei den FKV zu ähnlichen Effekten (vgl. Abschnitt 4.1.2). Da diese falsch berechneten Dehnungsüberhöhungen durch ihren Dipolcharakter und ihre scharf begrenzte räumliche Ausdehnung prinzipiell leicht erkennbar sind, hatten sie keinen direkten Einfluss auf die Interpretation der Ergebnisse.

Speziell bei reflektierenden und dreidimensionalen Oberflächen hat eine fehlerhafte Probenbeleuchtung großen Einfluss. Dies ist als Extremfall in Abbildung 9-1 am Beispiel einer Aluminiumschaum-Probe dargestellt. Für die Korrelation wurde ein Bild, bei welchem die Lichtquelle aus einem 45°-Winkel auf die Probe gerichtet war, auf ein senkrecht beleuchtetes Bild bezogen. Durch den Schattenwurf auf der Oberfläche mit ausgeprägter Topografie ermittelte das verwendete 2D-DIC-System Dehnungen von über  $\varepsilon_{\text{GEH}} = 1\%$  nach der GEH. Um den Beleuchtungseinfluss auf die Dehnungsberechnung zu minimieren, kamen bei allen Proben mit

ausgeprägter Topografie oder reflektierender Oberfläche mehrere Lichtquellen zum Einsatz, welche im 45°-Winkel zur Probenoberfläche ausgerichtet waren.

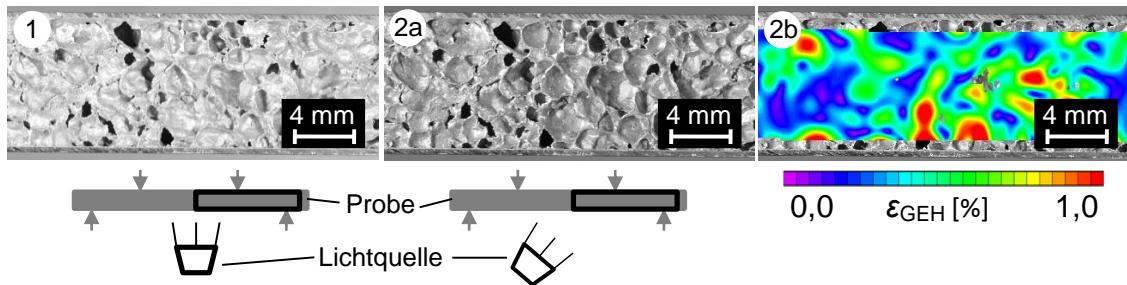


Abbildung 9-1: Beleuchtungseinfluss

### 9.3.1.2 Bildzeugung

Die wahrscheinlichsten Fehlerursachen während der Aufnahme der Bilder sind Linsenverzerrungen und Bildrauschen. Das Bildrauschen wurde minimiert, indem bei sämtlichen Quellen die jeweils niedrigsten möglichen Lichtempfindlichkeiten und somit die niedrigsten Signalverstärkungen gewählt wurden.

Der Einfluss der Linsenfehler auf die mit der GEH ermittelten Vergleichsdehnungen wird für sämtliche verwendete Bildquellen und Vergrößerungen nachfolgend dargestellt. Dazu wurde in der XY-Ebene der zunächst in der Bildmitte gelegene Bereich sequentiell an jeweils 25 Stellen des Bildbereichs verschoben. Anschließend wurde die scheinbare Dehnung, welche an diesen 25 Positionen vorlag, relativ zur Bildmitte ausgewertet. Zusätzlich wurde untersucht, wie groß der Fehler durch Fehlfokussierungen werden konnte, indem die Dehnung nach der GEH für defokussierte Bilder, die gerade noch mit einem optimal fokussierten Bild korrelierbar waren, bestimmt wurde. Dies war beim REM aufgrund der hohen Schärfentiefe nicht sinnvoll möglich. Die Ergebnisse werden in Abbildung 9-2 bis Abbildung 9-8 dargestellt. Die Fehler des verwendeten Makroobjektivs mit 105 mm Brennweite wurden bei dem Arbeitsabstand bestimmt, der auch für die Versuche relevant war.

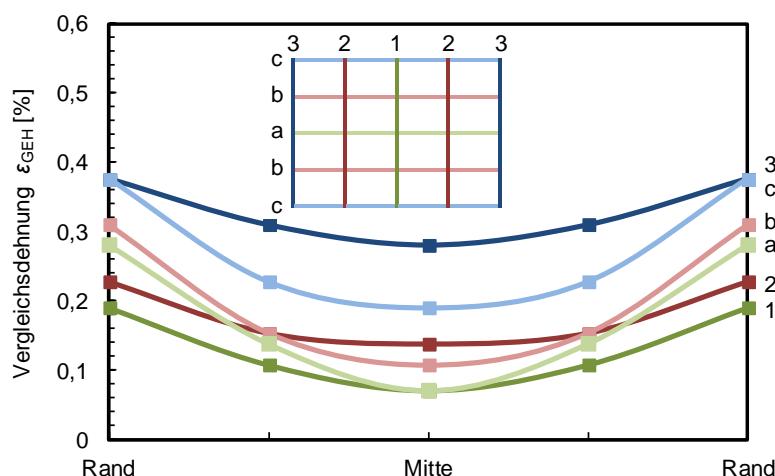


Abbildung 9-2: Linsenfehler des verwendeten Lichtmikroskops bei 50facher Vergrößerung in der x-y-Ebene

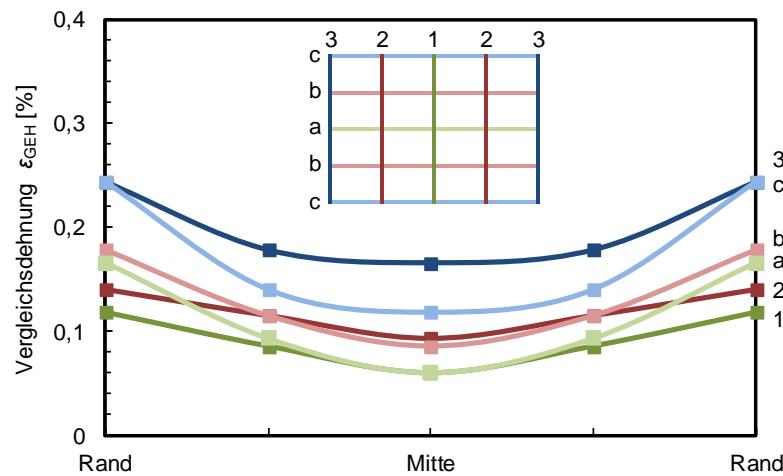


Abbildung 9-3: Linsenfehler des verwendeten Lichtmikroskops bei 200facher Vergrößerung in der x-y-Ebene

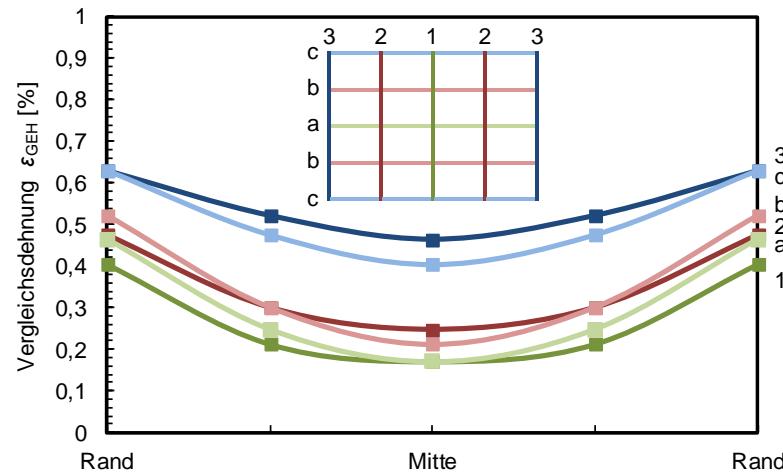


Abbildung 9-4: Linsenfehler des verwendeten Lichtmikroskops bei 500facher Vergrößerung in der x-y-Ebene

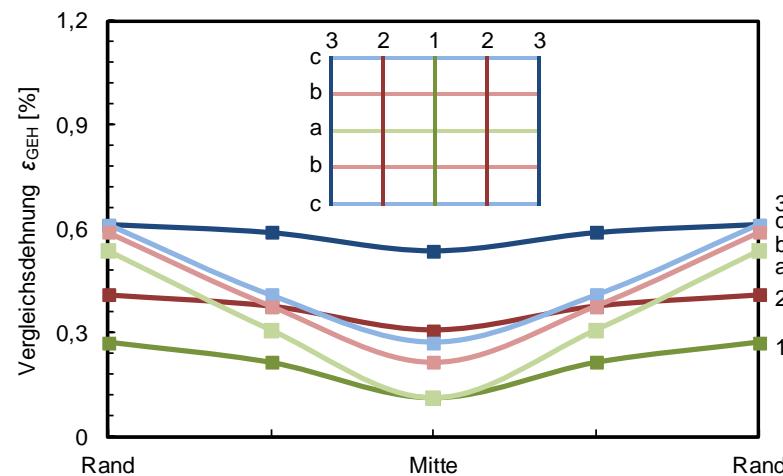


Abbildung 9-5: Linsenfehler des verwendeten 105 mm Makroobjektivs in der x-y-Ebene

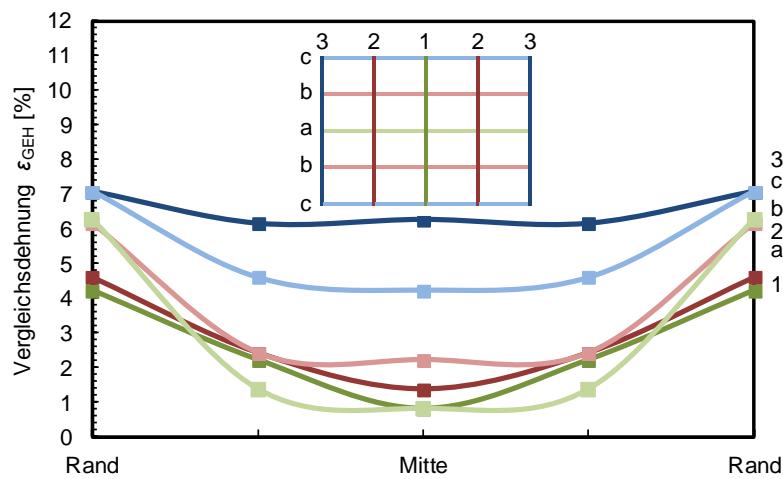


Abbildung 9-6: Linsenfehler des verwendeten REM bei einem Arbeitsabstand von 50 mm und 10facher Vergrößerung in der x-y-Ebene

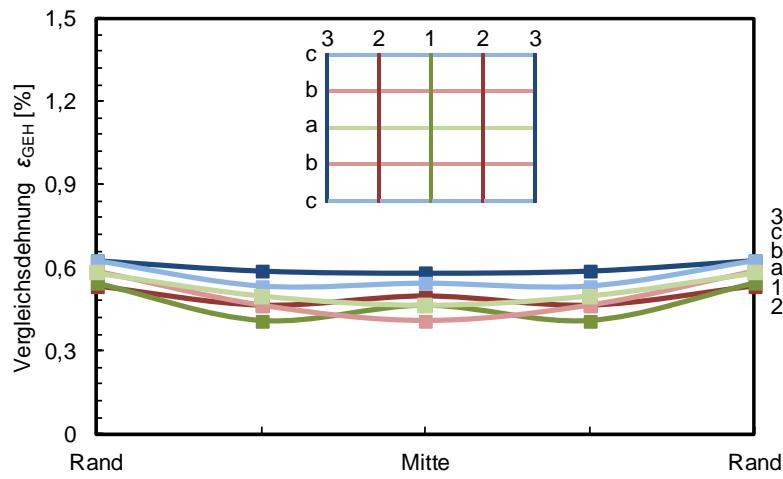


Abbildung 9-7: Linsenfehler des verwendeten REM bei einem Arbeitsabstand von 50 mm und 80facher Vergrößerung in der x-y-Ebene

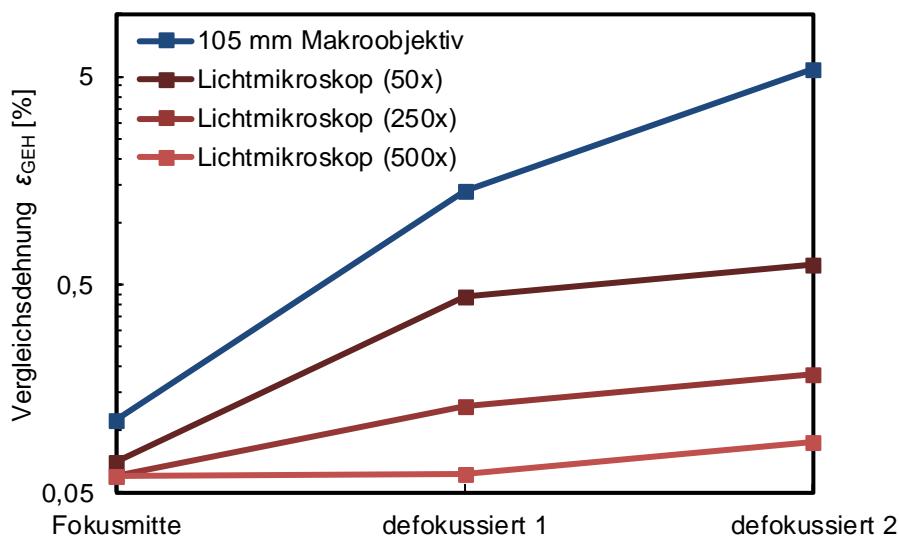


Abbildung 9-8: Mögliche Fehler durch Defokussierung in z-Richtung

### 9.3.1.3 Berechnung

Auch die Berechnungseinstellungen haben einen erheblichen Einfluss auf das Korrelationsergebnis, wie beispielhaft für die Subsetgröße in Abbildung 9-9 gezeigt. Abbildung 9-9-1 zeigt die Dehnungsverteilung auf der Oberfläche einer Kupfer-Probe nach der Berechnung mit einer Subsetgröße von 17 Pixeln. Wie in Abbildung 9-9-2a erkennbar ist, ändert sich die qualitative Dehnungsverteilung bei der Berechnung mit einer Subsetgröße von 41 nicht erheblich. Wird jedoch die gleiche Skalierung der Dehnungen vorgenommen (s. Abbildung 9-9-2b), fällt auf, dass erheblich abweichende Absolutwerte bestimmt wurden. Daraus lässt sich schließen, dass sich die digitale Bildkorrelation nur zur Ermittlung von absoluten Dehnungen eignet, wenn diese homogen über größere Bildbereiche vorliegen. Bei fein verteilten Dehnungen lassen sich nur qualitative Verteilungen ohne Aussage über absolute Dehnungen ermitteln.

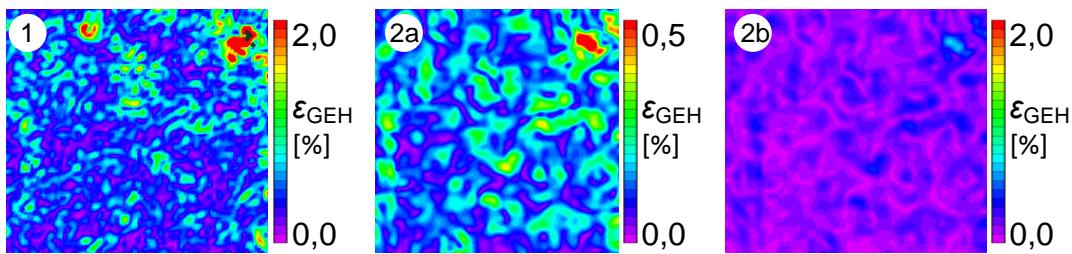


Abbildung 9-9: Einfluss der Subsetgröße bei Korrelation des identischen Probenbereichs mit Subsetgrößen von 17 Pixeln (1) und 41 Pixeln (2)

Der Versuchsaufbau einzelner Untersuchungen (vgl. Abschnitt 3.3.6) erforderte die Betrachtung der Probenoberfläche aus einem  $45^\circ$ -Winkel. Die Perspektive der dabei aufgenommenen Bilder wurde anschließend mit Hilfe einer Bildbearbeitungssoftware korrigiert. Um den Einfluss auf die Ergebnisqualität abzuschätzen, wurde eine Probenoberfläche zunächst aus einem rechten Winkel und danach um  $\alpha = 45^\circ$  zur Aufnahmerichtung gedreht aufgenommen. Bei zweidimensionaler Betrachtung weist die Aufnahme der gedrehten Probe Dehnungen von bis zu  $\varepsilon_{\text{GEH}} = 30\%$  auf (s. Abbildung 9-10-2a). Nach Anwendung der Perspektivkorrektur wurde die Aufnahme erneut mit dem Ausgangsbild korreliert. Der Einfluss der Perspektivkorrektur liegt abseits des Bildrandes bei maximal ca.  $\varepsilon_{\text{GEH}} = 1\%$  (s. Abbildung 9-10-2b). Für die Ergebnisauswertung in Abschnitt 4.1 ist zudem zu beachten, dass auch die Perspektive des Referenzbildes nach dem gleichen Verfahren korrigiert wurde, was systematische Messfehler, die auf eine unebene Probenoberfläche zurückzuführen waren, zusätzlich minimierte. Dass das auf die Probenoberfläche aufgebrachte Punktemuster zwei deutlich unterschiedliche Specklegrößen aufwies, aber der gesamte Bildbereich mit einem konstant großen Subset korreliert wurde, zeigt anhand von Abbildung 9-10 zudem, dass lokale Schwankungen der Specklegröße bei den in der Arbeit verwendeten Subset- und Specklegrößen keinen signifikanten Einfluss auf die ermittelten Dehnungsverteilungen hatten.

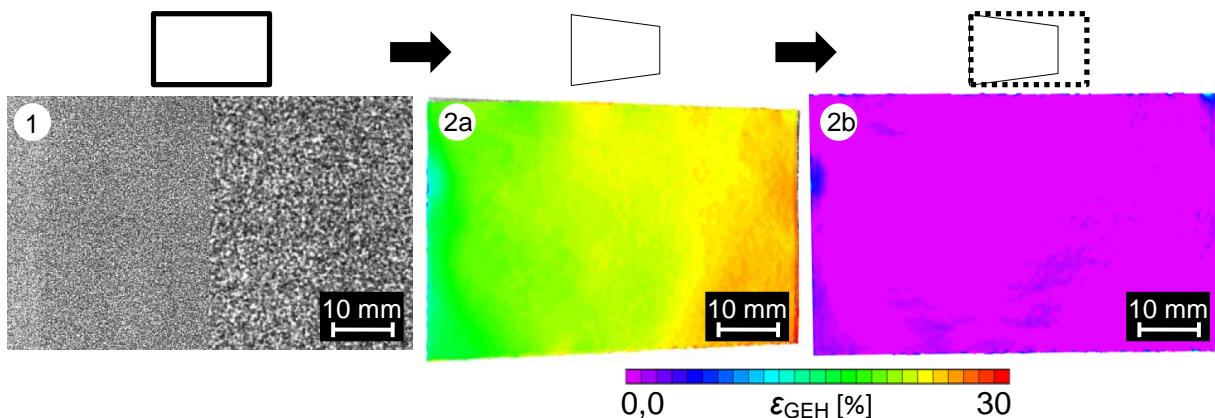


Abbildung 9-10: Korrelation einer um  $45^\circ$  zur Aufnahmeeachse gedrehten Oberfläche ohne (2a) und mit Perspektivkorrektur (2b) auf das Ausgangsbild (1)

#### 9.3.1.4 Verifikation

Die in den Ergebnissen aufgetretenen Fehler wurden zusätzlich für die einachsigen Versuche mit Extensometern bzw. DMS überprüft. Die Abweichungen bei schubbeanspruchten Proben waren dabei größer als bei auf Zug beanspruchten Prüfkörpern. Daher sind in Abbildung 9-11 beispielhaft die Verläufe der simultan mit DIC und einem DMS in der Mitte einer elastisch beanspruchten Schubprobe bestimmten Scherungen dargestellt. Die Abweichung betrug dabei maximal  $\Delta\gamma \leq 0,02\%$ .

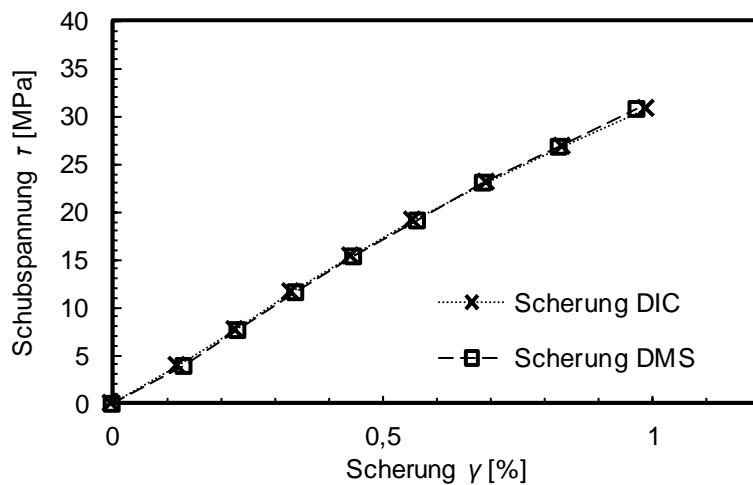


Abbildung 9-11: Vergleich zwischen den mittels DIC und DMS bestimmten Scherungen einer Schubprobe unter elastischer Beanspruchung

#### 9.3.2 Messunsicherheiten der dargestellten Spannungen und Dehnungen

In diesem Abschnitt wird eine Abschätzung der Fehler der in den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen dargestellten Spannungen und Dehnungen vorgenommen. Die Spannungen wurden mit Hilfe der Elastizitätstheorie aus den mit Kraftmessdosen ermittelten Kräften aufgenommen. Die maximale Messunsicherheit der verwendeten Kraftmessdosen betrug  $\Delta F = 50$  N. Die Ermittlung der globalen Dehnungen erfolgte mittels DIC (vgl. Abschnitt 9.3.1) und aus dem Maschinenweg.

Die nach der Elastizitätstheorie aus dem Maschinenweg und den aufgenommenen Kräften ermittelten Spannungen und Dehnungen und die dabei aufgetretenen Messunsicherheiten werden für die Versuche getrennt in den Abschnitten 9.3.2.1 bis 9.3.2.4 diskutiert. Die Betrachtung wurde jeweils für den kritischsten Fall durchgeführt. Die in die Fehlerbetrachtung eingeflossenen Probenabmessungen und Versuchsrandbedingungen werden nicht erneut aufgeführt und sind den Abschnitten 3.2 und 3.3 zu entnehmen.

### 9.3.2.1 Zyklische und monotone Zug- und Druckversuche

Die Spannungen für die Zug-, Druck- und Ermüdungsversuche wurden nach der Formel

$$(Gl. 9-1) \quad \sigma = \frac{F}{b \cdot d}$$

bestimmt. Die maximale Abweichung der Kräfte für die genutzten Kraftmessdosen lag bei  $\Delta F = 50 \text{ N}$ , die Probenbreiten und -dicken wurden jeweils mit einer Unsicherheit von  $\Delta b = \Delta d = 0,05 \text{ mm}$  gemessen. Daraus ergaben sich nach dem Gaußschen Fehlerfortpflanzungsgesetz [Ad07] für die Zugversuche an unidirektionalen Prüfkörpern mit Fasern parallel zur Zugrichtung Unsicherheiten von maximal

$$(Gl. 9-2) \quad \Delta\sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial\sigma}{\partial F} \Delta F\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial b} \Delta b\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial d} \Delta d\right)^2} = 50,5 \text{ MPa}$$

und für die Versuche mit Fasern senkrecht zur Zugrichtung maximal

$$(Gl. 9-3) \quad \Delta\sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial\sigma}{\partial F} \Delta F\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial b} \Delta b\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial d} \Delta d\right)^2} = 5,6 \text{ MPa},$$

während für die TWIP-, Kupfer- und NiTi-FGL-Proben die maximale Messunsicherheit zu

$$(Gl. 9-4) \quad \Delta\sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial\sigma}{\partial F} \Delta F\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial b} \Delta b\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial d} \Delta d\right)^2} = 27,5 \text{ MPa}$$

berechnet wurde.

Für die Druckversuche wurde eine Messunsicherheit von

$$(Gl. 9-5) \quad \Delta\sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial\sigma}{\partial F} \Delta F\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial b} \Delta b\right)^2 + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial d} \Delta d\right)^2} = 0,14 \text{ MPa}$$

ermittelt.

Für die aus dem Maschinenweg nach der Formel

$$(Gl. 9-6) \quad \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

bestimmten Dehnungen wurde keine quantitative Fehlerabschätzung vorgenommen. Die ermittelten Dehnungen wurden jedoch mit DIC und einem Extensometer überprüft, wobei eine gute Übereinstimmung der gemessenen globalen Dehnungen festgestellt wurde. Wichtige Fehlereinflussgrößen auf die rechnerisch ermittelten Dehnungen waren Dehnungen des Maschinenrahmens und weiterer lasttragender Elemente, Einspannungs- und Setzeffekte sowie Messfehler des Wegaufnehmers.

### 9.3.2.2 Schubversuche

Die Schubspannungen wurden nach der Formel

$$(Gl. 9-7) \quad \tau = \frac{F}{b \cdot d}$$

bestimmt. Die maximale Messunsicherheit der genutzten Kraftmessdose lag bei  $\Delta F = 50 \text{ N}$ , die Probenbreiten und -dicken wurden jeweils mit einer Unsicherheit von  $\Delta b = \Delta d = 0,10 \text{ mm}$  gemessen. Daraus ergibt sich nach dem Gaußschen Fehlerfortpflanzungsgesetz [Ad07]

$$(Gl. 9-8) \quad \Delta \tau = \sqrt{\left(\frac{\partial \tau}{\partial F} \Delta F\right)^2 + \left(\frac{\partial \tau}{\partial b} \Delta b\right)^2 + \left(\frac{\partial \tau}{\partial d} \Delta d\right)^2} = 1,4 \text{ MPa}$$

als Messunsicherheit.

Die aus den Traversenwegen bestimmten Scherungen wurden mittels FEM für ein linear-elastisches Werkstoffverhalten bestimmt und weisen somit bei plastischen, in der Probenmitte lokalisierten Verformungen sehr große systematische Abweichungen gegenüber den mittels DIC und DMS ermittelten Dehnungen auf. Sie sollten im Rahmen der Arbeit ausschließlich zur Visualisierung der Zeitpunkte der DIC-Aufnahmen genutzt werden.

### 9.3.2.3 Vierpunkt-Biegeversuche

Die Spannungen und Dehnungen der Vierpunkt-Biegeversuche wurden nach der Elastizitäts- bzw. Sandwichtheorie [Ze97a] berechnet. Der Spannungsberechnung für die aus Vollmaterial bestehenden Proben lag für die Randfaserspannungen die Formel

$$(Gl. 9-9) \quad \sigma_{\max} = \frac{M_b}{W_b} = \frac{\frac{F}{2} \cdot 50 \text{ mm}}{\frac{b \cdot d^2}{6}} = \frac{F \cdot 150 \text{ mm}}{b \cdot d^2}$$

und für die Schubspannungen in der Probenmitte die Formel

$$(Gl. 9-10) \quad \tau_{\max} = \frac{3}{2} \frac{\frac{F}{2}}{b \cdot d} = \frac{3}{4} \frac{F}{b \cdot d}$$

zugrunde. Für die als Sandwich-Strukturen aufgebauten Proben kamen analog die Formeln

$$(Gl. 9-11) \quad \sigma_{\max} = \frac{M_b}{W_b} = \frac{\frac{F}{2} \cdot 50 \text{ mm}}{\frac{b \cdot d^2}{6} - \frac{b \cdot (d-s)^2}{6}} = \frac{F \cdot 150 \text{ mm}}{b \cdot d^2 - b \cdot (d-s)^2}$$

und

$$(Gl. 9-12) \quad T_{\max} = \frac{\frac{F}{2}}{d - 2 \cdot s} = \frac{F}{2 \cdot d - 4 \cdot s}$$

zum Einsatz. Dabei wurde die Deckschichtdicke mit  $s$  bezeichnet. Es lagen die in der Sandwichtheorie üblichen Annahmen [Ze97a] zugrunde, welche besagen, dass der Kern ausschließlich Schubspannungen und die Deckschichten ausschließlich Normalspannungen aufnimmt, dass die Verläufe aller Spannungskomponenten über den Probenquerschnitt linear und sämtliche Verformungen elastisch sind.

Die Dehnungsberechnung erfolgte unter der Annahme homogener Verformungen über den gesamten Balkenquerschnitt sowohl für Sandwich-Strukturen als auch für Proben aus Vollmaterial gemäß der Darstellung in Abschnitt 9.5.

Sowohl für die Spannungen als auch für die Dehnungen wurde keine quantitative Abschätzung der statistischen Fehler durchgeführt, da insbesondere bei plastischer Verformung die systematischen Fehler aus der Anwendung der Balkentheorie deutlich größer waren als die statistischen Fehler, welche in einer ähnlichen Größenordnung wie für die einachsigen Versuche (vgl. Abschnitt 9.3.2.1) lagen. Insbesondere bei großen Dehnungen in den Sandwich-Strukturen wichen die reale Biegelinie drastisch von der theoretisch ermittelten ab (vgl. z. B. Abbildung 4-56).

#### 9.3.2.4 T-Biegeversuche

Die Spannungen in den T-Proben wurden ebenfalls nach der Balken- bzw. Sandwichtheorie ermittelt. Die berechneten globalen Normalspannungen sind dabei nicht als real in der Probe vorliegende Größen, sondern als Vergleichsgrößen der Proben untereinander zu betrachten, die ohne Berücksichtigung der Fügezone und des Kerbbereichs ermittelt wurden. Eine quantitative Abschätzung der dabei gemachten Fehler ist somit nicht sinnvoll. Die Größen wurden unter den zusätzlichen Annahmen ermittelt, dass der Kern ausschließlich Schub- und keine Normalspannungen aufnimmt und dass die auftretenden Verformungen rein elastisch sind. Dazu wurden für das Vollmaterial, in welchem die Schubspannungen vernachlässigt wurden, die Formel

$$(Gl. 9-13) \quad \sigma_{\max} = \frac{M_b}{W_b} = \frac{F \cdot 90 \text{ mm}}{\frac{b \cdot d^2}{6}} = \frac{F \cdot 540 \text{ mm}}{b \cdot d^2}$$

und für die Sandwich-Strukturen die Formeln

$$(Gl. 9-14) \quad \sigma_{\max} = \frac{M_b}{W_b} = \frac{F \cdot 90 \text{ mm}}{\frac{b \cdot d^2}{6} - \frac{b \cdot (d-s)^2}{6}} = \frac{F \cdot 540 \text{ mm}}{b \cdot d^2 - b \cdot (d-s)^2}$$

$$(Gl. 9-15) \quad T_{\max} = \frac{\frac{F}{2}}{d - 2 \cdot s} = \frac{F}{2 \cdot d - 4 \cdot s}$$

eingesetzt.

Die maximalen Dehnungen wurden in Abhängigkeit der Probengeometrie unter Berücksichtigung der Kerbgeometrie und der Fügezone anhand des Traversenwegs numerisch mittels FEM bestimmt. Dem lag ein Modell mit linear-elastischem Materialverhalten zugrunde (vgl. Abbildung 3-19 und Abbildung 3-20). Auch für die bestimmten Dehnungen wurde keine quantitative Fehlerabschätzung vorgenommen. Die mit dem FE-Modell ermittelten Dehnungen zeigten aufgrund der getätigten Annahmen besonders bei inelastischer Verformung der Proben größere systematische als statistische Fehler. Für den technisch relevanten Vergleich der Proben untereinander war dies jedoch nicht von Bedeutung.

## 9.4 Abschätzung der Dauerfestigkeit

### 9.4.1 Locati-Verfahren

Das Locati-Verfahren [Lo55] ermöglicht die Abschätzung der Dauerfestigkeit aus einem Laststeigerungsversuch an einer einzelnen Probe. Dabei wird die Last stufenweise mit konstanter Schwingsspielzahl pro Lastniveau erhöht, bis das Probenversagen eintritt. Anhand der Steigung einer Referenzwöhlerlinie, welche an einem Werkstoff mit ähnlichem Ermüdungsverhalten ermittelt wurde, werden die anteiligen Schädigungen der Lastblöcke nach dem Konzept der linearen Schädigungsakkumulation (Miner-Regel [Mi45]) bestimmt. Dem Verfahren liegen die Annahmen zugrunde, dass keine Streuung bei den Dauerfestigkeiten verschiedener Proben vorliegen, die lineare Schädigungsregel anwendbar und die Steigung der Wöhlerlinie bekannt ist [Ra03].

Da mit dem Verfahren keine Werkstoffkennwerte bestimmt, sondern lediglich die Dauerfestigkeiten einzelner Proben abgeschätzt werden sollten, war die Genauigkeit des Verfahrens für die in der vorliegenden Dissertation durchgeführten Betrachtungen ausreichend.

Den nach Locati ermittelten Dauerfestigkeiten des Kupfers, des TWIP-Stahls und der Balsa-Sandwich-Strukturen lagen die in [LK<sup>+</sup>11], [KK<sup>+</sup>11] und [Ko52] dargestellten Wöhlerkurven zugrunde. Die Steigungen für die übrigen Wöhlerkurven wurden in selbst durchgeführten Vorversuchen nach der IABG-Methode ermittelt.

## 9.4.2 IABG-Methode

Die IABG-Methode [Hü83] ist eine Weiterentwicklung des Treppenstufenverfahrens [DM48]. Mit dieser kann bereits nach etwa 13 Versuchen die Dauerfestigkeit mit statistischen Methoden abgeschtzt werden. Das Verfahren ist fr verschiedenste Versuche anwendbar, solange die Ereignisverteilung symmetrisch, d. h. z. B. normal- oder logarithmisch, verteilt ist.

Bei diesem Verfahren werden die Proben auf einem konstanten Lastniveau ermüdet. Tritt vor einer als Dauerfestigkeit definierten Lastspielzahl ein Probenversagen auf, wird die Beanspruchung im nachfolgenden Versuch um einen absoluten oder relativen Betrag erhöht, andernfalls abgesenkt. Für die Berechnung des Mittelwerts werden sämtliche Ereignisse von den dabei verwendeten Spannungsniveaus sowie einem angefügten imaginären Versuch verwendet. Zusätzlich kann mit dem Verfahren die Standardabweichung abgeschätzt werden, wofür jedoch mindestens 17 Versuche notwendig sind [Hü83].

## 9.5 Biegelinie für Balken bei Vierpunktbiegung

Um aus dem Maschinenweg Dehnungen und Scherungen bestimmen zu können, wurde die Biegelinie in Abhangigkeit des Maschinenwegs  $y_M$  in der neutralen Faser der Probe fur eine Probenhalft unter elastischer Beanspruchung bestimmt (s. Abbildung 9-12).

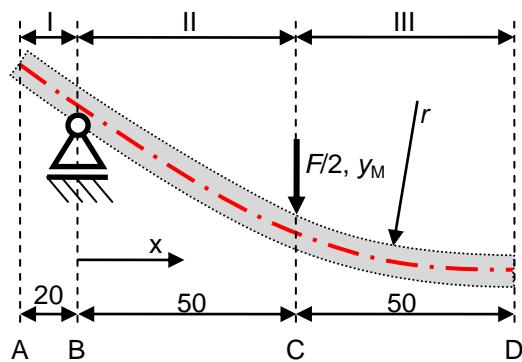


Abbildung 9-12: Aufteilung der Biegelinie einer Vierpunkt-Biegeprobe in drei Abschnitte

Aufgrund des Momentenverlaufs (s. Abbildung 9-13) ist bekannt, dass in Abschnitt I keine Probenkrümmung vorliegt, die Probenkrümmung in Abschnitt II zur Probenmitte hin linear zunimmt und dass in Abschnitt III die Probenkrümmung konstant ist.

Aus Abbildung 9-13 ist zudem zu entnehmen, dass im Bereich der Auflager ein multiaxialer Spannungszustand und somit die höchste Beanspruchung vorliegt. Die dort auftretenden Verläufe von Normal- und Schubspannung über den Balkenquerschnitt für Sandwich-Strukturen und Vollmaterial sind schematisch in Abbildung 9-14 skizziert.

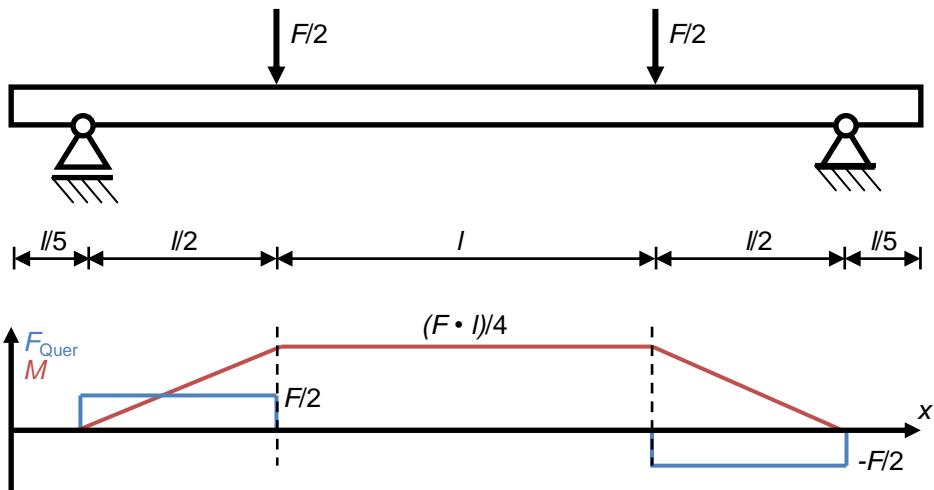


Abbildung 9-13: Querkraft- und Momentenverlauf bei Vierpunktbiegung

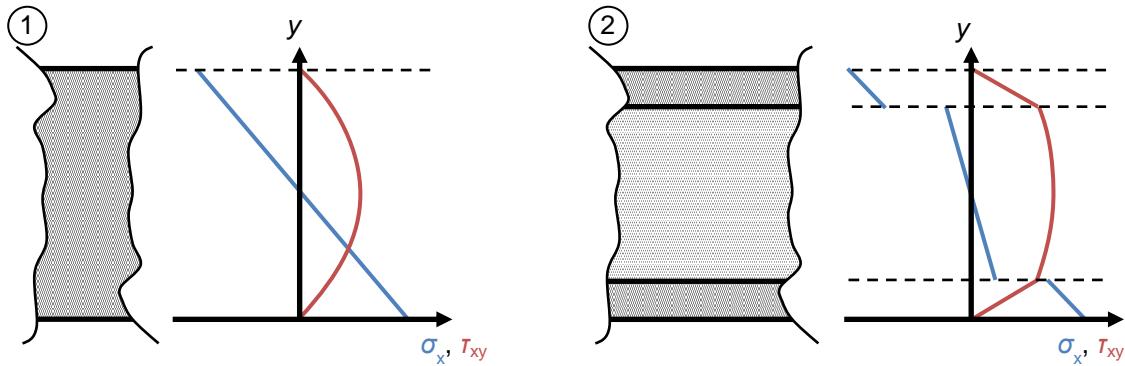


Abbildung 9-14: Schematischer Verlauf von Normal- und Schubspannung bei Vierpunktbiegung im Auflagerbereich für Vollmaterial (1) und Sandwich-Strukturen (2)

Die Biegelinie in Abschnitt I lässt sich mit einer Geradengleichung beschreiben:

$$(Gl. 9-16) \quad y_I = c_1 \cdot x + c_2$$

In Abschnitt II nimmt die Krümmung linear zu, d. h. die zweite Ableitung der gesuchten Funktion ist eine lineare Funktion und führt nach zweifacher Integration zu einer kubischen Gleichung:

$$(Gl. 9-17) \quad y''_{II} = c_3 \cdot x$$

$$(Gl. 9-18) \quad y_{II} = c_3 \cdot x^3 + c_4 \cdot x^2 + c_5 \cdot x + c_6$$

Die Biegelinie im dritten Abschnitt lässt sich mit einer Kreisgleichung für den konvexen Teil der Kreisfunktion beschreiben:

$$(Gl. 9-19) \quad y_{III} = -\sqrt{r^2 - (x - 100 \text{ mm})^2} - y_M + \sqrt{r^2 - 2500 \text{ mm}^2}$$

Daraus ergibt sich ein Gleichungssystem mit sieben Unbekannten. Da die Übergänge zwischen den drei Abschnitten in y-Richtung, Steigung und Krümmung stetig sind, sowie die

Verschiebung in den Punkten B und C und die Krümmung im Punkt B bekannt sind, ergibt sich mit den Randbedingungen

$$(Gl. 9-20) \quad y_I(x=0) = y_{II}(x=0) = 0$$

$$(Gl. 9-21) \quad y_I'(x=0) = y_{II}'(x=0)$$

$$(Gl. 9-22) \quad y_I''(x=0) = y_{II}''(x=0) = 0$$

$$(Gl. 9-23) \quad y_{II}(x=50) = y_{III}(x=50) = -y_M$$

$$(Gl. 9-24) \quad y_{II}'(x=50) = y_{III}'(x=50)$$

$$(Gl. 9-25) \quad y_{II}''(x=50) = y_{III}''(x=50)$$

$$(Gl. 9-26) \quad y_{III}'(x=100) = 0$$

$$(Gl. 9-27) \quad y_{III}''(x=100) = 0$$

ein nicht vollständig analytisch lösbares Gleichungssystem. Nach Vereinfachung des Gleichungssystems mit Hilfe der bekannten Randbedingungen und unter Verwendung der aus [Fi97] bekannten Gleichung für den Radius der Funktion für Abschnitt II an der Stelle C

$$(Gl. 9-28) \quad r = \frac{\left(1 + (y_{II}'(x=50 \text{ mm}))^2\right)^{3/2}}{y_{II}''(x=50 \text{ mm})}$$

wurde das Gleichungssystem in den Abschnitten I und II analytisch und im Abschnitt III numerisch in guter Näherung für Maschinenwege zwischen 0 und 45 mm gelöst:

$$(Gl. 9-29) \quad y_I = -0,0224 \cdot y_M \cdot x$$

$$(Gl. 9-30) \quad y_{II} = 9,6 \cdot 10^{-7} \cdot y_M \cdot x^3 - 0,0224 \cdot y_M \cdot x$$

$$(Gl. 9-31) \quad y_{III} = \sqrt{\left(\frac{3324 \text{ mm}^2}{y_M}\right)^2 - 2500 \text{ mm}^2} - \sqrt{\left(\frac{3324 \text{ mm}^2}{y_M}\right)^2 - (x - 100 \text{ mm})^2} - y_M$$

Die so ermittelte Biegelinie für elastische Verformungen stimmt für kleine Verformungen fast exakt mit der numerisch mittels FEM ermittelten Biegelinie überein (s. Abbildung 9-15). Auch der Vergleich mit einer experimentell an einem homogenen Material mit Hilfe von DIC ermittelten Biegelinie weist eine gute Übereinstimmung auf. Somit lässt sich schließen, dass die analytisch ermittelte Biegelinie gut mit dem realen Verlauf bei elastischer Verformung

übereinstimmt und zur Berechnung von Dehnungen und Verschiebungen aus dem Maschinenweg herangezogen werden kann.

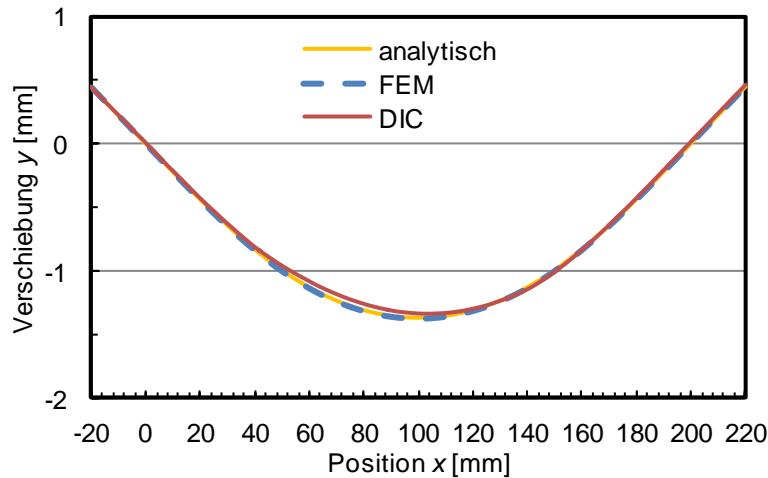


Abbildung 9-15: Biegelinien für die verwendeten Vierpunktbiege-Proben aus Vollmaterial

Die Berechnung der Randfaserdehnungen entlang der so bestimmten Biegelinie kann nach der Formel

$$(Gl. 9-32) \quad \varepsilon_{\max} = \frac{d}{2 \cdot r} = \frac{d}{2 \cdot \frac{\left(1 + (y'(x))^2\right)^{3/2}}{y''(x)}}$$

erfolgen [Fi97, RS11].

## Vorveröffentlichungen

- H.-G. Lambers, B. Gorny, S. Tschumak, H.J. Maier, Crack growth behavior of low-alloy bainitic 51CrV4 steel, Procedia Engineering 2 (2010) 1373-1382.
- T. Niendorf, J. Lackmann, B. Gorny, H.J. Maier, In situ characterization of martensite varian formation in nickel-titanium shape memory alloy under biaxial loading, Scripta Materialia 65 (2011) 915-918.
- B. Gorny, T. Niendorf, J. Lackmann, M. Thoene, T. Troester, H.J. Maier, In situ characterization of the deformation and failure behavior of non-stochastic porous structures processed by selective laser melting, Materials Science and Engineering A 528 (2011) 7962-7967.
- H.C. Schmidt, U. Damerow, C. Lauter, B. Gorny, F. Hankeln, W. Homberg, T. Troester, H.J. Maier, R. Mahnken, Manufacturing Processes for Combined Forming of Multi-Material Structures Consisting of Sheet Metal and Local CFRP Reinforcements, Key Engineering Materials 504-506 (2012) 295-300.



## Lebenslauf

<b>Geburtsdatum</b>	28.10.1986
<b>Geburtsort</b>	Paderborn
<b>08/1997 bis 06/2005</b>	Pelizaeus-Gymnasium Paderborn
<b>06/2005</b>	Schulabschluss: Abitur
<b>10/2005 bis 08/2009</b>	Diplomstudiengang Maschinenbau (Diplom II), Universität Paderborn
<b>08/2009</b>	Universitätsabschluss Maschinenbau, Diplom II
<b>seit 10/2009</b>	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (LWK), Universität Paderborn



## **Danksagung**

Die vorliegende Arbeit habe ich während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (LWK) an der Universität Paderborn angefertigt.

Zum erfolgreichen Zustandekommen dieser Arbeit haben viele Personen beigetragen, bei denen ich mich an dieser Stelle herzlich bedanken möchte.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. H.J. Maier, der neben seiner kompetenten fachlichen Betreuung und der stets zeitnahen Bearbeitung aller offenen Fragen für eine sehr angenehme Arbeitsatmosphäre am LWK gesorgt hat.

Ich danke Herrn Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster für die Übernahme des Korreferats und den Herren Prof. Dr. Ing. Gerson Meschut für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und Prof. Dr.-Ing. H. A. Richard für die Rolle des Beisitzenden.

Ein großer Dank gilt meinen Kolleginnen und Kollegen am LWK, die mir stets mit ihrer Unterstützung und engagierten Diskussionen geholfen haben. Ich danke auch allen Studentinnen und Studenten, die mich im Rahmen von Studien-, Bachelor-, Master-, Diplomarbeiten und SHK-Tätigkeiten unterstützt haben.

Besonders danken möchte ich meiner Mutter Dagmar, meinem Vater Peter sowie ihren Ehepartnern Thomas und Annett, die mich während meines gesamten Bildungsweges immer motiviert und mir mein Studium ermöglicht haben, sowie meinen Geschwistern Richard und Marie für ihren uneingeschränkten Rückhalt.