

Methoden zur quantitativen Erfassung der lokalen Verformung und Schädigung bei der Blechumformung

Dem Fachbereich Material- und Geowissenschaften
der Technischen Universität Darmstadt
zur Erlangung des Grades eines
Doktor Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

von
Dipl.-Ing. Michael Nimz
aus
Frankfurt am Main

Referent:	Prof. Dr. H. E. Exner
Korreferent:	Prof. Dr. J. Rödel
Tag der Einreichung:	6. Januar 2003
Tag der mündlichen Prüfung:	7. Februar 2003

Darmstadt 2002
D 17

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	4
2	Literaturübersicht	6
2.1	Rauheit	6
2.2	Lokale Verformung	10
2.3	Schädigungsentwicklung	13
2.3.1	Schädigung und Werkstoffversagen	13
2.3.2	Aufrauung	14
2.3.3	Inhomogenität der Umformung und Einschnürung	15
2.3.4	Rissbildung und Rissausbreitung	17
3	Versuchsdurchführung und Werkstoffcharakterisierung	22
3.1	Werkstoffauswahl	22
3.2	Probenzustände und Präparation	24
3.3	Mikroskopie	27
3.4	Härtemessung und Rauheitsmessung	28
3.5	Tiefziehen	29
3.6	Zug- und Biegeversuche	30
3.7	Mechanische Eigenschaften und Gefüge	32
4	Verfahren zur Messung lokaler Verformungen	36
4.1	Rauheitsmessung	36
4.1.1	Ergebnisse	36
4.1.2	Bewertung	42
4.2	Statistische Erfassung der Verzerrung	46

4.2.1	Schmierstofftaschen	47
4.2.2	Gefüge	48
4.2.3	Bewertung	49
4.3	Einzelbildvergleiche	51
4.3.1	Einachsiger Zug	52
4.3.2	Freies Biegen	53
4.3.3	Bewertung	55
4.4	Härtemessung	56
4.4.1	Bewertung	60
4.5	Diskussion: Methodenvergleich	62
5	Charakterisierung der Schädigung	67
5.1	Versagensformen	67
5.2	Bruchflächenanalyse	70
5.3	Oberflächenveränderung	76
5.4	Porenbildung unter der Oberfläche	82
5.5	Diskussion: Verlauf der Schädigung bei Stahlblech	88
6	Schlussfolgerungen	92
7	Zusammenfassung	94
	Literaturverzeichnis	101

1 Einleitung

Das am weitesten verbreitete Umformverfahren für Bleche ist das Tiefziehen, das insbesondere im Fahrzeugbau angewandt wird. Die komplexen Formen der Bauteile erfordern lokal stark unterschiedliche Umformungen. Im Fertigungsprozess soll das Umformvermögen des Blechs zwar so gut wie möglich ausgenutzt werden, aber an keiner Stelle des Bauteils überschritten werden.

Um innerhalb der Grenzen der Umformbarkeit die Form eines Bauteils optimal auszulegen, werden durch Simulation die lokalen Umformgrade und die Blechdicken berechnet (z. B. Tekkaya (2000)). Zur Überprüfung der Simulationsergebnisse müssen genaue experimentelle Daten über die lokalen Verformungen zur Verfügung stehen. Zur Erfassung der lokalen Verformungen können verschiedene Methoden, die sich in ihrem Auflösungsvermögen und ihren Genauigkeiten unterscheiden, angewandt werden. In dieser Arbeit wird die Topographieänderung während plastischer Verformung zur Auswertung verwendet. Dabei werden dreidimensionale Rauheitsparameter genutzt. Außerdem werden Rasterverzerrungen während einer Verformung statistisch ausgewertet. Als Raster dienen dabei sowohl auf den Blechen vorhandene regelmäßige Strukturen aus Schmierstofftaschen als auch das angeätzte Gefüge. Diese Raster bilden auch die Grundlage für die neu vorgeschlagene Methode des lokalen Einzelbildvergleichs bei verschiedenen Verformungsstadien. Kleinlasthärtemessungen ergänzen die Methodenauswahl. Die Methoden werden in dieser Arbeit verglichen und bewertet.

Durch numerisches Modellieren lässt sich das Verhalten eines Werkstoffs bis zu Verformungen über die Grenzen der realen Umformbarkeit hinaus simulieren, wobei lokale Instabilitäten und Werkstoffversagen aktuelle Problemstellungen sind (z. B. Kröplin, B. (2002) oder Schmitt et al. (2000)). Bei der Ausbildung von Instabilitäten und lokalem Versagen greifen die Veränderungen von Werkstoffin-

nerem und Oberfläche ineinander. Im Zusammenwirken mit der Blechgeometrie sind sowohl Normalspannungsbruch als auch Scherbruch als Versagensmechanismen möglich. In dieser Arbeit werden die gegenseitige Abhängigkeit von Schädigung und Rauheitsänderung während der Umformung experimentell erfasst und der Schädigungsverlauf in Blechen bei Verformung unter kontrollierten Bedingungen beschrieben.

2 Literaturübersicht

2.1 Rauheit

Eine metallische Oberfläche verändert während einer plastischen Verformung ihre Gestalt (Topographie). Die Topographieänderungen wurden erstmals von Kienzle und Mietzner (1965) systematisch aufgearbeitet. Die von Kienzle (1966) vorgeschlagene Rauleiter stellt für einachsige Zugverformung den linearen Zusammenhang zwischen plastischer Verformung und freier Aufrauung der Oberfläche her. In weiteren Arbeiten wurden die Oberflächenveränderungen bei verschiedenen Umformprozessen dokumentiert und katalogisiert (Kienzle und Mietzner, 1967; Dannenmann, 1967; Sengupta et al., 1981; Mössle, 1983). Der freien Aufrauung kommt eine besondere Bedeutung zu, da sie auch bei einer anschließenden Umformung im Werkzeugkontakt nicht völlig beseitigt wird. Sie trägt damit immer zum Endzustand der Oberfläche bei (Kienzle und Mietzner, 1965; Kaga und Yaji, 1968). Nach Mössle (1983) haben die Korngröße und die größte Hauptformänderung den stärksten Einfluss auf die freie Aufrauung. Bei gleichem Umformgrad und gleicher Umformart nimmt die Rauheit proportional zu steigender mittlerer Korngröße zu (Reihle, 1961; Dannenmann, 1967).

Zur quantitativen Beschreibung der Oberflächen werden Kenngrößen aus Profilschnitten berechnet. Die Kenngrößen werden in Senkrecht- und Waagrecht-kenngrößen zur Beschreibung der vertikalen und horizontalen Ausdehnung und Anordnung von Profilelementen unterteilt (z. B. Kienzle und Mietzner (1965) oder Bodschiwinna und Hillmann (1992)). Die Messung der Profilschnitte erfolgt im Allgemeinen mit mechanischen Tastschnittgeräten, die eine Messlänge l_m auswerten. In Abbildung 2.1 sind ein typischer Profilschrieb mit der Häufigkeit der Profilordinate $p(z)$ über der Höhe z sowie einigen daraus abzulesenden Kenngrößen dargestellt. Aus der Integration der Häufigkeitsverteilung der Pro-

flordinate erhält man die in Abbildung 2.2 dargestellte Materialanteilkurve des Profilschnitts. An ihr sind weitere häufig verwendete Kenngrößen abzulesen.

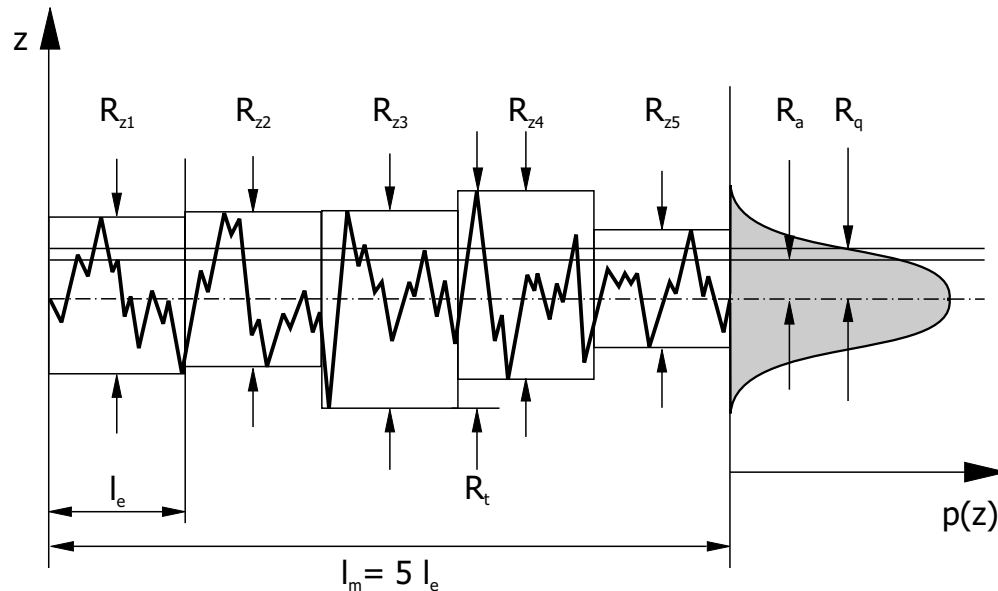


Abbildung 2.1: Zweidimensionaler Profilschrieb einer Oberfläche mit Häufigkeitsverteilung der Profilordinate und verschiedenen Kenngrößen: arithmetischer Mittenrauwert R_a , quadratischer Mittenrauwert R_q und maximaler Rautiefe R_t für die Messlänge l_m und den Einzelmesslängen l_e , die zur gemittelten Rautiefe $R_z = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 R_{zi}$ zusammengefasst werden.

Die in den Normen DIN 4768 (1990); DIN 4776 (1990) und EN ISO 4287 (1998) definierten Kenngrößen sind zusammen geeignet, die Topographie hinsichtlich ihrer senkrechten und waagrechten Eigenschaften für technische Oberflächen zu beschreiben. Die Kenngrößen aus den zweidimensionalen Profilschnitten reichen aber nicht aus, um die räumliche Oberflächenstruktur quantitativ zu beschreiben, die für die tribologischen Eigenschaften von wesentlicher Bedeutung ist. Vorgeslagene „2D-Hilfskenngrößen“, wie der Profil-Leeregrad, gebildet als Quotient aus Glättungstiefe und Rautiefe, erwiesen sich als nicht ausreichend und fanden keinen Eingang in die Normung (Fischer et al., 1960; Kienzle und Mietzner, 1965). Sie erlauben keine voraussetzungsfree Berücksichtigung von richtungsabhängigen Topographieeigenschaften. Für regelmäßige Oberflächenstrukturen, die optimierte tribologische Eigenschaften aufweisen, streuen die herkömmlichen Kenngrößen sehr stark, je nachdem wie oft ein Profilschnitt regelmäßige Struk-

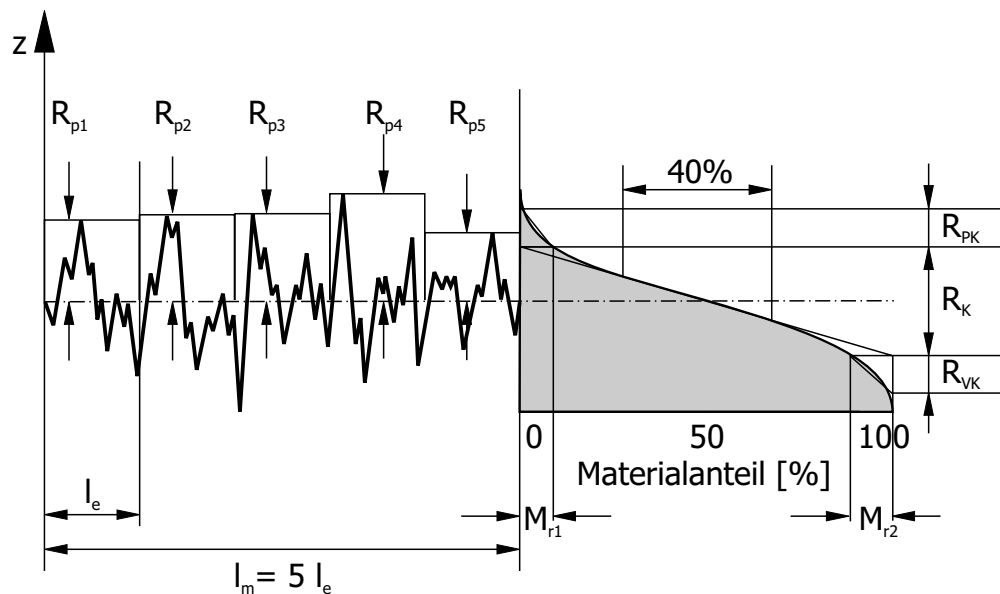


Abbildung 2.2: Zweidimensionaler Profilschrieb einer Oberfläche mit Materialanteilkurve und verschiedenen Kenngrößen: Kernrauheit R_k , reduzierte Spitzenhöhe R_{PK} , reduzierte Riefentiefe R_{VK} , Materialanteil Spitzen M_{r1} , Materialanteil Täler M_{r2} und den Einzelglättungstiefen R_{pi} , die zur gemittelten Glättungstiefe $R_{pm} = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 R_{pi}$ zusammengefasst werden.

turelemente schneidet. Außerdem kann mit dem Linienschnitt nicht beschrieben werden, ob die Strukturelemente untereinander verbunden, d. h. ob sie offen oder geschlossen sind (Pfestorf et al., 1997; Staeves, 1998). Diese Eigenschaft hat aber auf die Ausbildung eines Schmierfilms während eines Umformprozesses entscheidende Bedeutung, da ein bei offenen Strukturen leichter mögliches Wegfließen des Schmiermittels aus der Wirkzone ungünstig ist (Krüger und Bohländer, 1995; Steinhoff et al., 1996; Ike, 1996).

Zur dreidimensionalen Beschreibung der Oberflächen wurde eine Erweiterung des Satzes von Kenngrößen entwickelt, deren Grundlage eine flächenhafte Erfassung der Topographie ist (Stout et al., 1993; Batalha und Stipkovic Filho, 2001). Dabei werden Kenngrößen analog zu den 2D-Kenngrößen definiert. In Tabelle 2.1 wird dies für die am häufigsten gebrauchten arithmetischen und geometrischen Mittenrauwerte deutlich. 2D-Kenngrößen werden mit dem Buchstaben R abgekürzt, die entsprechenden 3D-Kenngrößen tragen bei gleichem Index den Buchstaben S . Die räumliche Betrachtung ist geeignet, texturierte Oberflächen

vollständig zu beschreiben und eindeutig zwischen verschiedenen Texturierungsverfahren zu unterscheiden (Deutscher, 1995; Batalha und Stipkovic Filho, 2001).

Die Häufigkeit der Schnitthöhen bei Linien- oder Flächenmessungen ist bei einer Oberfläche mit stochastischen Rauheiten gleich. Da die Häufigkeitsverteilung die Ableitung der Materialanteilkurve ist, liefern die Materialanteilkurven und die daraus ermittelten Kenngrößen nach Staeves (1998) keine zusätzliche Information. Die dort angegebenen Kenngrößen enthalten jedoch auch die arithmetischen Mittenrauwerte R_a bzw. S_a , welche nicht direkt aus der Materialanteilkurve folgen. In DIN 4768, Beiblatt 1 (1978) wird eine Berechnung von R_a aus der mehrdeutigen Rautiefe R_t ausgeschlossen. Bodschwinn und Hillmann (1992) zeigen an Beispielprofilen, dass die Umrechnung stark von einzelnen Ausreißern beeinflusst wird. Für spanend gefertigte Oberflächen gibt das Beiblatt einen empirischen Zusammenhang zwischen R_a und der gemittelten Rautiefe R_z an. Nur für eine normalverteilte Häufigkeit der Höhen ist nach Neß und Göttsching (1996) der arithmetische Mittenrauwert R_a direkt proportional zur Standardabweichung der Höhenverteilung. Nur unter dieser Voraussetzung sind R_a und S_a , wie von Staeves (1998) angeführt, informationsgleich.

Die Überlegungen zur Umrechnung von 2D-Rauheitskenngrößen ineinander gelten prinzipiell auch für die 3D-Rauheitskenngrößen. So sind z. B. in Stout et al. (1993) und Staeves (1998) gemessene lineare Zusammenhänge zwischen S_a und S_q sowie zwischen S_q und S_z für typische Oberflächen dargestellt. Ganz allgemein und insbesondere für Oberflächen mit regelmäßigen Strukturelementen ist eine direkte Umrechnung von 2D- in entsprechende 3D-Kenngrößen nicht

Mittenrauwert	2D-Kenngröße	3D-Kenngröße
arithmetisch	$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l z(x) dx$	$S_a = \frac{1}{l_x l_y} \int_0^{l_x} \int_0^{l_y} z(x,y) dy dx$
geometrisch	$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l z(x) ^2 dx}$	$S_q = \sqrt{\frac{1}{l_x l_y} \int_0^{l_x} \int_0^{l_y} z(x,y) ^2 dy dx}$

Tabelle 2.1: Definition von zwei- und dreidimensionalen Rauheitsparametern nach EN ISO 4287 (1998) und Stout et al. (1993).

möglich.

Bei der Berechnung von Rauheitskenngrößen für flächenhaft vermessene Topographien besteht nach Sacerdotti et al. (2001) noch der Bedarf der Normierung. Sie konnten in einem Ringversuch zeigen, dass die Abweichungen zwischen verschiedenen Auswertalgorithmen die Ursache für große Schwankungen in der Quantifizierung von 3D-Kenngrößen sind. Bei Angabe der Kenngrößen muss daher das verwendete Programm genannt werden, um z. B. die empirischen Zusammenhänge zwischen den einzelnen Kenngrößen reproduzierbar zu ermitteln.

Sowohl die 2D-Kenngrößen als auch die neueren 3D-Kenngrößen charakterisieren eine Oberfläche nicht eindeutig. Verschiedene Topographien können zu gleichen Beträgen der Kenngrößen führen (Frings, 1966; Neß und Göttsching, 1996). Nur unter der Annahme einer bestimmten Oberflächenart – z. B. einer drehend bearbeiteten Oberfläche – gelingt nach Elgabry et al. (1980) die Rekonstruktion der Topographie aus 2D-Kenngrößen. Um eine Oberfläche voraussetzungsfrei rekonstruieren zu können, stellen Lin et al. (1995) ein Modell vor, in dem neben den 3D-Kenngrößen auch Informationen über die regelmäßigen und stochastischen Anteile eingehen, aus denen sich die Oberfläche zusammensetzen lässt. Oberflächen, die sich nur aus zufällig verteilten Rauheiten zusammensetzen, werden stochastische Oberflächen genannt. Oberflächen, mit regelmäßig angeordnete Strukturelementen, werden als deterministische Oberflächen bezeichnet (zur Begriffsbildung siehe z. B. Steinhoff et al. (1996) oder Stout und Blunt (2001)).

In der Literatur finden sich keine Aussagen über die Eignung der 3D-Kenngrößen zur Beschreibung eines Umformzustands. Es bleibt auch offen, ob die für die 2D-Kenngrößen gefundenen Zusammenhänge auf Bleche mit deterministischer Oberflächenstruktur übertragbar sind und ob die 3D-Kenngrößen geeignet zur Beschreibung der Veränderungen sind.

2.2 Lokale Verformung

Zur orts aufgelösten Charakterisierung der Verformung ist die Methode, Messraster mit definierten Formen und Abständen auf die Werkstückoberfläche aufzubringen und sie jeweils vor und nach dem Umformprozess zu vermessen, weit verbreitet. Die Abstandsänderungen von Rasterkreuzungspunkten oder die Durch-

messeränderungen von Rasterkreisen werden auf die ursprünglichen Maße bezogen, um die lokalen Verformungen zu erhalten. Die Messraster ermöglichen im Allgemeinen eine Ortsauflösung von einigen Quadratmillimetern. So hat z. B. Mössle (1983) unter der Voraussetzung, dass die Kreisradien des Messrasters klein gegen die Krümmungsradien des Werkstücks sein müssen, für das Tiefziehen quadratischer Näpfe Messkreise mit Durchmesser von 5 mm verwendet. Die Messraster wurden mit einem Messlineal direkt oder an Lackabzügen vermessen.

Die Auswertung von Messrastern kann automatisiert werden. Von Doege und Schroeder (1994) wurden zur Auswertung eines Linienrasters mit 3 mm Linienabstand im Flansch eines rotationssymmetrischen Napfes Laserscanner aus Barcode-Lesegeräten verwendet. Voelkner und Lachmann (1997) stellen ein automatisches System vor, mit dem auch gekrümmte Oberflächen vermessen werden können.

Von Kehl (2000) werden für Rasterverfahren typische Messgenauigkeiten von 0,1 mm am Bauteil angegeben. Die Grenze der lateralen Auflösung der Methode hängt von der Linienstärke des Gitters ab. Nach Brewer und Alexander (1960) sind mit einer Rasierklinge auf poliertem Stahl Linienstärken von 40 μm erreichbar. Für Spezialfälle wird das Rasterverfahren auch auf mikroskopischer Ebene verwendet. Von Hoc und Rey (2000) wird ein sehr feines Gitter mit nur 5 μm Linienabstand verwendet, um in einem Feld der Größe 1 mm^2 Dehnungsmessungen vorzunehmen.

Bei der Grauwertkorrelationsanalyse wird die gut definierte Grauwertverteilung eines aufgeprägten Rasters genutzt, um die Rasterverschiebung während des Umformprozesses zu verfolgen. Die Identifikation eines Punktes auf der Werkstückoberfläche geschieht über die Auswertung der Korrelation eines Pixelgrauwerts mit den Grauwerten der Nachbarschaftspunkte. Die Methode ist auch bei unregelmäßig strukturierten Oberflächen anwendbar, die aber eine möglichst breite und möglichst konstante Grauwertverteilung aufweisen sollten (Vogel et al., 2001). Die Methode kann angewandt werden, solange die zu beobachtenden Verschiebungen klein gegen die Strukturabstände sind und nur in der Ebene erfolgen. Die Messgenauigkeit ist nach Kieselstein et al. (1999) abhängig von der Bildgröße, der Pixelanzahl und der Subpixelauflösung. Mit ihrem Programm werden Messfehler von 24 nm erreicht, wenn typische rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen mit einer Kantenlänge von 100 μm ausgewertet werden. Das Verfah-

ren ist von der Bildwahl unabhängig, d. h. auf Bilder beliebig skalierbar. So haben z. B. Bastawros und Evans (2000) die Umformung eines Aluminiumschaums und Kieselstein et al. (1999) die Steifigkeit von Autokarosserien gemessen.

Zur Verformungsmessung kann auch das Moiré-Verfahren angewandt werden. Dabei wird die Interferenz bei der Überlagerung zweier leicht verschobener Liniengitter ausgenützt. Ein auf die Probe aufgebrachtes Gitter folgt der Probenverformung und wird mit dem unverformten Originalgitter überlagert. Die Moiré-Linien stellen nach Kehl (2000) Orte gleicher Verschiebung zum Referenzraster dar. Die Messgenauigkeit des Verfahrens hängt vom Linienabstand des Rasters ab und liegt typischer Weise bei 1 μm .

Tuczek (1992) nutzt die Änderung der Reflektivität der Blechoberfläche während des Einschnürens, indem er Grauwertbilder mittels digitaler Bildverarbeitung auswertet. Dieses System aus Beleuchtungseinheit, CCD-Kamera und automatischer Bildverarbeitung hat sich in einer Experimentalanlage als robust und geeignet erwiesen, Einschnürungen zu detektieren. Die erreichbare laterale Messgenauigkeit hängt vom verwendeten Aufbau ab und betrug bei der Experimentalanlage 0,01 mm.

Von Neugebauer et al. (1996) wird die Verzerrung eines streifend auf die Werkstückoberfläche projizierten Liniengitters (Linienabstand 30 μm) mit einer CCD-Kamera aufgenommen. Tiefenänderungen während des Einschnürens und Riss- oder Faltenbildung verzerren die Linie um so stärker, je ausgeprägter die Schädigung ist. Das von Neugebauer et al. (1996) verwendete System hat bei einem Messfeld von 45 mm mal 45 mm eine Tiefenauflösung von 30 μm , wobei unter Praxisbedingungen der Fehler $\pm 10 \mu\text{m}$ beträgt.

Die Verfestigung des Werkstoffs wird ausgenutzt, um aus Härtemessungen auf den Dehnungszustand zu schließen. Die Härte ist proportional zur Fließspannung, die mit plastischer Verfestigung steigt. Nach Atkins und Tabor (1965) gehen in den Proportionalitätsfaktor der Verfestigungsexponent und der Spitzenwinkel des Prüfkörpers ein. Nach Chaudhri (1998) hängt der Faktor von der Vordehnung des Materials ab. Dannenmann et al. (1968) haben z. B. Härte-Dehnung-Zusammenhänge für Strangpressversuche ermittelt und Srinivasan und Venugopal (1999) den nötigen Stempeldruck beim Strangpressen berechnet.

Seit den 1970er Jahren ist die registrierende Härtemessung, bei der kontinuierlich die Eindringtiefe bei sich ändernder Last registriert wird, verbreitet. Einen

Überblick über das Verfahren gibt Reimann (2000). Besonderes Augenmerk muss nach Behncke (1995) auf die Kalibrierung der Geräte gelegt werden. Er gibt für einen Vergleich von elf kalibrierten Härteprüfgeräten eine Abweichung von 2 % bei den Härtewerten an. Wird an den Rändern des Eindrucks Material angehäuft, so vergrößert sich nach Pharr (1998) der Messfehler. Bei der Bestimmung des Elastizitätsmoduls steigt der Fehler von 10 % auf bis zu 50 %. Einen systematischen Einfluss des Messablaufs auf die Ergebnisse von registrierenden Härtemessungen beschreiben Heermant und Dengel (1995). Die registrierende Mikrohärtmessung ist geeignet, um bei kleinsten Lasten noch Eindringtiefen im Nanometerbereich zu messen (Pharr, 1998). Dabei ist kein Vermessen des Bildes des Eindrucks nötig. Für solche Systeme gibt Pharr (1998) Ortsauflösungen von $1 \mu\text{m}^2$ an.

In der Arbeit von Thomas et al. (2001) wird ein Zusammenhang zwischen der Härtesteigerung und der Verformung des Werkstoffs hergestellt. Mit Kleinsthärteuntersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Härte nicht linear mit der plastischen Vergleichsdehnung steigt, sondern mit zunehmender Verformung immer langsamer ansteigt und außerdem von der Reihenfolge ungleichsinniger Verformungsbeiträge (Zug und Druck) abhängt. Die Arbeit von Thomas et al. (2001) berücksichtigt die Ergebnisse von Abbate et al. (1994), die mit Härtemessungen Eigenspannungen bestimmt haben, und die von Huber und Tsakmakis (1998), die den Zusammenhang zwischen der kinematischen Verfestigung und der Hysterese beim Be- und Entlasten aufzeigen.

2.3 Schädigungsentwicklung

2.3.1 Schädigung und Werkstoffversagen

Der Begriff „Schädigung“ wird in verschiedenen Zusammenhängen unterschiedlich definiert. Im Karosseriebau z. B. definiert die Grenzeinschnürung – bei der die Querschnittsabnahme 25 % beträgt – diejenige Schädigung, bis zu der das Werkstück noch die Sicherheitsanforderungen erfüllt und weiterverarbeitet werden darf (Tuczek, 1992). Für zu lackierende Bauteile gilt ein Blech bereits als geschädigt, wenn die Oberflächenqualität eine Beeinträchtigung der Lackhaftung oder der Glanzwirkung erwarten lässt. Nach Maaß (1967) ist dies der Fall, wenn

die Rautiefe R_t größer als $10\ \mu\text{m}$ ist und die Topographie nicht durch eine Mehrschichtlackierung abgedeckt werden kann. Für den Decklack gibt er an, dass nur Rillen bis $0,2\ \mu\text{m}$ Tiefe zulässig sind. Pawelski et al. (1994) haben festgestellt, dass bei deterministischen Oberflächen größere Rauheiten durch den Lack abgedeckt werden können als bei stochastischen Oberflächen.

In dieser Arbeit wird unter Schädigung Poren- oder Rissbildung bis zum Trennbruch verstanden. Eingeschlossen sind alle dem lokalen Versagen vorausgehenden Vorstufen wie Aufrauung der Oberfläche oder Einschnürung.

2.3.2 Aufrauung

In der Literatur wird übereinstimmend beschrieben, dass die Rauheit einen wesentlichen Einfluss auf die Grenzformänderung hat (z. B. Reihle, 1961; Marciniak und Kuczynski, 1967). Auch für den realen Ziehprozess wird der freien Aufrauung der größte Einfluss auf den Endzustand der umgeformten Oberfläche zugeschrieben (Mössle, 1983). Kienzle (1960), Kaga und Yaji (1969) sowie Thomson und Nayak (1980) beschreiben die Mechanismen der Rauheitsentwicklung bei freier Umformung.

Kienzle (1960) geht von einer glatten Oberfläche aus, in der bei Zugbeanspruchung eine Welligkeit mit überlagerter Rauheit entsteht. Im ersten Schritt gleiten ganze Korngruppen und innerhalb dieser Gruppen wiederum einzelne Körner oder Teile davon gegeneinander ab. Wenn die Gleit- und Translationsmöglichkeiten des ersten Schritts erschöpft sind, gleiten im zweiten Schritt kleinere Korngruppen gegeneinander und die Welligkeit wird zunehmend von einer gleichmäßigen Rauheit, die von der Korngröße abhängt, überlagert. Kienzle nennt diesen Mechanismus Translations-Rauung.

Von Thomson und Nayak (1980) wird die freie Aufrauung in drei Phasen eingeteilt. Sie fanden bei kleinen Dehnungen ($\varepsilon < 0,1$) nur die Verstärkung von bereits in der Ausgangsoberfläche enthaltenen Rauheiten. Diese Phase wird als Folge der Bildung von Gleitstufen interpretiert. Bei mittleren Dehnungen ($0,1 < \varepsilon < 0,2$) beobachteten sie an Tastschnitten die Bildung neuer Profilelemente durch Korngrenzengleitungen. Eine weitere Erhöhung der Dehnung ($\varepsilon > 0,2$) verursachte nur noch eine Verstärkung der Rauheitselemente durch Verkipfung von Körnern zu Furchen, deren Flanken mehrere Körner enthalten können. Im

Gegensatz dazu beobachten Klimczak et al. (1988), dass sich mit zunehmender Dehnung der Charakter der Oberfläche nicht verändert. Die Profilspitzen und Täler verstärken sich in gleicher Weise, Schiefe und Steilheit der Höhenverteilung bleiben konstant.

Die freie Aufrauung wird vom größten örtlichen Umformgrad und der Korngröße dominiert (Reihle, 1961; Dannenmann, 1967). Mit zunehmendem Umformgrad steigt der Einfluss der Korngröße (Mössle, 1983). Von Becker (1998) wird auch in numerischen Simulationen ein direkter Zusammenhang zwischen Umformgrad und arithmetischem Mittenrauwert gefunden. Nach Kaga und Yaji (1969) gilt für die Aufrauung unter biaxialer Belastung ein Zusammenhang zwischen Rauheit und Verformung, der dem einachsigen Fall so weit entspricht, dass letzter auch auf den Tiefziehprozess übertragen werden kann. Daraus folgt, dass der Flachzugversuch als Modellversuch für die Rauheitsausbildung beim Tiefziehen geeignet ist.

Beim rotationssymmetrischen Napf beobachten Thomson und Nayak (1980) bei abnehmender Blechdicke eine starke Zunahme der Aufrauung des Flansches sowohl in radialer als auch in umlaufender Richtung. Der Blechdickeneinfluss ist geringer als der einer Variation des Verhältnisses der Hauptdehnungen entlang und senkrecht zur Zugrichtung. Die Autoren schließen, dass sich die Anteile der Aufrauung in Walzrichtung und quer dazu entsprechend der Anisotropie der Fließeigenschaften des Blechs verhalten.

2.3.3 Inhomogenität der Umformung und Einschnürung

Die Lokalisierung der Verformung in Scherbändern bei Aluminiumblechen beschreibt Akeret (1990 a,b). Richtung, Abstand und Intensität der in Scherbändern lokalisierten Verformung hängen nach Akeret vom Gefüge der Oberflächenschichten ab. Nach Sengupta et al. (1981) nehmen die Körner der Oberflächenschicht bei freier Umformung nicht vollständig an der Gesamtverformung teil. Für eine 70/30- α -Bronze konnten sie zeigen, dass in einer 40 μm dicken Oberflächenschicht die Mikrohärtigkeit stets weniger ansteigt als im Grundwerkstoff.

Hoc und Rey (2000) schließen aus ihren Untersuchungen, dass die freie Oberfläche die inhomogenen Verformungen des Probeninneren verstärkt. Die Inhomogenitäten drücken sich in Mesobändern, die sich über zwei bis drei Körner erstre-

cken, aus. Die Spannungsverteilungen im Innern und an der Oberfläche sind qualitativ gleich, aber die Ausprägung der Mesostruktur ist an der Oberfläche größer als im Innern. Die Auswirkung der Spannungsverteilung unterhalb der Oberfläche hat Becker (1998) numerisch simuliert. Für einen vernetzten Querschiff ($750\ \mu\text{m}$ mal $250\ \mu\text{m}$, 77 Körner) errechnet er mit der Finite-Elemente-Methode eine inhomogene Spannungs- und Dehnungsverteilung. Sowohl für die einachsige als auch für die zweiachsige Belastung sagt die Simulation vor Überschreiten der Gleichmaßdehnung die experimentell beobachteten Mesobänder über zwei bis drei Körner voraus. Die aus der Dehnung resultierende Rauheitszunahme hängt stark von der Breite der Verteilung der Kornorientierung ab. In den Simulationen von Kozaczek et al. (1995) stellt sich heraus, dass die Spannungskonzentrationen als Folge unterschiedlicher Kornorientierung ausreichen, um lokal zu plastischer Verformung zu führen, auch wenn die Verformung des Polykristalls makroskopisch noch im elastischen Bereich liegt. Kaga und Yaji (1969) beobachten zwei Arten der inhomogenen Verformung. Bei kleinen Dehnungen bewegen sich Gruppen von Körnern gegeneinander, bevor bei größeren Dehnungen Rotationsbewegungen einzelner Körner einsetzen.

Mehrere Rauheitselemente bilden nach Tadros und Mellor (1978) bei zunehmender Dehnung eine Einschnürung. Der Einfluss einzelner Rauheiten ist umso größer, je dünner das Blech ist. Sie beobachten keinen sprunghaften Anstieg der Rauheit beim Erreichen der Bruchdehnung. Sengupta et al. (1981) beobachten bei der Aufrauung mit zunehmender plastischer Dehnung eine Abnahme der mittleren Radien von Profilsitzen und Tälern. Die Beobachtung stimmt mit den Ergebnissen von Thomson und Nayak (1980) überein. Thomson und Nayak (1980) bestätigen auch die Beobachtung von Tadros und Mellor (1975, 1978), dass sich während der Umformung kein einzelnes Profilelement so stark ausprägt, dass eine lokale Instabilität des Fließens hervorgerufen wird. Diese Aussagen beschränken sich auf die Auswertung von parallel zur Zugrichtung aufgenommenen Tastschnitten.

Marciniak und Kuczynski (1967) entwickelten ein Modell, in dem eine anfängliche Dickeninhomogenität senkrecht zur größten Hauptspannung Ursprung einer Einschnürung ist. Dickenvariationen haben im Vergleich zum Verhältnis der Hauptspannungen, der senkrechten Anisotropie und dem Verfestigungsexponenten den größten Einfluss auf die Gleichmaßdehnung. Marciniak und Kuc-

zynski (1967) weisen darauf hin, dass jede Inhomogenität (z. B. in Korngröße, Kornorientierung, Ausscheidungsverteilung) in eine äquivalente Dickeninhomogenität umgerechnet werden kann. Die untersuchten Dickeninhomogenitäten variieren zwischen 90 % und 98 % der Ausgangsblechdicke. Die Entwicklung der Einschnürung wird mit Hilfe von Oberflächeneinhüllenden dargestellt. Die Tiefe der Einschnürung erreicht 30 % der Ausgangsblechdicke, während die horizontale Ausdehnung der Einschnürung in den Querschnitten konstant bleibt. Die sich verkleinernden Krümmungsradien der Rauheitstäler wurden nicht vermessen.

Ausgehend von einer kosinusförmigen Störung der Oberfläche wird die Formentwicklung der Einschnürung und die Entwicklung der Blechdicke unter der Annahme eines ebenen Spannungszustands von Hutchinson et al. (1977) beschrieben. Die Geschwindigkeit der Dickenveränderung wird durch das Verhältnis von Wellenlänge der Störung zur Ausgangsblechdicke bestimmt. Wenn die Einschnürung groß und die Annahme einer langwelligen Dickenstörung gerechtfertigt ist, kann die Geschwindigkeit der Änderung des Verhältnisses von Blechdicke d und Radius der Einschnürung R mit folgender Beziehung berechnet werden:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{d}{R} \right) = (n - 2) \dot{\epsilon} \frac{d}{R}. \quad (2.1)$$

Dabei ist n der Verfestigungsexponent eines Werkstoffs, der sich mit einem Potenzverfestigungsgesetz beschreiben lässt. Die Annahme einer ebenen Spannung ist nur dann gerechtfertigt, wenn das Verhältnis der Wellenlänge der Oberflächenstörung zur mittleren Blechdicke größer als vier ist. Andernfalls wird die Wachstumsrate der Störung überschätzt.

2.3.4 Rissbildung und Rissausbreitung

Kann eine lokale Spannungsüberhöhung nicht durch eine Verfestigung des Werkstoffs ausgeglichen werden, versagt bei weggesteuerter Belastung der Werkstoff durch Rissbildung und Rissausbreitung im Bereich der Einschnürung.

Die Einschnürung ändert den Spannungszustand im Probenquerschnitt. Der ebene Spannungszustand geht mit zunehmender Einschnürung immer mehr in einen dreiachsigen Spannungszustand über, die Triaxialität nimmt lokal zu (Marciniak, 1977).

Für die Beschreibung der Triaxialität werden in der Literatur mehrere Möglichkeiten angegeben. Die Mehrheit der Autoren verwendet den von Hencky (1943) vorgeschlagenen Quotienten aus mittlerer Hauptnormalspannung σ_m und von-Mises-Vergleichsspannung σ_v (siehe z. B. Bridgman (1944); Hutchinson et al. (1977); Hancock und Brown (1983); Bandstra (1998); Gegner et al. (2000))

$$T_1 = \frac{\sigma_m}{\sigma_v} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}}. \quad (2.2)$$

(σ_1, σ_2 und σ_3 sind die Hauptnormalspannungen) T_1 ist nach Hancock und Brown (1983) relativ unempfindlich gegen Abweichungen von der Volumenkonstanz bei plastischer Verformung, wie sie wegen Porenbildung im Versagensprozess entstehen kann.

Von Clausmeyer (1961) wird zur Beschreibung der Mehrachsigkeit der Quotient

$$T_2 = \frac{\tau_r}{\sigma_m} = \frac{\sqrt{\frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}}{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)} = \frac{\sigma_v}{\sqrt{3}\sigma_m} \quad (2.3)$$

eingeführt. Dabei ist τ_r die reduzierte Schubspannung, σ_m die mittlere Hauptnormalspannung und σ_v die von-Mises-Vergleichsspannung. T_2 ist geeignet, die Wechselbeziehung zwischen Schub und allseitigem Zug zu beschreiben. Im σ_m - τ_r -Diagramm können beliebige mehrachsige Spannungszustände zweidimensional dargestellt werden und es können eine Spaltbruchgrenze und eine Fließgrenze eingetragen werden. Je nach Belastungsart kann aus dem Diagramm die Versagensart abgeleitet werden. Ein Vergleich von T_2 mit weiteren Kenngrößen zur Beschreibung der Spannungsmehrachsigkeit findet sich bei Clausmeyer et al. (1989). T_2 weist im Unterschied zu T_1 keine Singularität für den hydrostatischen Spannungszustand auf, kann aber singuläres Verhalten zeigen, wenn Druckspannungen wirken. Die Beschreibung des Druckspannungsfalls ist aber nicht nötig, da er keine Porenbildung erlaubt. Mit Hilfe von T_2 beschreiben Twickler et al. (1986) zwei- und dreiachsige Spannungszustände an gekerbten Zugproben und Sommer (1984) das Spannungsfeld vor Oberflächenrissen.

Die Spannungszustände in Einschnürungen bzw. Kerben bei verschiedenen Belastungen werden in der Literatur ausführlich dokumentiert (siehe z. B. Neuber (1985)). Ausgehend von Rundzugproben mit einer Einschnürung unter Zugbe-

lastung (Krümmungsradius R , Einschnürdurchmesser $2a$) hat Bridgman (1944) die Spannungsüberhöhung in der Einschnürung mit dem Korrekturfaktor für die wahre Spannung

$$\sigma_K = \sigma \frac{1}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \log\left(1 + \frac{a}{2R}\right)} \quad (2.4)$$

berechnet. Bis zu einer Querschnittsabnahme auf 92 % trifft nach Bridgman (1964) die gemachte Annahme konstanter Vergleichsdehnungen in der Einschnürung zu. Außerdem setzt Bridgman Volumenkonstanz beim plastischen Fließen voraus. Die inhomogene Spannungsverteilung innerhalb der Einschnürung einer Rundzugprobe berechnet Nadai (1950) unter Verwendung der gleichen Bezeichnungen wie Bridgman. Für die Zugrichtung findet er, dass die Spannung σ_a an der Oberfläche der Einschnürung

$$\sigma_a = \frac{\sigma_w}{1 + \frac{a}{4R}} \quad (2.5)$$

ist. An der Probenoberfläche ist die Zugspannung gegenüber der wahren Spannung reduziert. In der Probenmitte hingegen ist die Spannung mit

$$\sigma_{\max} = \sigma_w \frac{R + 0,50 a}{R + 0,25 a} \quad (2.6)$$

erhöht. Diese Spannungsüberhöhung führt nach Nadai (1950) im Experiment zur Rissbildung in der Probenmitte.

Die Arbeiten von Bridgman wurden z. B. von Holland et al. (1992) und Öchsner et al. (2001) weitergeführt und folgender Zusammenhang zwischen der Probengeometrie und der Triaxialität im Querschnitt maximaler Einschnürung des zugbelasteten Rundstabes hergestellt:

$$T_1 = \frac{\sigma_m}{\sigma_v} = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{a^2 + 2a \cdot R - r^2}{2a \cdot R}\right). \quad (2.7)$$

Dabei ist r der Abstand von der Probenmitte. Durch Variation des Kerbradius R an Rundzugproben konnten Holland et al. (1992) den Ort der Rissbildung beeinflussen. Bei einem Probendurchmesser von 14 mm und einem Kerbgrunddurchmesser von $2a = 8$ mm wurden Kerbradien R zwischen 4 mm und 0,25 mm eingestellt. Finite Elemente Berechnungen zeigten, dass bei abnehmendem Kerb-

radius das Maximum der Triaxialität $T_1 = \frac{\sigma_m}{\sigma_v}$ von der Probenmitte zum Kerbgrund wandert. In den Experimenten wurde von Holland et al. (1992) bei abnehmendem Kerbradius ab $R = 0,5$ mm die Rissbildung direkt unter der Oberfläche beobachtet. Auch Agarwal et al. (2003) beobachten in ihren Experimenten bei Abnahme des Kerbgrundradius eine Verlagerung der Triaxialität T_1 von der Probenmitte zum Kerbgrund.

Hancock und Brown (1983) berechnen für die Oberfläche einer nicht gekerbten Probe $\frac{\sigma_m}{\sigma_v} = \frac{1}{\sqrt{3}}$. Für gekerbte Proben wird die Mehrachsigkeit an der Oberfläche mit Finite Elemente Rechnungen bestimmt. Hancock und Brown (1983) berechnen auch die plastischen Vergleichsdehnungen an der Oberfläche und im Probeninnern und betonen deren Einfluss auf den Schadensort. Wie bei Holland et al. (1992) sind sowohl die Dehnungen als auch die Spannungsmehrachsigkeit am Versagensort am größten.

Hancock und Brown (1983) übertragen die Ergebnisse an Rundproben auch auf nicht axialsymmetrische Probengeometrien. Dabei wurden als Versagensorte sowohl die Oberfläche als auch das Probeninnere beobachtet. Bei ungekerbten Flachproben wurden beide Orte auch gleichzeitig beobachtet.

Zur Berechnung des Schadensortes entwickelt Spiegler (1990) aus Energiebetrachtungen ein Kriterium, das im Teilchenverbundwerkstoff den Ort der Porenbildung angibt. Als Schadensort gibt er den Ort an, an dem der Quotient aus dem Quadrat der hydrostatischen Spannung und der von-Mises-Vergleichsspannung maximal ist. Das Porenbildungskriterium

$$\frac{\sigma_m^2}{\sigma_v} \geq \text{const.} \quad (2.8)$$

leitet Spiegler (1990) für kugelförmige Poren her. Die Lage des Maximums der hydrostatischen Spannung hängt nach Hutchinson et al. (1977) und Marciniak (1977) vom Verfestigungsexponenten des Materials ab.

Zur Beschreibung der duktilen Schädigung von Massivproben hat sich das Gurson-Modell durchgesetzt. Auch alle zahlreichen Weiterentwicklungen (eine Übersicht findet sich bei Thomas (2001)) beschreiben das Versagen mit den drei Stadien Porenbildung, Porenwachstum und Verbinden von Poren zu einem Riss. Voraussetzung für die Porenbildung ist immer ein lokaler dreiachsiger Spannungs-

zustand, der bei Belastung durch die Probengeometrie oder durch inhomogene Dehnungseigenschaften des Werkstoffs hervorgerufen werden kann. Solche Inhomogenitäten können Einschlüsse, Ausscheidungen, Korngrenzen oder auch Texturübergänge sein (Dahl et al., 1993).

Versagen unter Porenbildung und Versagen durch Scherbruch können gemeinsam oder getrennt auftreten (Kong, 1993). Auf Bruchflächen dynamischer Scherbänder können verschmierte Poren gefunden werden, die Guduru et al. (2001) mit ihrer Form als typisch für den Scherbruch bezeichnen. Lee und Lin (1998) zeigen Querschliffe eines adiabatischen Scherbands in einer Ti-6Al-4V-Legierung, das bei 700 °C und einer Stauchung mit einer Dehnrates von $2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ entstand. Das Scherband besteht aus aneinander gereihten Poren, die miteinander verbunden sind. Das Scherband wird als Vorstufe der Rissbildung und des Bruchs eingeordnet. Die Porenbildung wird durch die hohen Dehnrates und die damit verbundene thermische Entfestigung in der Scherebene begünstigt. Bruchflächenanalysen von Lee und Lin (1997) zeigen den gleichen Versagensmechanismus auch bei Proben, die bei 100 °C mit einer Dehnrates von 10^{-1} s^{-1} gestaucht wurden. Untersuchungen an Kupfer von McClintock et al. (1966) zeigen, dass Poren in Scherbändern einen stabilen Form- und Orientierungszustand unter der Wirkung von Zug- und Scherspannung erreichen können. Nach Tvergaard (1981) findet die Porenbildung, das Porenwachstum und das Durchverbinden zwischen den Poren im gesamten Scherband gleichzeitig statt.

In der Literatur wird das Werkstoffversagen aufgrund lokal erhöhter Spannungsmehrachsigkeit immer an gut definierten Probengeometrien mit Restquerschnitten, die groß gegen die Blechrestquerschnitte sind, untersucht. Insbesondere für Bleche liegen zum Übergang von einer ebenen Probenoberfläche zu einer eingeschnürten und schließlich gekerbten Probe und zum Einfluss der Aufrauung auf die Kerbwirkung keine Untersuchungen vor. Außerdem wird nicht zwischen den Stadien der Rissbildung und der Rissausbreitung unterschieden. Wie Sommer (1984) zeigt, ändert sich die Spannungsverteilung während der Rissausbreitung und das Maximum der Spannungsmehrachsigkeit wandert zur Risspitze.

3 Versuchsdurchführung und Werkstoffcharakterisierung

3.1 Werkstoffauswahl

Als typische Tiefziehwerkstoffe standen für die Versuche verschiedene Stahlbleche und Aluminiumband zur Verfügung. Es wurden vier Stahlbleche ausgewählt, die sich in ihren Dicken und Oberflächentopographien unterscheiden. Zur Untersuchung des Blechdickeneinflusses auf den Schädigungsverlauf wurden die Blechdicken so gewählt, dass in einem dicken Blech mit Porenbildung zu rechnen war, während das dünne Blech das Versagen durch Abscherung beobachtet werden sollte. Die ausgewählten ferritischen Stähle verschiedener Hersteller wurden als Stahlband bzw. Platine angeliefert. Die unlegierten Qualitäten DC04 und DC05 wurden im Anlieferungszustand verwendet. Die Legierungszusammensetzungen der Stahlbleche nach DIN EN 10130 sind in Tabelle 3.1 und die Lieferantangaben zu den Stahlblechen in Tabelle 3.2 angegeben.

Außer den Blechdicken wurde als zweiter Parameter die Oberflächentopographie variiert und es stand sowohl von einem dicken wie einem dünnen Blech jeweils eine stochastische und eine deterministische Oberflächenart zur Verfügung. Die beiden Oberflächenarten sind in Abbildung 3.1 dargestellt. Bei den

Bezeichnung	Werkstoffnr.	Massenanteile in %, max.				
		Fe	C	P	S	Mn
DC04	1.0338	Rest	0,08	0,030	0,030	0,40
DC05	1.0312	Rest	0,06	0,025	0,025	0,35

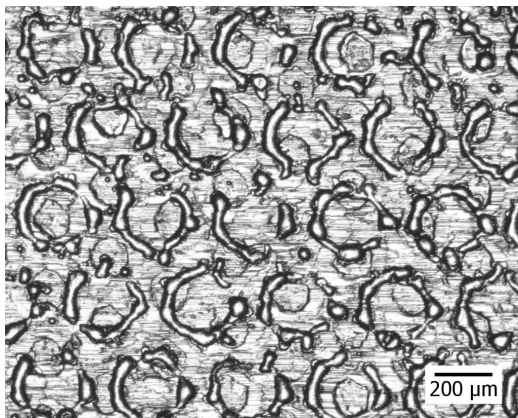
Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Stahlbleche nach der Schmelzanalyse entsprechend DIN EN 10130.

Bezeichnungen		Dicke mm	Oberfläche	Bemerkungen
DIN EN 10130				
Blech 1	DC05	1,25	deterministisch	Siebetex Oberfläche, Sidmar, Belgien, 1996 angeliefert
Blech 2	DC04	0,95	stochastisch	Spaltband, Krupp/Hoesch, Deutschland, 1996 angeliefert
Blech 3	DC05	0,83	deterministisch	Siebetex Oberfläche, Sidmar, Belgien, 1997 angeliefert
Blech 4	DC04	0,6	stochastisch	Platine, 2000 angeliefert

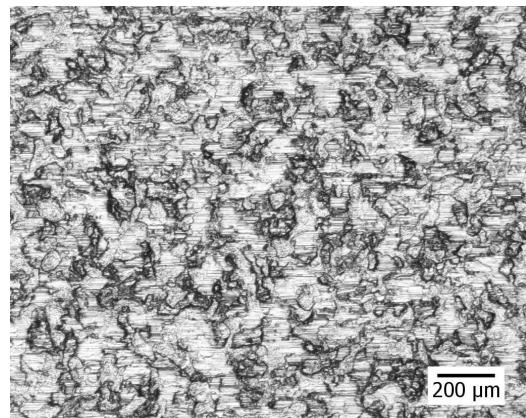
Tabelle 3.2: Lieferantenangaben zu den verwendeten Tiefziehstählen.

stochastischen Oberflächen besteht die Topographie aus stochastisch verteilten Rauheiten, während die deterministischen Oberflächen regelmäßig angeordnete, kreisförmige Strukturelemente aufweisen. Beide Topographiearten werden beim letzten Walzstich aufgeprägt.

Die verwendeten deterministischen Oberflächen wurden mit dem „Electron Beam Texturing“-Verfahren (EBT) hergestellt. Dabei werden mit einem Elektro-



3.1 a: Deterministische Oberfläche (Blech 1)



3.1 b: Stochastische Oberfläche (Blech 2)

Abbildung 3.1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Topographien der verwendeten Stahlbleche 1 und 2.

Bezeichnung	Massenanteile in %, max.								
	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
AlMg3	Rest	2,6–3,6	0,4	0,4	0,1	0,5	0,3	0,2	0,15

Tabelle 3.3: Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AW-5754 (AlMg3) nach DIN EN 573-3 (Datta, 1997).

nenstrahl ringförmige Aufschmelzungen auf der Walze erzeugt, die beim Walzvorgang auf dem Blech abgebildet werden. Der Abdruck besteht dort aus kreisförmigen Gräben, die bei der Blechumformung als Schmierstofftaschen dienen. Die Abbildung 3.1a zeigt eine typische deterministische Oberfläche.

Um die stochastischen Oberflächen zu erhalten, wird die Walze im „Electrical Discharge Texturing“-Verfahren (EDT) durch Funkenerosion aufgeraut. Die Oberfläche erhält eine Gestalt, wie sie in Abbildung 3.1b dargestellt ist.

Beim Vergleich der Methoden zur Ermittlung lokaler Verformung wurde auch Aluminiumband verwendet, für das bereits Thomas et al. (2001) eine Bestimmung der lokalen Verformung mit Hilfe von Kleinlasthärtemessungen und Finite-Elemente-Berechnungen vorgenommen hat. Als Aluminiumwerkstoff stand die Legierung EN AW-5754 (AlMg3) zur Verfügung. Das gewalzte Blech hatte eine Breite von 20 mm und eine Dicke von 1,25 mm. Die nicht ausscheidungshärtbare Legierung wurde von der Volkswagen AG zur Verfügung gestellt. Die Tabelle 3.3 gibt die chemische Zusammensetzung der Legierung an. Die Proben wurden vor den Versuchen während zwei Stunden bei 390 °C homogenisiert.

3.2 Probenzustände und Präparation

Die Stahlwerkstoffe wurden im Anlieferungszustand verwendet. Für die Probenentnahmen und Schliffrichtungen gelten die Bezeichnungen entsprechend der Abbildung 3.2. Für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften und zur Einstellung definierter Dehnungszustände wurden Flachzugproben unter den Winkeln 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung (WR) entnommen. Die Flachzugproben hatten die in Abbildung 3.3 dargestellte Geometrie. In Tabelle 3.4 sind die Maße der Proben für die verschiedenen Werkstoffe angegeben.

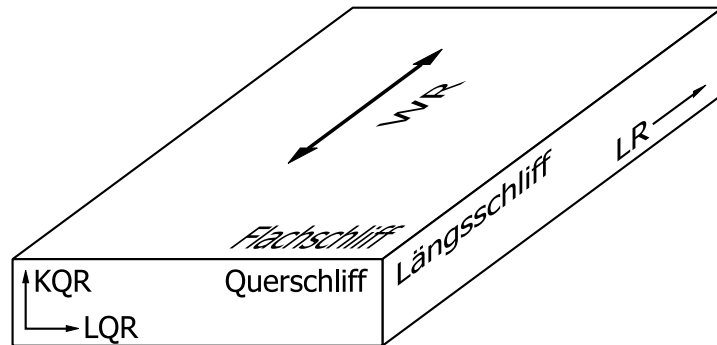


Abbildung 3.2: Bezeichnungen der Schliifrichtungen; WR: Walzrichtung, KQR: kurze Querrichtung, LQR: lange Querrichtung, LR: Längsrichtung.

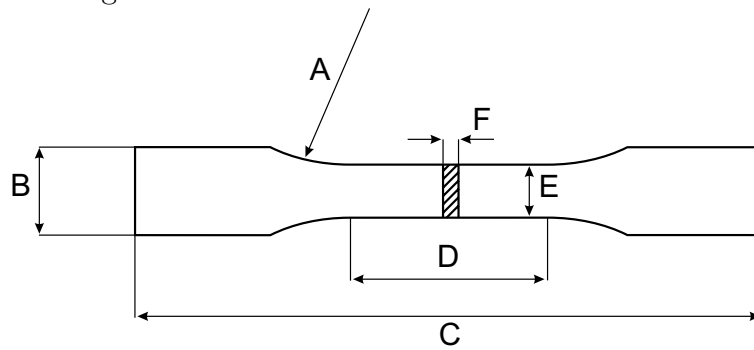


Abbildung 3.3: Geometrie der Flachzugproben (Maße siehe Tabelle 3.4).

Bezeichnung	A	B	C	D	E	F
	mm	mm	mm	mm	mm	mm
Blech 1	R20	35	100	30	20	1,25
Blech 2	R20	35	100	30	20	0,95
Blech 3	R20	35	100	30	20	0,83
Blech 4	R20	35	100	30	20	0,6
AlMg3	R20	20	100	30	12	1,2

Tabelle 3.4: Maße der Flachzugproben für einachsige Zugversuche (Probengeometrien siehe Abbildung 3.3).

Für die quantitativen Gefügeanalysen wurden Schliche angefertigt, die bei SiC-Körnungen von 500, 800, 1200 und 2400 nass geschliffen wurden. Anschließend wurden die Proben schrittweise mit Diamantspray der Körnungen 6 μm , 3 μm und 1 μm poliert. Als Schmiermittel wurde dabei jeweils DP-Lubricant (rot) der Firma Struers (Erkrath) verwendet. Zwischen den Schleif- und Polierschritten wurden die Proben mit Ethanol im Ultraschallbad gereinigt.

Korngrenzenätzungen der ferritischen Gefüge wurden nach Petzow (1994) mit Salpetersäure durchgeführt. Die Ätzlösung bestand aus 98 Teilen Ethanol (96 %ig) und 2 Teilen Salpetersäure (65 %ig) und ätzte innerhalb weniger Sekunden die Korngrenzen vollständig an.

Die gleichen Präparationsschritte wurde angewandt, um polierte bzw. polierte und geätzte Probenoberflächen für die umformtechnischen Versuche zur Verfügung zu haben. Um die Flachzugproben oder Ronden in der Blechebene präparieren zu können wurden sie mit doppelseitigem Klebeband auf einen Schleifblock geklebt und unter gleichmäßigem Andruck wie beschrieben präpariert. Vorverformungen der Proben beim Trennen vom Schleifblock wurden durch Auflösen des Klebebandes in Aceton vermieden. Die Abnahme der Blechdicke betrug jeweils ca. 50 μm .

Für Ätzungen zur Präparation von Poren wurde die Ätzlösung mit Ethanol im Verhältnis 1:2 bis 1:3 verdünnt, um den Ätzangriff zu reduzieren. Dadurch konnten bei der Präparation zugeschmierte Poren sichtbar gemacht werden, ohne sie durch einen starken Ätzangriff zu vergrößern. Anschließend wurden die Proben mit Diamantspray der Körnung $1/4 \mu\text{m}$ und destilliertem Wasser nachpoliert.

Zur Beurteilung von Oberflächenrauheiten im Querschleif ist eine randscharfe Probenpräparation nötig. Um ein Abrunden der Probenkanten beim Schleifen und Polieren zu verhindern, wurden die Proben vernickelt. Die Grenzschicht Probe-Nickel im ebenen Schleif entspricht dem Oberflächenprofil der Stahlblechprobe. Das Verfahren beruht auf den Angaben von Dettner und Elze (1963) sowie den Erfahrungen von Wincierz (1999). Der Elektrolyt hatte die in Tabelle 3.5 aufgeführte Zusammensetzung.

In destilliertem Wasser wurde unter ständigem Rühren zunächst das Nickelsulfatpulver aufgelöst. Anschließend wurde bei weiterem Rühren das Borsäurepulver hinzugegeben und aufgelöst. Zum Vernickeln hatte der Elektrolyt eine Temperatur von $T = 56 \text{ }^\circ\text{C}$. Um Konzentrationsunterschiede schnell auszugleichen, wur-

Ansatz $\text{H}_2\text{O}_{\text{dest.}}$	1 l
$\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$	300 g
H_3BO_4	30 g
pH-Wert	ungefähr 4

Tabelle 3.5: Ni-Elektrolyt.

de der Elektrolyt ständig mit einem Magnetrührer gerührt. Als sich auflösende Kathode wurde reines Nickelblech verwendet. Die zu vernickelnde Probe wurde als Anode geschaltet. Bei einer Stromdichte von 200 A/m^2 bis 400 A/m^2 schied sich innerhalb von 1,5 Stunden eine Nickel-Schicht von ca. $20 \mu\text{m}$ Dicke ab. Die Nickel-Schicht hatte eine Härte von 400 HV0,01.

Zur Erzeugung wiedererkennbarer Strukturen auf der Oberfläche der AlMg3-Biegeproben wurden die Proben chemisch poliert und geätzt. Die Ätzung erfolgte mit der in Tabelle 3.6 angegebenen Lösung bei einer Temperatur von $70 \text{ }^\circ\text{C}$ und dauerte drei Minuten. Die entstandenen Ätzgrübchen dienten als Oberflächenmuster zur lokalen Dehnungsbestimmung. Die Proben wurden nach der Umformung bei $150 \text{ }^\circ\text{C}$ zwei Stunden lang spannungsarm gegläht.

3.3 Mikroskopie

Für die Mikroskopie standen Lichtmikroskope des Typs Axiophot der Firma Zeiss (Oberkochen) und des Typs BX 50 von Olympus (Hamburg) zur Verfügung. Mittels Videokamera war an die Mikroskope ein Bildanalyse-System Quantimet der Firma Leica (Bensheim) angeschlossen. Zur quantitativen Gefügeanalyse wurde außerdem das Programm Lince von Lucato (1998) verwendet. Zur Berechnung

Substanz	Anteil
H_3PO_4	70 %
H_2SO_4	25 %
HNO_3	5 %

Tabelle 3.6: Ätzlösung zur AlMg3-Präparation.

tiefenscharfer Bilder aus lichtmikroskopischen Serienaufnahmen wurde das Programm PicEd der Firma Jomesa (München) eingesetzt.

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Oberflächen und Bruchflächen wurden mit einem Zeiss DSM 962-Mikroskop im Sekundärelektronen- (SE-) oder Rückstreuelektronen-Modus (RE-Modus) angefertigt.

Konfokale Laserrastermikroskopie wurde bei der Firma Leica an einem TCS-SP-Mikroskop durchgeführt. Zur konfokalen Weißlichtmikroskopie stand am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der Technischen Universität Darmstadt ein μ Surf-Mikroskop der Firma Nanofocus (Düsseldorf) zur Verfügung.

3.4 Härtemessung und Rauheitsmessung

Zur Bestimmung lokaler Härten wurde das Härteprüfgerät M-400-G2 der Firma Leco (Mönchengladbach) verwendet. Die Prüflasten wurden zwischen 1 g und 2 kg gewählt. Die Diamantpyramide wurde jeweils mit einer Geschwindigkeit von $10 \mu\text{m s}^{-1}$ abgesenkt und die Belastung mindestens 10 s konstant gehalten.

Rauheitsmessungen wurden mit mechanisch tastenden Instrumenten der Hommelwerke (Villingen-Schwenningen) und von Mitutoyo (Neuss) durchgeführt. Von den Hommelwerken wurden die Bezugsebenentaster T20 und T3000 mit rechnergesteuerter Datenaufnahme verwendet. Die Tastnadeln hatten einen Spitzenradius von $5 \mu\text{m}$. Bei dem Gerät SurfTest-201 von Mitutoyo handelte es sich um einen Gleitkufentaster, der ebenfalls einen Tastnadelradius von $5 \mu\text{m}$ hatte.

Die Rauheitsmessungen wurden sowohl als einfache Linienschnitte (2D), als auch als flächenhafte Messungen (3D) durchgeführt. Ein Linien- bzw. Tastschnitt setzt sich aus 800 Stützpunkten zusammen. Die 3D-Messungen wurden automatisch mit dem Bezugsebenentaster T20 aufgenommen und sind jeweils aus 250 parallelen Einzelschnitten zusammengesetzt. Es wurden Flächen von $3 \cdot 3 \text{ mm}^2$ und von $1 \cdot 1 \text{ mm}^2$ abgetastet, um den Einfluss der Messfeldgröße auf die 3D-Rauheitsparameter zu erfassen.

Zur Auswertung der Topographiedaten wurde das Programm TopoGraf (2000) benutzt. Es stellt zur Trennung der Topographiedaten in Rauheit und überlagerter Welligkeit den verwendeten Filter „kleinste Quadrate“ zur Verfügung und

berechnet typische 2D-Rauheitskenngrößen ebenso wie die von Stout et al. (1993) und Pfestorf et al. (1997) vorgeschlagenen 3D-Kenngrößen.

Um die Abhängigkeit der 3D-Rauheitsparameter von der Größe der abgetasteten Fläche zu beurteilen, wurden am unverformten stochastischen Blech 2 jeweils zehn Messungen der beiden Flächengrößen durchgeführt. Für die berechneten 3D-Kenngrößen wurden arithmetische Mittelwerte und deren doppelte Standardabweichung errechnet. Die Messreihen wurden mit dem von Sachs (1999) angegebenen Rangdispersionstest nach Siegel und Tukey hinsichtlich ihrer Streuung untersucht und die Mittelwerte mit dem verteilungsunabhängigen U-Test verglichen.

3.5 Tiefziehen

Zur Durchführung von Tiefziehversuchen wurde ein Tiefziehtisch gebaut. Die Konstruktion wurde so ausgeführt, dass mit einem Stereolichtmikroskop in-situ-Beobachtungen des Umformprozesses möglich sind. Die Abbildung 3.4 zeigt die Apparatur. Ein feststehender Stempel, über den das Tiefziehblech von einer nach unten verfahrbaren Matrize gezogen wird, gewährleistet, dass der Napfboden während des Tiefziehversuchs auf gleicher Höhe gehalten wird und den Tiefenschärfebereich des Mikroskops nicht verlässt.

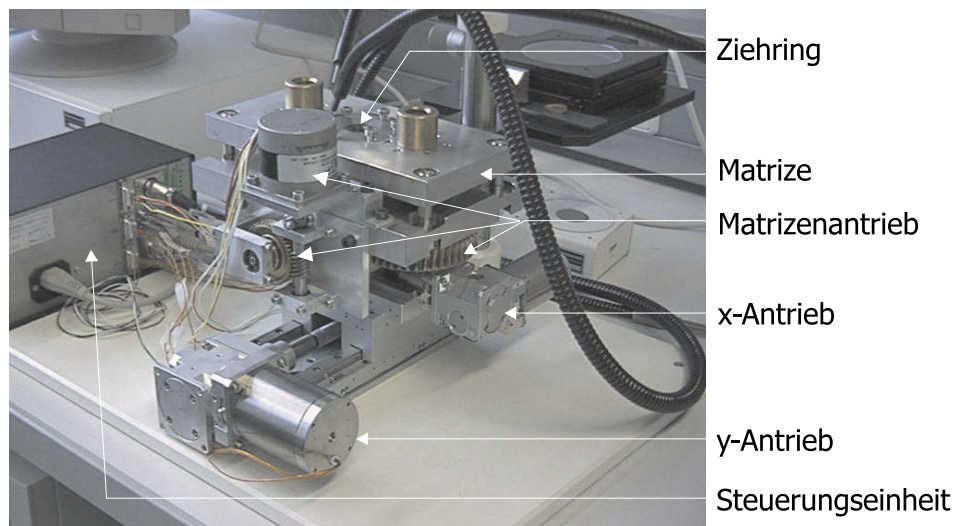


Abbildung 3.4: Miniaturtiefziehtisch mit x-y-Positioniertisch.

Der Tiefziehtisch ist ausgelegt, um Stahlblechronden mit einem Durchmesser bis zu 26 mm und bis zu einer Dicke von 1,0 mm zu rotationssymmetrischen Näpfen umzuformen. Bei einem Stempeldurchmesser von 10 mm beträgt das maximale Ziehverhältnis $\beta_0 = 2,6$. Durch Variation der Rondendurchmesser bzw. der Ziehverhältnisse konnte das nach Lange (1990) maximal für den Tiefziehstahl DC04 erreichbare Ziehverhältnis von $\beta_{\max} = 2,25$ gezielt überschritten und kontrollierte Bodenreißer erzeugt werden. Das Auffinden eines Bodenreißers und die Verfolgung der Rissausbreitung unter einem Mikroskop ermöglicht ein rechnergesteuerter x-y-Positioniertisch, mit dessen Hilfe die gesamte Tiefzieheinheit unter einem Mikroskop verfahrbar ist.

Für alle Tiefziehversuche hatte der Ziehspalt eine Breite von $u_z = 1,2$ mm, die Ziehkante einen Radius von $r_z = 2$ mm und die Stempelkante ebenfalls einen Radius von $r_{st} = 2$ mm. Angetrieben wird der Tiefziehtisch von einem Schrittmotor, der über eine Schneckenradstufe und einen Trapezgewindetrieb eine Maximalkraft von $F_{\max} = 13$ kN aufbringen kann. Die Matrize wird mit einer Geschwindigkeit von $v = 0,045$ mm/s über den feststehenden Stempel abgesenkt.

Die Werkstoffbeanspruchung und der Werkstofffluss sind beim Tiefziehprozess sehr komplex. Die verschiedensten Einflüsse, wie z. B. die unterschiedlichen Orientierungen zwischen Belastungsrichtungen und Vorzugsrichtungen des Gefüges oder die unterschiedlich großen Anteile von Zug-/Druck- und Scherkräften, erschweren die Analyse des Umformprozesses. Zur Trennung der Einflüsse, die zum typischen Versagen durch einen Bodenreißer führen, wurden Modellversuche durchgeführt, die das Werkstoffverhalten beim Einbiegen und Fließen im Zargenbereich abbilden.

3.6 Zug- und Biegeversuche

Für lokale Dehnungsmessungen und die Beobachtung von Vorgängen, die zu Bodenreißern führen, eignet sich als Modellversuch der Zugversuch. Er bildet die Belastung des Werkstoffs im Zargenbereich ab, in dem es bei hohem Streckziehanteil zu großen lokalen Dehnungen kommt, die einem Bodenreißer vorausgehen. Auch die Vorgänge der Einschnürung, Rissbildung und Rissausbreitung lassen sich im Zugversuch nachbilden.

In den Zugversuchen wurden definierte plastische Verformungszustände eingestellt, um Methoden der lokalen Verformungsmessung miteinander zu vergleichen. Nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung stellt sich über der Messlänge eine Dehnungsverteilung ein, so dass an einer Probe mehrere Dehnungszustände abgegriffen werden konnten. Die lokale Längsdehnung wurde aus Messungen der Blechdicke und Breite unter Annahme von Volumenkonstanz errechnet.

Zusätzlich wurden Zugversuche bei Rissbildung abgebrochen, um den Schädigungsmechanismus zu klären. Außerdem dienten Zugversuche bis zum Probenreißen zur Ermittlung der Kenngrößen der mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe.

Alle einachsigen Zugversuche wurden weggesteuert an einer spindelgetriebenen Zugprüfmaschine RSA 100 der Firma Schenck (Darmstadt) durchgeführt. Zur Steuerung und Datenaufnahme stand ein externer Rechner zur Verfügung. Als Dehnrate $\dot{\epsilon}$ wurde $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 10^{-2} s^{-1} oder 10^{-1} s^{-1} gewählt. Die Kraftmessungen erfolgten mit einer Kraftmessdose der Nennkraft 100 kN. Längenänderungen der Zugproben wurden direkt an der Probe mit dem Setzdehnmesser MFA 25 der Firma Schenck erfasst. Der Setzdehnmesser hatte eine variable Ausgangsmesslänge L_0 von 25 mm bis 100 mm und eine maximale Längenänderung von $\Delta L = 25 \text{ mm}$.

Zu Beginn des Tiefziehens, wird das Blech vom Stempel über die Ziehkante gebogen und dann weiter in den Ziehspalt gezogen. Dieser Biegevorgang wurde im freien Biegeversuch abgebildet. Im Gegensatz zum Zugversuch erfährt der Werkstoff dabei Verformungen unterschiedlicher Vorzeichen auf der Ober- und Unterseite und die Werkstückoberflächen bleiben nicht eben.

Die Biegeversuche wurden durchgeführt, um Methoden zur Messung lokaler

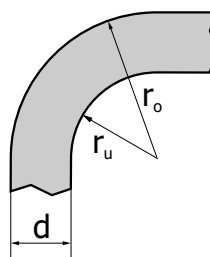


Abbildung 3.5: Bezeichnungen des gebogenen Blechs.

Deformationen auf nichtebene Proben anzuwenden und miteinander zu vergleichen. Für die Biegeversuche wurde außer dem Stahlblech die AlMg3-Legierung verwendet. Streifen von ca. 7 cm Länge wurden frei über eine Biegekante mit einem Radius von 5 mm gebogen. Mit den Bezeichnungen aus Abbildung 3.5 und

$$r_n = r_o - d/2 = r_u + d/2$$

ergibt sich die wahre Dehnung auf der Oberseite zu

$$\varepsilon_o = \ln \left(\frac{r_n + \frac{d}{2}}{r_n} \right) = \ln \left(1 + \frac{d}{2r_n} \right) = 0,1054 \quad (3.1)$$

und auf der Unterseite zu

$$\varepsilon_u = \ln \left(\frac{r_n - \frac{d}{2}}{r_n} \right) = \ln \left(1 - \frac{d}{2r_n} \right) = -0,1177 \quad (3.2)$$

Diese Dehnungen gelten auch für AlMg3-Proben, die von Thomas (2001) im Streifenziehversuch mit Umlenkung umgeformt wurden. Das Blech wurde von ihm im gleichen Wärmebehandlungszustand um den gleichen Biegekantenradius gezogen. Der Blecheinlauf entspricht dabei dem berechneten freien Biegen. Beim Blechauslauf wird das Blech wieder zurückgebogen, d. h. es verliert seine Krümmung wieder. Dem Biegevorgang ist ein Zug überlagert, der für den Materialtransport sorgt. Durch Einstellen des Niederhalterdrucks kann der Zuganteil der Umformung variiert werden.

3.7 Mechanische Eigenschaften und Gefüge

Die ermittelten mechanischen Kennwerte der Stahlbleche sind in den Tabellen 3.7 bis 3.10 zusammengestellt.

Das Blech 1 zeigt eine dehnratenabhängige Dehngrenze, wobei die Zunahmen zwischen den steigenden Dehnraten mit ca. 20 MPa kleiner als die Änderungen der Zugfestigkeiten (ca. 10 MPa) sind. Eine leichte Anisotropie ist festzustellen. Unter dem Zugwinkel von 45° zur Walzrichtung sind die Kennwerte für alle Dehnraten am größten.

Blech 1	$R_{p0,2}$ MPa			R_m MPa		
	$8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}	$8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}
$\dot{\epsilon} \rightarrow$						
0°	145	165	185	282	292	306
45°	165	186	213	298	310	323
90°	159	182	218	285	295	307

Tabelle 3.7: Mechanische Kennwerte des Blechs 1 bei drei verschiedenen Dehnraten $\dot{\epsilon}$ und drei Winkeln zwischen Zug- und Walzrichtung.

Für das Blech 2 wurde ebenfalls eine leichte Dehnratenabhängigkeit der mechanischen Kenngrößen gemessen. Die Anisotropie ist noch weniger ausgeprägt als bei Blech 1. Die Kenngrößen sind unter einem Zugwinkel von 90° am größten.

Das Blech 3 wurde nur bei der mittleren Dehnraten charakterisiert. Die Dehngrenzen liegen etwas höher als jene der ersten beiden Bleche. Die Zugfestigkeiten entsprechen denen der Bleche 1 und 2. Eine Anisotropie der mechanischen Eigenschaften wurde nicht festgestellt.

Beim Blech 4 wurde eine ausgeprägte Streckgrenze beobachtet, so dass in Tabelle 3.10 statt einer Dehngrenze die obere und untere Streckgrenze angegeben sind. Die Unterschiede zwischen unterer und oberer Streckgrenze nehmen mit der Dehnraten zu, sind aber jeweils klein. Die obere Streckgrenze des Blechs 4 ist fast doppelt so hoch wie die Dehngrenzen der übrigen Stahlbleche. Die Zugfestigkeit ist um ca. ein Fünftel höher als bei den anderen Stahlblechen. Das unterschiedliche Verhalten kann auf ein feineres Gefüge und auf eine unterschiedliche chemi-

Blech 2	$R_{p0,2}$ MPa			R_m MPa		
	$8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}	$8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}
$\dot{\epsilon} \rightarrow$						
0°	150	161	185	293	303	314
45°	152	170	189	289	298	308
90°	159	178	198	300	309	320

Tabelle 3.8: Mechanische Kennwerte des Blechs 2 bei drei verschiedenen Dehnraten $\dot{\epsilon}$ und drei Winkeln zwischen Zug- und Walzrichtung.

Blech 3	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa
$\dot{\epsilon} \rightarrow$	10^{-2} s^{-1}	10^{-2} s^{-1}
0°	162	306
45°	169	312
90°	165	311

Tabelle 3.9: Mechanische Kennwerte des Blechs 3 bei drei Winkeln zwischen Zug- und Walzrichtung.

sche Zusammensetzung zurückgeführt werden. Mit der Feinkornhärtung können ca. zwei Drittel des Unterschieds der Fließgrenzen zwischen Blech 1 und Blech 4 erklärt werden. Eine Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA) hat für das Blech 4 einen erhöhten Mangan-Anteil ergeben. Zusätzlich zu einer Mischkristallhärtung ist eine Ausscheidungshärtung in Zusammenhang mit den übrigen Verunreinigungen anzunehmen. Mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops konnten zwar keine Ausscheidungen sichtbar gemacht werden, aber die Bruchbilder zeigen ausgeprägte Dimpelbrüche, die das Vorhandensein von Ausscheidungen als Porenkeime nahe legen (vergleiche Kapitel 5.2).

Die Duktilität der Stahlbleche wurde anhand der Gleichmaßdehnung verglichen. Die Messwerte sind in Tabelle 3.11 zusammengestellt. Die Bleche 1 bis 3 weisen sehr ähnliche, richtungsunabhängige Duktilitäten auf. Das vierte Blech zeigt eine geringere Duktilität und eine leichte Richtungsabhängigkeit der Gleichmaßdehnung.

Blech 4	R_{eL} MPa		R_{eH} MPa		R_m MPa	
	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}	10^{-2} s^{-1}	10^{-1} s^{-1}
0°	293	291	297	302	367	367
45°	292	300	301	310	367	376
90°	290	292	311	320	357	369

Tabelle 3.10: Mechanische Kennwerte des Blechs 4 bei zwei verschiedenen Dehnraten $\dot{\epsilon}$ und drei Winkeln zwischen Zug- und Walzrichtung.

	Blech 1	Blech 2	Blech 3	Blech 4
0°	0,25	0,25	0,28	0,18
45°	0,24	0,26	0,27	0,20
90°	0,24	0,25	0,27	0,17

Tabelle 3.11: Gleichmaßdehnungen A_g der vier Stahlbleche bei einer Dehnrage von $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ und bei verschiedenen Winkeln zwischen Zug- und Walzrichtung.

Zur Charakterisierung der Ausgangsgefüge wurde das Linienschnittverfahren (siehe z. B. Exner (1993)) angewandt und die Gefüge mit der mittleren Sehnenlänge beschrieben. Entsprechend den Bezeichnungen in Abbildung 3.2 wurden die mittleren Sehnenlängen im Längsschliff sowohl in Längsrichtung (LR) als auch in kurzer Querrichtung (KQR) gemessen. Zur Angabe des relativen Fehlers wurde immer die zweifache Standardabweichung des Mittelwerts verwendet. In Tabelle 3.12 sind die Gefügeabmessungen der Stahlbleche zusammengestellt.

Für die Aluminiumlegierung AlMg3 wurden im Zugversuch parallel zur Walzrichtung als mechanische Kennwerte die Streckgrenze zu $R_e = 99 \text{ MPa}$ und die Zugfestigkeit zu $R_m = 228 \text{ MPa}$ bestimmt. Als Gleichmaßdehnung wurde $A_g = 0,19$ gemessen. Die Kennwerte wurden bei einer Dehnrage von $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ermittelt.

	mittlere Sehnenlänge	
	LR μm	KQR μm
Blech 1	$28 \pm 6\%$	$12 \pm 4\%$
Blech 2	$13 \pm 6\%$	$12 \pm 5\%$
Blech 3	$30 \pm 7\%$	$21 \pm 6\%$
Blech 4	$12 \pm 6\%$	$7 \pm 5\%$

Tabelle 3.12: Mittlere Sehnenlängen der Stahlbleche.

4 Verfahren zur Messung lokaler Verformungen

Im Folgenden wird gezeigt, dass aus den flächenhaft gemessenen 3D-Rauheitskenngrößen auf die lokale Dehnung geschlossen werden kann. Außerdem wurde die Rastervermessung zur Bestimmung der lokalen Verformung ausgenutzt, wobei diejenigen Raster angewandt wurden, die die Bleche im Anlieferungszustand aufweisen, nämlich die aufgeprägten Schmierstofftaschen und das durch Ätzen entwickelte Gefüge. Statistische Auswertungen der veränderten mittleren Abmessungen lassen auf die lokalen Dehnungen schließen. Die bereits vorhandenen Gitter bzw. Oberflächenmerkmale werden als weitere Möglichkeit genutzt, um die lokale Dehnung aus Bildvergleichen von gleichen Orten vor und nach der Umformung zu bestimmen. Diese Methoden werden bezüglich ihrer Genauigkeit, Ortsauflösung und Grenzen der Mikrohärtemessung, mit der die lokale Verformung über die Verfestigung des Werkstoffs erfasst wird, gegenüber gestellt.

Alle angegebenen Dehnungen sind wahre plastische Dehnungen, die mit ε bezeichnet werden.

4.1 Rauheitsmessung

4.1.1 Ergebnisse

Im Verlauf der Umformung ändert sich die Topographie des Blechs stark. Die Abbildungen 4.1 bis 4.3 zeigen die Projektionen der Oberfläche einer Flachzugprobe des Blechs 1 im polierten Zustand, bei einer wahren Dehnung von $\varepsilon = 0,21$ und in unmittelbarer Nachbarschaft des Risses. Die Grauwert-Projektionen sind aus den Koordinaten der Schichtaufnahmen des konfokalen Laserrastermikroskops der Firma Leica errechnet. Sie zeigen jeweils einen Probenausschnitt von $500\ \mu\text{m}$ mal $500\ \mu\text{m}$ Kantenlänge. Die Zugrichtung verläuft von oben nach unten.

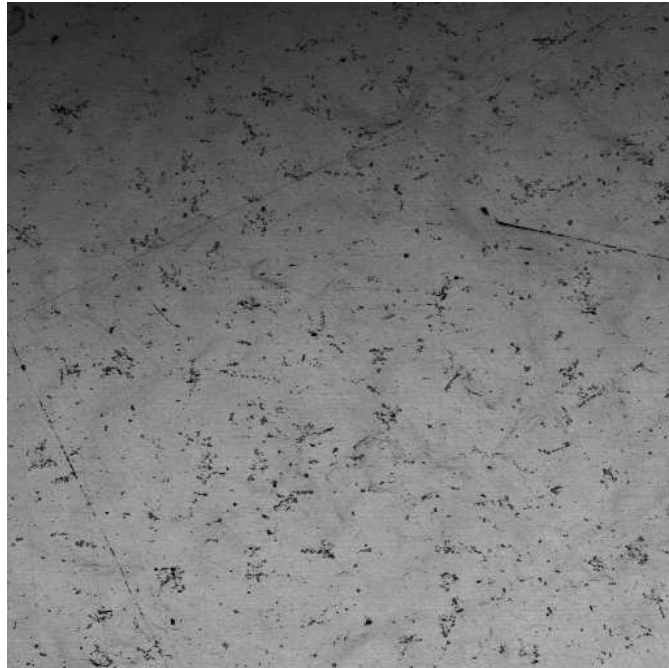


Abbildung 4.1: Polierte Ausgangsoberfläche des Blechs 1 (500 μm Kantenlänge).

Die qualitativ in den Abbildungen 4.1 bis 4.3 sichtbare Rauheitszunahme ist mit 3D-Rauheitskenngrößen quantifizierbar. Dabei erweisen sich die 3D-Rauheitskenngrößen als von der Größe der vermessenen Fläche abhängig. Aus den 3D-Rauheitsmessungen an unverformtem Blech mit stochastischer Oberflächenstruktur ergaben sich bei Variation der abgetasteten Flächengröße die in Tabelle 4.1 aufgeführten typischen Rauheitsparameter. Die arithmetischen Mittelwerte der Kenngrößen aus neun bzw. sieben Wiederholungsmessungen unterscheiden sich so, dass sich deren Fehlerintervalle (zweifache Standardabweichung des Mittelwerts) nur wenig überlappen. Die Prüfgröße R des von Sachs (1999) angegebenen Rangdispersionstests nach Siegel und Tukey liegt im Intervall zwischen 40 und 79, so dass bei zweiseitiger Fragestellung mit einer Irrtumswahrscheinlichkeit von 5 % angenommen werden kann, dass die Messreihen hinsichtlich ihrer Streuung einer gemeinsamen Grundgesamtheit angehören. Ein Vergleich der Mittelwerte mit dem verteilungsunabhängigen U-Test zeigt jedoch, dass sich die Mittelwerte bei zweiseitiger Fragestellung auf dem 95 %-Signifikanzniveau sicher unterscheiden ($U < 12$).

Zur Dehnungsbestimmung wurde im Hinblick auf eine möglichst gute Orts-

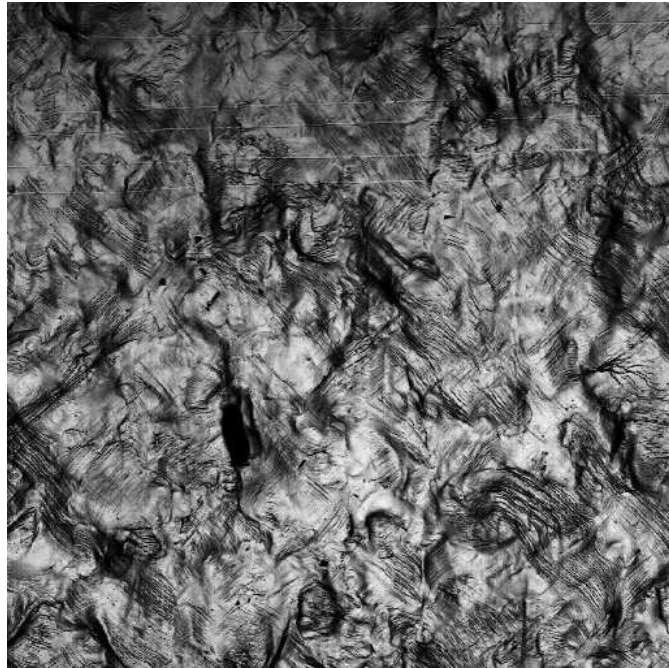


Abbildung 4.2: Topographie des Blechs 1 bei einer wahren Dehnung von $\varepsilon = 0,21$. In der oberen Bildhälfte sind Kratzspuren der Nadel des Mitutoyo-Tastschnittgerätes zu sehen. (500 μm Kantenlänge).



Abbildung 4.3: Topographie des Blechs 1 unmittelbar oberhalb des Risses (500 μm Kantenlänge).

Bezeichnung	Symbol	3 · 3 mm ²	1 · 1 mm ²	R	U
		N = 9	N = 7		
		µm	µm		
Arithmetischer 3D Mittenrauwert	S_a	0,82 ± 0,02	0,76 ± 0,04	42	8
Quadratischer 3D Mittenrauwert	S_q	1,04 ± 0,02	0,97 ± 0,05	41	9
3D Rautiefe	S_t	8,74 ± 1,26	7,29 ± 0,49	54	10

Tabelle 4.1: Typische 3D-Rauheitskenngrößen des unverformten Blechs 2 bei unterschiedlicher Größe der abgetasteten Fläche.

auflösung die Flächengröße von 1 mm² gewählt und von den 3D-Kenngrößen jene ausgewählt, die systematisch mit der Dehnung zunehmen. Dies sind die in den folgenden Abbildungen verwendeten Senkrechtmessgrößen. Die Kenngrößen N_{mam} , N_{vom} und N_{clm} , die die maximale Anzahl von Materialflächen, Leerflächen und geschlossenen Leerflächen angeben, sind nicht zur Dehnungsbestimmung verwendet worden, obwohl sie eine Dehnungsabhängigkeit zeigten, aber bei deterministischer Oberflächenart von der Lage der Messfläche und deren Größe stark beeinflusst werden. Die 3D-Kenngrößen der Schiefe (S_{sk}) und Wölbung (S_{ku}) der Höhenverteilung sind von der plastischen Dehnung ebenso unabhängig wie die 2D-Materialanteile M_{r1} und M_{r2} , so dass sie für eine Dehnungsbestimmung nicht verwendet werden können.

Die Abbildung 4.4 zeigt für die deterministische Oberfläche des Blechs 1 bei logarithmischer Auftragung einen linearen Zusammenhang zwischen den 3D-Senkrechtmessgrößen und der wahren Dehnung. Die Abweichungen von jeweils drei Wiederholungsmessungen sind klein gegen die Abweichung vom linearen Verlauf. Wird ein Streuband, das alle Messwerte und deren Fehler einschließt eingezeichnet, so lässt sich die wahre Dehnung mit einer Genauigkeit von $\Delta\varepsilon = \pm 0,05$ ablesen. In Abbildung 4.4 ist das Verfahren für die arithmetische Mittenrauhheit S_a dargestellt. Das Streuband (gestrichelte Linien) liefert bei Übertragung auf die Dehnungsachse ein Maß für die Genauigkeit des Verfahrens.

Der Rauheitsverlauf über der Dehnung ist für die deterministische Oberflächenart und für eine polierte Oberfläche verschieden (vergleiche Abbildungen 4.4 und 4.5). In dem unterschiedlichen Verlauf wird der Einfluss der Anfangsrauheit deutlich. Somit ist für jede Oberflächenart eine eigene Kalibrierung nötig.

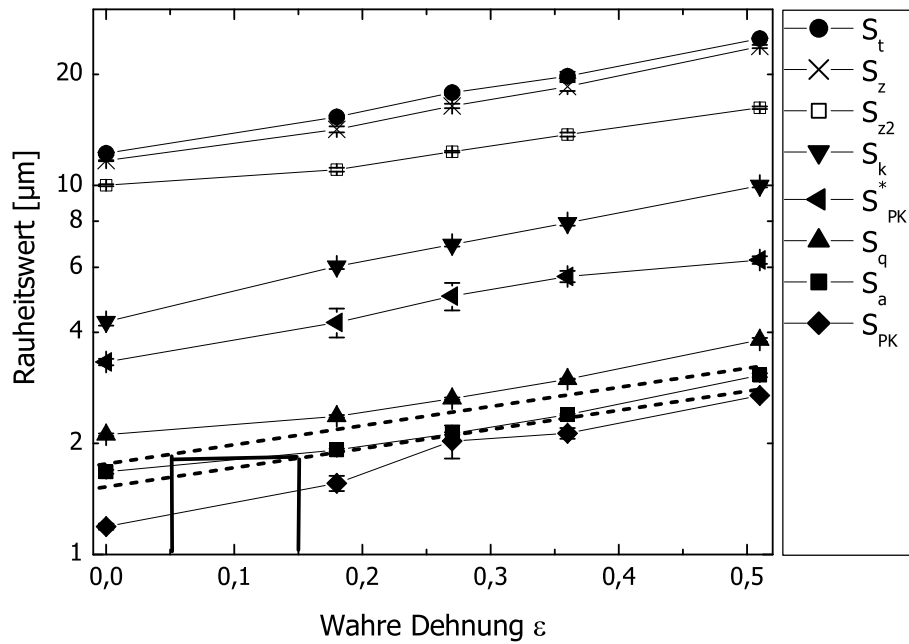


Abbildung 4.4: Abhängigkeit der 3D-Senkrechtmessgrößen von der Dehnung für die deterministische Oberfläche des Blechs 1. Ermittlung des experimentellen Fehlers bei der Dehnungsbestimmung.

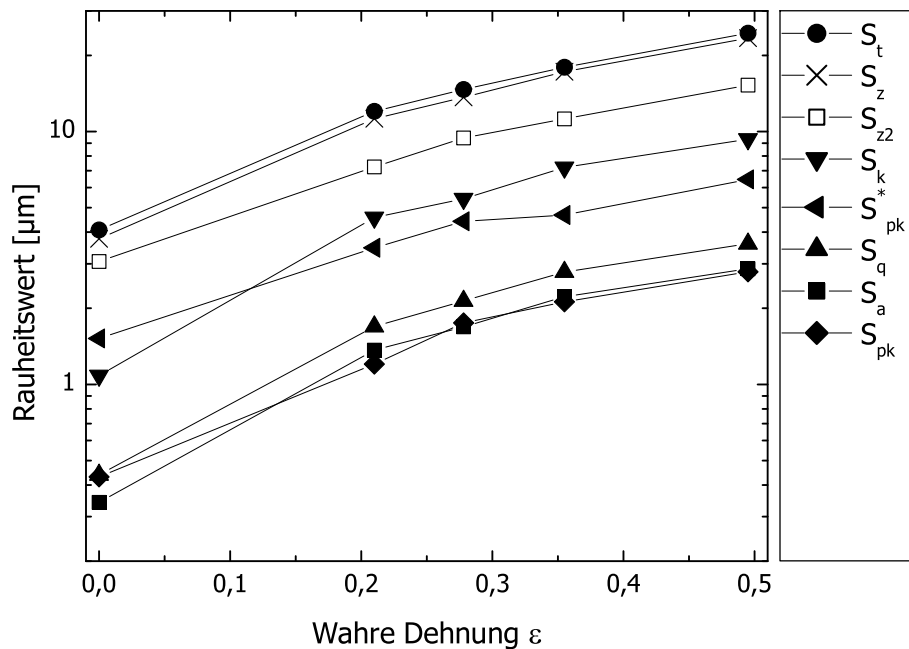


Abbildung 4.5: Abhängigkeit der Senkrechtmessgrößen von der Dehnung für die polierte Oberfläche des Blechs 1.

Mit zunehmender Dehnung nähern sich die Verläufe an. Bei einer wahren Dehnung von $\varepsilon = 0,5$ haben die gemessenen Kenngrößen in den Abbildungen 4.4 und 4.5 die gleichen Beträge. In Abbildung 4.6 ist die Annäherung beispielhaft für die Rautiefe S_t dargestellt. Für das polierte Blech 1 steigt in Abbildung 4.6 die 3D-Rautiefe (in μm) mit

$$S_t = 3,7 + 41 \varepsilon$$

und bei deterministischer Ausgangsoberfläche wird in Abbildung 4.6 der exponentielle Zusammenhang

$$S_t = 12 \exp\{1,4 \varepsilon\}$$

(in μm) beobachtet.

Die lineare Auftragung der Kenngrößenentwicklung beim polierten Blech 1 in Abbildung 4.7 zeigt, dass die Genauigkeit der Dehnungsangabe von der Wahl der Kenngröße abhängt. Alle dargestellten Kenngrößen zeigen eine lineare Abhängigkeit von der Dehnung. Zur Dehnungsbestimmung eignet sich die Rautiefe S_t wegen der steilsten Kalibrationsgeraden am besten. Das eingetragene Streu-

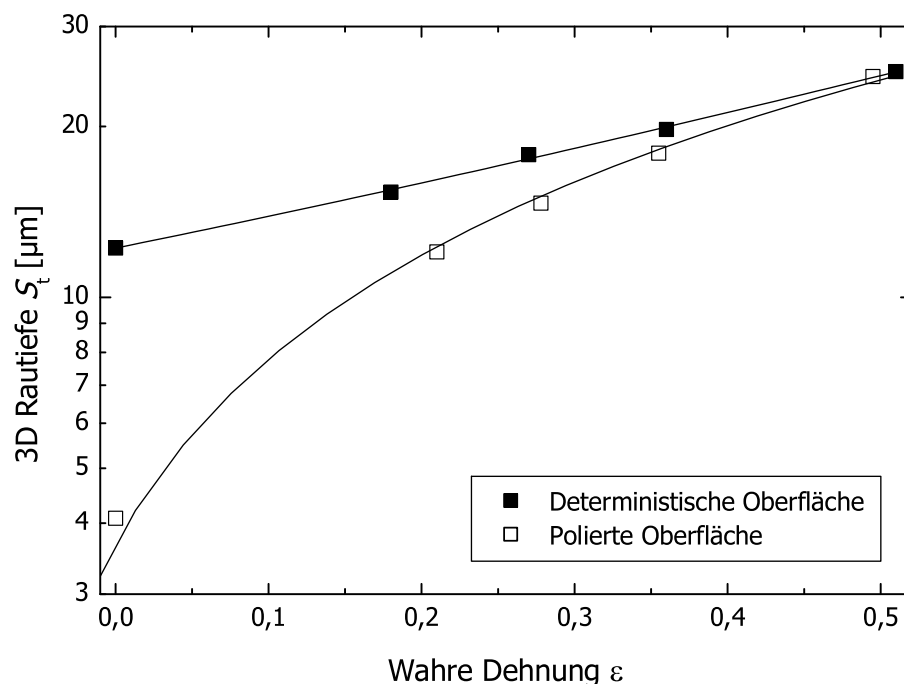


Abbildung 4.6: Vergleich der Rautiefenverläufe des Blechs 1 bei deterministischer und polierter Ausgangsoberfläche.

band (gestrichelte Linien) umfasst alle Messpunkte mit ihren Fehlern. Ein Übertrag auf die Dehnungsachse bedeutet einen Fehler in der Dehnungsangabe von $\Delta\varepsilon = \pm 0,023$.

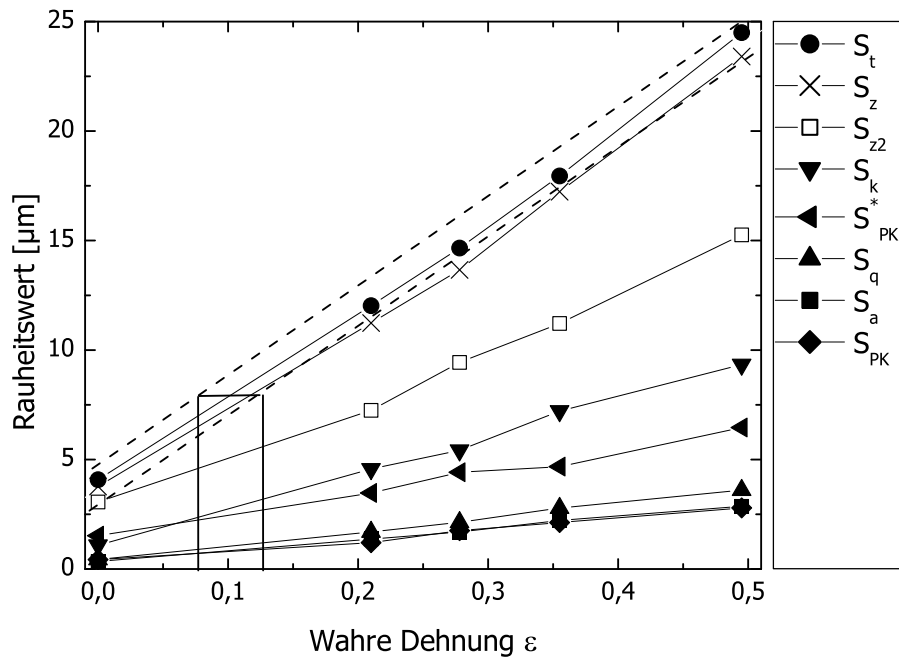


Abbildung 4.7: Unterschiedliche Eignung der Rauheitskenngrößen zur Dehnungsbestimmung bei polierter Ausgangsoberfläche des Blechs 1. Ermittlung des experimentellen Fehlers bei der Dehnungsbestimmung für die Rautiefe S_t , die den empfindlichsten Rauheit-Dehnung-Zusammenhang zeigt.

4.1.2 Bewertung

Die flächenhafte Messung der Rauheit ist der 2D-Profileschnittmethode vorzuziehen, da bei ihr sichergestellt ist, dass bei deterministischer Oberflächenart die regelmäßigen Strukturelemente immer in gleicher Weise in die Kenngrößen eingehen. Außerdem wird die zunehmende Anisotropie der Rauheit während der Umformung berücksichtigt. Die Zunahme der Anisotropie ist qualitativ aus den Abbildungen 4.2 und 4.3 ersichtlich. Wird eine flächenhaft gemessene Rauheitsänderung zur Beschreibung lokaler Dehnungen verwendet, so ist darauf zu achten, stets gleiche Messvorschriften einzuhalten. Wie die statistische Analyse gezeigt

hat, sind nur gleiche Flächengrößen miteinander zu vergleichen. Eine verbindliche Mess- und Prüfvorschrift liegt noch nicht vor, aber Untersuchungen zur Entwicklung einer solchen Vorschrift zeigen ebenfalls eine Abhängigkeit der Kenngrößen von der Größe der untersuchten Fläche (Neudecker und Filzek, 2001; Neudecker et al., 2001). Besonders die Kenngrößen, welche die Leere und die Abgeschlossenheit der Topographie beschreiben, werden bei zu kleiner Messfläche entscheidend von der Lage der Messfläche zu Schmierstofftaschen beeinflusst (Pfestorf et al., 1997; Geiger et al., 1995; Pfestorf, 1997).

In dieser Arbeit wurde der Forderung nach einer möglichst guten Ortsauflösung mehr Bedeutung beigemessen als der Eignung verschiedener 3D-Kenngrößen für die Dehnungsbestimmung. Deshalb wurden zur Dehnungsbestimmung die Senkrechtmessgrößen ausgewählt, bei denen der Einfluss der Messfeldgröße und -lage klein und systematisch ist (Neudecker et al., 2001). Eine Auswertefläche von 1 mm^2 reicht zur Dehnungsbestimmung mit 3D-Senkrechtkenngrößen aus. Kaminsky (1999) gibt für Rauheitsmessungen mit einem Weißlichtinterferometer an, dass bereits bei einer Auswertefläche von 1 mm^2 ein stabiles Verhalten hinsichtlich der Charakterisierung einer stochastischen Oberfläche vorliege. Die kleine Auswertefläche hat den Vorteil, in nur 11 % der Zeit, die für die 9 mal größere Fläche nötig ist, abgetastet werden zu können. Innerhalb von ca. 15 Minuten liegen die Daten des Tastschnittgeräts vor und können mit dem Programm TopoGraf (2000) in weiteren 5 Minuten ausgewertet werden. Von optischen Messgeräten wie einem konfokalen Mikroskop kann die kleine Fläche in einem Arbeitsgang innerhalb weniger Sekunden erfasst werden. Dabei ist die fehleranfällige Montage von Einzelmessungen vor der Gesamtauswertung nicht nötig.

Der bei kleinen Dehnungen gemessene stärkere Anstieg der Rauheit einer polierten Oberfläche stimmt mit den Beobachtungen von Kienzle und Mietzner (1965), nicht aber mit jenen von Thomson und Nayak (1980) überein. Die Beobachtung, dass sich die Rauheitsverläufe bei unterschiedlicher Anfangsrauheit bei zunehmender Dehnung einander annähern passt zu den Rautiefenverläufen, die Kienzle und Mietzner (1960) für verschiedene Anfangsrauheiten angeben. Bei sehr hoher Anfangsrautiefe einer gedrehten Oberfläche von $R_t = 65 \text{ }\mu\text{m}$ nimmt dort die Rauheit ab und konvergiert mit zunehmender Dehnung gegen die gleiche Rautiefe, die auch bei niedrigen Ausgangsrauheiten oder polierter AusgangsOber-

fläche erreicht wird. Der beschriebene lineare Zusammenhang zwischen Dehnung und Rautiefe bei polierter Ausgangsoberfläche, $R_t = R_{t_0} \pm a \varepsilon$ (R_{t_0} : Anfangsrautiefe und a : Kalibrationskonstante) konnte nachvollzogen werden.

Wie in Kapitel 2.1 dargestellt, kann für einen bestimmten Dehnungszustand zwischen verschiedenen 2D-Rauheitskenngrößen anhand der Häufigkeitsverteilung bzw. der Materialanteilkurve des Rauheitsprofils umgerechnet werden. Entsprechende Umrechnungen sind auch für die 3D-Kenngrößen möglich, so dass für die Dehnungsbestimmung die in Abbildung 4.4 gezeigten Kenngrößen gleichwertig sind.

Die vorgestellte Methode reicht über die Gleichmaßdehnung, d. h. über den Einschnürbeginn hinaus. Optische online-Rauheitsmessungen werden industriell bei der Blechherstellung eingesetzt (Krüger und Bohländer, 1995). Entsprechende Systeme können auch während des Umformprozesses eingesetzt und zur Kontrolle der lokalen Deformation verwendet werden (siehe z. B. Tuzek (1992)).

Zur Ermittlung der Rauheit ist das Tastschnittverfahren für die weichen Blechoberflächen mit Vorsicht anzuwenden. Das von Zahwi und Mekawi (2001) beobachtete Zerkratzen von Rauheitsnormalen durch die Tastnadel ist auch bei den untersuchten Blechoberflächen deutlich (siehe Abbildung 4.2 und Abbildung 4.8). Bei verzinkten Blechen sind die Spuren der Tastnadel bereits mit bloßem Auge zu erkennen. Das Einebnen der feinen Topographieelemente und das Umgehen größerer Rauheitsspitzen führt zu einer zu klein gemessenen Rauheit, d. h. zu einem Abflachen der Kalibrierungskurve und vergrößert damit den Fehler bei der Dehnungsbestimmung.

Bei Rauheitsmessungen an Proben mit verschiedenen Umformgraden kommt der Auswahl der Messverfahren eine große Bedeutung zu. Die sehr kleinen Rauheitsänderungen zu Beginn der Umformung sind von den mechanisch tastenden Geräten nicht zu erfassen. Auch die alternative Erfassung durch stereometrische rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen gelang nicht. Die bei verschiedenen Dehnungszuständen an stets gleichem Ort erstellten euzentrisch verkippten Bildpaare ergeben bei einer ausreichenden Fläche zu wenig Höhenkontrast, um eine zuverlässige Ermittlung von 3D-Topographiedaten zu erlauben (siehe Abbildung 4.8). Die sehr großen Dehnungen im Bereich einer fortgeschrittenen Einschnürung lassen sich ebenfalls nicht über die Rauheitszunahme quantifizieren, denn die 3D-Topographiemessung mit Tastschnittgeräten oder auch dem konfokalen

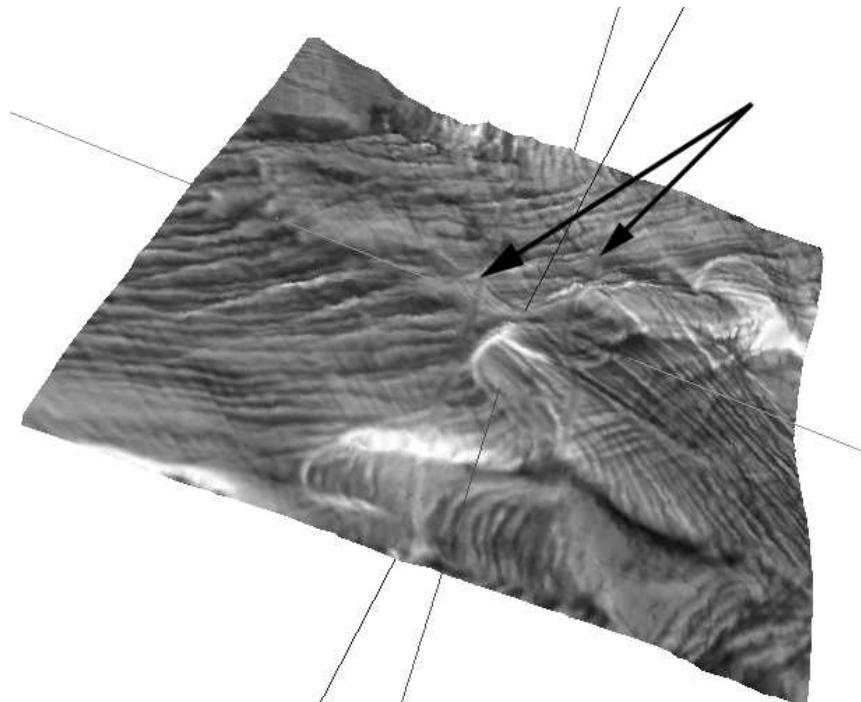


Abbildung 4.8: Zwei Spuren der Tastnadel des Mitutoyo Surf-test 201 (Pfeile) auf einer aufgerauten Oberfläche des Blechs 1. Die pseudoräumliche Abbildung wurde aus stereometrischen Aufnahmen errechnet.

Weißlichtmikroskop erfassen nicht genügend Stützstellen. Die starke Krümmung der Oberfläche in der Einschnürung führt zu vielen Abschattungen, die die Berechnung von Rauheitskenngrößen verhindern.

Die hier dargestellte Messung der Rauheit an Zugproben ist auch für den Tiefziehprozess geeignet, denn Reihle (1961) hat gezeigt, dass sich die Rauheit beim Tiefziehprozess im gleichen Verhältnis mit der Korngröße ändert wie bei einfachen Zugproben. Bei der Übertragung der Methode auf den Tiefziehprozess ist darauf zu achten, jeweils gleiche Kontaktbedingungen miteinander zu vergleichen. Die Quantifizierung der Dehnungen an tiefgezogenen Werkstücken stößt an ihre Grenzen, wenn starke Oberflächenkrümmungen eine zuverlässige Rauheitsmessung verhindern. Dies ist sowohl in fortgeschrittenen Einschnürungen als auch bei kleinen Biegeradien der Fall.

Die anisotrope Aufrauung, wie sie an der gleichmäßigen Orientierung der Rillen in Abbildung 4.9 deutlich wird, wird im Gegensatz zum einfachen Profilschnitt durch die flächenhafte Messung automatisch mit erfasst und geht in die Ka-

librierung zur Dehnungsbestimmung ein. Die Orientierung der Messfläche kann bei Anwendung der 3D-Rauheitsmessung beliebig gewählt werden. Dadurch wird die Dehnungsbestimmung gegenüber 2D-Messungen wesentlich vereinfacht. Soll die Anisotropie der Aufrauung gemessen werden, so kann die flächenerfassung eine experimentell aufwändige Messung einer Orientierungsrose mit 2D-Tastschnitten ersetzen. Am Rechner können beliebig orientierte Tastschnitte durch eine 3D-gemessene Topographie gelegt und eine Orientierungsrose erstellt werden.

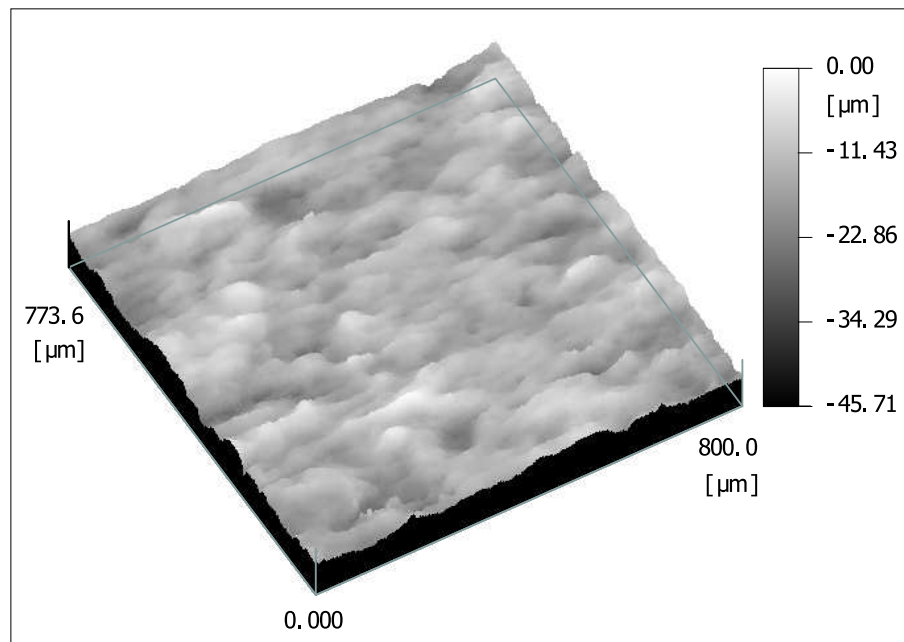


Abbildung 4.9: Die anisotrope Aufrauung führt zu gleichmäßiger Rillenbildung entlang der Zugrichtung.

4.2 Statistische Erfassung der Verzerrung

Zur Dehnungsbestimmung ist die Erfassung von Änderungen der mittleren Abmessungen von Rastern geeignet. Aus der Verzerrung der aufgeprägten Schmierstofftaschen als auch der Gefügeelemente lässt sich die Verformung berechnen, indem die Änderung der mittleren Abmessungen möglichst genau gemessen werden. Diese Art der Rasterauswertung wird unter „Statistische Erfassung der Verzerrung“ zusammengefasst. Sowohl die Mittelwerte vor als auch nach der plas-

tischen Verformung haben statistische Fehler, die sich auf die Genauigkeit der Dehnungsangabe direkt auswirken.

4.2.1 Schmierstofftaschen

Zur Bestimmung der lokalen Dehnung wurde in Zugrichtung der mittlere Durchmesser der Schmierstofftaschen im Ausgangszustand (\bar{D}_0) bestimmt und mit dem geänderten mittleren Durchmesser im umgeformten Zustand (\bar{D}) die Dehnung innerhalb des ausgewerteten Messfeldes mit $\varepsilon = \ln \bar{D}/\bar{D}_0$ berechnet.

In Abbildung 4.10 sind die gemessenen mittleren Schmierstofftaschendurchmesser und die daraus errechneten Dehnungen aufgetragen. Die Ausgleichskurve wurde mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestimmt.

Die angegebenen Fehlerbalken folgen aus drei bzw. sechs ausgewerteten Messfeldern. Je mehr Schmierstofftaschen in die Mittelung eingehen, desto kleiner wird der Fehler sowohl für den Durchmesser selbst als auch für die Dehnungsbestimmung mittels Abtrag an der Kalibrationskurve. Die Kalibrationskurve wird

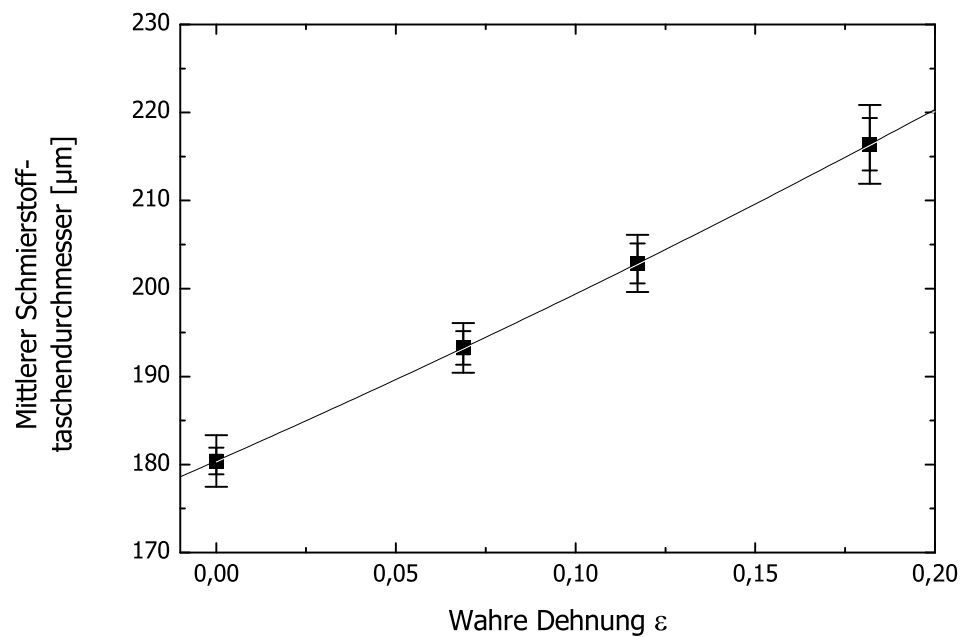


Abbildung 4.10: Kalibrationskurve zur Übertragung des experimentellen Fehlers bei der Dehnungsbestimmung aus Schmierstofftaschenveränderungen.

durch die Gleichung

$$\bar{D} = 180,4 e^\varepsilon$$

(in μm) beschrieben.

Zum Methodenvergleich wurde der Größtfehler bei einer Messfläche von 1 mm^2 bei der größten Dehnung, bei der wegen des schwächsten Kontrasts die Schmierstofftaschen am ungenauesten zu vermessen sind und am wenigsten Schmierstofftaschen im Messfeld zum Mittelwert beitragen, aus drei Wiederholungsmessungen bestimmt. Die 2-fache Standardabweichung des Mittelwerts wurde an der Kalibrationskurve auf die Dehnung übertragen. Der Fehler der Schmierstofftaschenvermessung betrug $\Delta\bar{D} = \pm 7,7 \mu\text{m}$ und damit der Fehler der Dehnungsbestimmung $\Delta\varepsilon = \pm 0,036$. Für die manuelle Auswertung einer Messfläche von 1 mm^2 mit dem Quantimet-Programm werden ca. 5 Minuten benötigt.

4.2.2 Gefüge

Aus der Änderung der mittleren Sehnenlänge des Gefüges in Zugrichtung kann auf die lokale Dehnung geschlossen werden. Im Querschliff wurde die mittlere Sehnenlänge für das Blech 1 sowohl im Ausgangszustand (\bar{L}_0) als auch im umgeformten Zustand (\bar{L}) vermessen. Die lokale Dehnung errechnet sich zu $\varepsilon = \ln \bar{L}/\bar{L}_0$.

Abbildung 4.11 zeigt die gemessenen mittleren Sehnenlängen und die daraus berechneten Dehnungen. Die Kalibrationskurve hat die Gleichung (in μm)

$$\bar{L} = 22,2 e^\varepsilon.$$

Die Messung der mittleren Sehnenlänge ist mit einem Fehler behaftet, der mit zunehmender Zahl gemessener Sehnen abnimmt. Dieser Fehler bestimmt bei Übertragung an der Kalibrationskurve auf die Dehnungsachse die Genauigkeit der Dehnungsangabe. Bei drei Wiederholungsmessungen der mittleren Sehnenlänge im größten Dehnungszustand, bei dem bei einer Messfläche von 1 mm^2 am wenigsten Körner zur mittleren Sehnenlänge beitragen, ergab sich eine 2-fache Standardabweichung des Mittelwerts von $\Delta\bar{L} = \pm 1,62 \mu\text{m}$. Aus der Abtragung an der Kalibrationskurve ergibt sich ein Fehler von $\Delta\varepsilon = \pm 0,056$ für die Dehnungsangabe. Für die halbautomatische Auswertung einer Messfläche von 1 mm^2

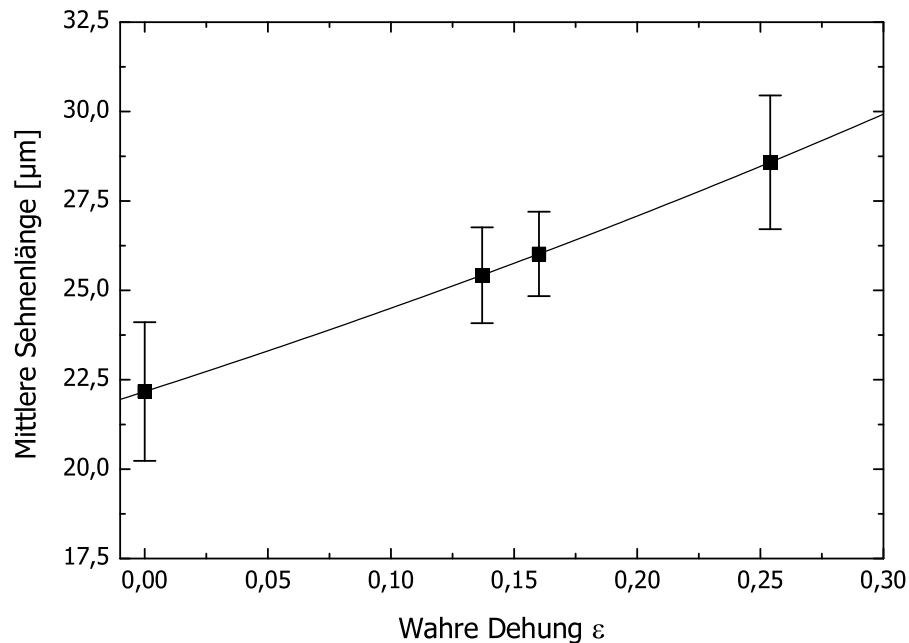


Abbildung 4.11: Kalibrationskurve zur Übertragung des experimentellen Fehlers bei der Dehnungsbestimmung aus Gefügeveränderungen.

mit dem Programm Lince werden ca. 40 Minuten benötigt.

4.2.3 Bewertung

Die Vermessung der Schmierstofftaschen ist wegen der Aufrauung bei großen Dehnungen sehr schwierig, genaue Daten sind nicht zu erwarten. Für die Vermessung der Schmierstofftaschendurchmesser ist der Kontrast zwischen den Taschen und dem umgebenden Material entscheidend. In Abbildung 4.12 ist zu sehen, wie die zunehmende Grundrauheit den ursprünglichen Kontrast verringert. Die Schmierstofftaschen verschwinden mit zunehmender Dehnung in der Gesamtrauheit. In Abbildung 4.13 zeigt sich das im Abfall der Riefentiefe S_{VK} zu Beginn der plastischen Dehnung, bevor sie wie die Gesamtrauheit – stellvertretend ist die Spitzenhöhe S_{PK} dargestellt – ansteigt. Im unverformten Zustand wird die Riefentiefe S_{VK} von der Geometrie der Schmierstofftaschen dominiert, da sie tiefer in die Oberfläche hinein reichen, als die Topographieelemente des unregelmäßigen Rauheitsanteils. Bei plastischer Verformung werden die Schmierstofftaschen flacher und die unregelmäßigen Rauheitsanteile weisen Tiefen auf, die jenen der

Schmierstofftaschen entsprechen. Ab dieser Riefentiefe übersteigen die Tiefen der unregelmäßigen Täler die der Schmierstofftaschen, so dass die Riefentiefe mit plastischer Verformung wieder ansteigt.

Für die manuelle Vermessung der Schmierstofftaschen wird der Kontrast nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung zu klein. Auch die Auswertung des Gefüges stößt an ihre Grenzen, wenn die Gleichmaßdehnung überschritten wird, denn innerhalb einer Einschnürung steigt die Korngrenzendichte so stark an, dass mit den verwendeten üblichen Präparationsverfahren ein Überätzen fast nicht zu vermeiden ist.

Die beiden Methoden eigene Grenze ist aber für die Anwendung von untergeordneter Bedeutung, da für den Umformprozess ein Überschreiten der Gleichmaßdehnung im Allgemeinen nicht erwünscht ist. Von Interesse ist, wie viel Formänderungsvermögen der Werkstoff lokal noch bis zur Bildung einer Einschnürung hat.

Bei beiden Methoden lässt sich der Fehler der Dehnungsbestimmung verkleinern, indem die Schmierstofftaschen bzw. Körner mit möglichst kleinem statistischen Fehler vermessen werden. Eine Verkleinerung des Fehlers bedeutet aber gleichzeitig eine Erhöhung der Zahl der auszuwertenden Objekte und damit eine Vergrößerung der zu untersuchenden Fläche. Eine Halbierung des Fehlers bedarf einer Vervierfachung der Messfläche und damit auch einer Vervierfachung der Messzeit. Wird die Auswertefläche vergrößert, ist darauf zu achten, dass bei

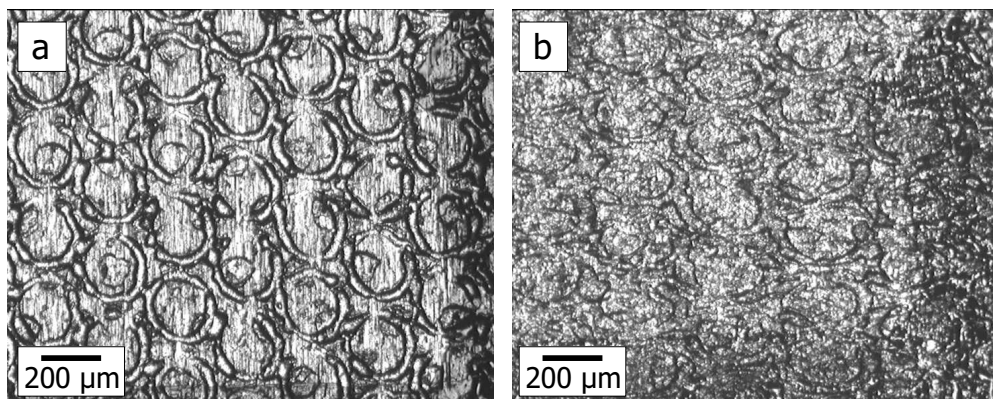


Abbildung 4.12: Kontrastverringering bei den Schmierstofftaschen (Blech 3) im Verlauf der Umformung. a: unverformte Oberfläche, b: Oberfläche bei Überschreiten der Gleichmaßdehnung.

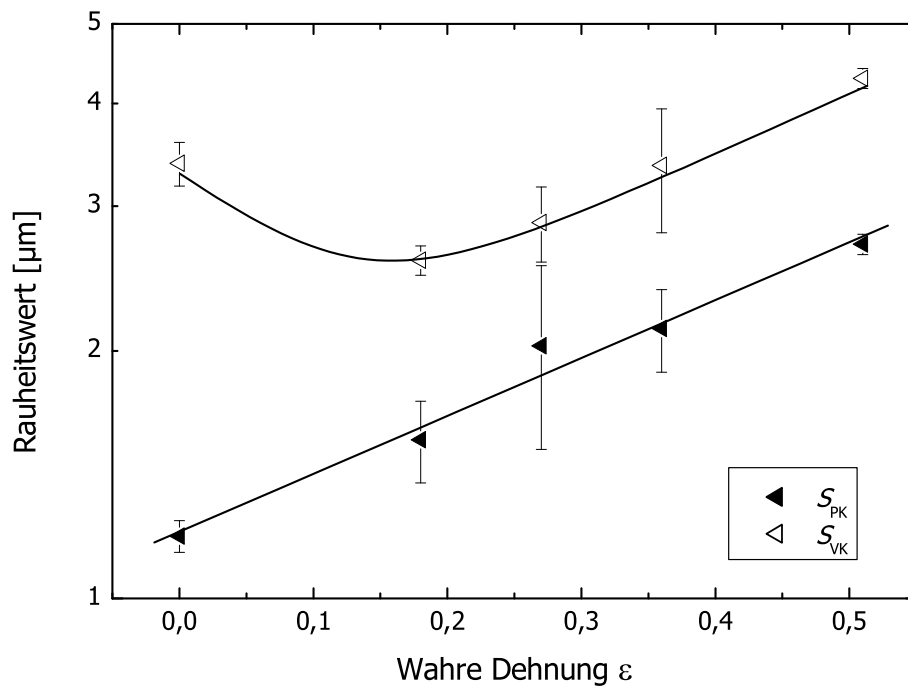


Abbildung 4.13: Reduzierte Spitzenhöhe (S_{PK}) und reduzierte Riefentiefe (S_{VK}) bei deterministischer Oberfläche (Blech 1). Die eingetragenen Fehler sind die Maximalabweichungen aus drei Wiederholungsmessungen vom Mittelwert.

inhomogener Verformung der Messfehler nicht größer wird als bei einem homogen verformten Probenbereich. Andernfalls wird durch Messflächenvergrößerung keine Verkleinerung des Fehlers der Dehnungsbestimmung erreicht.

4.3 Einzelbildvergleiche

Aus dem Vergleich von Bildern des gleichen Ortes vor und nach der Umformung lässt sich die lokale Verformung berechnen. Voraussetzung ist, dass der Ort nach der Umformung wiedergefunden wird und innerhalb des Messfeldes eine Struktur vorliegt, die die Verformung des Werkstoffs sichtbar macht. Zum Wiederauffinden des Messfeldes wurden Markierungen mit Filzschreiber auf die Proben aufgebracht. Als Strukturen wurden entweder die Schmierstofftaschen, das angeätzte Gefüge oder unregelmäßige Ätzgrübchen genutzt.

Vor und nach der Umformung wurden lichtmikroskopische Bilder angefertigt.

Das Bild des unverformten Messfeldes wurde mittels digitaler Bildverarbeitung halbtransparent dem Bild des verformten Messfeldes überlagert und bis zu maximaler Deckung der abgebildeten Struktur verzerrt. Aus den neuen Bildmaßen (B) und den Maßen des Ausgangsbildes (B_0) wird die lokale Dehnung des Messfeldes mit $\varepsilon = \ln(B/B_0)$ berechnet.

4.3.1 Einachsiger Zug

In Abbildung 4.14 ist ein Messfeld auf einer polierten und angeätzten Flachzugprobe (Blech 2) in unverformtem Zustand zu sehen. In den Kreisen a–d sind charakteristische Bildelemente zu erkennen, die leicht in der Abbildung 4.15 des verformten Zustands wiedergefunden werden können. Die Zugrichtung verläuft von links nach rechts.

Bei der Bildüberlagerung wird zunächst ein charakteristisches Bildelement am Rand zur Deckung gebracht (a), bevor das Ausgangsbild so lange gedehnt wird, bis auch Bildelemente der gegenüberliegenden Seite zur Deckung kommen (b). Auf gleiche Weise werden senkrecht zur Zugrichtung möglichst weit entfernte

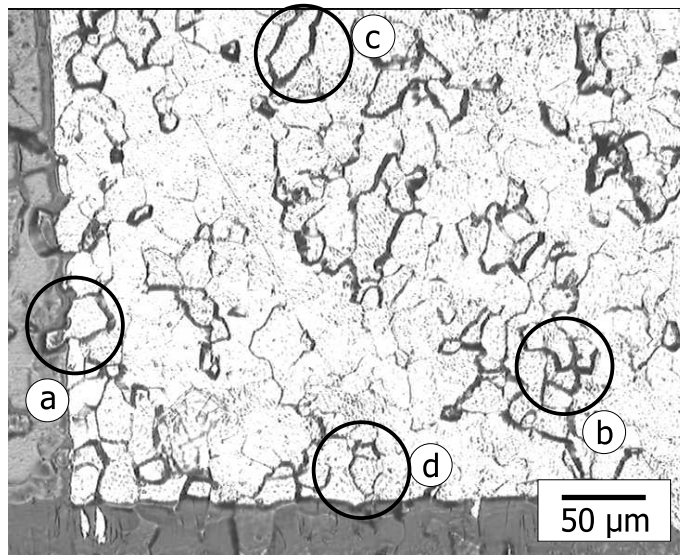


Abbildung 4.14: Lichtmikroskopische Aufnahme eines unverformten Messfeldes mit charakteristischen Bildelementen (a–d). Am linken und unteren Rand sind Filzstiftmarkierungen, die das Wiederauffinden des Messfeldes erleichtern, als dunkelgraue Ränder zu erkennen.

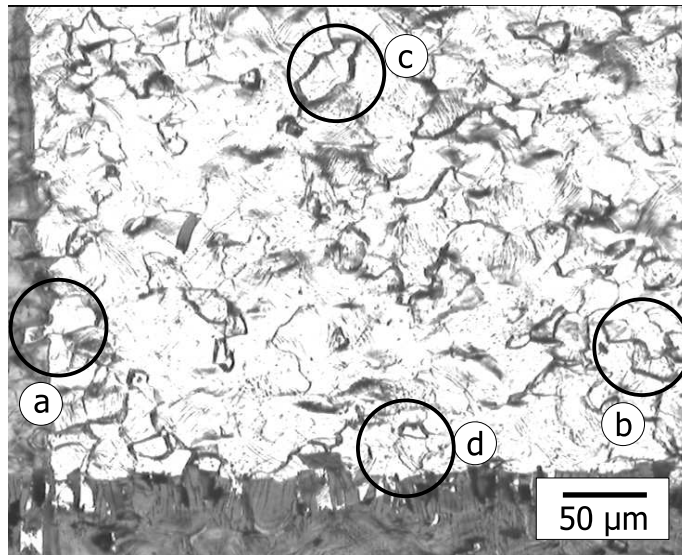


Abbildung 4.15: Lichtmikroskopische Aufnahme des verformten Messfeldes aus Abbildung 4.14 mit den gleichen charakteristischen Bildelementen (a–d).

Bildelemente (c und d) durch Bildstauchung zur Deckung mit dem Bild des verformten Zustands gebracht. Es ergibt sich die in Abbildung 4.16 dargestellte vollständige Überlagerung des Messfeldes. Die Aufbereitung der Bilder und die Überlagerung geschieht innerhalb weniger Minuten manuell am Rechner. Die Geschwindigkeit hängt vom Geschick und der Übung des Bedieners ab. Der Fehler der Dehnungsbestimmung ist unabhängig von der Größe der abgebildeten Fläche und beträgt $\Delta\varepsilon = \pm 0,01$.

4.3.2 Freies Biegen

Der Einzelbildvergleich stößt bei der Verwendung eines Lichtmikroskops beim Biegeversuch an seine Grenzen, da wegen der geringen Tiefenaufösung des Lichtmikroskops nur sehr kleine Bereiche des Messfeldes scharf abgebildet werden. Um die Bildüberlagerungen in einem möglichst großen Bereich zu ermöglichen, wurden Bilderserien von der gebogenen Probe angefertigt, die zu einem einzigen, tiefscharfen Bild zusammengesetzt wurden. Die Bilder zeigten einen Ausschnitt der Probenoberfläche von $405\ \mu\text{m}$ mal $316\ \mu\text{m}$. Die lange Bildkante verlief parallel zur Walzrichtung und folgte der Biegung. Durch die Berechnung der Tiefenschär-

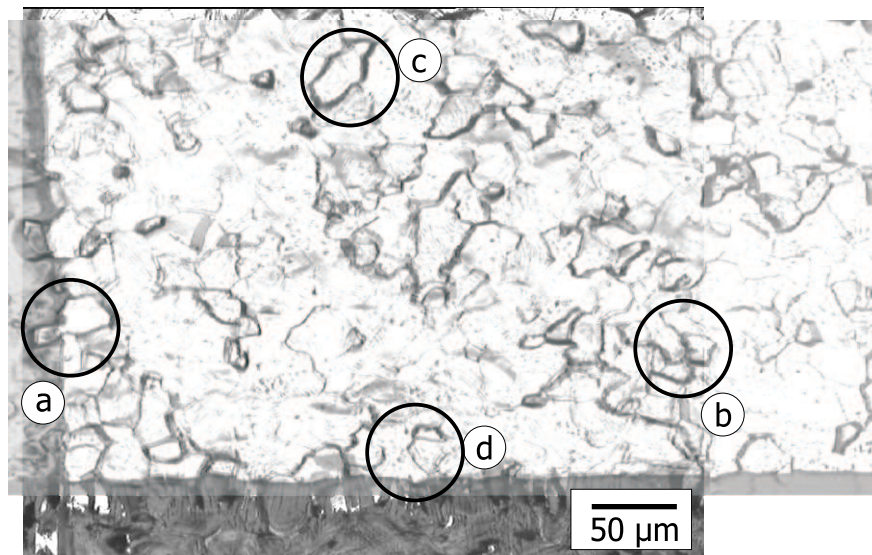


Abbildung 4.16: Halbtransparente Überlagerung der Bilder des unverformten (Abb. 4.14) und verformten (Abb. 4.15) Messfeldes. Die charakteristischen Bildelemente (a–d) beider Einzelbilder liegen übereinander. Das Bild des unverformten Messfeldes wurde in der Breite gedehnt und in der Höhe gestaucht.

fe mit dem Programm PicEd verändert sich die Auflösung der Bilder von 71 DPI mal 69 DPI der Ausgangsbilder auf 81 DPI mal 81 DPI. Die daraus folgende Änderung der Bildgröße ist durch eine Skalierung vor dem Einzelbildvergleich zu korrigieren. Die längs gemessenen Bildlängen entsprechen nicht den tatsächlichen Längen der Blechoberflächen, da im Bild nur die senkrechte Projektion erfasst wird. Die Abweichung kann jedoch vernachlässigt werden, da die gekrümmten Oberflächen mit errechneten $405,07 \mu\text{m}$ nur ca. 0,02 % länger sind als die Bilder der Projektion.

Den tiefenscharf gerechneten Bildern der gebogenen Probe wurden die Ausgangsbilder halbtransparent überlagert und mittels Bildverarbeitung zu maximaler Deckung gebracht. Die Dehnungen in der Blechebene wurden aus den Änderungen der Bildabmessungen berechnet. Je drei Einzelbildvergleiche wurden für die Blechober- und Blechunterseite durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.2 zusammengestellt.

Die Maximalabweichungen der drei Dehnungswerte liegen immer unterhalb von 0,01. Damit wurde auch bei gekrümmter Blechoberfläche der gleiche expe-

	Unterseite		Oberseite	
	längs	quer	längs	quer
	-0,1161	-0,0089	0,1100	-0,0196
	-0,1241	-0,0078	0,0994	-0,0122
	-0,1224	-0,0085	0,0970	-0,0054
Mittelwert	-0,1209	-0,0084	0,1021	-0,0124
Maximalabweichung	0,0048	0,0006	0,0079	0,0072

Tabelle 4.2: Aus dem Einzelbildvergleich berechnete Dehnungen der Blechober- und Blechunterseite beim freien Biegen von AlMg3-Blechstreifen.

rimentelle Fehler wie bei ebenen Proben erreicht. Die Ortsauflösung betrug hier $0,13 \text{ mm}^2$. Sie hängt nur von der Dichte der durch den Ätzangriff identifizierbaren Oberflächenstrukturen ab. Zur Abschätzung der unteren Grenze kann das Quadrat des mittleren Abstands der wiederauffindbaren Ätzgrübchen verwendet werden. Daraus ergibt sich eine maximale Ortsauflösung von ca. $0,01 \text{ mm}^2$.

4.3.3 Bewertung

Ein Vergleich der Abbildungen 4.14 und 4.15 zeigt, dass der Einzelbildvergleich nur solange möglich ist, wie der Kontrast der charakteristischen Bildelemente groß genug gegenüber der Aufrauung ist. Die Anzahl der wiederauffindbaren Bildelemente geht nicht in die Genauigkeit der Dehnungsangabe ein, so dass auch bei starkem Kontrastverlust der Fehler der Dehnungsangabe gleich bleibt. Sowohl für die Schmierstofftaschen als auch für das angeätzte Gefüge ist es auch über die Gleichmaßdehnung hinaus möglich, einzelne Bildelemente zuverlässig wiederzufinden.

Die Ortsauflösung hängt nur von der Bildgröße, d. h. von der Größe und dem Abstand der Struktur der Bildelemente ab. Das Verfahren ist für den atomaren Maßstab – falls z. B. rasterkraftmikroskopische Aufnahmen zur Verfügung stehen – ebenso geeignet wie für den makroskopischen Maßstab, wenn Bilder ganzer Bauteile überlagert werden. Innerhalb des gewählten Bildes muss dabei die Oberflächenkrümmung klein sein gegen die Bildabmessungen, damit die ebene Bildverzerrung dem Umformvorgang entspricht. Die Genauigkeit der Dehnungsangabe ist von der Bildgröße unabhängig und hängt nur vom Geschick des

Auswertenden ab. Auch die Geschwindigkeit der Auswertung hängt nur von der Übung des Anwenders ab. Nach kurzer Übungsphase ist die Dehnungsmessung innerhalb von zwei bis drei Minuten möglich.

Weitere Vorteile des Verfahrens sind, dass keine speziellen Geräte nötig sind und dass der Umformprozess in sehr großen Schritten verfolgt werden kann. Im Gegensatz zur Dehnungsmessung mittels Grauwertkorrelationsanalyse genügt auch bei sehr großer Veränderung der Grauwertverteilung durch die Aufrauung ein Bild des Ausgangszustands und eines des Endzustands, da nur wenige Bildelemente identifiziert werden müssen. Mit der Grauwertkorrelationsanalyse können die aufgebrachten Dehnungen wegen der starken Kontraständerungen nur in kleinen Dehnungsschritten verfolgt werden, so dass ein Umformvorgang entweder in-situ beobachtet oder häufig unterbrochen werden muss.

Ein Vergleich der in Kapitel 3.6 berechneten Dehnungen mit den am gebogenen Blech gemessenen Dehnungen ist in Tabelle 4.3 zusammengestellt und zeigt, dass das Verfahren sehr gut geeignet ist, auch bei nichtebenen Blechumformungen die lokalen Dehnungen zu bestimmen. Die Sollwerte liegen sowohl auf der Unter- wie auf der Oberseite innerhalb des Fehlerintervalls.

	Unterseite	Oberseite
gemessener Mittelwert	-0,1209	0,1021
Maximalabweichung	0,0048	0,0079
berechneter Sollwert	-0,1177	0,1054

Tabelle 4.3: Vergleich der in Längsrichtung nach den Gleichungen 3.1 und 3.2 berechneten und den gemessenen Dehnungen aus dem Einzelbildvergleich beim freien Biegen von AlMg3-Blechstreifen.

4.4 Härtemessung

In Abbildung 4.17 sind die Eindrücke zu sehen, die den in Abbildung 4.18 dargestellten Härteverlauf ergeben. Das Stahlblech wurde frei um 180° gebogen. Der Biegeradius betrug 1,5 mm. Die Blechdicke betrug $d = 1$ mm. Aus der Probengeometrie wurden mit

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{r_o - x}{r_o - \frac{d}{2}} \right)$$



Abbildung 4.17: Schliff einer 180°-Biegeprobe mit Härteeindrücken in der Mitte des Biegeradius.

die wahren Dehnungen in Abhängigkeit vom Ort x berechnet und die mittlere lokal gemessene Härte in Abbildung 4.18 darüber aufgetragen. Die Variable x ist von der Oberseite (rechts) aus gemessen. Die Dehnungsachse in Abbildung 4.18 umfasst genau die Blechdicke, d. h. der linke Rand entspricht dem linken Probenrand aus Abbildung 4.17 und der rechte Rand entspricht dem rechten Probenrand. Wegen der kleiner werdenden Bezugslänge auf der linken Druckseite ist die wahre Dehnung dort größer als auf der in geometrisch gleicher Entfernung zum Nullpunkt liegende Zugseite.

Die Härtemessungen zeigen auf der Druckseite eine der größeren Dehnung entsprechende größere Härte als auf der Zugseite. Die neutrale Faser in der Probenmitte wird durch die Härtemessung gut erfasst.

Beim Streifenziehversuch mit Umlenkung (siehe Thomas (2001)) nimmt das Blech beim Biegen nicht nur die Krümmung der Biegekante an, sondern wird

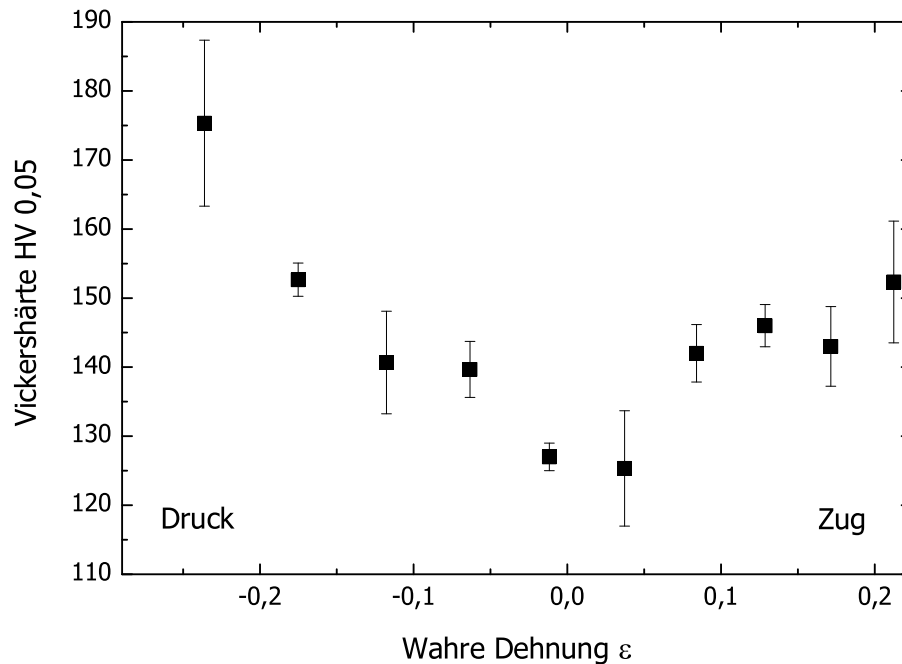


Abbildung 4.18: Härteverlauf der in Abbildung 4.17 dargestellten 180°-Biegeprobe. Die Dehnungsachse wurde aus der Probengeometrie berechnet.

ab der Mitte der Kante durch das Ziehen wieder zurückgebogen. Bei wieder geradem Blech wurden die Ober- und Unterseite jeweils einer Zug- und einer Druckbelastung unterzogen. Der einzige Unterschied besteht in der Belastungsreihenfolge. Die Dehnungen auf Ober- und Unterseite summieren sich für ein starr-ideal-plastisches Material auf, so dass der Dehnungsunterschied zwischen beiden Seiten noch größer wird als schon beim einfachen Hinbiegen.

Zur Kalibrierung der Dehnung ist der Einfluss der Belastungsgeschichte auf den Härte-Dehnung-Zusammenhang zu berücksichtigen. Die unterschiedlichen Zusammenhänge für verschiedene Belastungsgeschichten fallen nach einem Spannungsarmglühen (2 Stunden bei 150 °C) in Abbildung 4.19 zu einer Kalibrationskurve zusammen, die sich mit der Ludwik-Beziehung $HV = HV_0 + K \cdot \varepsilon^n = 61,4 + 46,8 \cdot \varepsilon^{0,53}$ beschreiben lässt. Die von Thomas (2001) angegebene plastische Vergleichsdehnung entspricht im einachsigen Zugversuch der wahren Dehnung in Zugrichtung.

Zur Dehnungsbestimmung kann an der Kalibrationskurve die gemessene Härte und deren Fehler abgetragen werden. Der Fehler der Härtemessung ist für neun

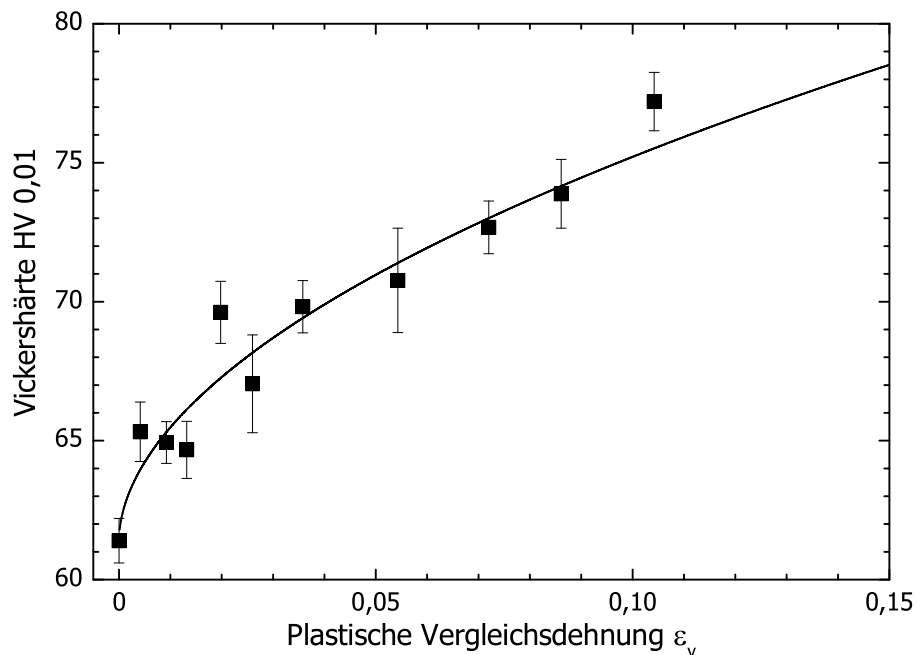


Abbildung 4.19: Härteentwicklung von AlMg3 für Zugbelastung nach dem Spannungsarmglühen (aus Thomas (2001)).

Härteindrücke $\Delta HV_{0,01} = \pm 2$. Bei Eindruckdiagonalen von ca. $15 \mu\text{m}$ und dem 2,5fachen Abstand voneinander benötigen diese Messungen eine quadratische Fläche von $0,014 \text{ mm}^2$. Für diese Fläche kann bei einer wahren Dehnung von z. B. $\varepsilon = 0,1$ ein absoluter Fehler von $\Delta\varepsilon = \pm 0,012$ angegeben werden. Ein Härtemittelwert lässt sich innerhalb von ca. 5 Minuten bestimmen.

Wegen des nichtlinearen Härte-Dehnung-Zusammenhangs ist der Fehler der Dehnungsangabe nicht für alle Dehnungen gleich. Bei konstanter Streuung der Härtemessung nimmt der Fehler der Dehnungsangabe mit der Dehnung zu, da die Steigung der Kalibrierkurve mit der Dehnung abnimmt.

Härtemessungen an Stahlblechstreifen, die eine Ziehsecke durchlaufen, d. h. zweifach Hin- und Rückgebogen werden, bestätigen, dass die Härte nicht proportional zur kumulierten Verformung ansteigt. Die Härte steigt auch in der Blechdickenmitte während des Durchlaufens der Ziehsecke an. Die neutrale Faser bleibt aber zu erkennen. In Abbildung 4.20 ist unten der Härteverlauf des unverformten Blechs zu sehen. Die Härte steigt im ersten Schritt (bis der Radius der Ziehsecke angenommen wurde) stärker an als danach bis zum dritten Schritt (wenn der Streifen wieder gerade gebogen wurde). Da der Auslaufradius der Zieh-

sicke kleiner ist als der Einlaufradius, ist die kumulierte Dehnung zwischen den Schritten 2 und 3 größer als zwischen den Schritten 1 und 2. Dies lässt sich an den Härteverläufen allein nicht ablesen.

4.4.1 Bewertung

Die Verschiebung der neutralen Faser jeweils zur Druckseite nach Dadras und Majlessi (1982) und Lange (1990) passt zum beobachteten allgemeinen Anstieg der Härte im gesamten Blechquerschnitt bei mehrfachem Hin- und Herbiegen. Bei den durchgeführten Versuchen wird der Anteil der Verformung vernachlässigt, der durch die Zugbelastung zum Streifentransport verursacht wird. Eine Übertragung des Härte-Dehnung-Zusammenhangs auf Umformungen mit anderen Belastungsreihenfolgen und Umformgraden ist nur nach einem Spannungsarmglühen möglich (Thomas, 2001).

Die Härtemessung eignet sich vorzugsweise zur Bestimmung kleiner Dehnungen. Wegen der bis zum Ende der Gleichmaßdehnung abnehmenden Kaltverfestigung der Werkstoffe, die sich im Abflachen des Härte-Dehnungszusammenhangs

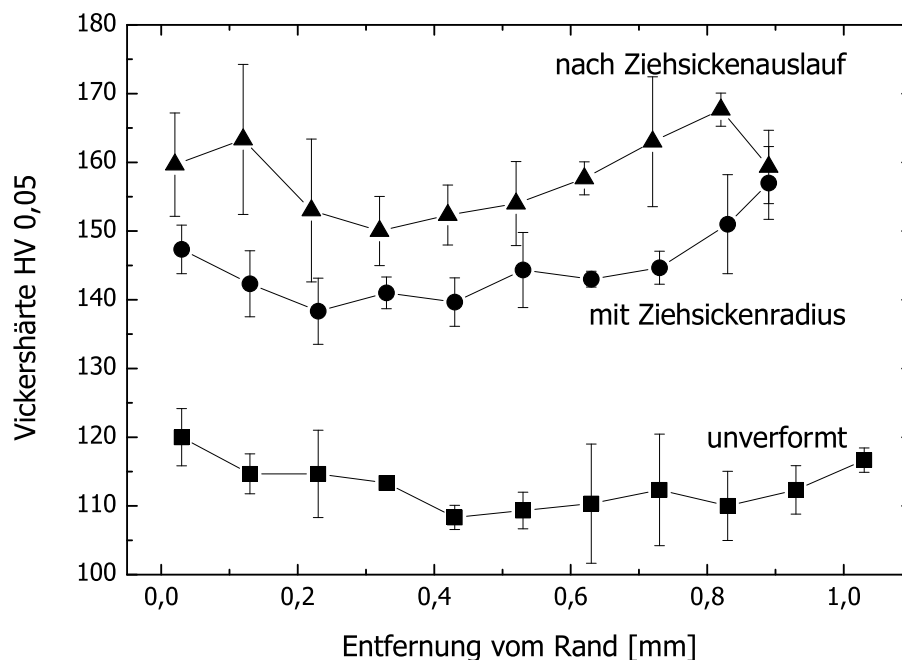


Abbildung 4.20: Härteverläufe über der Dicke eines Stahlblechs, das eine Ziehsicke durchläuft.

in Abbildung 4.19 ausdrückt, wird der Fehler der Dehnungsangabe umso größer, je näher das Ende der Gleichmaßdehnung rückt. Der Fehler kann verkleinert werden, indem die Streuung der Härtemessung verkleinert wird. Die Streuung der Härtemessung hängt statistisch mit der Anzahl der Härtemessungen zusammen und beeinflusst damit die Ortsauflösung der Methode. Eine Halbierung des Fehlers der Dehnungsangabe erfordert eine Halbierung der Härtestreuung, d. h. eine Vervierfachung der Härtemessung bzw. eine Vervierfachung der Fläche, in der die Härte gemessen werden muss. Bei quadratischer Fläche würden in Blechdickenrichtung beim Streifenziehversuch nach Thomas (2001) bereits fast 25 % der Blechdicke benötigt. Damit wäre die Ortsauflösung dem Verformungsgradienten nicht mehr angepasst. Würde die Härte nur in Schichten parallel zur Oberfläche gemessen, so wären fast 2 mm Strecke für die Härteeindrücke nötig. Auch bei dieser Anordnung wäre darauf zu achten, keinen Verformungsgradienten bei Änderung des Blechkrümmungsradius mitzumessen.

Bei der Dehnungsbestimmung durch Härtemessungen ist zu beachten, dass der Härteanstieg an der Werkstückoberfläche einige Besonderheiten aufweist. So ist im Ziehsickenversuch der Härteabfall an der Oberfläche nach dem Durchlaufen der Ziehsicke bemerkenswert (Abbildung 4.20). In den vorausgegangenen Umformschritten ist ein Härteanstieg direkt an der Oberfläche zu messen. Das bedeutet, dass sich die Oberfläche mit zunehmender Umformung anders als das Werkstückinnere verhält. Eine ähnliche Beobachtung macht auch Thomas (2001), der mit Härtemessungen an der Oberfläche systematisch niedrigere plastische Verformungen im Streifenziehversuch feststellt, als er numerisch berechnet. Eine mögliche Ursache ist, dass bei kumulierten Biegeverformungen an der Oberfläche stets die größten Dehnungsbeträge und dort zuerst das Ende der Gleichmaßdehnung erreicht werden. Die relative Verfestigung an der Oberfläche ist kleiner als in tieferen Schichten und die Härtewerte nähern sich über den Probenquerschnitt bis zum Ende der Gleichmaßdehnung einander an. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, dass die Kontaktbedingungen zwischen Blech und Werkzeug an der Oberfläche eine Aufrauung erlauben, die es wiederum ermöglicht, dass sich die Oberfläche vergrößert oder verkleinert, so dass einzelnen Körner ihre Gestalt nicht ändern und folglich nicht verfestigen. Auf diese Möglichkeit weisen Beobachtungen von Sengupta et al. (1981) hin, die nachweisen, dass die Körner der Oberfläche nicht vollständig an der Verformung teilnehmen und dort der

Härteanstieg kleiner als erwartet ausfällt.

4.5 Diskussion: Methodenvergleich

Die untersuchten Verfahren lassen sich in zwei Gruppen einteilen. Bei der ersten Gruppe ist der Fehler der Dehnungsangabe nach statistischen Gesetzen von der Größe der Messfläche abhängig. Zu dieser Gruppe gehören die lokale Messung von mittleren Schmierstofftaschendurchmessern, mittleren Sehnenlängen und der Härte. Bei der zweiten Gruppe kann die Größe der Messfläche ohne Einfluss auf den Fehler der Dehnungsangabe variiert werden. In diese Gruppe gehört der Einzelbildvergleich und – mit Einschränkungen – die Rauheitsmessung. In Abbildung 4.21 sind die Methoden bezüglich ihrer Fehler bei der Dehnungsangabe miteinander verglichen.

Die statistische Auswertung von Abmessungsänderungen der Probengitter aus Schmierstofftaschen oder dem Gefüge führt zu den gezeigten $1/\sqrt{A}$ -Abhängigkeiten der Fehler. In Abbildung 4.21 sind für beide Methoden die Fehler aus drei

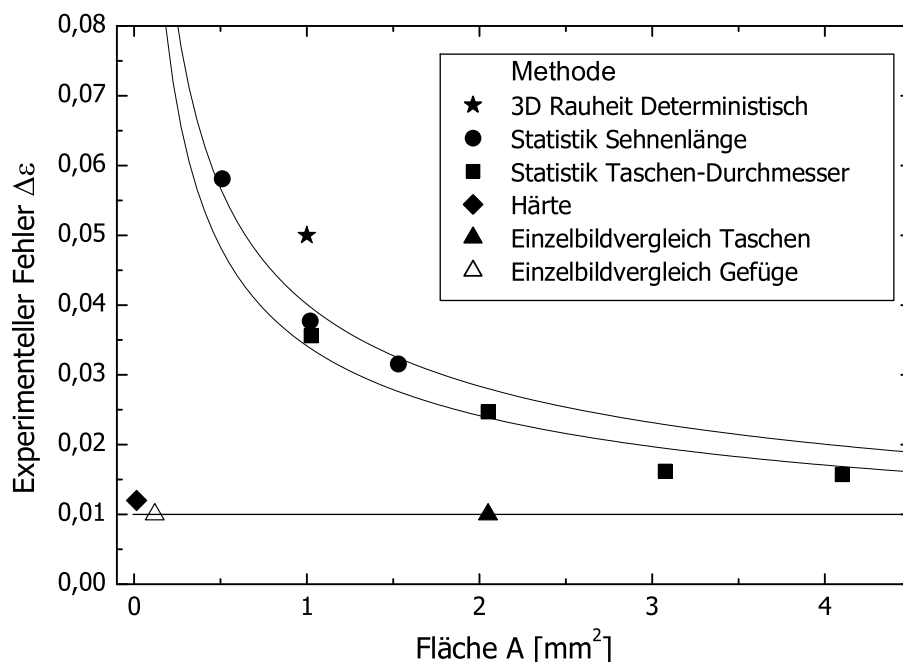


Abbildung 4.21: Abhängigkeiten des experimentellen Fehlers der Dehnungsangabe $\Delta\varepsilon$ von der ausgewerteten Fläche A für die verschiedenen Methoden.

Wiederholungsmessungen des gleichen Dehnungszustands bei verschiedenen Auswerteflächen angegeben. Die Absolutwerte der Fehler unterscheiden sich nur wenig. Bei einer Fläche von $A = 1 \text{ mm}^2$ betragen sie $\Delta\varepsilon = 0,036$ für die Auswertung der Schmierstofftaschendurchmesser und $\Delta\varepsilon = 0,038$ für die der Sehnenlängen.

Der gleiche statistische Zusammenhang zwischen der Flächengröße und dem Fehler der Dehnungsangabe gilt, wie in Abschnitt 4.4.1 erläutert, für die Härtemessung. Allerdings sind sowohl die benötigte Fläche mit $A = 0,014 \text{ mm}^2$ als auch der Fehler mit $\Delta\varepsilon = 0,012$ sehr viel kleiner als bei den beiden übrigen statistischen Methoden. Bei diesen Angaben ist zu beachten, dass sie für eine Dehnung von $\varepsilon = 0,1$ zutreffen. Für technische Anwendungen genügen Dehnungsangaben mit einem solchen Fehler.

Die 3D-Rauheitsmessung zur Bestimmung der Dehnung ist flächenunabhängig, sofern eine Mindestfläche der Oberfläche erfasst werden kann. Für die Senkrechtmessgrößen hat sich eine Mindestfläche von $A = 1 \text{ mm}^2$ als ausreichend erwiesen. Für das Blech mit deterministischer Ausgangsoberfläche beträgt der Fehler der Dehnungsangabe für alle in Abbildung 4.4 angegebenen Kenngrößen $\Delta\varepsilon = \pm 0,05$. Bei poliertem Ausgangsblech ist der Fehler bei Auswertung der Rautiefe S_t mit $\Delta\varepsilon = \pm 0,023$ kleiner, aber von der Wahl der kalibrierten Kenngröße abhängig.

Für die Einzelbildvergleiche sind in Abbildung 4.21 jeweils ein Fehler der Dehnungsangabe von $\Delta\varepsilon = \pm 0,01$ eingetragen. Der Einzelbildvergleich ist die einzige Methode, deren Fehlerangabe unabhängig von der Flächengröße ist. Entsprechend kann die Fehlerentwicklung in Abbildung 4.21 durch eine Horizontale dargestellt werden.

Die vorgestellten Methoden haben wegen der kleinen Abmessungen der ausgewerteten bzw. verglichenen Strukturen im Vergleich zu den in Abschnitt 2.2 vorgestellten Raster-Methoden im Allgemeinen eine bessere Ortsauflösung. Bei der Auswahl einer Methode ist darauf zu achten, in welcher Größenordnung zu messende Verformungsgradienten auftreten. Für die Härtemessungen wurde schon in Abschnitt 4.4.1 diskutiert, dass im Streifenziehversuch die Anzahl der Härteeindrücke und damit die Genauigkeit der Messung nicht sehr erhöht werden können, da sonst inhomogen verformte Flächen ausgewertet werden. Gleiche Verhältnisse liegen bei der alternativen Bestimmung der Verformung im Blechquerschnitt mit Hilfe der statistischen Gefügeanalyse vor. Auch hier ist die auswertbare Fläche durch den Verformungsgradienten limitiert. Aus dem Schliff des gebogenen Stahl-

blechs in Abbildung 4.17 ist zu ersehen, dass die Zahl der auswertbaren Körner sehr klein und damit der statistische Fehler der mittleren Sehnenlänge sehr groß ist.

Auf der Blechoberfläche sind die Verformungsgradienten nicht so steil wie im Querschnitt, so dass auch die übrigen Methoden zur Anwendung kommen können. Wegen der schnellen Handhabung bieten sich auch bei gekrümmten Oberflächen Einzelbildvergleiche von charakteristischen Oberflächenelementen, wie z. B. Schmierstofftaschen, an. Bei ihnen ist die Ortsauflösung beliebig an die Aufgabe anpassbar und im Vergleich zu den übrigen Methoden ist sie am schnellsten anzuwenden. Ist es nicht möglich, Bildpaare vom gleichen Ort vor und nach der Umformung zu erhalten, so kann nur auf die statistischen Methoden zurückgegriffen werden. Stehen mindestens 4 mm^2 homogen verformte Fläche zur Auswertung zur Verfügung, so erreichen die Methoden den gleichen Fehler in der Dehnungsangabe. Für die statistische Auswertung der Schmierstofftaschendurchmesser spricht im Vergleich zur Auswertung der mittleren Sehnenlänge, dass die Schmierstofftaschen nicht präpariert werden müssen.

Die vorgestellten Methoden können auch nach den erfassbaren Verformungen unterschieden werden. Alle Methoden, die in irgend einer Weise die Änderung von Abmessungen während der Umformung ausnutzen, sind nur bei einsinniger Verformung anwendbar. So werden sowohl Körner als auch Schmierstofftaschen oder Abstände von Ätzgrübchen unter Zugbelastung länger bzw. größer, aber bei einer anschließenden Druckbelastung können die ursprünglichen Maße wieder erreicht werden. Eine Dehnungsbestimmung würde $\varepsilon = 0$ ergeben, obwohl das Formänderungsvermögen des Werkstoffs bereits erreicht sein kann.

Die Oberflächentopographie lässt sich bei einer zyklischen Umformung zwar nicht wieder in den Ausgangszustand bringen, wie es für ein poliertes Ausgangsblech leicht einsichtig ist, aber ohne genaue Kenntnis über Größe und Abfolge der Belastungsschritte lassen sich die unterschiedlich großen Beiträge zur Aufrauung durch Zug- und Druckbelastung nicht trennen. Eine Angabe der kumulierten Verformung ist damit unmöglich.

Einzig die Härtemessung ist unter den verglichenen Methoden prinzipiell geeignet, aufeinanderfolgende Verformungswechsel zu beschreiben, da die Fließgrenzen und die Verfestigung bei Zug- und Druckbelastung in erster Näherung gleich sind. Unterschiedliche Härten und Anstiege der Härte bei Zug- und Druckbelastung

können durch Spannungsarmglühen ausgeglichen werden. Zur Bestimmung der Dehnung aus Härtemessungen muss entweder die Belastungsgeschichte bekannt sein oder das Bauteil muss spannungsarm gegläht werden. Eine Glühung würde das Verfahren für die technische Anwendung zu aufwendig machen. Zur technischen Nutzung wäre die Härtemessung somit nur geeignet, wenn bauteilspezifische Kalibrationskurven für den Härte-Dehnung-Zusammenhang zur Verfügung stünden.

Die unterschiedlichen Genauigkeiten der Methoden sind in Abbildung 4.22 gegenübergestellt. Der Einzelbildvergleich hat nicht nur die kleinste Streuung, sondern beim freien Biegeversuch auch die geringste Abweichung zwischen gemessener und berechneter wahrer Dehnung. Mit Einzelbildvergleichen verschiedener Orte, die auf der gesamten Messlänge der Flachzugproben angeordnet waren, kann die inhomogene Verformung der Messlänge nachgewiesen werden. In Abbildung 4.22 sind die minimal und maximal ermittelten wahren Dehnungen als gestrichelte Linien gegen die aus den Messwerten des Setzdehnmessers ermittelten aufgetragen. Die obere Grenzlinie gibt die wahre Dehnung in der Mitte

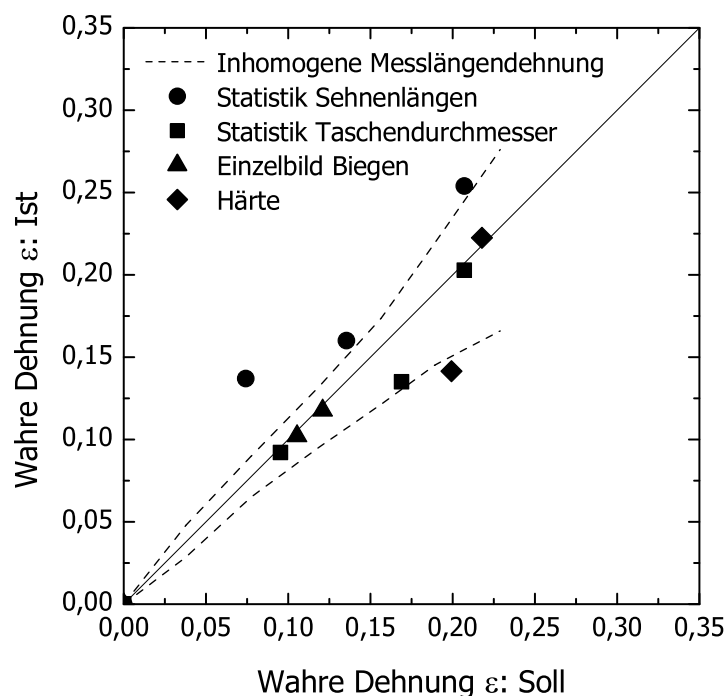


Abbildung 4.22: Vergleich der vorgegebenen und ermittelten wahren Dehnungen für die verschiedenen Methoden.

der Messlänge wieder, die untere Grenzlinie die wahre Dehnung am Rand der Messlänge, am Übergang zur Schulter.

Die statistischen Auswertungen der Schmierstofftaschen geben die wahre Dehnung des Setzdehnmessers gut wieder. Die Auswertung der Sehnenlängenänderungen ergibt systematisch höhere wahre Dehnungen als sie für die Messlänge vom Setzdehnmesser aufgenommen wurden. Sie liegen im Bereich der maximalen wahren Dehnung der Messlänge, da die Gefügeanalyse stets in der Mitte der Messlänge vorgenommen wurde. Die Übereinstimmung mit den dort vorgenommenen Einzelbildvergleichen ist gut.

Die Härtemessungen nach Hin- und Rückverformung ergeben wahre Dehnungen, die zwar auf der Blechunterseite gut der berechneten Dehnung entsprechen, aber auf der Blechoberseite deutlich unter dem Sollwert liegen.