

Untersuchungen zur Spanbildung metallischer Werkstoffe anhand von *in situ* Röntgenbeugungsexperimenten

vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Katrin Stefanie Brömmelhoff
geb. in Berlin

von der Fakultät III-Prozesswissenschaften
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
-Dr.-Ing.-

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. M. H. Wagner
Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers
Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. C. Genzel

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 22. Juni 2016

Berlin 2016

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Fachgebiet Metallische Werkstoffe an der Technischen Universität Berlin.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. W. Reimers für die Anregung zu diesem Thema, die Betreuung der Arbeit sowie die zahlreichen Diskussionen, welche den Fortgang der Arbeit unterstützten. Weiterhin möchte ich mich bei Prof. Dr. W. Reimers für die Übernahme eines Gutachtens bedanken.

Herrn Prof. Dr. C. Genzel danke ich für die Übernahme eines Gutachtens und das Interesse an dieser Arbeit.

Bei Herrn Prof. Dr. M. Wagner bedanke ich mich besonders für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Darüber hinaus möchte ich mich insbesondere bei Herrn Dr. R. Gerstenberger und Herrn S. Henze vom Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb (IWF) der TU Berlin für die gute Zusammenarbeit während der Messzeiten am DESY und die Durchführung der Zerspansimulationen bedanken.

Ich bedanke mich beim Helmholtz-Zentrum Geesthacht für die Gewährung von Messzeiten an der HEMS-Beamline des Synchrotronspeicherrings PETRA III und die dortige Betreuung durch Herrn Dr. N. Schell und Herrn Dr. T. Fischer. Für weitere Unterstützung während der Messzeiten bedanke ich mich bei Herrn C. Seyfert, Frau Dr. B. Camin, Herrn M. Broll, Herrn F. Hohlstein und Herrn M. Czyz.

Ebenfalls bedanke ich mich bei Herrn C. Seyfert, Frau S. Tilgner und Herrn J. Schmidt für die Unterstützung bei den experimentellen Arbeiten und der Datenauswertung sowie die hilfreichen Diskussionen.

Ich danke der OTTO FUCHS Dülken GmbH & Co. KG für die freundliche Bereitstellung verschiedener Messingwerkstoffe.

Ferner gilt mein Dank der gesamten Arbeitsgruppe von Herrn Prof. Dr. W. Reimers, insbesondere danke ich den Kollegen Herrn Dr. M. Lentz, Frau M. Paulisch und Frau Dr. B. Camin für die hilfreichen Gespräche sowie Herrn Dr. H.-M. Mayer, Frau S. Quander, Herrn K. Sommer und Herrn H. Kauka für ihre Unterstützung und die gute Zusammenarbeit in den letzten Jahren und den Mitarbeitern der Metallographie für die Unterstützung bei der Probenpräparation.

Abschließend möchte ich mich herzlich bei meiner gesamten Familie für ihre Unterstützung und insbesondere bei meinen Eltern bedanken, welche mir das Studium ermöglichten. Mein besonderer Dank gilt meinem Ehemann, der mir während der gesamten Zeit der Promotion emotionalen Rückhalt gegeben hat, mir mit guten Ratschlägen zur Seite stand und meine Motivation aufrecht erhalten hat.

Kurzfassung

Zur Optimierung der Zerspanprozesse mit geometrisch bestimmter Schneide ist ein fundiertes Wissen über den Spanbildungsprozess notwendig, welches jedoch aufgrund der erschwerten messtechnischen Erfassbarkeit der Wirkzone stark limitiert ist. Moderne Quellen für hochenergetische Synchrotronröntgenstrahlung und neue Detektionsmöglichkeiten ermöglichen es nun, *in situ* Diffraktionsexperimente während des Zerspanprozesses in einem sehr kleinen Volumenelement durchzuführen.

In der vorliegenden Arbeit wurde die Methode der *in situ* Röntgenbeugung mit hochenergetischer Synchrotron-Röntgenstrahlung erstmals genutzt, um eine umfassende Untersuchung der Spanbildung während orthogonaler Zerspanexperimente vorzunehmen. Aus den Diffraktionsdaten wurden sowohl Informationen über die mikrostrukturelle Entwicklung in Form von lokalen Mikrodehnungen, Domänengrößen, Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten und Vorzugsorientierungen sowie über die örtlich aufgelösten Spannungszustände in der Spanbildungszone gewonnen. Für die Werkstückwerkstoffe Stahl C45E mit krz-Struktur und die Aluminiumlegierung AlCuMg1 mit kfz-Struktur erfolgte anhand der Variation der Spannungsdicke, des Spanwinkels und des Schneidkantenradius eine Untersuchung des Einflusses verschiedener Spanparameter. Anhand der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 wurde der Einfluss der Stapelfehlerenergie sowie der Zweiphasigkeit für verschiedene Spanwinkel untersucht.

Es zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit der maximal auftretenden Spannungen von dem Spanwinkel, sodass diese mit geringerem Spanwinkel ansteigen. Die maximalen Spannungen zeigen keine deutliche Abhängigkeit von der Spannungsdicke und dem Schneidkantenradius, jedoch zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit der Spannungsgradienten, sodass tendenziell mit kleinerer Spannungsdicke, kleinerem Schneidkantenradius und größerem Spanwinkel stärkere Spannungsgradienten auftreten. Während der Spanbildung findet eine deutliche Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen statt, wodurch eine Materialverfestigung belegt wird. Die mikrostrukturellen Gradienten zeigen dieselben Abhängigkeiten wie die Spannungsgradienten, wodurch der Zusammenhang zwischen der mikrostrukturellen Entwicklung und der auftretenden Spannungszustände herausgestellt wird.

Eine weitere deutliche Materialverfestigung wurde auch in den auftretenden Aufbauschneiden durch die Abnahme der Domänengrößen und die Zunahme der Mikrodehnungen belegt, welche in einem Anstieg der Vergleichsspannungen und der hydrostatischen Anteile resultiert.

Zum ersten Mal konnten die Ergebnisse einer Zerspansimulation mit experimentell ermittelten Spannungen verglichen werden. Es wurde geschlussfolgert, dass die auftretenden Abweichungen vorwiegend aus der Vernachlässigung der mikrostrukturellen Entwicklung und einer damit verbundenen Materialverfestigung resultieren.

Am Beispiel der Scherwinkelbeziehung von OPITZ und HUCKS wurde gezeigt, dass die experimentellen Daten über die Spannungszustände in der Spanbildungszone herangezogen werden können, um bestehende Spanbildungsmodelle zu überprüfen und zu erweitern. Hier zeigte sich, dass die Annahme eines ungehinderten Spanabflusses nicht gerechtfertigt ist und eine Erweiterung der Beziehung um die Normalspannung in Richtung des abfließenden Spanes erfolgen muss, um den Scherwinkel korrekt zu ermitteln.

Abstract

For the optimization of machining processes with geometrically defined cutting edge a fundamental understanding of the chip formation process is necessary. However it is limited due to the hard metrological detectability of the area of action. Modern sources for high energetic synchrotron radiation and new detectors enable *in situ* diffraction experiments during the cutting process within a very small gauge volume.

In the present study the method of *in situ* diffraction with high-energy synchrotron X-radiation was used for the first time for a comprehensive study of the chip formation process during orthogonal cutting experiments. Information about the microstructural development in terms of local microstrains, domain sizes, stacking fault probabilities and preferred crystal orientations as well as the spatially resolved stress states within the chip formation zone have been obtained from diffraction data. For the workpiece steel C45E with bcc structure and the fcc aluminium alloy AlCuMg1 the influence of the cutting parameters were studied through a variation of the undeformed chip thickness, the cutting edge radius and the rake angle. On the basis of the results from brass alloys CuZn10, CuZn37 and CuZn40 the influence of the stacking fault energy and the influence of a second phase have been investigated for various rake angles.

A significant dependence of the maximum stresses on the rake angles was observed. The maximum stresses increase upon a decreasing rake angle. In contrast, the maximum stresses do not show a significant dependence on the undeformed chip thickness and the cutting edge radius. However, a significant dependence of the stress gradients was observed. Stronger stress gradients can be observed with smaller undeformed chip thickness, smaller cutting edge radius and higher rake angles. During chip formation a strong decrease in domain sizes and an increase in microstrains can be observed which proves a strong strain hardening within the chip.

The microstructural gradients show identical behaviour as the macroscopic stresses, exhibiting a clear relation between the microstructural development and the evolving stress state.

A further strain hardening was proven within the observed built-up edges, due to the decrease in domain sizes and an increase in microstrains. The strain hardening results in an increase in the von Mises stresses and the hydrostatic stresses.

For the first time, the results of a cutting simulation could be compared to experimental data. It was concluded that the appearing differences between experiment and simulation are mainly addressed to the disregard of the strong microstructural development and the resulting strain hardening of the material. Using the shear angle relation of OPITZ and HUCKS it could be shown that the experimental data on the stress states in the chip formation zone can be used to verify and extend existing chip formation models. It is shown that the assumption of a free chip flow could not be hold. Therefore, an extension of the relation considering the normal stresses in direction of the chip flow is necessary for a correct calculation of the shear angle.

Inhaltsverzeichnis

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis	VII
1 Einleitung	1
2 Grundlagen und Stand der Kenntnis	2
2.1 Spanen	2
2.1.1 Spanende Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide	2
2.2 Mechanische Spannungen	6
2.3 Ebener Dehnungszustand bei der orthogonalen Zerspanung	8
2.4 Ebener Spannungszustand	9
2.5 Versagenshypothesen	11
2.5.1 Gestaltänderungsenergiehypothese nach von Mises	11
2.6 Zerspanmodelle	12
2.7 Aufbauschneidenbildung	15
2.8 Einfluss des hydrostatischen Spannungszustands auf die Spanbildung	18
2.9 Methoden zur Analyse der Spanbildung	19
3 Zielsetzung	21
4 Experimentelle Grundlagen	22
4.1 Werkstoffe	22
4.1.1 Stahl C45E	22
4.1.2 Aluminiumlegierung AlCuMg1	22
4.1.3 Messing	23
4.2 Röntgenbeugung	24
4.2.1 Röntgenstrahlung und Detektoren	24
4.2.2 Röntgenographische Spannungsanalyse	25
4.2.3 Röntgenographische Spannungsanalyse mit einem zweidimensionalen Detektor	28
4.2.4 Rietveldanalyse	30
4.2.5 Analyse von Stapelfehlern	31
5 Experimentelle Durchführung	34
5.1 <i>In situ</i> Diffraktion	34
5.2 Auswertung der <i>in situ</i> Diffraktionsexperimente	37
5.3 Mechanische Tests und Härtemessung	41
5.4 Metallographische Präparation	41
6 Ergebnisse	42
6.1 Stahl C45E	43
6.1.1 Mechanische Eigenschaften	43
6.1.2 Diffraktogramme	44
6.1.3 Einfluss der Spannungsdicke	45
6.1.3.1 Mikroskopie	45

6.1.3.2	Diffraction-Mikrostruktur	46
6.1.3.3	Diffraction-Spannungen	49
6.1.4	Einfluss des Spanwinkels	51
6.1.4.1	Mikroskopie	51
6.1.4.2	Diffraction-Mikrostruktur	52
6.1.4.3	Diffraction-Spannungen	53
6.1.5	Einfluss des Schneidkantenradius	55
6.1.5.1	Mikroskopie	55
6.1.5.2	Diffraction-Mikrostruktur	56
6.1.5.3	Diffraction-Spannungen	57
6.1.6	Texturentwicklung	60
6.2	Aluminiumlegierung AlCuMg1	62
6.2.1	Mechanische Eigenschaften	62
6.2.2	Diffraktogramme	63
6.2.3	Einfluss der Spannungsdicke	65
6.2.3.1	Mikroskopie	65
6.2.3.2	Diffraction-Mikrostruktur	68
6.2.3.3	Diffraction-Spannungen	69
6.2.4	Einfluss des Spanwinkels	71
6.2.4.1	Mikroskopie	71
6.2.4.2	Diffraction-Mikrostruktur	73
6.2.4.3	Diffraction-Spannungen	73
6.2.5	Einfluss des Schneidkantenradius	76
6.2.5.1	Mikroskopie	76
6.2.5.2	Diffraction-Mikrostruktur	76
6.2.5.3	Diffraction-Spannungen	77
6.2.6	Texturentwicklung	80
6.3	Messing-CuZn10	80
6.3.1	Mechanische Eigenschaften	80
6.3.2	Diffraktogramme	81
6.3.3	Einfluss des Spanwinkels	82
6.3.3.1	Mikroskopie	82
6.3.3.2	Diffraction-Mikrostruktur	83
6.3.3.3	Diffraction-Spannungen	86
6.3.4	Texturentwicklung	88
6.4	Messing-CuZn37	88
6.4.1	Mechanische Eigenschaften	88
6.4.2	Diffraktogramme	89
6.4.3	Einfluss des Spanwinkels	90
6.4.3.1	Mikroskopie	90
6.4.3.2	Diffraction-Mikrostruktur	91
6.4.3.3	Diffraction-Spannungen	93
6.4.4	Texturentwicklung	95
6.5	Messing-CuZn40	95
6.5.1	Mechanische Eigenschaften	96
6.5.2	Diffraktogramme	96

6.5.3	Einfluss des Spanwinkels	97
6.5.3.1	Mikroskopie	97
6.5.3.2	Diffraktion-Mikrostruktur	98
6.5.3.3	Diffraktion-Spannungen	101
6.5.4	Texturentwicklung	105
7	Diskussion	106
7.1	Entwicklung der Mikrostruktur	106
7.1.1	Stahl C45E	106
7.1.2	AlCuMg1	111
7.1.3	Messing	114
7.2	Aufbauschneidenbildung	118
7.3	Einfluss der Zerspanparameter auf den Spannungszustand	122
7.3.1	Stahl C45E	122
7.3.2	AlCuMg1	125
7.3.3	Messing	128
7.4	Zweiphasigkeit	129
7.5	Scherwinkelbeziehungen	131
7.6	Zerspansimulationen	134
8	Zusammenfassung	139
9	Ausblick	142
10	Literatur	144
11	Normen	153

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

2D	zweidimensional
α	Freiwinkel
γ	Spanwinkel
Δy	Dicke der Scherebene
ε	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage
ε_{wahr}	wahre Dehnung
η	Azimutwinkel definiert in der Software FIT2D
θ	Beugungswinkel
λ	Wellenlänge
λ_h	Spanstauchung
μ	Reibwert
ν	Poissonzahl
ρ	Reibwinkel
σ	Spannung
σ_{ij}	Spannungskomponente ij
σ_m	hydrostatischer Anteil
σ_v	Vergleichsspannung nach von Mises
τ	Schubspannung
τ_{max}	maximale Schubspannung
φ	Azimutwinkel der Messrichtung im Probenkoordinatensystem
$\varphi_{Gleitung}$	Verkipfung der Gleitebene gegenüber der kleinsten Hauptspannung
ϕ	Scherwinkel
Φ^*	Winkel unter dem die Hauptspannungen auftreten
Φ^{**}	Winkel unter dem die maximalen Schubspannungen auftreten
ψ	Neigungswinkel der Messrichtung im Probenkoordinatensystem
Ψ	Strukturwinkel
Ψ_{calc}	durch Scherung in der Scherebene hervorgerufener Strukturwinkel
b	Spanbreite
$d(hkl)$	Netzebenenabstand
$d_0(hkl)$	spannungsfreier Netzebenenabstand
DEK	Diffractionselastische Konstanten
DIC	digital image correlation/digitale Bildkorrelation
DIN	Deutsches Institut für Normung
DORIS III	Synchrotronstrahlungsquelle in Hamburg/Deutschland bis 2013

<i>E</i>	Elastizitätsmodul
FEM	Finite Elemente Methode
FWHM	Halbwertsbreiten- Full Widths at half Maximum
Gew.%	Gewichtsprozent
HARWI	Hard X-ray Wiggler, Beamline an der Synchrotronstrahlungsquelle DORIS III
HEMS	High Energy Materials Science, Beamline an der Synchrotronstrahlungsquelle PETRA III
<i>h</i>	Spannungsdicke
<i>h'</i>	Spandicke
hdp	hexagonal dicht gepackt
ICM	iterative convergence method/Konvergenzmethode
IWF	Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb der Technischen Universität Berlin
<i>k_F</i>	Fließgrenze
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
<i>n</i>	Beugungsordnung der Interferenz
PETRA III	Synchrotronstrahlungsquelle in Hamburg/Deutschland
<i>r_β</i>	Schneidkantenradius
<i>R_P</i>	Dehngrenze
<i>s₁(hkl), ½s₂(hkl)</i>	Werte für die diffraktionselastischen Konstanten
<i>t_v</i>	Verformungstiefe
<i>v_c</i>	Spangeschwindigkeit

1 Einleitung

Zerspanprozesse mit geometrisch bestimmter Schneide, wie Bohren, Drehen, Sägen und Fräsen, sind aufgrund der erreichbaren Maßhaltigkeit und Oberflächengüte einige der meist verwendeten industriellen Fertigungstechniken. Im Jahr 2014 wurde in Deutschland mit dem Verkauf von Zerspanwerkzeugen ein Umsatz von rund 3,2 Mrd. Euro erreicht. Die Erforschung dieser Prozesse ist somit für die Produktionstechnik eine wichtige Aufgabe, um in Zukunft beispielsweise eine weitere Steigerung der Maßhaltigkeit und der Oberflächengüte, höhere Werkzeugstandzeiten und die qualitativ hochwertige Bearbeitung schwer zerspanbarer Materialien zu erreichen. Die zentrale Aufgabe in der Zerspanforschung ist die Untersuchung der Spanbildung und ihre Korrelation mit den Zerspanparametern, welche die Spanbildung beeinflussen. Hierzu zählen zum einen das Zerspanwerkzeug mit seiner Geometrie, das Werkstückmaterial und die Zerspanbedingungen. Das Wissen über die Zerspanmechanismen bildet somit die Grundlage zur Optimierung industrieller Zerspanprozesse.

Trotz zahlreicher Untersuchungen seit Beginn des 20. Jahrhunderts, es seien exemplarisch die Arbeiten [Ern41, Opi53, Oxl89, Gna09] genannt, sind die Spanbildungsmechanismen noch nicht vollständig verstanden. Die Gültigkeit der existierenden Spanbildungsmodelle basiert daher auf einer Reihe von Annahmen, weshalb diese Modelle eine deutliche Simplifizierung der Problemstellung darstellen. Der Hauptgrund für das limitierte Wissen über die Spanbildungsmechanismen liegt in der stark erschwerten messtechnischen Erfassbarkeit des Prozesses aufgrund der eingeschränkten Zugänglichkeit zur Wirkzone. Neue Erkenntnisse auf diesem Forschungsgebiet sind somit nur mit neuer und innovativer Messtechnik zu erlangen.

Die fortwährende Weiterentwicklung der Quellen für hochenergetische Synchrotronröntgenstrahlung sowie die Weiterentwicklung der Röntgendetektionsmöglichkeiten führte dazu, dass mit den Synchrotronstrahlungsquellen der dritten Generation ein ausreichend hoher Photonenfluss der Synchrotronröntgenstrahlung zur Verfügung steht und mit den zweidimensionalen Detektoren die simultane Erfassung vollständiger Debye-Kegel mehrerer Reflexe ermöglicht wird. Hiermit wurde es möglich, *in situ* Diffraktionsexperimente während der Zerspanung in einem sehr kleinen Volumenelement durchzuführen, um somit den Spannungszustand während des Zerspanprozesses innerhalb der Spanbildungszone örtlich hochaufgelöst zu erfassen [Uhl11]. Diese Arbeit stellt die erste umfangreiche, systematische Untersuchung des Spannungszustandes und der Mikrostruktur während orthogonaler Zerspanversuche mittels Synchrotronröntgenbeugung dar.

2 Grundlagen und Stand der Kenntnis

2.1 Spanen

Das Fertigungsverfahren Spanen wird neben den Verfahren Zerteilen und Abtragen nach DIN 8580 [DIN 8580] der Hauptgruppe Trennen zugeordnet. Wichtige spanende Verfahren sind beispielsweise das Drehen, Fräsen, Bohren, Sägen und Schleifen. Die spanenden Fertigungsverfahren werden in der DIN 8589 [DIN 8589] näher definiert, wonach zwischen spanender Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide und spanende Bearbeitung mit geometrisch unbestimmter Schneide differenziert wird. In dieser Arbeit wird ausschließlich die spanende Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide betrachtet.

2.1.1 Spanende Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide

Das Grundprinzip des Spanens beruht auf dem Eindringen einer keilförmigen Werkzeugschneide, auch als Schneidkeil bezeichnet, in die Oberfläche des Werkstücks und anschließendem Abtrennen einer dünnen Materialschicht, dem Span. In Abbildung 2.1 ist der Eingriff eines Schneidkeils in eine Werkstückoberfläche modellhaft dargestellt. Weiterhin sind in Abbildung 2.1 die geometrischen Größen, welche üblicherweise für einen Spanvorgang am Schneidkeil definiert werden, abgebildet.

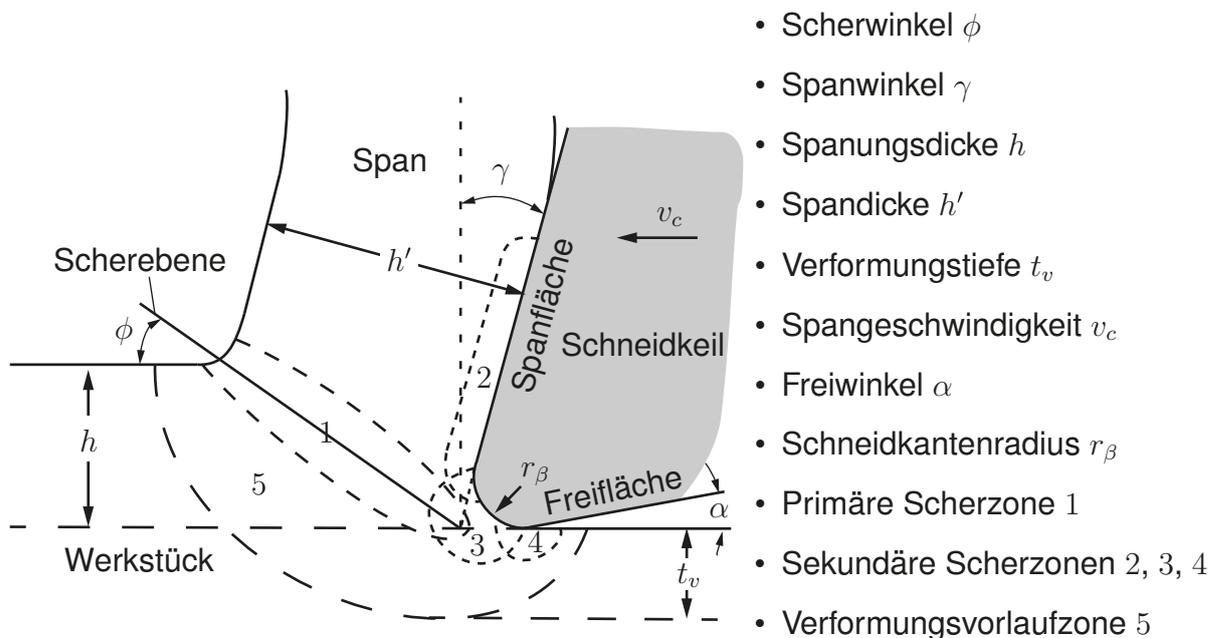


Abbildung 2.1 – Geometrische Größen und Wirkzonen bei der Spanentstehung am Schneidkeil nach [War74]

Der Schneidkeil greift mit der Spanungsdicke h in die Werkstückoberfläche ein und bewegt sich in der Schnittrichtung vorwärts. Der Schneidkeil bewegt sich relativ zum Werkstück mit der Schnittgeschwindigkeit v_c in Schnittrichtung. Der so gebildete Span besitzt zwei Oberflächen, welche in Abbildung 2.2 markiert sind. Die Spanunterseite stand in Kontakt mit der Spanfläche des Werkzeuges. Aufgrund der reibenden Bewegung entlang der Spanfläche ist diese Oberfläche glatt und glänzend. Die Oberseite des Spanes entspricht der ursprünglichen Oberfläche des Werkstückes. Sie ist mit keinem anderen Körper in Kontakt gekommen und besitzt daher ein gezacktes Aussehen, das durch den Schermechanismus der Spanbildung verursacht wird. Die Dicke des gebildeten Spans wird als Spandicke h' bezeichnet. Weiterhin wird die Breite des Spanes mit Spanbreite b bezeichnet. Es bildet sich eine neue Werkstückoberfläche. Die Fläche des Schneidkeils, welche der neu gebildeten Oberfläche gegenüber liegt, wird als Freifläche bezeichnet. Beide Flächen schließen den Freiwinkel α ein. Jedes Werkzeug ist so gestaltet, dass beim Zerspanvorgang ein entsprechender Freiwinkel bestehen bleibt, um die Reibung des Schneidkeils an der Schnittfläche zu vermeiden. Jedoch wird die neu gebildete Oberfläche durch die Schneidkante selber weiterhin beeinflusst. Die Verformungstiefe t_v gibt die Tiefe an, innerhalb derer das Werkstück an der neu gebildeten Oberfläche durch Deformationen beeinflusst ist. Der Spanwinkel γ definiert den Winkel, welchen die Spanfläche mit dem Normalvektor der Werkstückoberfläche einschließt. Er bestimmt somit, in welchem Winkel der auf dem Werkzeug entlang gleitende Span abläuft. Die Spanfläche und die Freifläche des Schneidkeils laufen an der Schneidkante zusammen. Die Rundung der Schneidkante wird durch den Schneidkantenradius r_β beschrieben. Nach den gängigen Modellvorstellungen (siehe Kapitel 2.6) schert der Span in einer Scherebene, welche mit der Schnittrichtung den Scherwinkel ϕ einschließt, ab. Die Scherung erstreckt sich, abhängig von den Spanparametern, in der Realität über die primäre Scherzone 1. Bei manchen Zerspanprozessen erstreckt sich die Verformung weiter in das Werkstück hinein. Dieser Bereich wird als Verformungsvorlaufzone 5 bezeichnet. Oberhalb der Scherebene beginnt der Span. Unterhalb der Scherebene liegt, abhängig von den Spanparametern, der nahezu unverformte Materialzustand des Werkstückes vor. Am Werkzeug bildet sich weiterhin eine sekundäre Scherzone aus, welche sich aus den Teilbereichen an der Werkzeugoberfläche 2, der Schneidkante 3 und im Übergang zur Freifläche 4 bildet. [War74]

In Analogie zur Umformtechnik, wo unverformte und verformte Größen in ein Verhältnis gesetzt werden, um die Formänderung zu beschreiben, wird in der Zerspanungslehre die Spanstauchung λ_h aus der Spanungsdicke h und der Spandicke h' berechnet. Anhand des Scherebenenmodells lässt sich die Spanstauchung λ_h auch anhand des

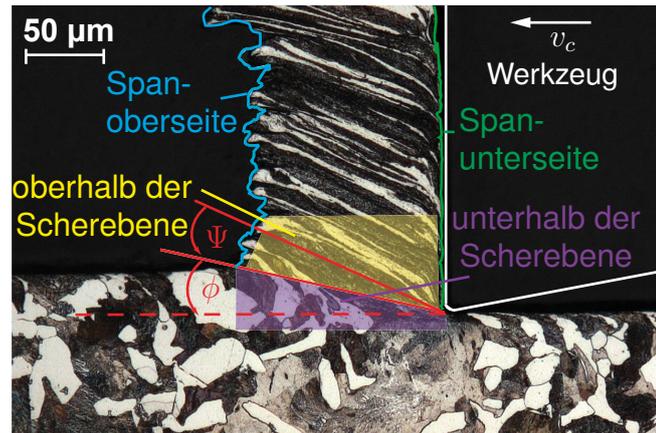


Abbildung 2.2 – Weitere Bezeichnungen am Span

Scherwinkels ϕ und des Spanwinkels γ berechnen [Kry39, Klo08]:

$$\lambda_h = \frac{h'}{h} = \frac{\cos(\phi - \gamma)}{\sin(\phi)}. \quad (2.1)$$

Durch das Abscheren des Materials innerhalb der primären Scherzone entsteht innerhalb des Spanes eine lamellenartige Struktur. Abbildung 2.2 zeigt solch eine Struktur für einen Span aus dem Stahl C45E. Es ist zu erkennen, dass die lamellenartige Struktur nicht parallel zur Scherebene ausgerichtet ist. Die Verkipfung dieser Struktur zur Scherebene wird mit dem Strukturwinkel Ψ bezeichnet. In Abbildung 2.2 werden weiterhin einige Begrifflichkeiten eingeführt, die im Folgenden zur Beschreibung der verschiedenen Zonen innerhalb der Spanwurzel verwendet werden.

In Abhängigkeit von den Spanparametern und von der Festigkeit sowie der Duktilität des Werkstückmaterials bilden sich bei der Zerspanung Späne in unterschiedlicher Gestalt aus. VIEREGGE [Vie70] beobachtete vier charakteristische Spanarten, welche in Abbildung 2.3 dargestellt sind.

Die Bildung von Fließspänen setzt eine sehr gleichmäßige Spanbildung mit konstanten Gleitverhältnissen, ausreichender Werkstoffhomogenität und ohne äußere Schwingungen voraus. Sie werden vorwiegend bei kleinen und mittleren Spanungsdicken gebildet, wenn eine ausreichend hohe Duktilität des Werkstückmaterials vorliegt.

Lamellenspäne entstehen, wenn sich mit der Verformung die Festigkeit des Werkstoffes mindert, ein inhomogenes Gefüge vorliegt oder Schwingungserscheinungen während des Prozesses zu einer Variation der Spandicke führen. Weiterhin führen auch große Spanungsdicken zur Lamellenspanbildung. Die sich stetig ändernden Reibungsverhältnisse an den Kontaktzonen sowie im Scher- und Trennbereich führen zu einem „stick-slip“-Effekt und der damit verbundenen unregelmäßigen Spanbildung.

Scherspäne werden gebildet, wenn die Verformung in der Scherebene die Verfor-

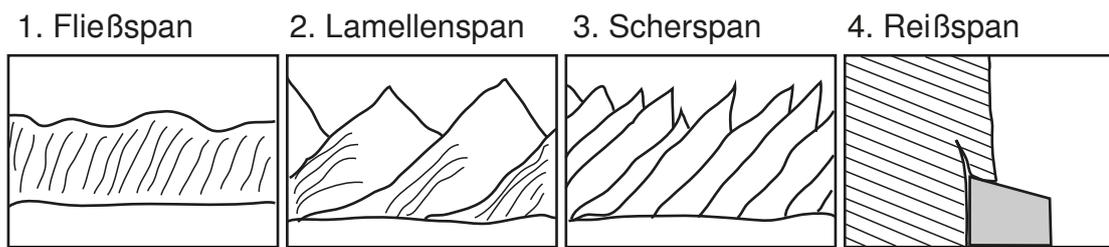


Abbildung 2.3 – Spanarten nach [Vie70]

mungsfähigkeit des zu zerspanenden Werkstoffes überschreitet. Daher werden die Späne in der Scherebene getrennt und schweißen anschließend wieder zusammen. Neben spröden Werkstoffen kommt diese Art der Spanbildung auch vor, wenn die Verformung Versprödungen im Gefüge hervorruft, wie beispielsweise an den Korngrenzen austenitischer Stähle. Dies ist vorwiegend bei großen Spanungsdicken der Fall.

Reißspäne entstehen bei der Zerspanung spröder Werkstoffe mit inhomogenem Gefüge oder Gefügeeinlagerungen, wie beispielsweise Gusseisen. Anstelle einer definierten Trennung erfolgt ein unregelmäßiger Anriss und einzelne Werkstückteile werden herausgebrochen. [Vie70]

Beim Zerspanen wird zwischen verschiedenen Verfahrensvarianten unterschieden. Abbildung 2.4 zeigt den freien, orthogonalen Schnitt (Abbildung 2.4 a)) und den freien, schrägen Schnitt (Abbildung 2.4 b)). Beim freien, orthogonalen Schnitt beträgt der Werkzeug-Einstellwinkel 90° . Der Werkzeugneigungswinkel λ ist gleich 0° . Im Gegensatz dazu kann beim freien, schrägen Schnitt der Werkzeug-Einstellwinkel ungleich 90° betragen und beliebige Werkzeug-Neigungswinkel λ eingestellt werden. Ein Schnitt gilt als frei, wenn nur die Hauptschneide im Eingriff ist. Ist auch die Nebenschneide im Eingriff, so wird dies als gebundener Schnitt bezeichnet. [Klo08] Der Spanbildungsvorgang wird durch den sich in Abhängigkeit von den Schnittbedingungen einstellenden Verformungs- und Spannungszustand in der Spanbildungszone bestimmt. Da in dieser Arbeit die Spanbildung sowohl anhand der mikrostrukturellen Entwicklung als auch der Spannungszustände in der Spanbildungszone während der Spanbildung analysiert wird, werden im folgenden Kapitel zunächst die grundlegenden Zusammenhänge der mechanischen Spannungen erläutert.

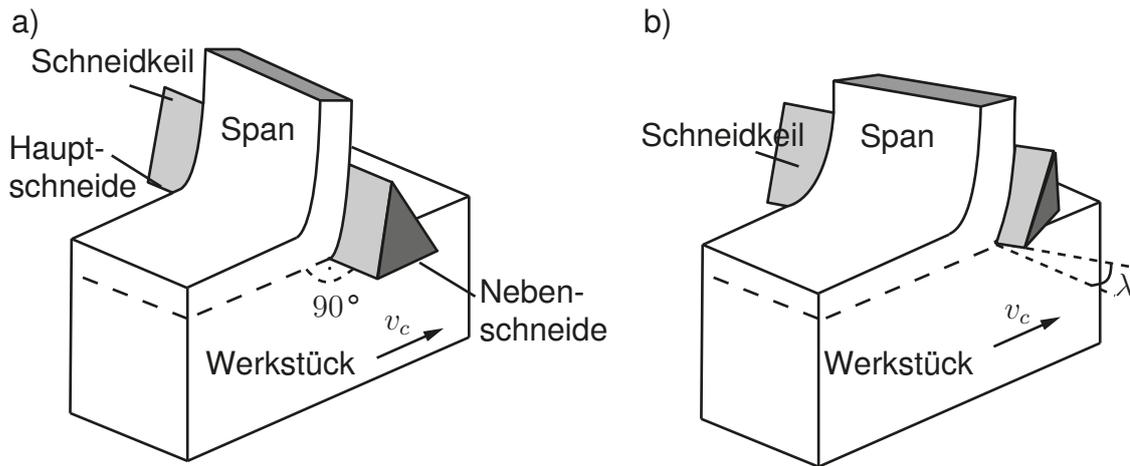


Abbildung 2.4 – a) Freier, orthogonaler Schnitt, b) freier, schräger Schnitt nach [Klo08]

2.2 Mechanische Spannungen

Um die Beanspruchung eines Bauteils zu beschreiben, wird in der technischen Mechanik der Begriff der Spannung eingeführt. Sie ist definiert als die Kraft geteilt durch die Fläche, auf welche diese Kraft wirkt:

$$\sigma = \frac{F}{A}. \quad (2.2)$$

Spannungen unterscheidet man nach der Orientierung der Kraft und der Fläche zueinander. Steht die Kraft F senkrecht auf der Fläche A , so wird die Spannung als Normalspannung bezeichnet. Ist die Kraft, die auf eine Fläche wirkt, parallel zu dieser, so wirkt eine Schubspannung. [Rös12]

Die äußere Belastung eines Körpers verursacht innere Kräfte. Bei einem Schnitt durch den Körper sind die inneren Kräfte, und somit auch die Spannungen, über die gesamte Schnittfläche A verteilt. Diese Spannungen sind im Allgemeinen über die Schnittfläche veränderlich. Zur Beschreibung des Spannungszustandes in einem Punkt P betrachtet man in der Umgebung von P einen infinitesimalen Quader aus dem Körper (siehe Abbildung 2.5). In jeder der sechs Flächen wirkt ein Spannungsvektor, der in seine Komponenten senkrecht zur Schnittfläche (= Normalspannung) und parallel zur Schnittfläche (= Schubspannung) zerlegt werden kann. Die Schubspannung kann wiederum in die Komponenten nach den Koordinatenrichtungen zerlegt werden. Zur Kennzeichnung der Komponenten werden Doppelindizes verwendet. Der erste Index gibt jeweils die Richtung der Flächennormale an, während der zweite Index die Richtung der Spannungskomponente charakterisiert. [Sch13]

Aus den Momentengleichgewichten um die einzelnen Achsen ergibt sich, dass die Schubspannungen in zwei senkrecht aufeinander stehenden Schnitten gleich sind. So-

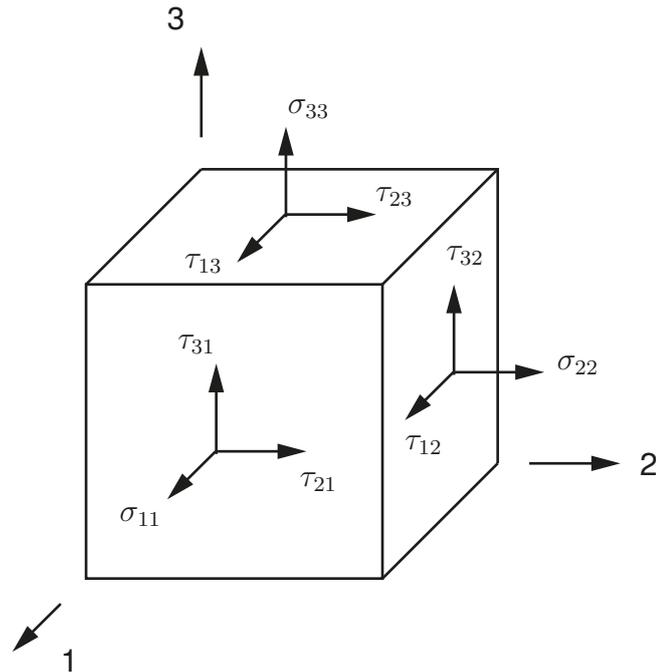


Abbildung 2.5 – An einem würfelförmigen Volumenelement wirkende Spannungen

mit gelten für die Schubspannungen folgende Beziehungen:

$$\tau_{12} = \tau_{21}, \quad \tau_{13} = \tau_{31}, \quad \tau_{23} = \tau_{32}. \quad (2.3)$$

Es ist üblich, die Komponenten der einzelnen Spannungsvektoren in einer Matrix folgendermaßen anzuordnen:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix}. \quad (2.4)$$

Die Hauptdiagonale wird von den Normalspannungen gebildet; die übrigen Elemente sind die Schubspannungen. [Sch13]

Die Beträge und Vorzeichen der einzelnen Komponenten hängen im Allgemeinen von der Wahl des Koordinatensystems ab, bezüglich dessen sie dargestellt sind. [Rös12]

Die Achsen des Koordinatensystems, in welchem ausschließlich Normalspannungen existieren und die Schubspannungen gleich Null sind, werden Hauptachsen und die zugehörigen Normalspannungen werden als Hauptnormalspannungen oder kurz Hauptspannungen bezeichnet. In der Regel werden die Hauptspannungen mit römi-

schen Indizes bezeichnet und nach ihrer Größe sortiert. Es gilt [Sch13]:

$$\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}. \quad (2.5)$$

Die maximal auftretende Schubspannung berechnet sich aus den Hauptspannungen folgendermaßen:

$$\tau_{max} = \frac{1}{2}(\sigma_I - \sigma_{III}). \quad (2.6)$$

Der Spannungstensor lässt sich in einen kugelsymmetrischen (isotropen) Tensor und den Spannungsdeviator trennen [Kie09]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \sigma_{11} - \sigma_m & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} - \sigma_m & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} - \sigma_m \end{pmatrix}. \quad (2.7)$$

Die Komponenten des isotropen (hydrostatischen) Tensors werden als hydrostatischer Anteil σ_m bezeichnet. Dieser kann aus den Komponenten des Spannungstensors nach folgender Gleichung ermittelt werden [Rös12]:

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}). \quad (2.8)$$

2.3 Ebener Dehnungszustand bei der orthogonalen Zerspanung

Bereits OPTIZ und HUCKS [Opi53] haben für die modellhafte Betrachtung des orthogonalen Spanprozesses die Annahme eines ebenen Dehnungszustandes getroffen. Hierbei wird davon ausgegangen, dass die Dehnung nur in zwei Raumrichtungen erfolgt und in der dritten gleich Null bzw. in einem realen Verformungszustand vernachlässigbar klein ist. Für den orthogonalen Spanprozess bedeutet dies, dass in Richtung der Spanbreite keine Verformung stattfindet. Zur Prüfung des Spannungszustandes innerhalb der Probenbreite wurden von UHLMANN et al. [Uhl13] FEM-Simulationen durchgeführt, welche den orthogonalen Spanprozess analog zu den hier durchgeführten *in situ* Zerspanexperimenten abbildeten. Es wurde ein orthogonaler Schnittvorgang am Werkstückmaterial Stahl C45E mit einer Probenbreite $b = 1$ mm, einer Spanungsdicke $h = 30$ μm , einem Schneidkantenradius $r_\beta = 6$ μm und einem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 3$ mm/min simuliert. Abbildung 2.6 zeigt den ermittelten Dehnungs- und Spannungszustand über die halbe Werkstückbreite. Die

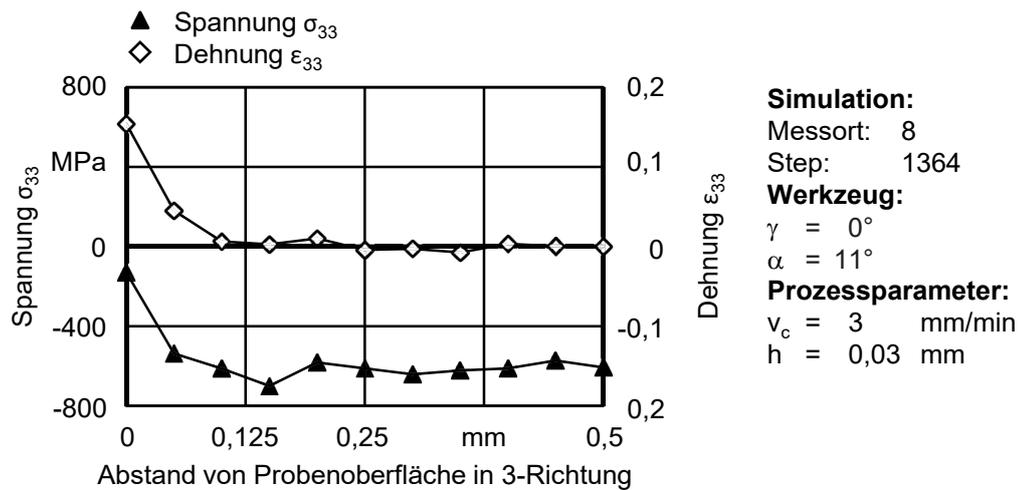


Abbildung 2.6 – Spannungen und Dehnungen in Abhängigkeit von dem Abstand zur Probenoberfläche in Richtung der Probenbreite (3-Richtung) [Uhl13]

Simulation ergab, dass im Inneren der Probe die Annahme des ebenen Dehnungszustandes aufgrund verschwindend geringer Dehnungen gerechtfertigt ist. Im Randbereich der Probe tritt eine Abweichung vom ebenen Dehnungszustand auf. Der Bereich, in welchem ein ebener Dehnungszustand auftritt, liegt bei $\sim 76\%$ der Probenbreite.

2.4 Ebener Spannungszustand

Im vorangegangenen Kapitel wurde erläutert, dass der Spannungszustand in der Spanbildungszone näherungsweise dem ebenen Dehnungszustand entspricht. Zur Berechnung der Richtungen der maximalen Schubspannungen aus den Spannungstensoranteilen wurden jedoch die Gesetzmäßigkeiten des ebenen Spannungszustandes herangezogen, da davon auszugehen ist, dass die Richtung der maximalen Schubspannung innerhalb der Ebene liegt, die von der Schnittrichtung und der Richtung des ablaufenden Spanes aufgespannt wird. Als ebener Spannungszustand wird der Spannungszustand bezeichnet, in welchem die Spannungen in der 3. Richtung gleich Null sind ($\tau_{13} = \tau_{23} = \sigma_{33} = 0$). Für den Fall des ebenen Spannungszustandes lassen sich die Hauptspannungen aus den Komponenten des Spannungstensors nach Gleichung 2.9 und die zugehörigen Winkel, unter denen diese auftreten, nach Gleichung 2.10 ermitteln:

$$\sigma_{I,II} = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{2}\right)^2 + \tau_{12}^2}, \quad (2.9)$$

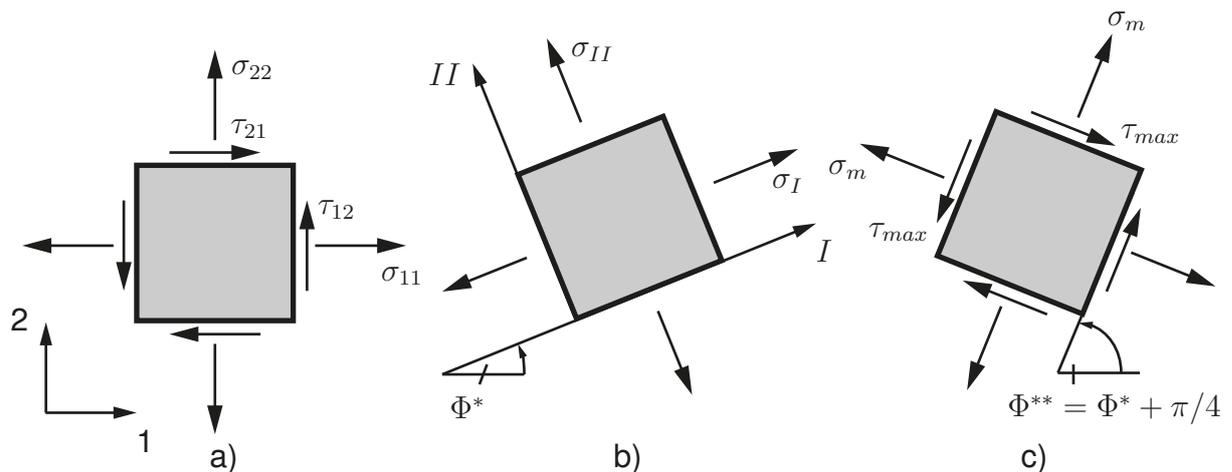


Abbildung 2.7 – Spannungen an einem Element a) im 1, 2- System, b) im Hauptachsensystem I, II, c) im Schnitt maximaler Schubspannungen nach [Sch13]

$$\tan 2\Phi^* = \frac{2\tau_{12}}{\sigma_{11} - \sigma_{22}}. \quad (2.10)$$

Aufgrund der Periodizität der Tangensfunktion ist Gleichung 2.10 für die zwei senkrecht aufeinander stehenden Richtungen Φ^* und $\Phi^* + \pi/2$ erfüllt. Diese Haupttrichtungen sind parallel zu den Hauptachsen. Die maximale Schubspannung lässt sich für den Fall des ebenen Spannungszustands nach Gleichung 2.11 und der Winkel, unter welchem die maximale Schubspannung auftritt, nach Gleichung 2.12 bestimmen:

$$\tau_{max} = \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{2}\right)^2 + \tau_{12}^2}, \quad (2.11)$$

$$\tan 2\Phi^{**} = -\frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{2\tau_{12}}. \quad (2.12)$$

Aus Gleichung 2.12 ergeben sich ebenfalls zwei Winkel Φ^{**} und $\Phi^{**} + \pi/2$. Ein Vergleich der Gleichungen 2.10 und 2.12 lässt erkennen, dass die Richtungen der maximalen Schubspannungen zu den Richtungen der maximalen Normalspannungen unter 45° geneigt sind. [Sch13] Die Winkel Φ^* und Φ^{**} sind in Abbildung 2.7 dargestellt.

Unter der Annahme, dass im Fall des orthogonalen Zerspanprozesses die Spannungskomponenten τ_{13} und τ_{23} ebenfalls gleich Null sind und die Richtungen der maximalen Schubspannung in der Ebene liegen, die von den Richtungen 1 (Schnitttrichtung) und 2 aufgespannt wird, wurden in der vorliegenden Arbeit die Richtungen der maximalen Schubspannungen nach Gleichung 2.12 ermittelt.

2.5 Versagenshypothesen

Für die Auslegung von Bauteilen ist es notwendig, die Spannung zu kennen, bei welcher ein Versagen eintritt. Die auftretende Spannung im Bauteil darf somit die zulässige Spannung nicht überschreiten. Für einen Stab unter Zugbelastung kann man diese Spannung direkt aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm anhand der Dehngrenze R_P ablesen. In einem beliebigen Bauteil herrscht allerdings ein mehrachsiger Spannungszustand. Die aufgestellten Versagenshypothesen beruhen daher darauf, eine Vergleichsspannung σ_v aus den auftretenden Normal- und Schubspannungen zu ermitteln, um diese mit den Kennwerten aus dem einachsigen Zugversuch vergleichen zu können. Die sich aus dem mehrachsigen Spannungszustand in einem Bauteil ergebende Vergleichsspannung soll den Werkstoff des Bauteils dabei genauso stark beanspruchen wie dieselbe Spannung in einem Zugstab. [Sch13] Die Vergleichsspannung stellt somit auch für die Beanspruchung von Material während einer mehrachsigen Verformung eine anschauliche Größe dar. Zur Berechnung der Vergleichsspannung existieren verschiedene Hypothesen, wobei in der vorliegenden Arbeit ausschließlich die Gestaltänderungsenergiehypothese nach von Mises zur Berechnung der Vergleichsspannungen verwendet wurde.

2.5.1 Gestaltänderungsenergiehypothese nach von Mises

Die *Gestaltänderungsenergiehypothese* oder auch *Fließbedingung nach von Mises* beruht auf der Annahme, dass die Materialbeanspruchung durch denjenigen Energieanteil charakterisiert wird, der zur Änderung der „Gestalt“ (bei gleichbleibendem Volumen) benötigt wird. [Sch13]

Gleichung 2.13 stellt die *Fließbedingung nach von Mises* in Hauptachsenform und Gleichung 2.14 für ein beliebiges Koordinatensystem dar, wobei k_F die Fließgrenze für dieses Fließkriterium bedeutet:

$$\sqrt{\frac{1}{6} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_I - \sigma_{III})^2]} = k_F, \quad (2.13)$$

$$\sqrt{\frac{1}{6} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2] + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{12}^2} = k_F. \quad (2.14)$$

Im Fall des einachsigen Zugversuches wird Gleichung 2.13 mit $\sigma_I = R_P$ und $\sigma_{II} = \sigma_{III} = 0$ zu

$$k_F = \frac{R_P}{\sqrt{3}}. \quad (2.15)$$

Eingesetzt in die Gleichungen 2.13 und 2.14 ergibt sich die *Fließbedingung nach von Mises* aus

$$\sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_I - \sigma_{III})^2]} = R_P \quad (2.16)$$

beziehungsweise für ein beliebiges Koordinatensystem aus

$$\sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2] + 3(\sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{12}^2)} = R_P. \quad (2.17)$$

Die Wurzelterme in den Gleichungen 2.16 und 2.17 werden als *Vergleichsspannung nach von Mises* bezeichnet. [Rös12]

In der vorliegenden Arbeit wurden die *Vergleichsspannungen nach von Mises* nach Gleichung 2.17 berechnet. Es wurde dabei angenommen, dass die Komponenten σ_{23} und σ_{13} für den orthogonalen Zerspanprozess gegen Null gehen.

2.6 Zerspanmodelle

Ein tiefgehendes Verständnis der spanenden Fertigungsprozesse kann nur erlangt werden, wenn der Spanbildungsvorgang selbst vollständig verstanden ist. Der Spanbildungsvorgang und damit die erzeugte Spanart sind durch den sich in Abhängigkeit von den Schnittbedingungen einstellenden Verformungs- und Spannungszustand in der Spanbildungszone bestimmt. Seit mehr als einhundert Jahren werden daher bereits Untersuchungen zur Bestimmung der bei der Spanbildung stattfindenden Verformungsvorgänge durchgeführt. FINNIE [Fin56] definierte die Arbeit von COCQUILHAT [Coc51] aus dem Jahre 1851 als die erste Arbeit auf diesem Gebiet. Aus den gewonnenen Erkenntnissen wurden verschiedene Modelle zum Zerspanvorgang entwickelt. Diese ermöglichen eine analytische Berechnung von mechanischen und thermischen Zustandsgrößen wie Umformgrad, Spannung und Temperatur in der Spanbildungszone. Die Gültigkeit dieser Modelle beruht allerdings auf einer Anzahl einschränkender Voraussetzungen. Einige Modelle werden unter dem Begriff der Scherebenenmodelle zusammengefasst. Diese basieren auf der Annahme, dass sich der Span durch Scherung in einer einzigen Ebene, welche um den Scherwinkel ϕ verkippt ist, bildet. Eines der ersten Scherebenenmodelle wurde von PIISPANEN [Pii37, Pii48] in Form des sogenannten Kartenmodells entwickelt. Er stellte eine Analogie zwischen der Spanbildung und dem Abgleiten von einem Stapel von Karten her (siehe Abbildung 2.8). Nach dieser Modellvorstellung entsteht der Span durch das Abscheren und Aufeinander-schichten einzelner Lamellen. Durch die Scherung wird das in Abbildung 2.8 b) rot eingezeichnete Element ABCD zu dem Element ABEG. Anhand dieser Scherung lässt sich auch

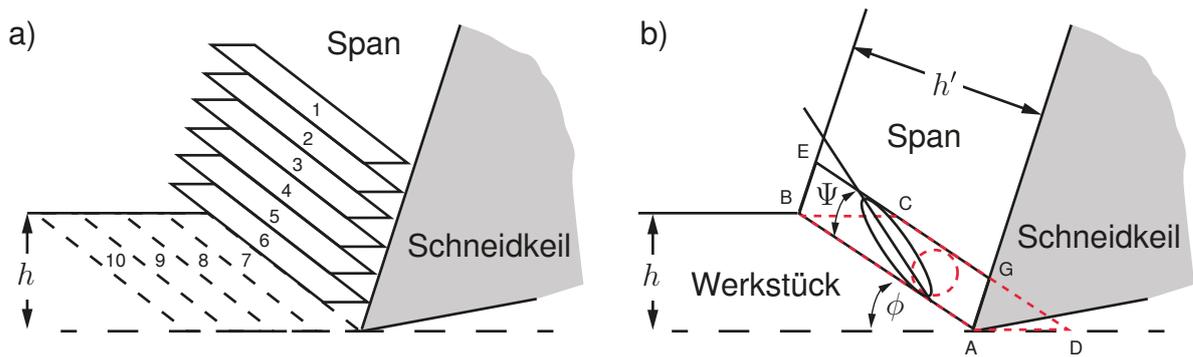


Abbildung 2.8 – Kartenmodell (Card model) nach Piispanen [Pii48] a) Aufsichten der Segmente, b) Scherung eines Segmentes

die Entstehung des bereits in Kapitel 2.1.1 erwähnten Strukturwinkels Ψ erklären. Betrachtet man einen Kreis innerhalb des Elementes, so ist dieser nach der Scherung verstreckt und die Richtung seiner maximalen Ausdehnung ist um den Strukturwinkel Ψ zur Scherebene verkippt. Für den Fall, dass keine sekundäre Scherung auftritt, leitete TOWNEND [Tow47] anhand einer trigonometrischen Analyse folgende Beziehung für den Strukturwinkel her:

$$2 \cot(2\Psi_{calc}) = \cot(\phi) + \tan(\phi - \gamma). \quad (2.18)$$

Findet sekundäre Scherung entlang der Spanfläche statt, so liegt der tatsächliche Strukturwinkel unter dem anhand von Gleichung 2.18 ermittelten Strukturwinkel [Sha05].

Wird neben dem Scherebenenmodell außerdem Volumenkonstanz, ein homogener und isotroper Werkstoff sowie ebene Formänderung vorausgesetzt, kann anhand geometrischer Überlegungen an einem die Scherebene durchlaufenden Volumenelements eine Vergleichsformänderung berechnet werden [Den11]. Die auf diese Art berechnete Vergleichsformänderung beschreibt jedoch eine Gesamtverformung und lässt somit noch keinen Rückschluss auf die lokale Ausprägung des Verformungszustands in der Spanbildungszone zu.

Diese Modellvorstellung kann weiterhin herangezogen werden, um eine Abschätzung der Dehnung nach Gleichung 2.19:

$$\varepsilon = \frac{\cos(\gamma)}{\sin(\phi) \cos(\phi - \gamma)} \quad (2.19)$$

und der Dehnrate nach Gleichung 2.20:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\cos(\gamma)}{\cos(\phi - \gamma)} \frac{v_c}{\Delta y} \quad (2.20)$$

in der Scherzone vorzunehmen. Hierbei ist Δy die Dicke der Scherzone. Ein annehmbarer Mittelwert für die Dicke der Scherebenen, welche zur selben Zeit aktiv sind, liegt bei $\sim 25 \mu\text{m}$ [Sha05].

Der Scherwinkel ϕ stellt sich entsprechend des vorherrschenden Spannungs- und Verformungszustands in der Spanbildungszone ein. Aufgrund der grundlegenden Bedeutung des Scherwinkels für die Zerspannungstheorie existieren daher zahlreiche Scherwinkelbeziehungen, von denen im Folgenden einige häufig zitierte vorgestellt werden.

ERNST und MERCHANT [Ern41] stellten durch Zerlegung der Zerspankraft in ihre Komponenten und weiterer geometrischer Überlegungen eine Beziehung zwischen der in der Scherebene wirksamen Schubspannung und dem Scherwinkel her. Durch Differentiation der Zerspankraft nach dem Scherwinkel und Nullsetzen der resultierenden Gleichung ergibt sich nach Gleichung 2.21 der Scherwinkel, unter dem die Zerspankraft ein Minimum erreicht:

$$\phi = \frac{\pi}{4} - \frac{\rho}{2} + \frac{\gamma}{2}. \quad (2.21)$$

Dieser ist abhängig von dem Reibwinkel ρ und dem Spanwinkel γ . Für die Herleitung der Beziehung mussten u. a. ein ebener Formänderungszustand und ein homogener Spannungszustand in der Scherebene vorausgesetzt werden. Eine Scherwinkelbeziehung für den Orthogonalschnitt wurde auch von OPITZ und HUCKS [Opi53] entwickelt (Gleichung 2.22). Sie leiteten den Spannungszustand in einem Volumenelement innerhalb des Spanes her. Hierfür trafen sie die Annahmen eines ebenen Formänderungszustands, eines homogenen Spannungszustands in der Scherebene sowie eines freien Spanabflusses. Sie merken an, dass zumindest bei stark negativen Spanwinkeln von $\gamma \leq -10^\circ$ die Annahme des freien Spanabflusses vermutlich nicht mehr zutreffend ist. OPITZ und HUCKS führten den Reibwert μ als Verhältnis von Schubspannung zu Normalspannung tangential bzw. normal zur Spanfläche des Werkzeugs ein. Weiterhin verwenden sie den werkstoffspezifischen Winkel $\varphi_{\text{Gleitung}}$, der die Richtung der Gleitebene gegenüber der kleinsten Hauptspannung angibt. Für die meisten Werkstoffe beträgt dieser $\varphi_{\text{Gleitung}} = 45^\circ$. Nach OPITZ und HUCKS lässt sich der Scherwinkel daher folgendermaßen ermitteln:

$$\phi = \varphi_{\text{Gleitung}} + \gamma - \frac{1}{2} \arctan(2\mu). \quad (2.22)$$

Sie erweiterten die Beziehung vom zweidimensionalen, orthogonalen Zerspanprozess auf den allgemeinen Zerspanungsfall mit im Eingriff befindlicher Haupt- und Ne-

benschneide (Gleichung 2.23):

$$\phi = \varphi_{\text{Gleitung}} + \gamma - \arctan \left[\frac{1}{2\mu} \left(\sqrt{1 + 4(\mu^2 + \nu^2)} - 1 \right) \right]. \quad (2.23)$$

Hierfür wurde zusätzlich die Reibung ν des Spans in Richtung der Hauptschneide des Werkzeugs berücksichtigt. Auch hier gingen sie von einem ungehinderten Spanabfluss auf der Spanfläche aus [Opi53]. Aufgrund der Annahme eines homogenen Spannungszustands in der Scherebene und der Vernachlässigung der Abhängigkeit des Werkstoffverhaltens von den Beanspruchungsbedingungen wie Dehnung, Dehnrates und Temperatur unterliegen die hier vorgestellten Scherwinkelbeziehungen wesentlichen Einschränkungen. OXLEY [Oxl89] entwickelte daher verschiedene Zerspantheorien, mit denen die Einflussgrößen bei der Berechnung des Spannungszustands in der Scherzone berücksichtigt werden sollten. Den Scherwinkel ermittelte OXLEY anhand des Gleichgewichts zwischen den resultierenden Kräften in der Scherebene und den an der Schnittstelle zwischen Span und Spanfläche wirkenden Kräften. Es existieren zahlreiche Erweiterungen der bekannten Zerspantheorien. Die Scherwinkelbeziehung nach ERNST und MERCHANT wurde von DENKENA et al. [Den07] durch Einbeziehen der Schneidkantenrundung erweitert, indem sie einen wirksamen Spanwinkel als Funktion der Spannungsdicke und der Schneidkantenrundung einführten. Anlass waren ihre Beobachtungen, dass bei Finite-Elemente-Simulationen mit großen Schneidkantenradien und kleinen Spannungsdicken eine gekrümmte Scherebene, die tangential in die neu entstehende Schnittfläche übergeht, entsteht.

2.7 Aufbauschneidenbildung

Unter dem Begriff Aufbauschneidenbildung versteht man im Allgemeinen das Anhaften von Material des Werkstückes an der Schneidkante bei der Fließspanbildung. Dies führt zu einer Veränderung der Schneidengeometrie und somit einer Änderung der Schnittbedingungen (siehe Abbildung 2.9 a)). Die aus der Aufbauschneidenbildung resultierenden Änderungen der Schnittbedingungen führen im Allgemeinen zu einer Reduzierung der Schnittkräfte. HOSHI und HOSHI [Hos69] begründen dies mit der Reduzierung der Kontaktlänge zwischen Span und Werkzeug bei vorhandener Aufbauschneide. Nach aktuellem Erkenntnisstand finden bei der Aufbauschneidenbildung folgende Abläufe statt.

Aufgrund von Adhäsion findet ein Anhaften in Form einer Kaltverschweißung von Werkstückmaterial an der Schneidkante statt. Dieses Material erfährt eine starke Scherverformung innerhalb der sekundären Scherzone, welche zu einer Verfestigung führt. Dies führt dazu, dass die Schubspannung, welche durch den Zerspanprozess

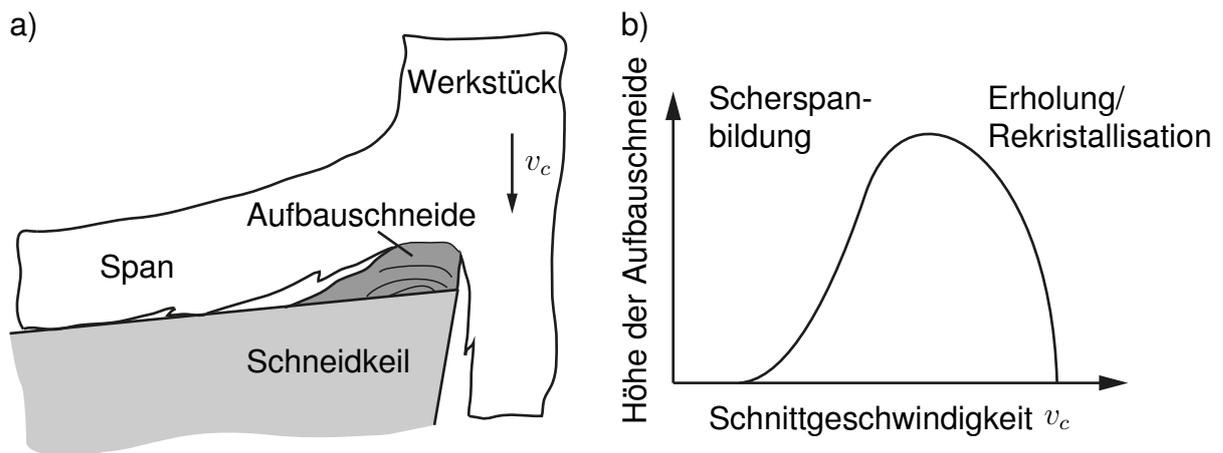


Abbildung 2.9 – a) Aufbauschneidenbildung nach [Tre84], b) Aufbauschneidenbildung in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit nach [Den11]

induziert wird, nicht mehr ausreicht, um das stark verfestigte Material weiter zu verformen. Der Bereich der Verformung verschiebt sich somit weiter in den Span hinein, wo das Material weniger verfestigt ist. Der Spanprozess findet nun oberhalb der Aufbauschneide statt, welche die effektive Schneidkante bildet. Hieraus resultiert wiederum eine Verschiebung der sekundären Scherzone von dem Werkzeug weg. Dieser Ablauf wiederholt sich mehrere Male, sodass die Aufbauschneide Schicht für Schicht auf dem Werkzeug anwächst. Sobald die Aufbauschneide eine kritische Größe erreicht, überschreitet die Schubspannung innerhalb der Aufbauschneide einen Grenzwert. Die Aufbauschneide bricht weg, wobei der obere Teil der Aufbauschneide mit dem Span abläuft und der untere Teil auf der neu generierten Werkstückoberfläche verbleibt. [Hos69]

Somit ist die Aufbauschneidenbildung abhängig von dem Verfestigungsverhalten des Werkstückmaterials, von der Adhäsionsneigung des Werkstückmaterials und von den in der sekundären Scherzone vorhandenen Temperaturen, die wiederum von der Schnittgeschwindigkeit abhängen.

Unter Kaltverschweißen oder Adhäsion versteht man die Tendenz der meisten Metalle, an einer Grenzfläche aneinanderzuhaften, wenn sie miteinander in engen Kontakt gebracht werden. Grund für das Anhaften ist die Ausbildung einer metallischen Bindung zwischen den Kontaktpartnern. Voraussetzung für die Bindung von Atomen über eine Grenzfläche hinweg sind eine ausreichende Mobilität der Atome und Bindungsisotropie. Diese Voraussetzungen sind bei Metallen vorhanden, die eine hohe Duktilität, viele Gleitsysteme und eine hohe Koordinationszahl besitzen. Die Oberflächen müssen somit frei von Oxiden sein, da die gerichteten, kovalenten oder ionischen Bindungen der Oxide diese Voraussetzungen nicht erfüllen. Eine hohe Duktilität sorgt dafür, dass

sich die Kontaktfläche bei nicht perfekt planaren Oberflächen unter dem Anpressdruck vergrößert. Metalle mit kfz-Gitter zeigen daher größere Bindungseffizienz als Metalle mit einem krz-Gitter oder einem hdp-Gitter. [Hor67]

Da sich während des Zerspanvorgangs metallisch reine Oberflächen unter hohem Druck berühren, sind die Bedingungen für Adhäsion in der Kontaktzone zwischen Werkzeug und Span günstig. Wie bereits erwähnt, ist die Aufbauschneidenbildung abhängig von der Schnittgeschwindigkeit, welche wiederum die Temperaturen in der Spanbildungszone beeinflusst. Abbildung 2.9 b) zeigt einen schematischen Verlauf der Aufbauschneidenhöhe in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Bei sehr geringen Schnittgeschwindigkeiten, die im Rahmen dieser Arbeit betrachtet werden, ist der Einfluss der Temperatur vernachlässigbar. Besitzt das Werkstück eine sehr geringe Duktilität, so geht bei sehr geringen Schnittgeschwindigkeiten die Fließspanbildung in eine Segmentspanbildung über, weshalb dort keine Aufbauschneidenbildung mehr stattfindet. Mit steigender Schnittgeschwindigkeit nimmt die Aufbauschneidenbildung zu, da durch die höheren Dehnraten die Verfestigung zunimmt. Wird die Schnittgeschwindigkeit weiter gesteigert, steigen die Temperaturen innerhalb der Spanbildungszone weiter an und führen aufgrund von Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen zu einer Entfestigung des Werkstückmaterials. Die bei geringen Schnittgeschwindigkeiten keilförmige Aufbauschneide entwickelt sich somit zu einer rechteckigen, flacheren Fließschicht. [Heg61]

ROLLASON und WILLIAMS [Rol70] stellten fest, dass nur zweiphasige Materialien Aufbauschneiden entwickeln. Hierbei kann die Härte der Zweitphase sowohl eine höhere als auch eine geringere Härte als die Matrix aufweisen. Mit zunehmendem Anteil an Zweitphase nimmt die Höhe der Aufbauschneide zu und weist eine schärfer ausgeprägte Nase auf. ROLLASON und WILLIAMS nehmen an, dass die Zweitphase zur Entstehung des Mikrorisses führt, welcher in einem geringen Abstand zur Schneidkante innerhalb des Spans entsteht und somit zur Separation von Span und Aufbauschneide führt. Als Ursache benennen sie die Rissbildung innerhalb und um eine harte Zweitphase und die inhomogene Spannungsverteilung um eine duktile Zweitphase.

Es wird deutlich, dass sich während der Aufbauschneidenbildung verschiedene Einflussfaktoren überlagern, welche die Aufbauschneidenbildung beeinflussen. Daher handelt es sich hier um einen sehr komplexen Mechanismus. Aufgrund dieser Komplexität existieren nur wenige Simulationen, welche die Aufbauschneidenbildung abbilden. Zudem finden in den Simulationen nicht alle Einflussfaktoren Berücksichtigung. So analysierten BAO und STEVENSON [Bao76], wie sich die Spannungsverteilung verändert, wenn die Schnittgeschwindigkeit bis zu dem Wert reduziert wird, bei dem in Zerspanexperimenten eine Aufbauschneidenbildung beobachtet wurde. Für

diese Schnittgeschwindigkeiten zeigten die Simulationen einen negativen Spannungsgradienten von der Spanfläche zum Inneren des Spanes. Das Simulationsmodell selber beinhaltet allerdings keine Aufbauschneide. Auch HOWERTON et al. [How89] simulierten den Zerspanprozess sowohl für Schnittgeschwindigkeiten, bei denen Aufbauschneidenbildung auftritt, als auch für Schnittgeschwindigkeiten, bei denen keine Aufbauschneidenbildung stattfindet. Anhand der Ergebnisse erweiterten sie die Theorie von BAO und STEVENSON und erläuterten, dass der negative Spannungsgradient aus einem negativen Gradienten für den Zener-Hollomon-Parameter resultiert. Dieser kombiniert die Einflüsse der Temperatur und der Dehnrates auf die Fließgrenze in einem Parameter [Zen44]. USUI et al. [Usu81] wendeten die iterative Konvergenzmethode (iterative convergence method/ICM), welche auf der Finiten Elemente Methode basiert, an, um die Aufbauschneidenbildung eines Stahls mit 0,15 Gew.% Kohlenstoff zu analysieren. Sie stellten einen Zusammenhang zwischen der Blausprödigkeit und der Stagnation in der sekundären Scherzone, welche in der Simulation auftrat, her. Zwar konnte in der Simulation eine Stagnation in der sekundären Scherzone abgebildet werden, jedoch fand keine vollständige Separation zwischen der Aufbauschneide und dem Span statt. CHILDS [Chi13] präsentierte ein Versagensmodell für die duktile Scherung von Stählen und die Anwendung des Modells mit der Finiten-Elemente-Methode. Das Modell berücksichtigt ein Schadensakkumulationsgesetz und die Auswirkung des Materialversagens auf die Fließspannung. Die Simulationen können somit genutzt werden, um Bedingungen zu identifizieren, bei denen Aufbauschneidenbildung stattfindet. Allerdings kann nicht das Wachstum der Aufbauschneide bis zu ihrer finalen Geometrie simuliert werden, da die Separation zwischen der Aufbauschneide und dem Span nicht abgebildet werden kann. ATLATI et al. [Atl15] simulierte die Aufbauschneidenbildung anhand der Erhöhung des Reibungskoeffizienten. Weitere Einflussfaktoren wurden in dieser Simulation nicht berücksichtigt.

2.8 Einfluss des hydrostatischen Spannungszustands auf die Spanbildung

Wie im Kapitel 2.5 näher erläutert wird, hängt die plastische Verformung, die ein Werkstoff bis zu seinem Versagen ertragen kann, maßgeblich von dem vorherrschenden Spannungszustand ab. Insbesondere ein hoher hydrostatischer Druckspannungszustand kann das plastische Verformungsvermögen günstig beeinflussen. Bereits VON KÁRMÁN [Kár12] stellte fest, dass bei der Stauchung von Marmor- und Sandsteinblöcken unter allseitigem Flüssigkeitsdruck bis zu 15-fach größere plastische Dehnungen erreicht werden als in Stauchversuchen unter Atmosphärendruck. Auch für spanende

Fertigungsverfahren ist der hydrostatische Spannungszustand von Bedeutung.

So äußert TÖNSHOFF [Tön00] die Vermutung, dass bei der Zerspanung von gehärtetem Stahl die rissfreien Oberflächen sowohl aufgrund der thermischen Erweichung des Werkstückwerkstoffs als auch durch die duktilitätssteigernde Wirkung hydrostatischer Druckspannungen entstehen. Insbesondere bei der Anwendung von Spannungsdicken in Höhe des Schneidkantenradius stellt sich aufgrund der Schneidkantenrundung ein stark negativer wirksamer Spanwinkel ein, welcher hohe hydrostatische Druckspannungen in der Spanbildungszone zur Folge hat. Weitere Hinweise für einen signifikanten Einfluss des hydrostatischen Spannungszustands auf die Spanbildung wurden in Modellzerspanversuchen mit dem intermetallischen Titanaluminid TNBV5 gefunden [Uhl09]. Durch die quasistatische Versuchsführung konnte eine thermische Erweichung als Mechanismus für die Erzeugung rissarmer Schnittflächen und hoher Verformungen in Spanwurzeln weitestgehend ausgeschlossen werden. Stattdessen wurden die Beobachtungen auf die Wirkung hoher hydrostatischer Drücke bei Anwendung kleiner Spannungsdicken zurückgeführt. Der Spannungszustand und insbesondere sein hydrostatischer Druckanteil scheinen daher einen großen Einfluss auf den Spanbildungsvorgang zu üben. Eine Messung dieser Einflussgröße ist damit von großem Interesse für die Auslegung von Zerspanprozessen.

2.9 Methoden zur Analyse der Spanbildung

Eine Möglichkeit, die Spanbildung zu untersuchen, stellen die visuellen Methoden dar. Nach WARNECKE [War74] wurden grundsätzlich zwei Methoden zur visuellen Erfassung des Spanbildungsvorgangs unterschieden: statische Verfahren zur fotografischen Erfassung eines einzelnen Moments und kinematische Verfahren zur kontinuierlichen Aufzeichnung der Spanbildung.

Die statischen Methoden beruhen häufig auf der Erzeugung von sogenannten Spanwurzeln. Diese werden meistens mit Hilfe einer Vorrichtung zur schnellen Schnittkraftunterbrechung hergestellt, anschließend metallografisch untersucht und hinsichtlich beschreibender Größen wie Scherwinkel, Strukturwinkel oder Segmentierungsgrad vermessen. Für eine genaue Analyse des Spannungszustands während der Spanbildung ist diese Methode jedoch ungeeignet, da die Spanwurzel zum Zeitpunkt der Aufnahme nicht mehr den Eingriffsbedingungen der Zerspanung unterliegt. Zu den kinematischen Methoden mit kontinuierlicher Bildfolge zählt die Filmaufnahme. Hierfür muss der Zerspanprozess an die Bedingungen der Filmaufnahme angepasst werden. Die Aufnahme erfolgt daher häufig an der Oberfläche des Werkstücks im Orthogonalschnitt beim Hobeln. Die Vorgänge im Inneren des Werkstückes, wo die Verformung in

Richtung der Spannungsbreite behindert ist, weichen davon ab. Eine Möglichkeit, dies zu berücksichtigen, bietet die Verwendung einer zusätzlichen Glasplatte, welche die seitliche Spanausbreitung behindert. Die Verformungen in der Spanbildungszone werden bestimmt, indem zwei Bilder aus den Filmaufnahmen übereinander gelegt werden. Ein Bild repräsentiert dabei das unverformte Gefüge, während das zweite den verformten Gefügestand darstellt. Aus der örtlichen Differenz der Umrisse beider Gefügestrukturen wird die Dehnung in der Spanbildungszone abgeleitet [War74]. Heute stehen hierfür Software-Algorithmen zur Verfügung, welche die Filmaufnahmen basierend auf der sogenannten digitalen Bildkorrelation (digital image correlation/DIC) analysieren. Auf Grundlage der kinematischen Methode ist es weiterhin möglich, in Filmaufnahmen Stromlinien einzelner Gefügepunkte beim Fließen durch die Spanbildungszone zu identifizieren, daraus zunächst ein Geschwindigkeitsfeld und anschließend eine örtliche Dehnraten- sowie Dehnungsverteilung abzuleiten. Aus den so ermittelten Daten und anhand von Fließkurven des betrachteten Werkstoffes kann daraus ein Spannungsfeld erstellt werden [Gna09, Oxl89]. Die Identifizierung der Stromlinienpunkte ist bei hohen Dehnraten, wie sie während der Spanbildung auftreten, nicht trivial, weshalb diese Methode teilweise hohe Ungenauigkeiten mit sich bringt.

UHLMANN et al. [Uhl11, Sta11] zeigten, dass eine röntgenographische Analyse der Spannungszustände während der Zerspanung mit der *in situ* Röntgenbeugungsmethode möglich ist. Die Versuche wurden an der HARWI-Beamline des Synchrotron-speicherrings DORIS III durchgeführt. Jedoch wurde festgestellt, dass der verwendete Messortquerschnitt von $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ und somit die Auflösung nicht ausreichte, um die steilen Spannungsgradienten innerhalb der Spanbildungszone ausreichend zu erfassen. Weiterhin wurde festgestellt, dass mit dem Eingriff der Schneide eine deutliche Abnahme der Reflexintensitäten und daher eine Abnahme der kohärent streuenden Kristallite erfolgt. Eine detaillierte Untersuchung der mikrostrukturellen Entwicklung, beispielsweise anhand einer Rietveld-Analyse [You95] (siehe Kapitel 4.2.4), wurde nicht vorgenommen. Eine ausführliche Untersuchung zum Einfluss des Werkstückmaterials und der Schneidengeometrie auf die Spannungszustände und der mikrostrukturellen Entwicklung anhand der *in situ* Röntgenbeugungsmethode erfolgte bisher nicht.

3 Zielsetzung

Der Zerspanprozess mit geometrisch bestimmter Schneide ist durch einen hochkomplexen Spanbildungsvorgang gekennzeichnet. Bis heute wurden zahlreiche Modelle entwickelt, die die Fließvorgänge bei der Spanbildung beschreiben und daraus eine analytische Berechnung von mechanischen und thermischen Zustandsgrößen wie Umformgrad, Spannung und Temperatur in der Spanbildungszone ableiten. Ein Grund, warum bis heute die Modelle jedoch auf zahlreichen vereinfachenden Annahmen beruhen, liegt in der stark erschwerten messtechnischen Erfassbarkeit des Prozesses selbst.

Ziel dieser Arbeit ist es, die wichtigen mikrostrukturellen Veränderungen sowie die lokalen Spannungszustände innerhalb der Spanbildungszone durch prozessbegleitende *in situ* Röntgenbeugungsexperimente mit hochenergetischer Synchrotronröntgenstrahlung erstmals zugänglich zu machen, die Zusammenhänge zwischen den Spannungszuständen, ausgewählten Spanparametern und der Mikrostrukturentwicklung zu erarbeiten und somit einen signifikanten Beitrag für die Weiterentwicklung von Zerspanmodellen und Simulationen zu leisten.

Einige der wichtigsten Einflussfaktoren auf den Spannungszustand stellen die Schneidkeilgeometrie und das Werkstückmaterial dar. Für die systematische Analyse des Einflusses des Werkstückmaterials auf den Spannungszustand und somit die Spanbildung wurden für die *in situ* Röntgenbeugungsexperimente als Werkstückmaterialien die Werkstoffe Stahl C45E, die Aluminiumlegierung AlCuMg1 sowie die Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 verwendet. Mit dem Werkstoff Stahl C45E wurde ein Vertreter der Materialien mit einer kubisch-raumzentrierten Kristallstruktur und einer daraus resultierenden erhöhten Festigkeit ausgewählt. In Ergänzung hierzu stellt die Aluminiumlegierung AlCuMg1 einen Vertreter der kubisch-flächenzentrierten Metalle mit einer etwas geringeren Festigkeit als der des Stahls, dar. Die Messinglegierungen ermöglichen darüber hinaus die Einstellung der Stapelfehlerenergie sowie eines zweiphasigen Gefüges, da bei Messinglegierungen ab einem Zink-Gehalt von mehr als 37 Gew.% neben der kubisch-flächenzentrierten α -Phase die kubisch-raumzentrierte β -Phase entsteht. Weiterhin sinkt mit zunehmendem Zink-Gehalt die Stapelfehlerenergie. Daher war es anhand der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40, welche in ihrem Zink-Gehalt variieren, möglich, gezielt den Einfluss einer zweiten Phase sowie der Stapelfehlerenergie auf den Spannungszustand innerhalb der Spanbildungszone und die Spanbildung zu untersuchen. Der Einfluss der Schneidkeilgeometrie wurde anhand der Variation der Spannungsdicke, des Spanwinkels und des Schneidkantenradius untersucht.

4 Experimentelle Grundlagen

4.1 Werkstoffe

4.1.1 Stahl C45E

Der Stahl C45E ist ein Vergütungsstahl mit einem Kohlenstoffanteil von 0,45 Gew.%. Er wird weiterhin mit der Werkstoffnummer 1.1191 bezeichnet. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4.1 laut DIN EN 10083-2 [DIN EN 10083-2] angegeben. Das E steht dabei für einen besonders geringen Gehalt an Phosphor ($\leq 0,03$ Gew.%) und Schwefel ($\leq 0,035$ Gew.%). Entsprechend des Eisen-Kohlenstoffdiagrammes bildet er bei langsamer Abkühlung ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit einem Zementitanteil von ~ 7 Gew.% aus. Der Werkstoff besteht daher überwiegend aus dem kubisch-raumzentrierten (krz) Ferrit.

Tabelle 4.1 – Chemische Zusammensetzung des Stahls C45E laut DIN EN 10083-2 [DIN EN 10083-2]

Massen- anteil [%]	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cr+Mo+Ni
min.	0,42		0,5						
max.	0,5	0,4	0,8	0,03	0,035	0,4	0,1	0,4	0,63

Der Stahl C45E wurde als Vertreter der metallischen Werkstoffe mit einer krz Gitterstruktur und erhöhter Festigkeit für die Zerspanversuche ausgewählt.

Weiterhin ist dieser Werkstoff aufgrund seines hohen Streuvermögens sehr gut für röntgenographische Untersuchungen geeignet. Das gute Streuvermögen ist auf die Ordnungszahl des Eisens von 26 zurückzuführen, welche mit einem vergleichsweise hohen Atomformfaktor verbunden ist [Spi09]. Die Bildung eines Fließspans ist für die *in situ*-Experimente von großer Bedeutung. Vorversuche zeigten, dass C45E die erforderliche Spanform unter geringen Schnittgeschwindigkeiten ausbildet.

4.1.2 Aluminiumlegierung AlCuMg1

Als weiteren Werkstoff wurde für die *in situ* Zerspanversuche die Aluminiumlegierung AlCuMg1 verwendet, wobei es sich bei dieser Bezeichnung um das Kurzzeichen des Werkstoffes mit der Nummer 3.1325 laut DIN 1745-1:1983-02 handelt. Nach der DIN EN 485-2 [DIN EN 485-2] trägt die Legierung die Bezeichnung EN AW-2017A [AlCu4MgSi(A)]. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4.2 aufgeführt. Die Aluminiumlegierung AlCuMg1 wurde als Vertreter der metallischen Werkstoffe mit einer

kfz Gitterstruktur und einer geringeren Festigkeit im Vergleich zum Stahl C45E für die Zerspanversuche ausgewählt.

Tabelle 4.2 – Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AW-2017A laut DIN EN 573-3:2009-08 [DIN EN 573-3]

Massen- anteil [%]	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr +Ti	Al
min.	0,2		3,5	0,4	0,4				Rest
max.	0,8	0,7	4,5	1	1	0,1	0,25	0,25	

Andere Beimengungen: max. 0,05% (Einzel), 0,15% (Insgesamt)

4.1.3 Messing

Messingwerkstoffe weisen in Abhängigkeit von ihrer Legierungszusammensetzung unterschiedliches Spanbildungsverhalten auf. Bei einem Zinkanteil von unter 37 Gew.% besitzt Messing ein einphasiges, duktileres Gefüge (kubisch-flächenzentriertes α -Messing) und neigt zur Wirrspanbildung. Bei Zinkgehalten von 37 bis 46 Gew.% bildet sich zusätzlich die kubisch-raumzentrierte β -Phase aus, die eine geringere Duktilität als die α -Phase aufweist und damit die Zerspanbarkeit unterstützt [Wob11]. Bei höheren Zinkgehalten sinkt zusätzlich die Stapelfehlerenergie und die Mischkristallverfestigung führt zu einer Steigerung der Zugfestigkeit des α -Messings. Bei reinem Kupfer liegt die Stapelfehlerenergie bei 65-74 mJ/m² und sinkt bei 36 Gew.% Zink auf 8-9 mJ/m² ab [Ott67]. Geringere Stapelfehlerenergien resultieren in der Bildung von Stapelfehlern und Zwillingen. Messinglegierungen mit steigendem Zink-Gehalt sind daher sehr gut geeignet, um die Spanbildung unter dem Einfluss einer zweiten Phase und in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie zu untersuchen. In dieser Arbeit wurden daher die Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 für die *in situ* Zerspanversuche ausgewählt. Die chemische Zusammensetzung für diese Messingwerkstoffe ist in Tabelle 4.3 angegeben. Durch Variation des Zinkgehalts von 10 Gew.% (CuZn10) auf 37 Gew.% (CuZn37) können verschiedene Stapelfehlerenergien eingestellt werden, welche auch die Zwillingsbildung beeinflussen. Dieser Vergleich dient dazu, die Erzeugung von Stapelfehlern und Zwillingen beim Zerspanen zu untersuchen. Bei weiterer Erhöhung des Zinkgehalts von 37 Gew.% auf 40 Gew.% (CuZn40) kann der Einfluss der Zweiphasigkeit überprüft werden, da die Stapelfehlerenergie nur geringfügig abnimmt, aber der Anteil der β -Phase deutlich erhöht wird. Weiterhin besitzen Messingwerkstoffe eine hohe Relevanz für die Zerspantechnik. Sie finden im Maschinen-

Apparate-, Kraftwerks- und Fahrzeugbau für die spanende Bearbeitung von Lagern, Ventilen, Turbinen und Schaufelrädern Verwendung [Deu07].

Tabelle 4.3 – Chemische Zusammensetzung der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 laut DIN EN 12163 [DIN EN 12163]

Legierung	Massenanteil [%]	Cu	Al	Fe	Ni	Pb	Sn	Zn	Sonstige insgesamt
CuZn10	min.	89						Rest	
	max.	91	0,02	0,05	0,3	0,05	0,1		0,1
CuZn37	min.	62						Rest	
	max.	64	0,05	0,1	0,3	0,1	0,1		0,1
CuZn40	min.	59						Rest	
	max.	61,5	0,05	0,2	0,3	0,2	0,2		

4.2 Röntgenbeugung

4.2.1 Röntgenstrahlung und Detektoren

Für die Durchführung von *in situ* Röntgenbeugungsexperimenten während schnell ablaufenden Prozessen wie der Spanbildung ist ein hoher Photonenfluss der Röntgenstrahlung notwendig, um mit kurzen Belichtungszeiten ein ausreichendes Signal-Rauschverhältnis zu erreichen. Abbildung 4.1 zeigt wie sich die Spitzenleuchtstärke seit der Entdeckung der Synchrotronstrahlung an Teilchenbeschleunigern deutlich erhöht hat. Synchrotron-Röntgen-Strahlung besitzt im Vergleich zu konventioneller Labor-Röntgenstrahlung herausragende Eigenschaften wie exzellente Kollimation, hohe Intensität und Brillanz, ein großes einstellbares Energiespektrum sowie eine definierte Zeitstruktur und Polarisation [Kno08]. Die Verwendung von hochenergetischer Synchrotron-Röntgen-Strahlung ($E \sim 100$ keV) erlaubt dabei die Messung auch unterhalb des oberflächennahen Probenbereiches, also im Probenvolumen [Rei08]. Die Weiterentwicklung der Synchrotronstrahlungsquellen bis zur dritten Generation (bspw. PETRA III am DESY in Hamburg) führte zu einer zusätzlichen Erhöhung des Photonenflusses. Dieser Fortschritt und die Weiterentwicklung der Röntgendetektionsmöglichkeiten hin zu zweidimensionalen Detektoren, die die simultane Erfassung vollständiger Debye-Kegel mehrerer Reflexe erlauben, schufen somit die Voraussetzungen für die *in situ* Röntgenbeugungsexperimente während der Spanbildung. Die Steigerung des Photonenflusses ermöglichte weiterhin die Messung in kleineren Probenvolumina und somit eine höhere örtliche Auflösung.

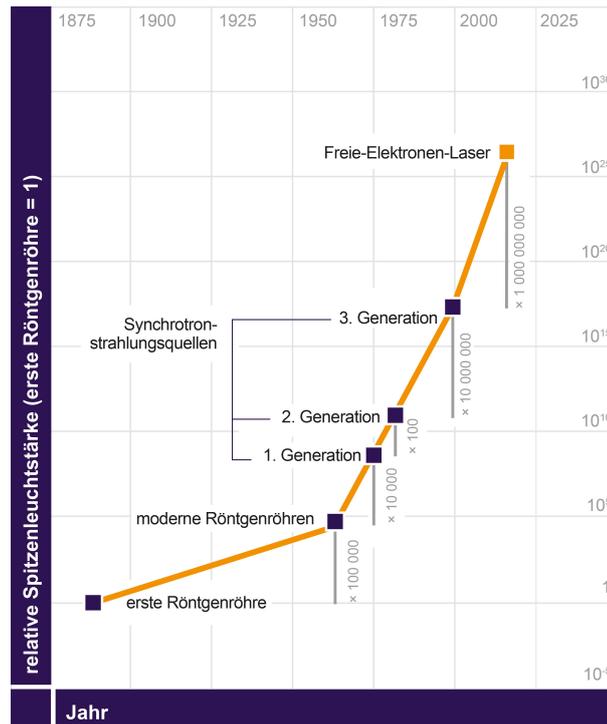


Abbildung 4.1 – Entwicklung der Spitzenleuchtstärke [Des16] (Copyright: European XFEL)

4.2.2 Röntgenographische Spannungsanalyse

Die röntgenographische Analyse elastischer Spannungen in vielkristallinen Werkstoffen beruht auf der experimentellen Ermittlung von Gitterdehnungen ε in verschiedenen Messrichtungen (φ, ψ) bezüglich eines definierten Probenkoordinatensystems (Abbildung 4.2), aus denen mittels geeigneter Transformationsbeziehungen sowie des HOOKEschen Gesetzes die Spannungen berechnet werden. Grundlage der Dehnungsanalyse bildet die Ermittlung der Netzebenenabstände $d(hkl)$ (hkl -MILLERsche Indizes) gemäß der BRAGGschen Gleichung:

$$2d(hkl) \sin \theta = n\lambda. \quad (4.1)$$

Hier bedeuten λ die Wellenlänge der Strahlung, n die Beugungsordnung der Interferenz (hkl) und θ deren Glanz- bzw. BRAGG-Winkel. Mit dem Netzebenenabstand $d_0(hkl)$ des spannungsfreien Kristallgitters als Referenzwert ergibt sich die Gitterdehnung in der durch den Azimut- und Neigungswinkel φ bzw. ψ vorgegebenen Richtung aus

$$\varepsilon_{\varphi,\psi}(hkl) = \frac{d_{\varphi,\psi}(hkl) - d_0(hkl)}{d_0(hkl)}. \quad (4.2)$$

In der Praxis bedeutet dies in der Regel, dass Gitterdehnungen $\varepsilon_{\varphi,\psi}(hkl)$ anhand

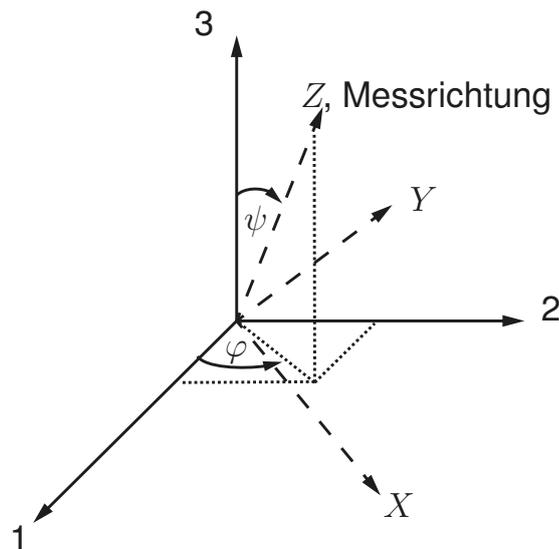


Abbildung 4.2 – Messrichtung Z bezüglich des definierten Probenkoordinatensystems 1, 2, 3 entsprechend $\{P\}$ und des Laborkoordinatensystems X, Y, Z in der röntgenographischen Spannungsanalyse

der präzisen Bestimmung des BRAGG-Winkels θ eines gewählten Reflexes hkl erfolgen. Es sei betont, dass auf diese Weise der elastische Anteil der Dehnungen erfasst wird. Für die Ermittlung des Netzebenenabstandes $d_0(hkl)$ des spannungsfreien Kristallgitters gibt es verschiedene Möglichkeiten. So kann z.B. eine Messung an einem spannungsfreien Pulver erfolgen oder eine Gleichgewichtsbeziehung herangezogen werden. Liegt in einer Probe z.B. ein ebener Spannungszustand vor, so ist in einer Raumrichtung die Spannung gleich Null. Somit kann die Messung des Netzebenenabstandes in dieser ausgezeichneten Raumrichtung als spannungsfreie Referenz verwendet werden.

Weiterhin ist zu berücksichtigen, dass sowohl die ermittelten Gitterdehnungen als auch die gesuchten Spannungen tensoriellen Charakter tragen. Wählt man als Messrichtung die Z -Richtung des laborfesten Koordinatensystems X, Y, Z aus (im Weiteren kurz als Laborsystem bezeichnet, siehe Abbildung 4.2), so bestehen zwischen den Dehnungen ε_{ij}^P im Probenkoordinatensystem $\{P\}$ und den entsprechend im Laborsystem definierten Größen $\varepsilon_{ij}^{X,Y,Z}$ feste Transformationsbeziehungen. Da im Laborsystem nur die Dehnungskomponente ε_{33}^Z in Messrichtung von Interesse ist, gilt:

$$\varepsilon_{33}^Z = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \omega_{3i} \omega_{3j} \varepsilon_{ij}^P. \quad (4.3)$$

Die ω_{ij} in Gleichung 4.3 sind die Komponenten der Transformationsmatrix, die sich

durch Nacheinanderausführung der Drehung φ des Laborsystems um die Z -Achse und seine anschließende Kippung ψ um die neue Position der Y -Achse ergeben. Nach Ausführung der doppelten Summation entsprechend Gleichung 4.3 ergibt sich für die Dehnung in Messrichtung:

$$\varepsilon_{33}^Z = \varepsilon_{\varphi\psi} = \varepsilon_{11}^P \cos^2 \varphi \sin^2 \psi + \varepsilon_{12}^P \sin^2 \varphi \sin^2 \psi + \varepsilon_{13}^P \cos \varphi \sin 2\psi + \varepsilon_{22}^P \sin^2 \varphi \sin^2 \psi + \varepsilon_{23}^P \sin \varphi \sin 2\psi + \varepsilon_{33}^P \cos^2 \varphi. \quad (4.4)$$

Die Beziehungen zwischen den Gitterdehnungen im Probensystem und den zugehörigen Spannungen ergeben sich aus dem HOOKEschen Gesetz für isotrope Körper:

$$\sigma_{ij}^P = \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_{ij}^P + \delta_{ij} \left(-\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P + \sigma_{33}^P) \quad (4.5)$$

oder

$$\sigma_{ij}^P = \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \left[\varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \left(\frac{\nu}{1-2\nu} \right) (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + \varepsilon_{33}^P) \right] \quad (4.6)$$

$$\delta_{ij} = \begin{cases} 1, & \text{für } i = j, \\ 0, & \text{für } i \neq j. \end{cases}$$

In Gleichung 4.5 sind E der Elastizitätsmodul und ν die Poissonzahl der untersuchten Phase des Werkstoffes. Einsetzen von Gleichung 4.5 in Gleichung 4.4 ergibt schließlich den gesuchten Zusammenhang zwischen den experimentell in der Messrichtung (φ, ψ) ermittelten Gitterdehnungen $\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl)$ und den Komponenten des Spannungstensors im Probensystem σ_{ij}^P :

$$\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl) = \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} [(\sigma_{11}^P \cos^2 \varphi + \sigma_{22}^P \sin^2 \varphi + \sigma_{12}^P \sin 2\varphi) \sin^2 \psi + (\sigma_{13}^P \cos \varphi + \sigma_{23}^P \sin \varphi) \sin 2\psi + \sigma_{33}^P \cos^2 \varphi] + \left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P + \sigma_{33}^P). \quad (4.7)$$

Gleichung 4.7 wird als Grundgleichung der röntgenographischen Spannungsanalyse (RSA) bezeichnet [Eve75, Sti66]. Sie zeigt, dass zur Bestimmung des Spannungstensors mindestens 6 Messrichtungen $\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl)$ erforderlich sind. Die Zahl der erforderlichen Messrichtungen reduziert sich, wenn Zusatzbedingungen, wie z. B. das Vorliegen eines zweiachsigen Spannungszustandes, erfüllt sind [Rei08].

Die Abhängigkeit der Konstanten E und ν von der jeweiligen Interferenz (hkl) beruht auf der elastischen Anisotropie der einzelnen Kristallite im Vielkristallverbund. Daher ist im Gegensatz zu den mechanischen Messverfahren, bei denen über alle Kristallite gemittelt wird, zu berücksichtigen, dass zur Beugung nur diejenigen Kristallite beitragen, deren Netzebenennormalenvektor \vec{N}^{hkl} mit dem Streuvektor $\vec{g}_{\varphi\psi}$ in der betrachteten Messrichtung $Z(\varphi\psi)$ zusammenfällt. Je nachdem, ob eine „harte“ oder eine „weiche“ Kristallrichtung für die Messung ausgewählt wurde [Pau86], werden demzufolge für ein und denselben Spannungszustand kleine bzw. große Gitterdehnungen beobachtet. Für die Ausdrücke $\left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{hkl}$ und $\left(-\frac{\nu}{E}\right)_{hkl}$ in Gleichung 4.7 ist es üblich, folgende Abkürzungen einzuführen:

$$s_1(hkl) = \left(-\frac{\nu}{E}\right)_{hkl} \quad \frac{1}{2}s_2(hkl) = \left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{hkl}. \quad (4.8)$$

$s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ werden Diffraktionselastische Konstanten (DEK) genannt. Sie lassen sich experimentell durch entsprechende Gitterdehnungsanalysen unter uniaxialer, externer Zugbelastung bzw. im Biegeversuch ermitteln [Hau82, Mac58] oder unter Zugrundelegung verschiedener Annahmen bezüglich der Kristallitkopplung im Werkstoff aus den Einkristallkonstanten berechnen. Die Erfahrung zeigt, dass die DEK auf rechnerischem Weg unter Heranziehung der Modelle von KRÖNER [Krö58] und ESHELBY [Esh57] sehr gut bestimmt werden können. Gleichung 4.7 spiegelt somit zwei Seiten der röntgenographischen Spannungsanalyse vielkristalliner Werkstoffe wider. Einerseits beruht die Spannungsanalyse auf der makroskopischen Isotropie der Beobachtung in Form der formalen Gleichberechtigung der Messrichtungen ($\varphi\psi$), während andererseits die elastische Anisotropie der Kristallite auf mikroskopischer Ebene zur Abhängigkeit der DEK von den Kristallitorientierungen (hkl) und damit der ermittelten Gitterdehnungen führt. [Hau97]

4.2.3 Röntgenographische Spannungsanalyse mit einem zweidimensionalen Detektor

Im Folgenden wird nun die Auswertung der einzelnen Komponenten des Spannungstensors unter Verwendung eines zweidimensionalen (2D) Detektors erläutert. Wird das Probenkoordinatensystem $\{P\}$, wie in Abbildung 4.3 a) dargestellt, definiert, so ergeben sich für die in Abbildung 4.3 b) dargestellten Messrichtungen auf dem 2D-Detektor die jeweiligen Azimut- und Neigungswinkel φ bzw. ψ . Gemäß Gleichung 4.4 ergeben sich somit aus den angegebenen Messrichtungen die folgenden Dehnungen:

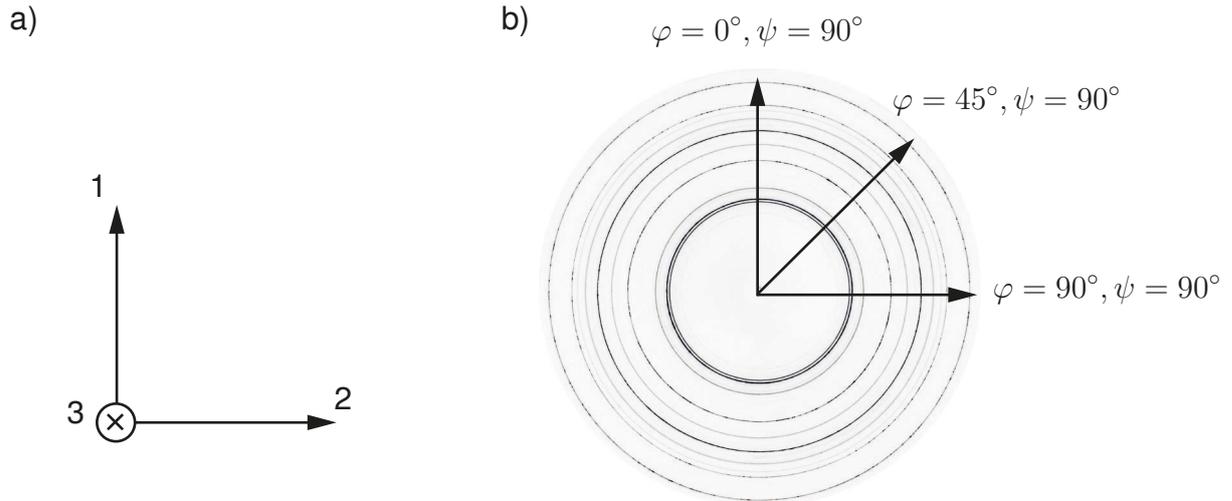


Abbildung 4.3 – a) Definiertes Probensystem $\{P\}$, b) 2D-Diffraktogramm mit Debye-Ringen und ausgewählten Messrichtungen $(\varphi\psi)$

$$\varphi = 0^\circ, \quad \psi = 90^\circ : \quad \varepsilon_{\varphi\psi} = \varepsilon_{11} \quad (4.9)$$

$$\varphi = 45^\circ, \quad \psi = 90^\circ : \quad \varepsilon_{\varphi\psi} = 0,5 \cdot \varepsilon_{11} + \varepsilon_{12} + 0,5 \cdot \varepsilon_{22} \quad (4.10)$$

$$\varphi = 90^\circ, \quad \psi = 90^\circ : \quad \varepsilon_{\varphi\psi} = \varepsilon_{22}. \quad (4.11)$$

Mit der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes ($\varepsilon_{33} = 0$)¹ lassen sich die Spannungstensorkomponenten anhand des HOOKEschen Gesetzes (Gleichung 4.5) unter Verwendung der DEKs $s_1(hkl)$ und $\frac{1}{2}s_2(hkl)$ folgendermaßen ermitteln:

$$\sigma_{12}^P = \frac{2}{s_2} \varepsilon_{12}^P, \quad (4.12)$$

$$\sigma_{11}^P = \frac{2}{s_2} \left(\varepsilon_{11}^P - \frac{s_1}{\frac{1}{2}s_2 + 3s_1} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + 0) \right), \quad (4.13)$$

$$\sigma_{22}^P = \frac{2}{s_2} \left(\varepsilon_{22}^P - \frac{s_1}{\frac{1}{2}s_2 + 3s_1} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + 0) \right), \quad (4.14)$$

$$\sigma_{33}^P = \frac{2}{s_2} \left(0 - \frac{s_1}{\frac{1}{2}s_2 + 3s_1} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + 0) \right). \quad (4.15)$$

¹Wie in Kapitel 2.3 gezeigt, ist die Annahme eines ebenen Dehnungszustandes für die orthogonale Zerspannung anwendbar.

4.2.4 Rietveldanalyse

Die Profilform und -breite der Beugungsreflexe sind unter anderem abhängig von der Form und Größe der kohärent streuenden Bereiche (Domänengrößen/Kristallitgrößen), von Mikrodehnungen und von Stapelfehlern [War69]. Während der Verformung kann beispielsweise die Anordnung von Versetzungen dazu führen, dass Kleinwinkelkorngrenzen entstehen. Somit treten in hochgradig verformten Materialien unter anderem sehr kleine Domänengrößen auf, welche zu einem Anstieg der Reflexbreiten führen. Die Anhäufung von Versetzungen führt weiterhin innerhalb kleinster Werkstoffbereiche zu lokalen Dehnungen. Diese Dehnungen werden daher als Mikrodehnungen bezeichnet. Hohe Mikrodehnungen führen ebenfalls zu einer Verbreiterung der Reflexe. Somit kann beispielsweise eine Analyse der Reflexhalbwertsbreiten (Full Width at Half Maximum/FWHM) einen ersten Eindruck über den Grad der Verformung eines Materials liefern.

Eine detaillierte Analyse des Reflexprofils hingegen kann herangezogen werden, um die mikrostrukturellen Parameter genauer zu ermitteln. Eine Auftrennung der Informationen und somit eine Abschätzung der Mikrodehnungen und Domänengrößen kann beispielsweise vorgenommen werden, indem die Integralbreiten der Reflexe in einem Williamson-Hall-Plot aufgetragen werden [Wil53].

Eine genauere Bestimmung der mikrostrukturellen Parameter erlaubt die Rietveld-Methode [You95]. Hierbei wird das Diffraktogramm als mathematische Funktion des Beugungswinkels angesehen, die auch von strukturellen Parametern abhängig ist. Unter Verwendung der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden strukturelle und zusätzlich instrumentelle Parameter verfeinert und somit das berechnete Diffraktogramm an das gemessene schrittweise angepasst. Die instrumentellen Parameter werden üblicherweise anhand der Messung eines Standardpulvers ermittelt. Dieses sollte möglichst frei von Gitterdefekten sein und Kristallitgrößen $> 1 \mu\text{m}$ aufweisen, um möglichst keinen Beitrag zur Reflexverbreiterung zu liefern.

Das resultierende Linienprofil wird anhand einer Pseudo-Voigt-Funktion $pV(x)$ beschrieben:

$$pV(x) = I_p [\eta C(x) + (1 - \eta)G(x)]. \quad (4.16)$$

Mit $C(x) = (1 + x^2)^{-1}$ ist hierin zum einen ein Cauchyanteil enthalten, welcher durch Teilcheneffekte beeinflusst wird und weiterhin ein Gaußanteil $G(x) = \exp[-(\ln 2)x^2]$, welcher durch Verzerrungen beeinflusst wird. Die Variable x ergibt sich gemäß $x = (2\theta - 2\theta_0)/\omega$. Hierin ist $2\theta_0$ die Position des Peak-Maximums, 2ω die Halbwertsbreite (FWHM), η der Anteil der Cauchy-Funktion und I_p die Intensität des Peak-Maximums.

Es wird weiterhin angenommen, dass die Halbwertsbreite der Cauchy- und der Gaußfunktion gleich groß sind [LB00]. Das gesamte Beugungsdiagramm wird durch folgende Faltungsfunktion beschrieben [Enz88]:

$$Y_C(2\theta) = [B * (I * A)](2\theta) + bkg. \quad (4.17)$$

Darin stellt *bkg* die Untergrundfunktion, * das Symbol für die mathematische Operation der Faltung, $B(2\theta)$ die probenbedingte Linienverbreiterung und $I(2\theta)$ die instrumentelle, symmetrische Linienverbreiterung bzw. $A(2\theta)$ die asymmetrische Linienverbreiterung dar. Es wurden bereits verschiedene Software-Pakete entwickelt, die eine Analyse von diffraktometrischen Daten basierend auf der Rietveld-Methode ermöglichen. In der vorliegenden Arbeit wurde für die Analyse von Mikrodehnungen, Domänengrößen und Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten das Software-Paket MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) [Lut99] verwendet. Stehen für die Rietveld-Analyse mit MAUD die diffraktometrischen Daten in ausreichend vielen Raumrichtungen und eine ausreichend hohe Anzahl von Reflexen zur Verfügung, können während der Analyse auch die Häufigkeitsverteilungen der Kristallorientierungen (Textur) ermittelt werden. Bei *in situ* Untersuchungen kann dies beispielsweise mit der Verwendung eines 2D-Detektors realisiert werden.

4.2.5 Analyse von Stapelfehlern

Im vorangegangenen Kapitel wurde auf die Reduzierung von Domänengrößen und den Anstieg von Mikrodehnungen innerhalb eines metallischen Werkstoffes als Resultat einer starken Verformung eingegangen. Bei Werkstoffen mit geringer Stapelfehlerenergie kann die Kaltverformung weiterhin in der Bildung von Stapelfehlern resultieren. Dies ist insbesondere bei der Analyse von Spannungen und Gitterdehnungen anhand von Röntgenbeugung zu berücksichtigen, da erhöhte Stapelfehlerdichten unter anderem in der Verschiebung von Reflexlagen resultieren. Da auch die Analyse der Gitterdehnungen auf der Auswertung von Reflexlagen beruht, kommt es somit zu der Ermittlung von sogenannten scheinbaren Dehnungen und damit zu fehlerhaften Ergebnissen für die Gitterdehnungen, wenn der Einfluss von Stapelfehlern nicht berücksichtigt wird. Die grundlegende Theorie auf diesem Gebiet wurde von PATERSON [Pat52] entwickelt und wurde von WARREN [War53] et al. und WAGNER [Wag57] erweitert. Die Linienprofilanalysen auf Basis dieser Theorien ermöglichen die Ermittlung der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α . Der Kehrwert der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit $1/\alpha$ gibt hierbei die durchschnittliche Zahl an Netzebenen zwischen zwei Stapelfehlern an. Die genannten Arbeiten gehen ausschließlich auf den Einfluss von Stapelfehlern in den (111)-Ebenen

von kfz-Kristallen ein. In diesen Ebenen ist der Einfluss von Stapelfehlern besonders groß, da sich Stapelfehler am leichtesten in den dichtgepackten Ebenen eines Kristalls bilden. In kfz-Kristallen wird zwischen intrinsischen Stapelfehlern, extrinsischen Stapelfehlern und Zwillingstapelfehlern unterschieden, welche schematisch in Abbildung 4.4 dargestellt sind.

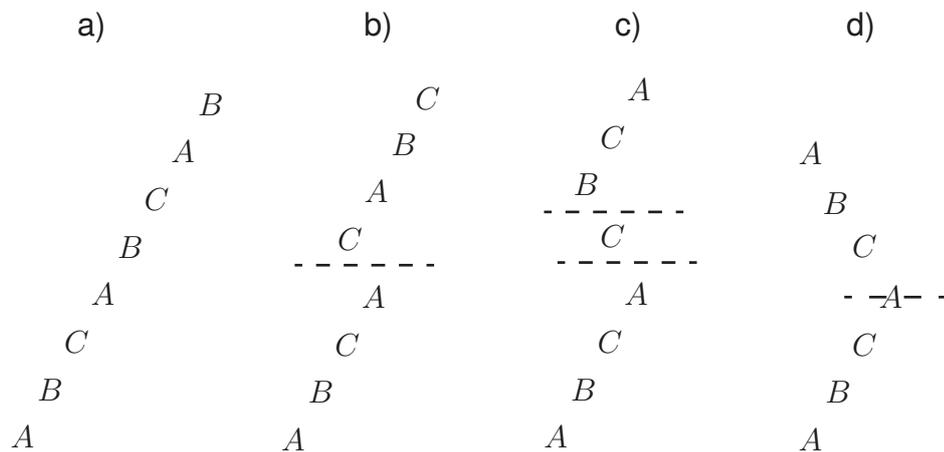


Abbildung 4.4 – Dichtest gepackte Ebenen a) normale kfz-Sequenz, b) Deformations- oder intrinsischer Stapelfehler, c) extrinsischer Stapelfehler, d) Zwillingstapelfehler nach [Wag57]

Intrinsische Stapelfehler resultieren sowohl in einer Reflexverbreiterung als auch in einer Reflexverschiebung, welche allerdings nicht für alle Orientierungen gleichmäßig ist. Die Verschiebung der Reflexlagen aufgrund von intrinsischen Stapelfehlern wurde von PATERSON berechnet.

In Tabelle 4.4 ist die Reflexverschiebung und die scheinbare Gitterdehnung für den 220-Reflex in Abhängigkeit von der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α angegeben. Der 220-Reflex wurde in dieser Arbeit für die Spannungsanalyse des α -Messings herangezogen. Die Reflexverschiebungen und scheinbare Gitterdehnungen für weitere Orientierungen sind in [Har63] aufgeführt.

Tabelle 4.4 – Reflexlagenverschiebung nach [Har63]

hkl	$\Delta(2\theta^\circ) \cdot \alpha^{-1}$	$da/a \cdot \alpha^{-1}$
220	$+3,95 \cdot \tan \theta$	$-3,45 \cdot 10^{-2}$

Extrinsische Stapelfehler verursachen eine Reflexverschiebung, die der Verschiebung durch intrinsische Stapelfehler in ihrem Betrag gleicht, aber ein umgekehrtes Vorzeichen hat [Joh63, War63]. Zwillingstapelfehler verursachen nur vernachlässigbar

kleine Reflexverschiebungen. Sowohl extrinsische Stapelfehler als auch Zwillingsstapelfehler resultieren weiterhin in einer asymmetrischen Verbreiterung des Reflexprofils. Wenn sowohl intrinsische als auch extrinsische Stapelfehler in den Kristalliten vorhanden sind, müssen die Reflexverschiebungen daher nach Gleichung 4.18 berücksichtigt werden:

$$\alpha = \alpha' - \alpha'' \quad (4.18)$$

Hierin bedeutet α' die intrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit und α'' die extrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit. [Wag65] Die Effekte von Stapelfehlern auf den (211)-Ebenen in krz-Kristallen auf das Röntgenbeugungsprofil wurden von GUENTERT et al. [Gue58] und HIRSCH et al. [Hir57] analysiert. Die Theorie besagt unter anderem, dass die Stapelfehler auf (211)-Ebenen in krz-Kristallen zu keinen Reflexverschiebungen führen. Daher müssen die Stapelfehler bei der Analyse von Spannungen anhand von Röntgenbeugung in krz-Metallen nicht berücksichtigt werden. ROTHMAN et al. [Rot71] haben die Bildung von Stapelfehlern nach einer Kaltverformung in verschiedenen krz-Metallen anhand von Röntgenbeugung untersucht. In β -Messing wurden keine nennenswerten Konzentrationen an Stapelfehlern ermittelt. Daher wurden in dieser Arbeit die Stapelfehler in dem β -Messing nicht analysiert.

Die Software MAUD bietet die Möglichkeit, unter Verwendung des Materialmodells nach WARREN [War69] die Analyse von intrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten, extrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten und Zwillingsstapelfehlerwahrscheinlichkeiten anhand einer Rietveld-Analyse vorzunehmen. Anhand der ermittelten Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten können somit die durch Stapelfehler hervorgerufenen scheinbaren Dehnungen korrigiert werden.

5 Experimentelle Durchführung

5.1 *In situ* Diffraktion

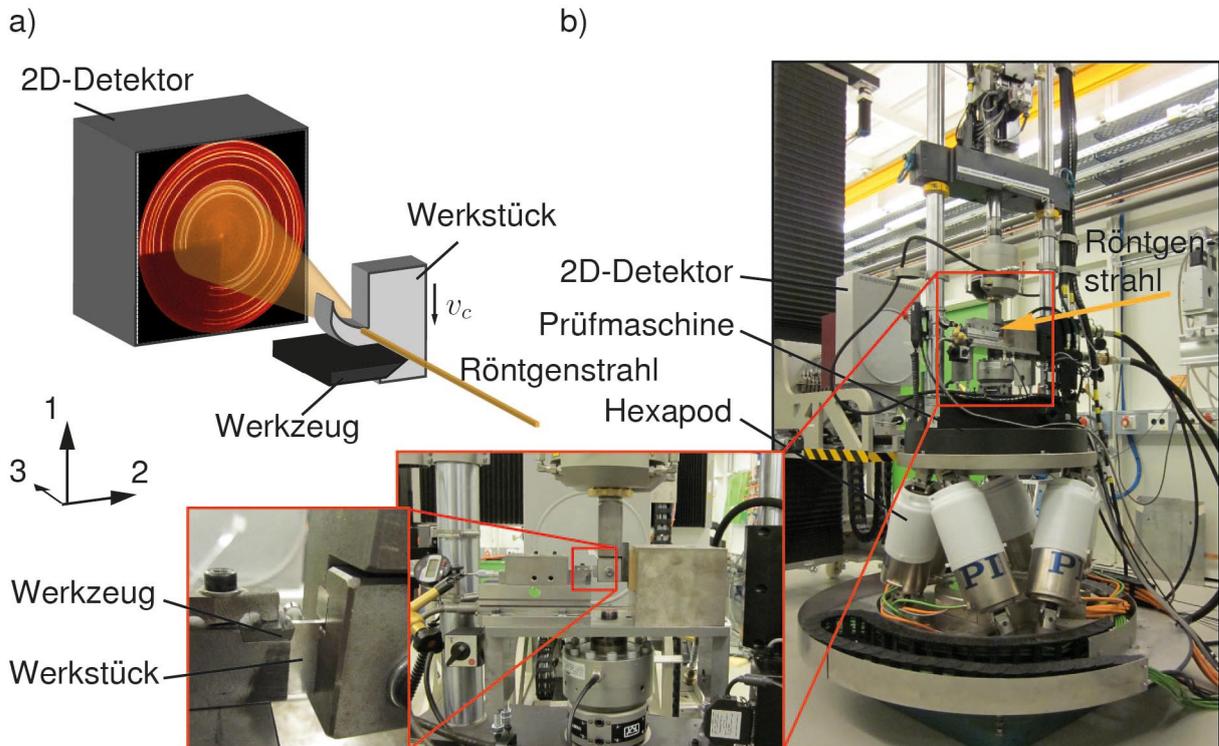


Abbildung 5.1 – Experimenteller Aufbau des *in situ* Beugungsexperimentes während orthogonaler Zerspanung a) Schematische Darstellung, b) Aufbau an der HEMS-Beamline

Die *in situ* Beugungsexperimente während orthogonaler Zerspanung wurden an der High Energy Materials Science Beamline (HEMS) des PETRA III Synchrotron-speicherrings am DESY (Deutsches Elektronen-Synchrotron) durchgeführt. Der experimentelle Aufbau ist in Abbildung 5.1 dargestellt. Das grundsätzliche Messprinzip wird in der schematischen Darstellung (Abbildung 5.1 a)) verdeutlicht. Die Beugungsexperimente wurden im Transmissionsmodus durchgeführt. Hierbei wurde das Werkstück an ausgewählten Messorten während des orthogonalen Zerspanvorgangs durchstrahlt. Hierfür wurde das Werkstück translatorisch abgesenkt, während das Werkzeug ortsfest blieb. Diese Vorgehensweise ermöglichte es, einen Messort, welcher relativ zur Schneidkante des Werkzeugs definiert wurde, während der Messung konstant zu halten. Um eine hohe örtliche Auflösung der Spannungsfelder zu erreichen, wurde der Strahlquerschnitt, und damit ebenfalls die Messortgröße, mit einem Schlitzsystem auf einen Querschnitt von $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ begrenzt. Die örtliche Auflösung konnte somit im Vergleich zu den ersten *in situ* Zerspanversuchen am Synchrotron-speicherring

DORIS III, wo ein Strahlquerschnitt von $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ verwendet wurde [Uhl11], deutlich erhöht werden. Die am Werkstück in Form von Debye-Scherrer-Kegeln gebeugte Strahlung wurde mit einem zweidimensionalen Detektor (mar345 der Firma marXperts GmbH) registriert und über die Belichtungszeit t aufsummiert, um ein ausreichendes Signal/Rauschverhältnis zu gewährleisten. Um den Schnittvorgang zu realisieren, wurde eine spezielle Zerspanapparatur entwickelt, welche in eine servohydraulische Zug-Druck-Prüfmaschine (INSTRON 8800) integriert wurde. Die Zerspanapparatur wurde am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb (IWF) der TU Berlin entwickelt [Uhl09]. Ein speziell angepasster Stempel, welcher am unteren Ende das quaderförmige Werkstück über eine kraft- und formschlüssige Verbindung aufnehmen kann, wurde im oberen Aufnehmer der Prüfmaschine eingespannt. Daher konnte durch Herabfahren des oberen Querhauptes der Prüfmaschine ein Vorschub in Schnittrichtung realisiert werden. Ein Gleitlager diente zur seitlichen Abstützung des Stempels. Somit wurde die Steifigkeit des Aufbaus erhöht, um eine möglichst konstante Spannungsdicke während des Versuches zu erreichen. Unterhalb des Werkzeughalters wurde ein 3-Komponenten-Dynamometer montiert, um die Zerspankräfte während des Schnittvorgangs zu messen. Die translatorische Werkstückbewegung während des orthogonalen Schneidvorgangs ermöglichte einen Versuchsaufbau mit maximaler Steifigkeit und möglichst konstanten Zerspanbedingungen. Die relativ geringe Schnittgeschwindigkeit war notwendig, um während des Zerspanvorgangs eine ausreichende Belichtungszeit und somit ein geeignetes Signal/Rauschverhältnis zu realisieren.

Tabelle 5.1 – Zerspanparameter der durchgeführten *in situ* Zerspanversuche

γ (°)	-20	-10	0						10			20			
r_β (μm)	9	7	5			30			60	6			6		
h (μm)	30	30	30	60	80	30	60	80	30	30	60	80	30	60	80
C45E															
$b = 1 \text{ mm}$	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	s	x	x	x	x
$b = 2 \text{ mm}$					x										
AlCuMg1															
$b = 2 \text{ mm}$	x	x	x	x	x	x			x	x	x	x	x	x	x
CuZn40															
$b = 1,6 \text{ mm}$	x	x	x	x	x					x	x	x	x	x	x
CuZn37															
$b = 1,6 \text{ mm}$		x	x							x					
CuZn10															
$b = 1,6 \text{ mm}$		x	x							x					

Bei industriell eingesetzten Schnittgeschwindigkeiten von mehr als 100 m/min würde sich ein zu langer Schnittweg während der Belichtungszeit ergeben und eine Versuchsdurchführung mit translatorischer Schnittbewegung wäre nicht mehr möglich. Da die meisten der postulierten Gesetzmäßigkeiten zu orthogonalen Schneidvorgängen sich nicht auf bestimmte Schnittgeschwindigkeiten beziehen, sind die Ergebnisse der hier vorgestellten Methode dennoch geeignet, um diese Gesetzmäßigkeiten zu prüfen und ggf. zu erweitern. Die durchgeführten Zerspanversuche sind in Tabelle 5.1 aufgelistet.

Da diese Arbeit den Schwerpunkt auf die Analyse der Abhängigkeiten von den einzelnen Spanparametern legt, werden im Ergebnisteil (Kapitel 6) ausschließlich die Ergebnisse der Messungen dargestellt, bei denen nur jeweils ein einzelner Parameter variiert wird. Diese Messungen sind in Tabelle 5.1 mit **x** markiert. Für die Werkstückwerkstoffe Stahl C45E und die Aluminiumlegierung AlCuMg1 erfolgt anhand der Variation des Spanwinkels γ , der Spannungsdicke h und des Schneidkantenradius r_β eine ausführliche Untersuchung der Spanparameter. Für die Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 werden ausschließlich die Ergebnisse der Variation des Spanwinkels γ präsentiert, da hier der Fokus auf der Untersuchung des Einflusses der Stapelfehlerenergie und der Zweiphasigkeit liegt. Die in Tabelle 5.1 mit **s** markierten Spanparameter $\gamma = 10^\circ$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ des Stahls C45E wurden für den Vergleich mit einer Zerspannsimulation herangezogen. Die Ergebnisse werden in Kapitel 7 dargestellt.

Die Schnittgeschwindigkeit betrug für alle Versuche $v_c = 3 \text{ mm/min}$. Als Schneidwerkzeug dienten quadratische Wendeschneidplatten vom Typ SPUN 120304 aus Wolframkarbid-Kobalt Hartmetall (Sorte: IC20, ISCAR Germany GmbH, Ettlingen). In diese Platten wurden die verschiedenen Spanwinkel vom Hersteller eingeschliffen. Hierbei vergrößerte sich der Schneidkantenradius von ursprünglich $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ bei einem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ auf bis zu $r_\beta = 9 \mu\text{m}$ bei einem Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$. Um die größeren Schneidkantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ herzustellen, wurden die Werkzeuge am IWF durch Strömungsschleifen und Bürsten bearbeitet.

Die *in situ* Diffraktionsmessungen wurden in insgesamt fünf Messzeiten durchgeführt. Die verwendeten experimentellen Parameter sind in Tabelle 5.2 aufgeführt.

Tabelle 5.2 – Parameter für die Diffraktion

Messzeit	Material	Energie (keV)	Wellenlänge (Å)	Detektorabstand (mm)	Zählzeit (s)
1	C45E	60,84	0,203787	718	30
2	C45E	60	0,206640	713	30
3	C45E	60	0,206640	710	30
	AlCuMg1	50	0,247968	740	50
4	C45E	59,99	0,206661	729	30
	CuZn40	59,99	0,206661	762	80
	CuZn37	59,99	0,206661	762	80
	CuZn10	59,99	0,206661	762	60
5	C45E	59,98	0,206709	729	30
	CuZn40	59,98	0,206709	760	120

5.2 Auswertung der *in situ* Diffraktionsexperimente

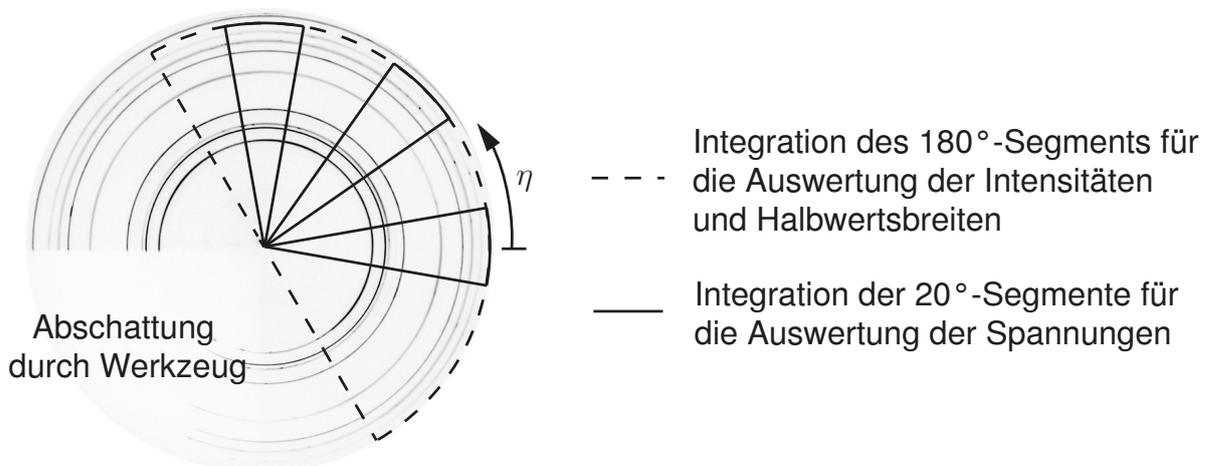


Abbildung 5.2 – Lage der integrierten Segmente innerhalb des 2D-Diffraktogramms zur Auswertung der Spannungen, Reflexintensitäten und Halbwertsbreiten

Die mit dem 2D-Detektor aufgenommenen 2D-Diffraktogramme wurden zunächst mit der Software FIT2D [Ham98] weiterverarbeitet. Für die Auswertung der Spannungen wurden aus allen aufgenommenen 2D-Diffraktogrammen drei 20°-Segmente ("Tortestücke") integriert. Die Lage dieser drei Segmente sowie die Definition des in FIT2D verwendeten Azimutwinkels η ist in Abbildung 5.2 angegeben. Anhand dieser Segmente können die Dehnungen ε_{11} , ε_{22} und ε_{12} bestimmt werden. Aus diesen Dehnungen wurden mit der Annahme eines ebenen Dehnungszustands (siehe Kapitel 2.3) die

Spannungskomponenten σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} und σ_{12} ermittelt (siehe Kapitel 4.2.3). Weiterhin wurden anhand der Spannungskomponenten nach Gleichung 2.17 die Vergleichsspannungen nach von Mises und nach Gleichung 2.8 die hydrostatischen Anteile ermittelt. Für die Integration der Segmente wurden die anhand von Referenzmessungen an Siliciumpulver ermittelten Referenzdaten (Detektorabstand, Strahlposition, Verkippung des Detektors in Bezug auf den Synchrotronstrahl) berücksichtigt. Für jedes Segment ergibt sich folglich ein Diffraktogramm (Linienscan) mit den Intensitätswerten in Abhängigkeit von dem Beugungswinkel 2θ . In einem weiteren Schritt wurden die Reflexe mit einer Pseudo-Voigt Funktion angefitet. Für das Anfiten der Daten des Stahls C45E wurde die Software Multifit [Mer15] verwendet. Die Daten der Aluminiumlegierung AlCuMg1 sowie der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 wurden mit der Software Fityk [Woj10] angefitet. Die Berechnung der Spannungen aus den Reflexlagen 2θ erfolgte mit der Software MS Excel.

Tabelle 5.3 – Diffractionselastische Konstanten

Material	hkl	$s_1(hkl)(\text{MPa}^{-1})$	$\frac{1}{2}s_2(hkl)(\text{MPa}^{-1})$
Ferrit	110		
	211	$-0,1126 \cdot 10^{-5}$	$0,5777 \cdot 10^{-5}$
	220		
	200	$-0,1805 \cdot 10^{-5}$	$0,7815 \cdot 10^{-5}$
Aluminium	111	$-0,4732 \cdot 10^{-5}$	$1,8506 \cdot 10^{-5}$
α -Messing (29% Zn) (CuZn37) (CuZn40)	220	$-0,2631 \cdot 10^{-5}$	$1,0525 \cdot 10^{-5}$
α -Messing (9,1% Zn) (CuZn10)	220	$-0,2501 \cdot 10^{-5}$	$1,0102 \cdot 10^{-5}$
β -Messing (47,8% Zn) (CuZn40)	211	$-0,3113 \cdot 10^{-5}$	$1,2203 \cdot 10^{-5}$

Die Dehnungen wurden unter Verwendung des spannungsfreien Netzebenenabstands d_0 berechnet, welcher anhand der vor dem Zerspanversuch durchgeführten Referenzmessung des Ausgangsmaterials für jede Probe ermittelt wurde. In Tabelle 5.3 sind die DEKs aufgeführt, welche für die Berechnung der Spannungen verwendet wurden. Die DEKs wurden nach dem Modell von KRÖNER [Krö58] aus den Einkristallkonstanten berechnet, welche aus [Nel92] entnommen wurden. Bei der Aluminiumlegierung AlCuMg1 wurde für die Berechnung der Spannungen der 111-Reflex herangezogen, da die starke Texturwicklung eine akkurate Auswertung von Reflexen höherer

Ordnung nicht ermöglichte. Die in dieser Arbeit präsentierten Spannungen des Stahls C45E basieren auf dem Mittelwert der Spannungen, die für die Reflexe 110, 200, 211 und 220 ermittelt wurden. Zur Analyse der Spannungen des α -Messings wurde der 220-Reflex herangezogen. Für die Auswertung der β -Phase in der Messinglegierung CuZn40 diente der 211-Reflex.

Für die Analyse der Entwicklung der Intensitäten und der Halbwertsbreiten des Stahls C45E wurde für jede Messung ein 180°-Segment integriert, welches gegenüber der Detektorabschattung lag. Die dargestellten Werte basieren auf dem Mittelwert der 110-, 200-, 211-, 220- und 310-Reflexe. Diese Vorgehensweise wurde gewählt, um einen Einfluss der Texturteilung bei der Analyse der Entwicklung der Intensitäten auszuschließen.

Zur Analyse der mikrostrukturellen Parameter innerhalb der Spanbildungszone wurden für alle Messorte und Spanparameter Rietveld-Analysen mit der Software MAUD durchgeführt. Hierfür wurden 72 5°-Segmente über das gesamte 2D-Diffraktogramm mit der Software FIT2D integriert. Weiterhin wurden die 72 Segmente unter Verwendung des Java Skriptes Fit2d2maud [Mer08] in eine „.esg“ Datei umgewandelt, welche in MAUD eingelesen werden kann. Die Segmente, bei denen die Intensität durch die Werkzeugabschattung beeinflusst wurden, wurden von der Analyse ausgenommen. Für alle Werkstoffe wurden mittels der Rietveld-Analyse Mikrodehnungen und Domänengrößen in den jeweiligen Messorten ermittelt. Für die α -Phase der Messinglegierungen wurden weiterhin intrinsische und extrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten sowie Zwillingswahrscheinlichkeiten ermittelt. Die intrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten α' und die extrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten α'' wurden nach Gleichung 4.18 in einer Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α zusammengefasst und somit für die Korrektur der durch Stapelfehler hervorgerufenen „scheinbaren Dehnungen“ verwendet (siehe Kapitel 4.2.5). In Tabelle 5.4 sind die mittleren Standardabweichungen (estimated standard deviation e.s.d.) der Rietveld-Analysen für die bestimmten mikrostrukturellen Parameter angegeben.

Weiterhin wurden mit der Software MAUD für ausgewählte Messorte Polfiguren ermittelt. Zur Berechnung der Orientierungsverteilungsfunktion ODF (orientation distribution function) wurde das EWIMV-Modell mit einer ODF-Auflösung von 5° verwendet. Hierbei handelt es sich um einen modifizierten WIMV-Algorithmus [Mat82] der auch unregelmäßige und unvollständige Polabdeckungen prozessieren kann [Isc05]. Obwohl mit der Aufnahme eines 2D-Diffraktogramms keine vollständige Polfigur gemessen wird, erreicht die ODF-Abdeckung trotzdem 100%, wenn eine ausreichende Anzahl an Reflexen unter genügend Azimutwinkeln auf den Debye-Ringen zur Verfügung stehen. Die Polfiguren wurden für die Schnittrichtung ermittelt. Die für die Darstellung

5.3 Mechanische Tests und Härtemessung

Zur Charakterisierung der verwendeten Werkstückmaterialien wurden Stauchversuche und Härtemessungen durchgeführt. Die Druckversuche wurden nach DIN 50 106 [DIN 50 106] durchgeführt. Die Versuche erfolgten weggeregelt unter Verwendung der servo-hydraulischen Universalprüfmaschine „MTS 810“. Die Abmaße der zylindrischen Druckproben sind in Tabelle 5.5 aufgeführt. Zusätzlich wurden Härtemessungen nach Vickers mit dem Mikrohärteprüfgerät „Struers Duramin -1/-2“ mit einer Prüflast $F = 4,903 \text{ N}$ (HV 0,5) mit einer Haltezeit $t = 10 \text{ s}$ durchgeführt. Der Versuch wurde nach DIN EN ISO 6507-1 [DIN EN 6507-1] durchgeführt.

Tabelle 5.5 – Abmaße der Druckproben

	C45E	AlCuMg1	CuZn10	CuZn40
Durchmesser (mm)	7	10	10	10
Länge (mm)	10,5	15	20	20

5.4 Metallographische Präparation

Die Spanwurzeln wurden in Epoxidharz eingebettet und anschließend durch Schleifen sowie Polieren metallographisch präpariert. Für die Ätzung der Proben wurden die in Tabelle 5.6 angegebenen Lösungen und Ätzzeiten verwendet. Einige Spanwurzeln der Aluminiumlegierung AlCuMg1 wurden weiterhin bei einer Spannung von 20 V für 15-25 s nach BARKER anodisiert [Bar50]. Hierfür wurde eine modifizierte Barkerlösung (5% HBF_4 in destilliertem Wasser) verwendet.

Tabelle 5.6 – Zusammensetzung der Ätzmittel

Werkstoff	Stahl C45E	AlCuMg1	Messing
Zusammensetzung	<i>Nital-Ätzmittel:</i>		<i>Kroll-Ätzmittel:</i>
	97 ml Ethanol (96%-ig)	6 ml Salpetersäure (65%-ig)	25 ml dest. Wasser
	3 ml Salpetersäure (65%-ig)	2 ml Flußsäure (40%-ig)	25 ml Ammoniaklösung (25%-ig)
Dauer	3-5 s	15-20 s	5 ml Wasserstoffperoxid (3%-ig)
			3-10 s

6 Ergebnisse

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der *in situ* Zerspanversuche dargelegt. Die Ergebnisse sind nach den Werkstückwerkstoffen Stahl C45E, die Aluminiumlegierung AlCuMg1 sowie die Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 gegliedert. Für jedes Werkstückmaterial werden zunächst die mechanischen Eigenschaften des Ausgangsmaterials präsentiert, um die Ergebnisse der Spannungsanalyse während der spanenden Umformung in Bezug auf die Festigkeiten einordnen zu können. Weiterhin wird für jedes Werkstückmaterial ein Diffraktogramm des Ausgangsmaterials und des *in situ* Versuches präsentiert, da bereits im Diffraktogramm einige charakteristische Veränderungen während der Zerspanung festzustellen sind. Anschließend erfolgt die Darstellung der Ergebnisse der Zerspanversuche. Für die Werkstückwerkstoffe C45E und AlCuMg1 sind die Ergebnisse weiterhin in die Untersuchung der Abhängigkeit von der Spannungsdicke, von dem Spanwinkel und von dem Schneidkantenradius untergliedert. Für die Messinglegierungen wurde ausschließlich die Abhängigkeit von dem Spanwinkel untersucht. Für jede Spanparametervariation erfolgt zunächst eine Analyse der mikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln, welche als Grundlage zur Interpretation der diffraktometrischen Daten dient. Darauf folgt die Analyse der aus den diffraktometrischen Daten ermittelten mikrostrukturellen Parameter (Domänengrößen und Mikrodehnungen) und der Spannungen. Die Ergebnisse der *in situ* Zerspanversuche werden für die quadratischen Messorte, welche eine Größe von $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ aufweisen, innerhalb der Spanbildungszone präsentiert. Die Lage der Messorte wird anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln verdeutlicht. Zur Veranschaulichung der Spannungsgradienten und der Verläufe der mikrostrukturellen Eigenschaften wurden die eingezeichneten Messorte mit Konturplots hinterlegt, welche aus den ermittelten Daten berechnet wurden. Zur Analyse der Spannungszustände werden die ermittelten Vergleichsspannungen nach von Mises σ_v , die Richtungen der maximalen Schubspannungen τ_{max} , die Spannungskomponente σ_{11} in Spanrichtung, die Spannungskomponente σ_{22} in Richtung des ablaufenden Spanes und die hydrostatischen Anteile σ_m präsentiert. Auf die Darstellung der Spannungskomponente σ_{33} wurde verzichtet, da diese qualitativ mit den Verläufen der hydrostatischen Anteile übereinstimmt. Abschließend erfolgt für jedes Werkstückmaterial eine Texturanalyse bei den Spanparametern $h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$ und $r_\beta = 5 \mu\text{m}$.

6.1 Stahl C45E

6.1.1 Mechanische Eigenschaften

Abbildung 6.1 zeigt die Fließkurven, welche in Stauchversuchen an dem Werkstückwerkstoff Stahl C45E bei den Stauchraten $0,001 \text{ s}^{-1}$, $0,01 \text{ s}^{-1}$ und $0,1 \text{ s}^{-1}$ ermittelt wurden. In Abbildung 6.1 a) sind die Fließkurven bis zu einer Prüfkraft von 100 kN gezeigt. Die Proben sind bei dieser Kraft noch nicht gebrochen. Abbildung 6.1 b) zeigt einen vergrößerten Ausschnitt der Fließkurve im Bereich des elastisch-plastischen Übergangs. Wie zu erwarten, zeigt der Stahl eine ausgeprägte Lüders-Dehnung. Die ermittelten Streckgrenzen sind in Tabelle 6.1 aufgeführt. Wie es bei krz Materialien zu erwarten ist, steigt die Streckgrenze mit höheren Stauchraten an. Der Stahl zeigt weiterhin eine deutliche Verfestigung des Materials bei höheren Dehnungen. Mit höheren Stauchraten ist ein Anstieg der Fließspannung zu verzeichnen. Bei der höchsten Stauchrate sinkt die Fließspannung bei höheren Dehnungen im Vergleich zu den geringeren Stauchraten ab. Dies resultiert vermutlich aus der stärkeren Erwärmung der Probe durch die Verformung. Am Werkstückwerkstoff Messing C45E wurde eine Härte von $196 \pm 6,9 \text{ HV } 0,5$ bestimmt.

Tabelle 6.1 – Untere und obere Streckgrenze unter Druckbelastung für den Stahl C45E bei verschiedenen Stauchraten

Stauchrate (s^{-1})	untere Streckgrenze R_{eL} (MPa)	obere Streckgrenze R_{eH} (MPa)
0,001	-309 ± 3	-314 ± 5
0,01	-327 ± 3	-341 ± 5
0,1	-360 ± 3	-376 ± 5

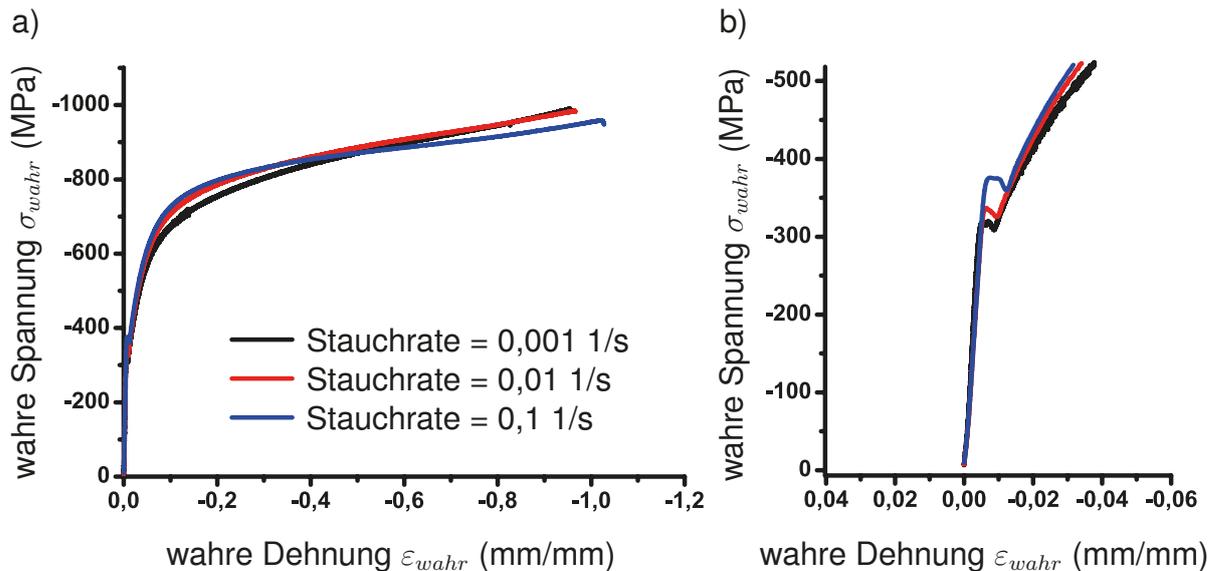


Abbildung 6.1 – Fließkurve unter Druckbelastung des Stahls C45E für verschiedene Stauchraten a) Spannungs-Dehnungsverlauf bis zu einer Prüfkraft von 100 kN, b) Ausschnitt aus dem Spannungs-Dehnungsverlauf für den Übergang von elastischer zu plastischer Verformung

6.1.2 Diffraktogramme

Abbildung 6.2 zeigt einige ausgewählte Diffraktogramme, die am Stahl C45E gemessen wurden. In Abbildung 6.2 a) ist ein 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials gezeigt. Die Debye-Ringe des Ferrits zeigen eine unregelmäßige Belegung mit sichtbaren Bragg-Spots. Die gleichmäßig belegten Ringe sind dem Kupferpulver zuzuordnen, welches auf die Vorder- und Rückseite der Probe aufgebracht wurde. Abbildung 6.2 b) zeigt ein 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches. Das linke untere Viertel des Detektors ist durch das Werkzeug abgeschattet. Aufgrund der starken Verformung während des Spanvorganges und der daraus resultierenden Verfeinerung der Kornstruktur sind auf den Debye-Ringen keine Bragg-Spots mehr zu erkennen. Weiterhin ist zu erkennen, dass sich während des Spanvorganges Vorzugsorientierungen bilden, welche zu symmetrisch angeordneten Intensitätsmaxima auf den Debye-Ringen führen. Abbildung 6.2 c) zeigt ein integriertes 20°-Segment des 2D-Diffraktogramms des *in situ* Versuches.

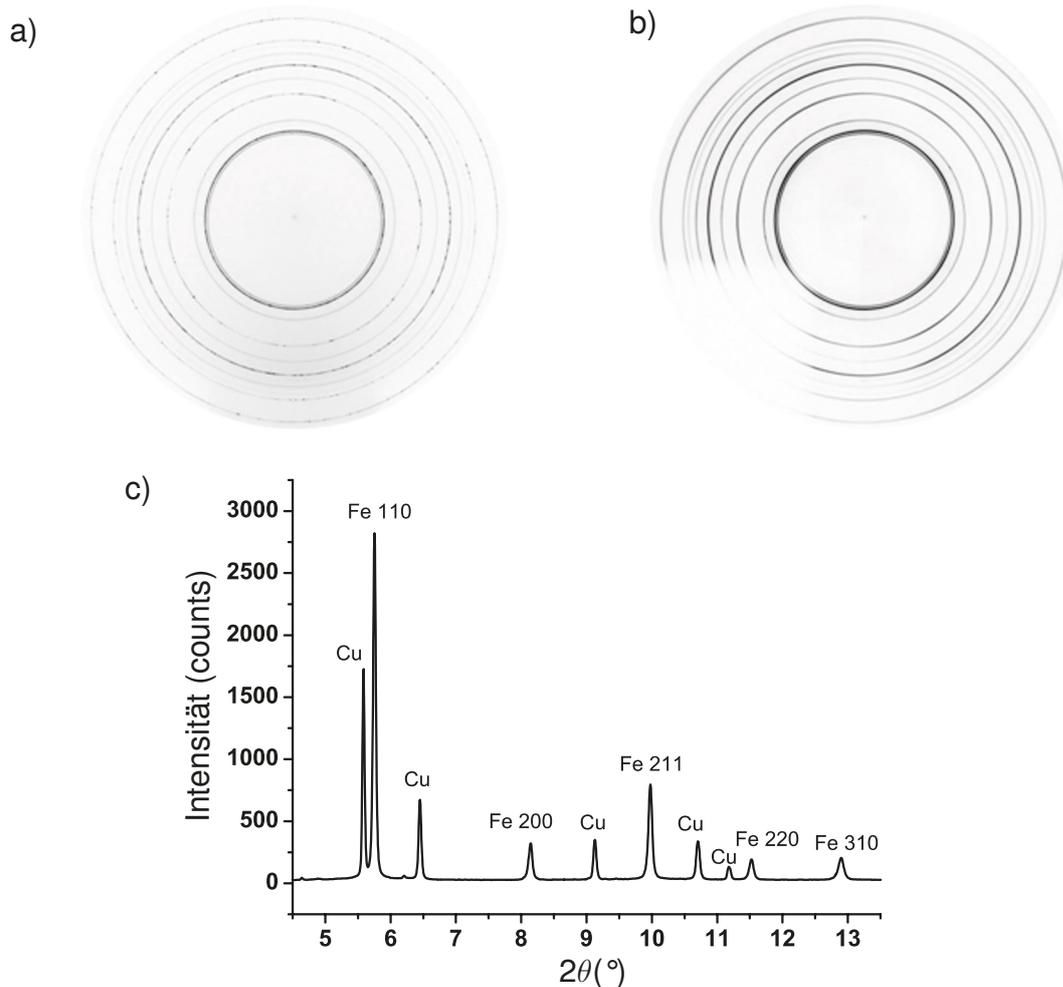


Abbildung 6.2 – Diffraktogramme C45E a) 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials, b) 2D-Diffraktogramm des in situ Versuches, c) integriertes 2θ -Segment des in situ Versuches

6.1.3 Einfluss der Spannungsdicke

Zur Untersuchung des Einflusses der Spannungsdicke auf die Spannbildung und somit auch auf den Spannungszustand innerhalb der Spannbildungszone wurden orthogonale Zerspanversuche mit den Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ durchgeführt. Bei allen drei Spannungsdicken betrug der Spanwinkel 0° und der Schneidkantenradius $5 \mu\text{m}$.

6.1.3.1 Mikroskopie

Abbildung 6.3 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen von Spanwurzeln, welche mit den Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ hergestellt wurden. Die Späne aller drei Spannungsdicken zeigen eine kontinuierliche Fließspannbildung. Der Kontrast zwischen den hellen ferritischen Körnern und den dunklen perlitischen Körnern ermög-

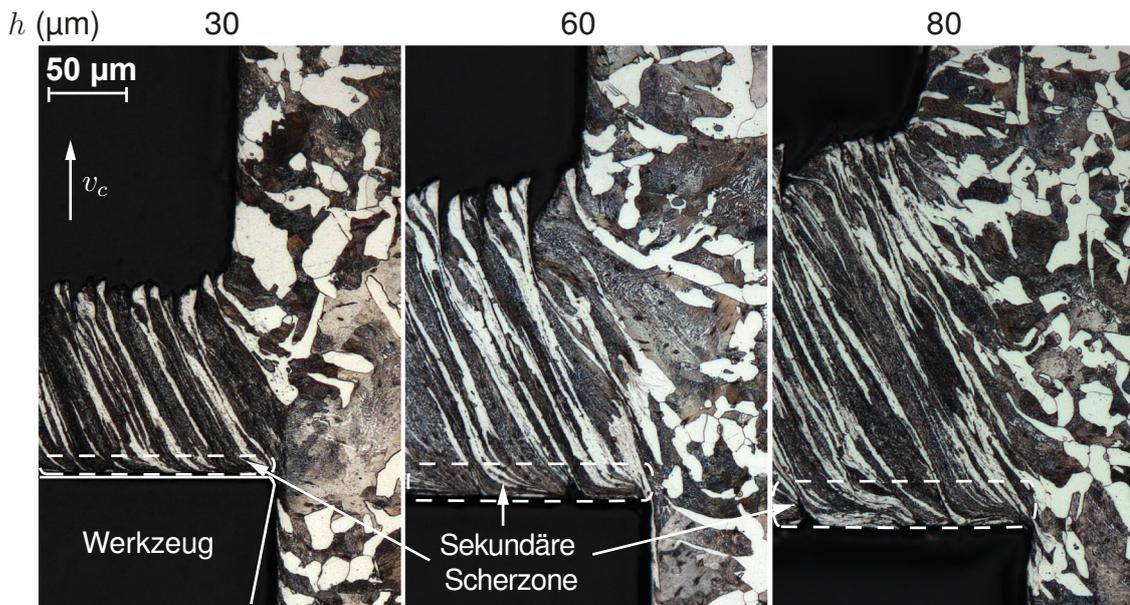


Abbildung 6.3 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln der Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ ($\gamma = 0^\circ$; $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - C45E

licht eine gute Visualisierung der Deformationen innerhalb der Späne. Die Körner sind entlang der primären Scherzone gestreckt. Nahe der Schneidkante, innerhalb der sekundären Scherzone, sind die Körner zusätzlich parallel entlang der Spanfläche gestreckt. Mit zunehmender Spannungsdicke ist diese Streckung stärker ausgeprägt. Der Bereich, in welchem die Körner durch die sekundäre Scherung beeinflusst sind, ist daher für die größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ größer als für die geringste Spannungsdicke von $h = 30 \mu\text{m}$.

6.1.3.2 Diffraktion-Mikrostruktur

Die Mikrostruktur des Ausgangsmaterials wird durch den Zerspanungsvorgang sehr stark beeinflusst. Abbildung 6.4 zeigt für jeden Messort die aus den Daten der *in situ* Diffraktionsexperimente gewonnenen mikrostrukturellen Parameter in der Spanbildungszone. Der Anstieg der Halbwertsbreiten FWHM (Abbildung 6.4 a)) und die Abnahme der Reflexintensitäten (Abbildung 6.4 b)) vermitteln bereits einen allgemeinen Eindruck über die deutlichen Veränderungen. Für alle Messorte in der Spanbildungszone wird eine deutliche Zunahme der Halbwertsbreiten und eine Abnahme der Reflexintensitäten beobachtet. Die Abnahme der Reflexintensitäten kann durch die starke Deformation während der Zerspanung erklärt werden, welche mit einer Abnahme der kohärent streuenden Bereiche einhergeht. Erwartungsgemäß zeigt das nahezu unverformte Material unterhalb der Scherebene die höchsten Reflexintensitäten und die geringsten Halbwertsbreiten FWHM. Ein Anstieg der Halbwertsbreiten kann sowohl von

der Abnahme der Domänengrößen als auch von der Zunahme der Mikrodehnungen verursacht werden. Für eine separate Analyse von Mikrodehnungen und Domänengrößen wurden daher Rietveld-Analysen der 2D-Diffraktogramme durchgeführt. Somit können Aussagen über die Entwicklung der Domänengrößen und Mikrodehnungen innerhalb des Spans getroffen werden. Die Ergebnisse der Rietveld-Analyse erlauben daher eine detailliertere Untersuchung der mikrostrukturellen Entwicklung als die Abnahme der Reflexintensitäten und die Zunahme der Halbwertsbreiten. Für die Betrachtung weiterer Spanparameter und Materialien wird daher auf die Darstellung der Abnahme der Reflexintensitäten und die Zunahme der Halbwertsbreiten verzichtet. Obwohl anhand der Betrachtung der Spanwurzeln für die geringste Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ die kleinste sekundäre Scherzone beobachtet wurde, zeigen die Messorte nahe der Schneidkante für diesen Spanparameter die größte Zunahme der Halbwertsbreiten und die größten Mikrodehnungen. Dieser hohe Wert geht mit einem hohen Gradienten der Mikrodehnungen einher, mit den höchsten Mikrodehnungen nahe der Spanfläche und an der Oberseite des Spans und geringeren Mikrodehnungen in der Mitte. Für die größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ ist das Maximum der Mikrodehnung etwas geringer und es ist ein schwächerer Gradient zu beobachten. Für die größte Spannungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ kann ein leichter Anstieg zur Spanfläche hin beobachtet werden. Der Messort unterhalb der Schneidkante zeigt steigende Halbwertsbreiten, steigende Mikrodehnungen und sinkende Domänengrößen mit zunehmender Spannungsdicke.

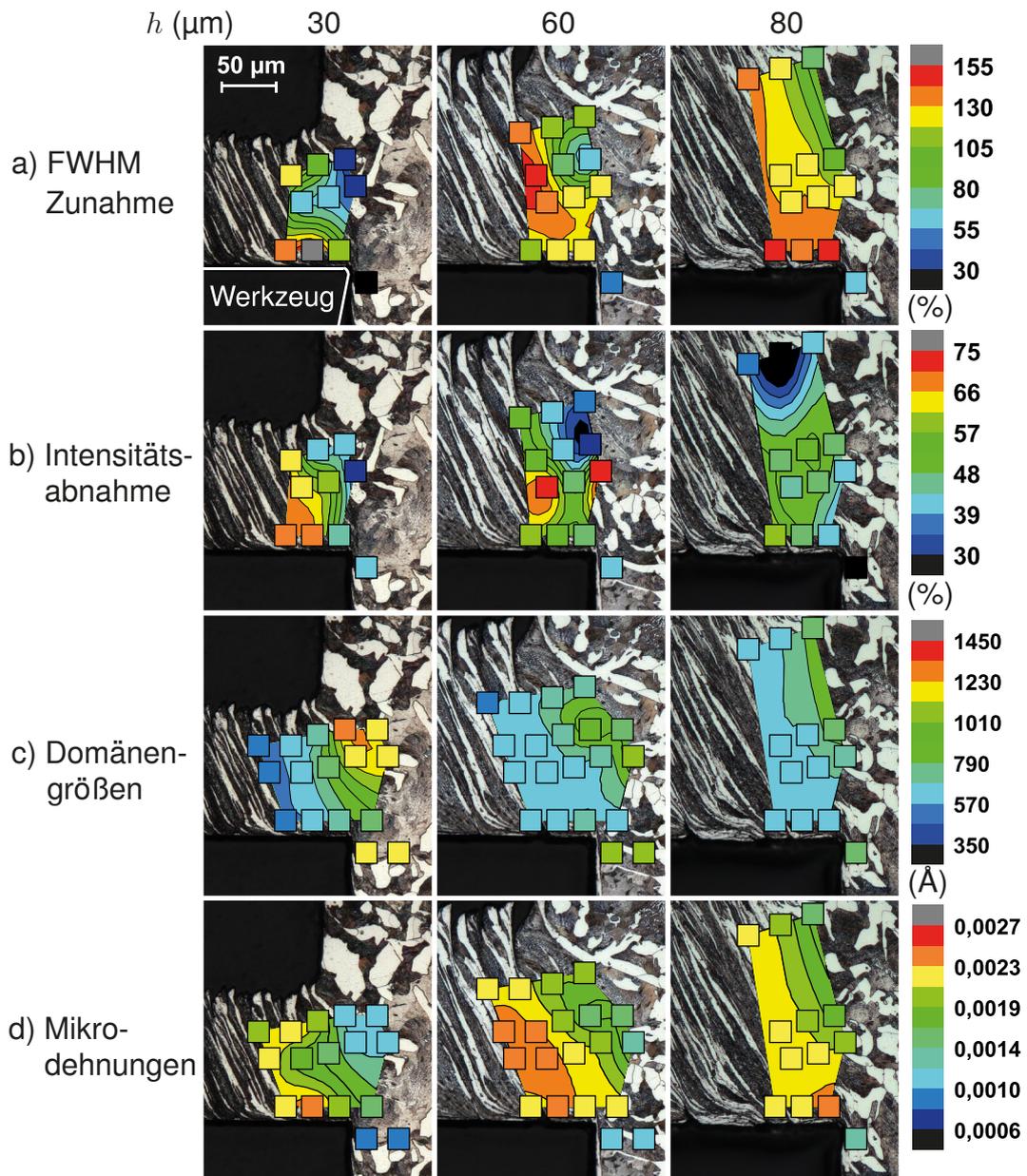


Abbildung 6.4 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spannungsdicke ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - C45E a) FWHM-Zunahme, b) Intensitätsabnahme, c) Domänengrößen, d) Mikrodehnungen

6.1.3.3 Diffraction-Spannungen

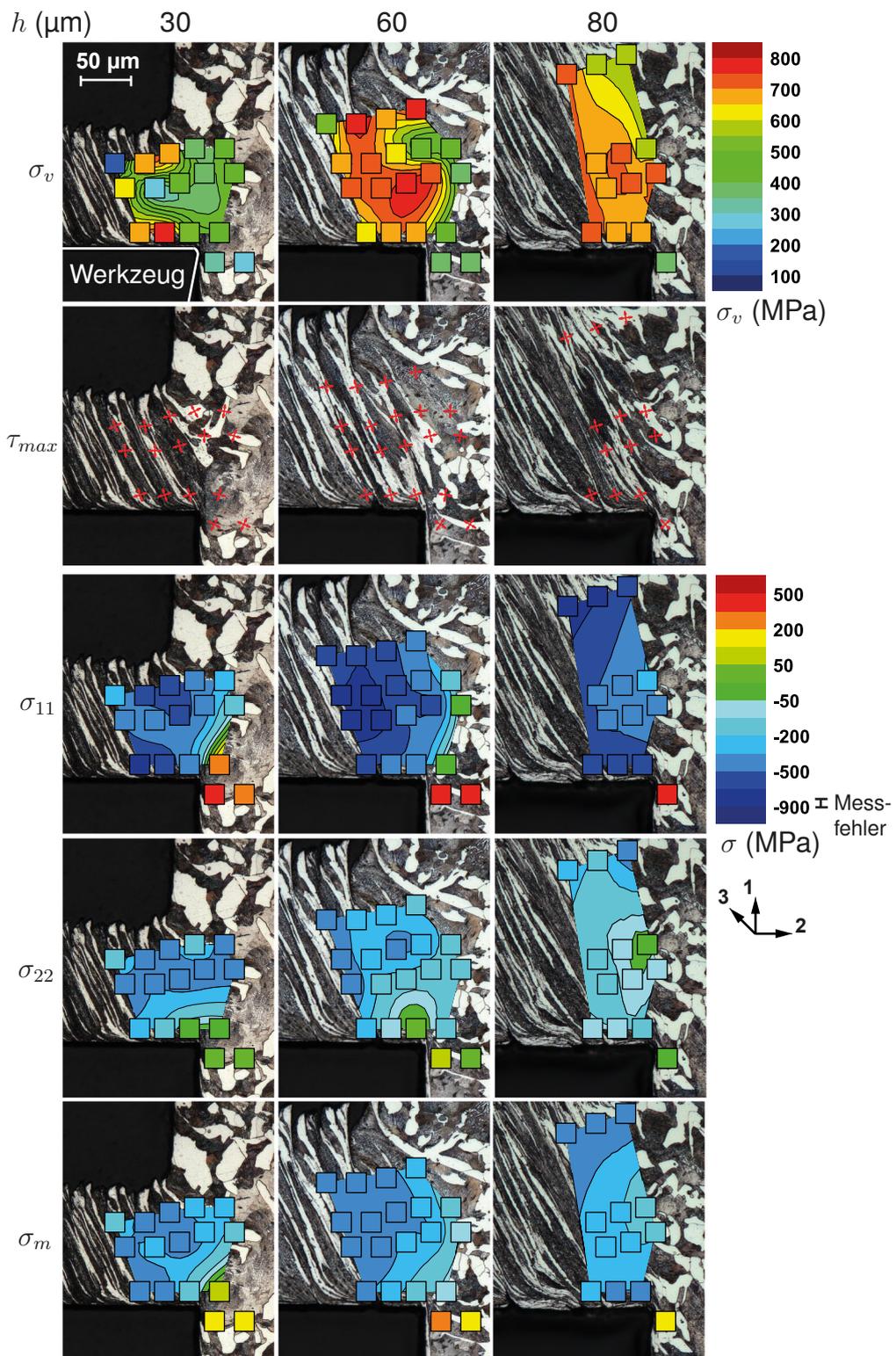


Abbildung 6.5 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spandicke ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - C45E

Der Eingriff der Schneide in das Material verursacht naturgemäß hohe Dehnungen im Material und folglich auch Spannungen. Abbildung 6.5 zeigt die Verteilung der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spannungsdicke für den Stahl C45E. Für die größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ ist ein deutlicher Anstieg der Vergleichsspannungen nach von Mises σ_v innerhalb der primären Scherzone zu erkennen. Dort treten Vergleichsspannungen von bis zu 800 MPa auf. Für die kleinste Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ befinden sich die höchsten Spannungen im oberen Bereich der primären Scherzone und nahe der Spanfläche. Im Gegensatz hierzu nehmen für die größeren Spannungsdicken die Spannungen zur Spanfläche hin tendenziell ab. Unterhalb der Schneidkante treten immer noch Vergleichsspannungen von bis zu 400 MPa auf. Mit abnehmender Spannungsdicke zeigen die Messorte unterhalb der Schneidkante sinkende Vergleichsspannungen. Abbildung 6.5 zeigt weiterhin die Richtungen der maximalen Schubspannungen τ_{max} , wobei jeweils die zwei Lösungen der Gleichung 2.12 berücksichtigt wurden, aus denen sich vier Richtungen ergeben, welche jeweils in einem Winkel von 90° zueinander stehen. Es ist zu erkennen, dass innerhalb der primären Scherzonen für alle drei Spannungsdicken jeweils eine Richtung in der Scherebene liegt. Die Messorte oberhalb der Scherebene zeigen hierzu leichte Verdrehungen von einigen Grad. Für die Messorte, welche sich direkt oberhalb der Schneidkante befinden, stimmt eine Richtung der maximalen Schubspannung genau mit der Schnitttrichtung überein. Für die Messorte unterhalb der Schneidkante liegen die Richtungen der maximalen Schubspannungen nahezu 45° zur gespannten Oberfläche. Für eine detaillierte Analyse der Spanbildung ist neben der Betrachtung der Vergleichsspannung nach von Mises auch die Betrachtung einzelner Spannungskomponenten sinnvoll. Die Spannungskomponente σ_{11} , welche in Schnitttrichtung orientiert ist, zeigt erwartungsgemäß die höchsten Spannungen. Durch den Vorschub des Werkzeuges entstehen oberhalb der Schneidkante Druckspannungen, welche oberhalb der Scherebene zunehmen. Unterhalb der Schneidkante hingegen entstehen Zugspannungen. Die σ_{22} Komponente zeigt eine Abnahme der Spannungen zur Spanfläche hin. Nahe der Schneidkante zeigt die höchste Spannungsdicke die höchsten Spannungen in 2-Richtung. Es wird weiterhin der Verlauf des hydrostatischen Anteils σ_m betrachtet, da der Verlauf von hydrostatischen Spannungen die Spanbildung entscheidend beeinflusst. Oberhalb der Scherebene an der Oberseite des Spans zeigen alle drei Spannungsdicken einen Bereich konstant erhöhter hydrostatischer Spannungen. Nahe der Spanfläche weisen die kleineren Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$ und $h = 60 \mu\text{m}$ etwas von der Schneidkante entfernt erhöhte hydrostatische Spannungen auf, wohingegen die höchste Spannungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ nahe der Schneidkante erhöhte hydrostatische Spannungen zeigt.

6.1.4 Einfluss des Spanwinkels

Zur Untersuchung des Einflusses des Spanwinkels auf die Spanbildung und somit auch auf den Spannungszustand innerhalb der Spanbildungszone, wurden orthogonale Zerspanversuche mit den Spanwinkeln $\gamma = -20^\circ$, $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ durchgeführt. Bei allen Spanwinkeln betrug die Spanungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$. Durch das Einschleifen des Spanwinkels ergaben sich geringe Variationen im Schneidkantenradius, weshalb die Schneidkantenradien zwischen 5 und $9 \mu\text{m}$ lagen (siehe Tabelle 5.1).

6.1.4.1 Mikroskopie

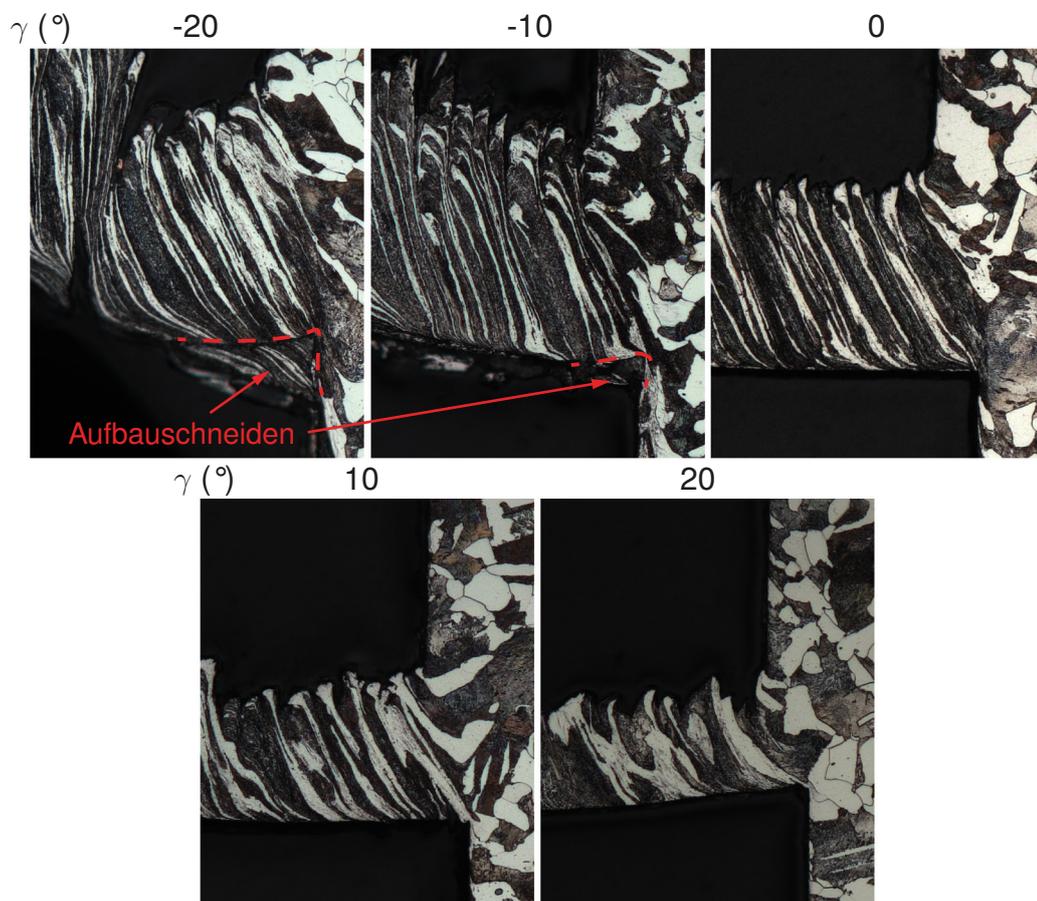


Abbildung 6.6 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$, $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$)- C45E

Abbildung 6.6 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen von Spanwurzeln, welche mit den Spanwinkeln $\gamma = -20^\circ$, $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ hergestellt wurden. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die Späne der positiven Spanwinkel beim Ablösen des Werkzeuges nach dem Zerspanversuch unbeabsichtigt etwas nach

oben verbogen wurden, sodass die Aufnahmen der Spanwurzeln einen abweichenden Spanwinkel aufweisen. Die Spanwurzeln mit den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ zeigen eine kontinuierliche Fließspanbildung. Bei dem Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ geht die Spanbildung in eine Lamellenspanbildung über. Ferner ist für die negativen Spanwinkel eine Aufbauschneidenbildung zu erkennen, wobei diese bei $\gamma = -10^\circ$ nur sehr gering ausgeprägt ist. Im Verlauf von positiven Spanwinkeln hin zu negativen Spanwinkeln ist anhand der schmaleren und dichteren Ferrit- und Perlitlamellen eine stärkere Stauchung des Spans in Spanablaufichtung zu beobachten. Diese resultiert in einer größeren Spandicke h' und somit kleineren Scherwinkeln ϕ . Weiterhin nimmt die sekundäre Scherung von positiven Spanwinkeln zu negativen Spanwinkeln zu.

6.1.4.2 Diffraktion-Mikrostruktur

In Abbildung 6.7 sind die aus der Rietveld-Analyse ermittelten Verläufe der mikrostrukturellen Parameter (Domänengrößen und Mikrodehnungen) dargestellt. Erwartungsgemäß ist für alle Spanwinkel eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen vom Werkstück in den Span zu beobachten. Die Abnahme der Domänengrößen ist für die negativen Spanwinkel größer als für die positiven. Im Bereich der Aufbauschneide (siehe Abbildung 6.6, Kapitel 6.1.4.1) der Spanwurzel des Spanwinkels $\gamma = -20^\circ$ ist eine weitere Abnahme der Domänengrößen zu erkennen. Der Messort unterhalb der Schneidkante zeigt von positiven Spanwinkeln hin zu negativen Spanwinkeln kleinere Domänengrößen und zunehmende Mikrodehnungen. Oberhalb der Scherebene im oberen Bereich des Spans sind für den Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ die höchsten Mikrodehnungen zu beobachten. In dieser Region liegen für die weiteren Spanwinkel die Mikrodehnungen in einem ähnlichen Bereich. In der sekundären Scherzone hingegen steigen die Mikrodehnungen von positiven zu negativen Spanwinkeln hin an, wobei bei $\gamma = -10^\circ$ auch in der sekundären Scherzone die höchsten Mikrodehnungen auftreten.

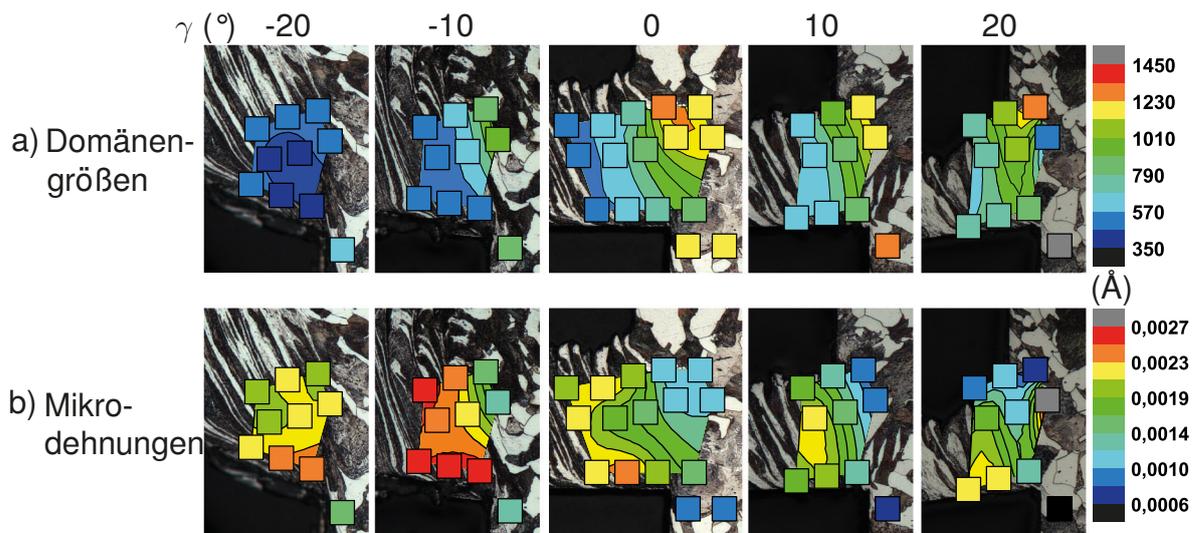


Abbildung 6.7 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}9 \mu\text{m}$) - C45E a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

6.1.4.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.8 zeigt die Verteilungen der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel. Für negative Spanwinkel sind deutlich höhere Vergleichsspannungen σ_v zu beobachten als für positive Spanwinkel. Innerhalb der primären Scherzone existiert eine Richtung der maximalen Schubspannung, welche in der Scherebene liegt. Für die negativen Spanwinkel muss hierbei berücksichtigt werden, dass das Material oberhalb der Aufbauschneide abschert, da hiervon der Scherwinkel beeinflusst wird. Die Spannungskomponente σ_{11} zeigt für den Messort unterhalb der Schneidkante anwachsende Zugspannungen von positiven zu negativen Spanwinkeln, von $\sim 180 \text{ MPa}$ auf $\sim 340 \text{ MPa}$. Innerhalb der Spanbildungszone steigen die maximalen Druckspannungen in 1-Richtung von $\sim -600 \text{ MPa}$ bei $\gamma = 20^\circ$ auf $\sim -850 \text{ MPa}$ bei $\gamma = -20^\circ$ an. Zudem ist bei negativen Spanwinkeln der Bereich mit großen Druckspannungen weiter ausgeweitet, währenddessen sind bei positiven Spanwinkeln die hohen Druckspannungen auf den Bereich der primären Scherzone konzentriert. Auch für die Spannungskomponente σ_{22} ist der Bereich erhöhter Druckspannungen größer als bei positiven Spanwinkeln. Die maximalen Druckspannungen in 2-Richtung steigen von positiven Spanwinkeln von $\sim 250 \text{ MPa}$ hin zu dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ auf $\sigma_{22} = \sim 550 \text{ MPa}$ an und sinken bei dem Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ wiederum auf $\sigma_{22} = \sim 400 \text{ MPa}$ ab. Zur Spanfläche hin nehmen die σ_{22} -Spannungen für alle Spanwinkel ab, wobei sich hier bei positiven Spanwinkeln größere Gradienten von der Schneidkante in Spanablafrichtung ergeben. Für den größten positiven Spanwinkel $\gamma = 20^\circ$ ist dieser Gradient so ausgeprägt, dass sogar ein Wechsel von

kleinen Zugspannungen ($\sigma_{22} \sim 50$ MPa) nahe der Schneidkante zu Druckspannungen ($\sigma_{22} \sim -300$ MPa) stattfindet. Weiterhin ist im Verlauf von positiven zu negativen Spanwinkeln ein Anstieg der maximalen hydrostatischen Druckspannungen zu beobachten. Ebenso erstrecken sich die hohen hydrostatischen Druckspannungen bei negativen Spanwinkeln über einen größeren Bereich innerhalb der Spanbildungszone.

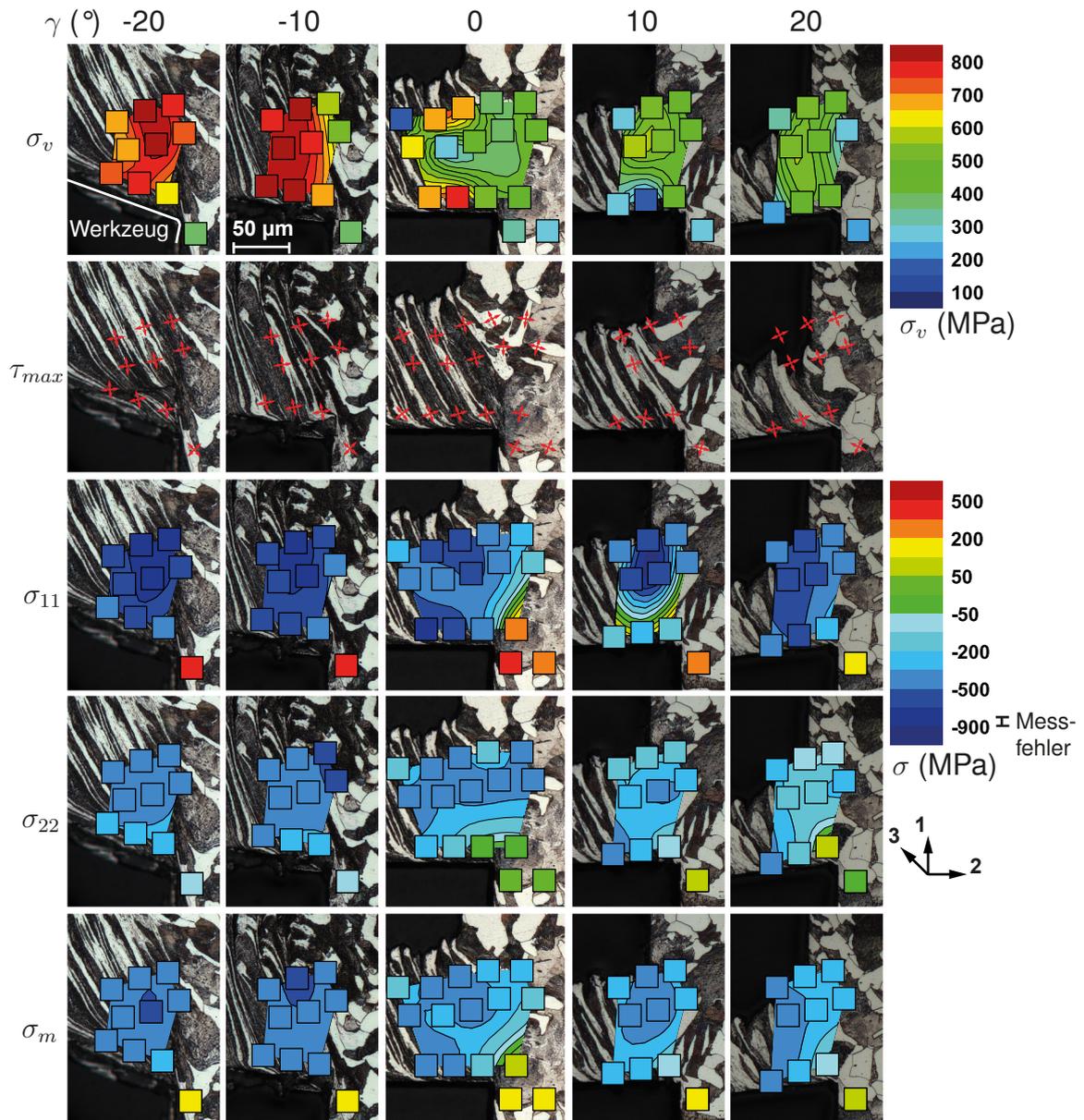


Abbildung 6.8 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_{\beta} = 5-9 \mu\text{m}$) - C45E

6.1.5 Einfluss des Schneidkantenradius

Zur Analyse des Einflusses eines weiteren Spanparameters, dem Schneidkantenradius r_β , wurden orthogonale Spanversuche mit den Schneidkantenradien $r_\beta = 5 \mu\text{m}$, $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 80 \mu\text{m}$, einer konstanten Spanungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ und einem konstanten Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ durchgeführt. Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse dieser Spanversuche mit dem Stahl C45E dargelegt.

6.1.5.1 Mikroskopie

Abbildung 6.9 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln, welche mit den Schneidkantenradien $r_\beta = 5 \mu\text{m}$, $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ hergestellt wurden. Die Spanwurzeln aller drei Schneidkantenradien zeigen eine kontinuierliche Fließspanbildung. Bei dem größten Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ ist eine deutliche Aufbauschneidenbildung zu beobachten. Die Aufbauschneide bildet sich hierbei direkt auf der Rundung der Schneidkante. Dabei ist ein zweilagiger Aufbau der Aufbauschneide zu beobachten. Zunächst bildet sich eine keilförmige Aufbauschneide im oberen Bereich des Radius. Anschließend lagert sich weiteres Material an der Freifläche an. Die Aufbauschneide weist an ihrer dicksten Stelle eine Höhe von $\sim 30 \mu\text{m}$ auf. In der Spanwurzel des Schneidkantenradius $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ ist eine sehr kleine Aufbauschneide zu erkennen, welche nur eine Höhe von $5 - 10 \mu\text{m}$ hat und kaum über die Spanfläche herausragt. Weiterhin ist festzustellen, dass der kleinste Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ eine gleichmäßigere Spanbildung innerhalb des Spans aufweist als bei den größeren Schneidkantenradien. Diese resultiert in einer konstanteren Spandicke und einer gleichmäßigen Lamellenstruktur. Weiterhin zeigt das Gefüge an der gespannten Oberfläche bei größeren Schneidkantenradien eine stärkere Abscherung der Körner in Schnittrichtung. Diese Scherung ist auch oberhalb des Spans auf der ursprünglichen Werkstückoberfläche zu erkennen, da die Werkstücke für die Spanversuche jeweils mit demselben Werkzeug einmal vorgespannt werden.

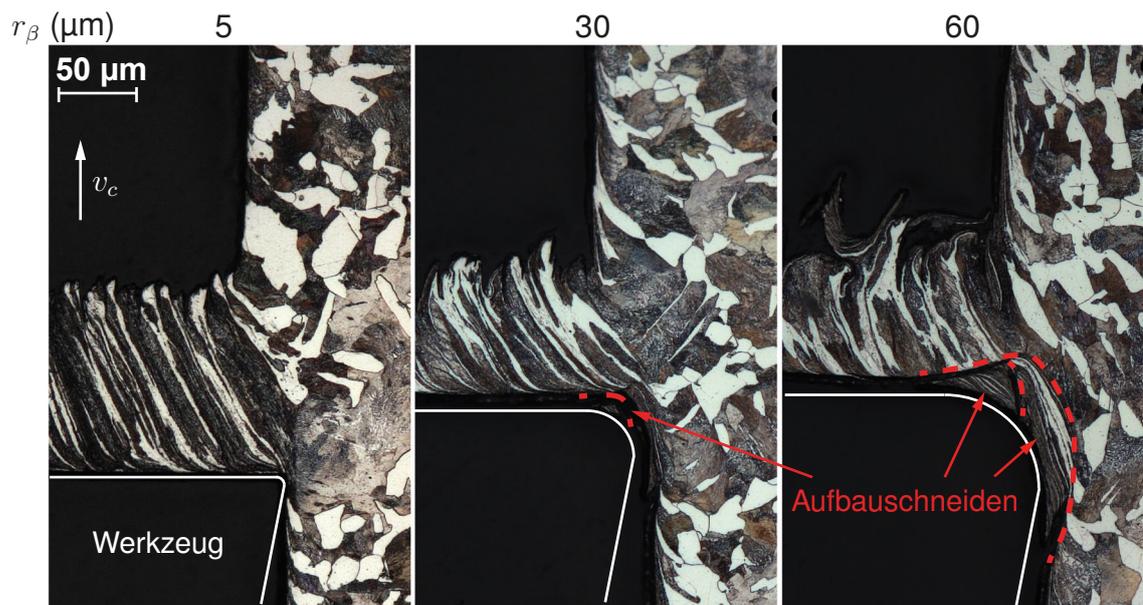


Abbildung 6.9 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Schneidkantenradien $r_\beta = 5 \mu\text{m}$, $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - C45E

6.1.5.2 Diffraktion-Mikrostruktur

Abbildung 6.10 zeigt die Verteilung der Domänengrößen und Mikrodehnungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β . Alle Spanwurzeln zeigen eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spans. Für die größeren Schneidkantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ sind unterhalb der Scherebene kleinere Domänengrößen und größere Mikrodehnungen vorhanden als bei dem kleinen Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$. Dies bedeutet, dass das Material bei größeren Schneidkantenradien im Bereich der Verformungsvorlaufzone stärker durch die Spanbildung beeinflusst wird als bei kleinen Schneidkantenradien. Auch die Messorte unterhalb der Schneidkante zeigen höhere Mikrodehnungen und kleinere Domänengrößen bei größeren Schneidkantenradien.

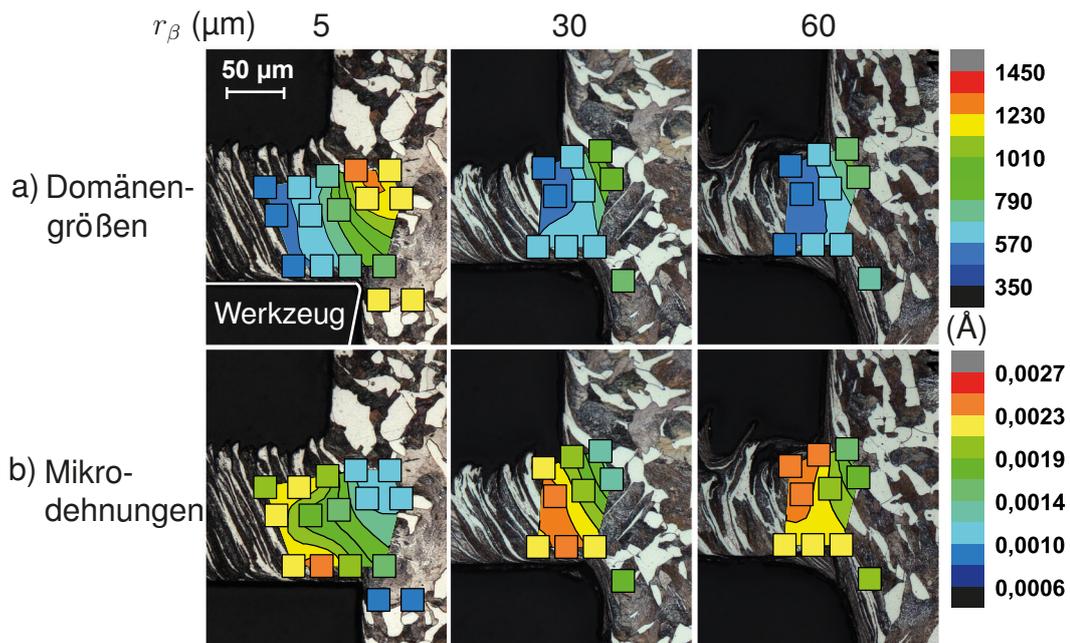


Abbildung 6.10 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - C45E a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

6.1.5.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.11 zeigt die Verläufe der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius. Die größten Vergleichsspannungen treten in der sekundären Scherzone des kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ und in der primären Scherzone des größten Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ auf. Die Messorte unterhalb der Scherebene zeigen bei den größeren Schneidkantenradien höhere Vergleichsspannungen ($\sigma_v(r_\beta = 60 \mu\text{m}) \sim 600 \text{ MPa}$, $\sigma_v(r_\beta = 30 \mu\text{m}) \sim 500 \text{ MPa}$) als bei dem kleinsten Schneidkantenradius ($\sigma_v(r_\beta = 5 \mu\text{m}) \sim 450 \text{ MPa}$). Wie bei den vorangegangenen Spanparametern existiert auch bei den größeren Schneidkantenradien eine Richtung der maximalen Schubspannung, welche in der Scherebene liegt. Hierbei wird vorausgesetzt, dass zur Ermittlung der Scherebene anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen die Aufbauschneidenbildung berücksichtigt wird. Bei den größeren Schneidkantenradien stimmen auch in den Messorten, welche unterhalb der Scherebene liegen, die Richtungen der maximalen Schubspannungen nahezu mit denen in der primären Scherzone überein. Bei dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ ändern sich hingegen die Richtungen der maximalen Schubspannungen in den Messorten unterhalb und oberhalb der Scherebene, sodass die Messorte direkt über der Schneidkante beispielsweise in Schnittrichtung zeigen. Die σ_{11} Druckspannungen in der Spanbildungszone nehmen mit zunehmendem Schneidkantenradius zu. Bei $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ liegt die höchste σ_{11} Spannung bei $\sim -650 \text{ MPa}$. Bei den Schneid-

kantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ liegt diese bei $\sim -800 \text{ MPa}$. Unterhalb der Schneidkante sind bei dem kleinsten Schneidkantenradius Zugspannungen von bis zu 330 MPa vorhanden. Im Gegensatz dazu sind bei den höheren Schneidkantenradien in den Messorten unterhalb der Schneidkante Druckspannungen von ~ -150 bis $\sim -400 \text{ MPa}$ vorhanden. Für die Spannungskomponente σ_{22} sind die maximalen Spannungen in der Spanbildungszone bei allen drei Schneidkantenradien annähernd gleich und liegen bei $\sim -400 \text{ MPa}$. Unterhalb der Schneidkante jedoch sind die σ_{22} Spannungen nahezu bei Null und gehen für die größeren Schneidkantenradien in den Druckbereich über. Die maximalen hydrostatischen Spannungen liegen für alle drei Schneidkantenradien zwischen -400 und -500 MPa . Der Bereich der erhöhten hydrostatischen Druckspannungen ist bei den großen Schneidkantenradien jedoch weiter bis unterhalb der Scherebene ausgedehnt. Unterhalb der Schneidkante bleiben die hydrostatischen Spannungen bei den großen Schneidkantenradien im Druckbereich und wechseln bei dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ in hydrostatische Zugspannungen.

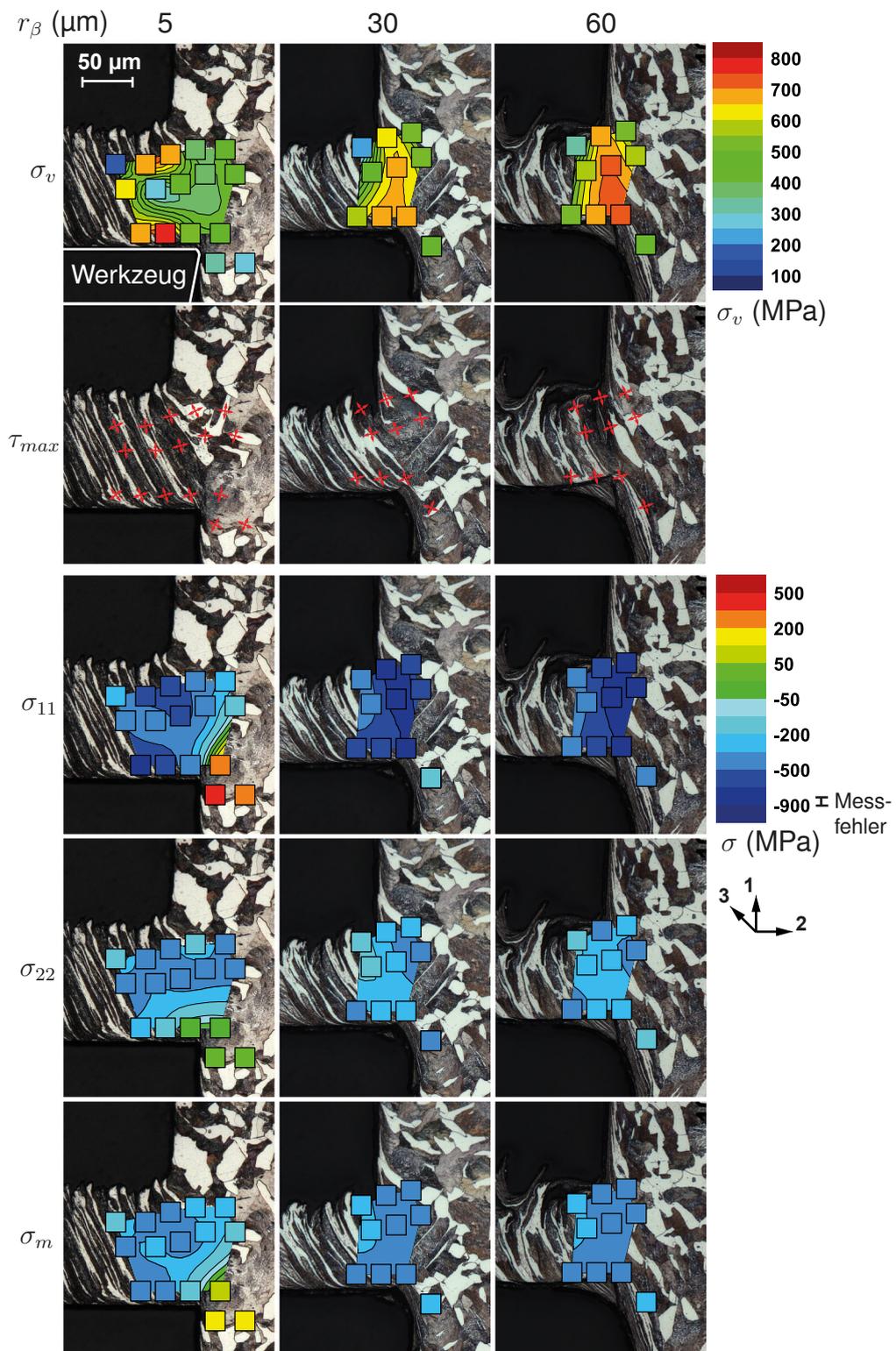


Abbildung 6.11 – Spannungverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - C45E

6.1.6 Texturentwicklung

Die starke Verformung, welche während der Spanbildung stattfindet, bewirkt nicht nur eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen, sondern resultiert weiterhin in einer Reorientierung der Kristallite. Die Texturentwicklung wurde für die Spanparameter $\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ detailliert untersucht. Hierfür wurden aus den 2D-Diffraktogrammen 72 5° -Segmente integriert und die Reflexe für jedes Segment angefitet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6.12 dargestellt. Abbildung 6.12 a) zeigt die Lage der Messorte 4, 5 und 6, für welche die Texturentwicklung analysiert wurde. Diese Messorte repräsentieren die Entwicklung vom nahezu unverformten Material unterhalb der Scherbene bis in den Span hinein. Abbildung 6.12 b) zeigt die Intensitätsverteilung in Abhängigkeit von dem Azimutwinkel η (siehe Abbildung 5.2) im Messort 6, welcher oberhalb der Scherebene liegt, für die Reflexe 211, 200 und 110. Aufgrund der existierenden Symmetrie sind ausschließlich die Azimutwinkel zwischen 0° und 180° dargestellt. Die Intensitätsverteilungen machen deutlich, dass es während der Zerspannung zu einer Reorientierung der Kristallite im Gefüge kommt. Bei allen Reflexen zeigen sich sechs Intensitätsmaxima auf dem vollständigen Debye-Ring, wobei die der 211 und 200 Reflexe genau zwischen denen der 110 Reflexe liegen.

Die Messortabhängigkeit der Texturentwicklung wird in den Abbildungen 6.12 c) und d) deutlich, welche die Entwicklung der Reflexintensitäten und Halbwertsbreiten in Abhängigkeit vom Azimutwinkel für die Messorte 4, 5 und 6 sowie des Grundwerkstoffs zeigen. Der Grundwerkstoff (Ausgangsmaterial) weist in Abhängigkeit vom Azimutwinkel stark unterschiedliche Intensitäten auf, welche auf die verschiedenen Bragg-Spots auf dem Beugungsring zurückzuführen sind. Die Bragg-Spots repräsentieren verschiedene Orientierungen der Kristallite. Je weiter die Messorte im verformten Spanbereich liegen, desto stärker ist die Entwicklung der Textur zu erkennen. Weiterhin leisten die abnehmenden Domänengrößen einen zusätzlichen Beitrag zur azimutabhängigen Intensitätsverteilung. Die Kohärenz der streuenden Bereiche (Domänen) nimmt mit dem Eingriff der Schneide deutlich ab, sodass nennenswerte Volumenanteile des beleuchteten Gefüges keinen Beitrag mehr zu den Röntgenbeugungsintensitäten liefern. Dieser Befund wird durch die Halbwertsbreiten belegt, welche unter denjenigen Azimutwinkeln stärker ansteigen, unter denen die Intensitäten abfallen. Auch die Entwicklung der Halbwertsbreiten zeigt eine Messortabhängigkeit, sodass die Messorte, welche weiter im Span liegen, die größten Halbwertsbreiten entwickeln.

Abbildung 6.13 zeigt die berechneten Polfiguren in Schnittrichtung (1-Richtung) für die Orientierungen 110, 200 und 222. Die 110-Polfigur ist vergleichbar zu der Polfigur, welche von SHELBOURN et al. [She85] in der Spanbildungszone in einem hochgeschwindigkeitsgespannten Stahl (0,42% C) gemessen wurde. Sie identifizierten die

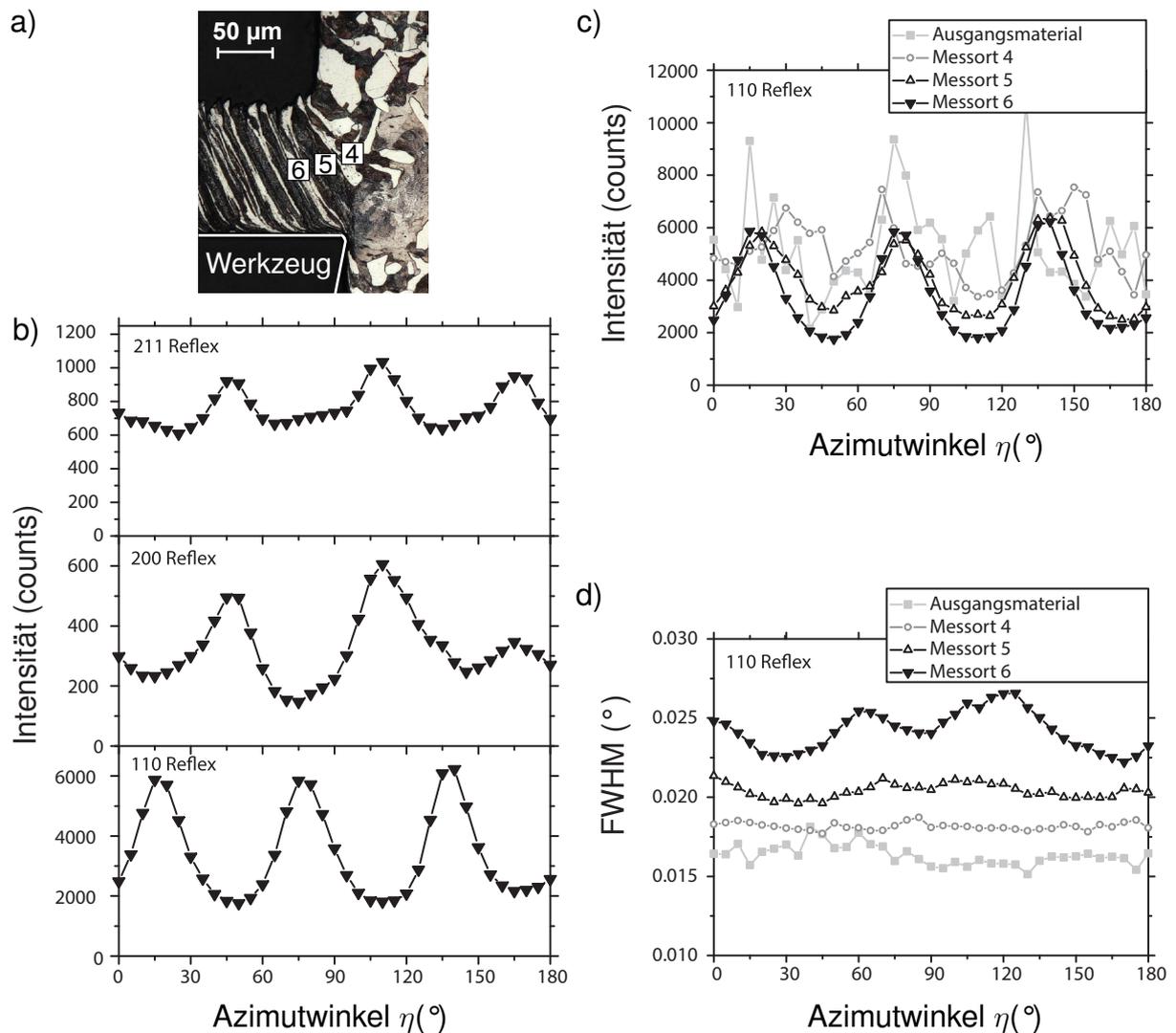


Abbildung 6.12 – Texturentwicklung innerhalb der Spanbildungszone a) Spanwurzel der Spanparameter $\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ mit Messortbezeichnung, b) Intensität in Abhängigkeit von dem Azimutwinkel η in Messort 6 für die Reflexe 110, 200 und 211 c) Entwicklung der Intensitäten an den Messorten 4, 5 und 6, d) Entwicklung der Halbwertsbreiten FWHM an den Messorten 4, 5 und 6 - C45E

Textur als eine typische (110)[001] Schertextur für krz-Metalle, wie sie von WILLIAMS [Wil62] bestimmt wurde. Im Gegensatz zu WILLIAMS liegt die Scherebenennormale nicht parallel zur Messrichtung. Die inversen Polfiguren zeigen, dass die Haupttexturkomponente für die 1-Richtung über den 100- und 110-Pol aufgeweitet ist. Weiterhin ist eine hohe 111-Poldichte in 2-Richtung zu erkennen. WILLIAMS beschreibt diese Textur, welche er an einer gescherten Eisenprobe bestimmt hat, mit drei vorhandenen Komponenten. Er fand beide Varianten der Ideallage (112)[111], wobei die (112)-Ebene parallel zur Scherebene und die [111]-Richtung parallel zur Scherrichtung liegt. Weiter-

hin fand er die Ideallage (110)[001]. In den hier präsentierten Texturen scheinen diese drei Komponenten auch vorhanden zu sein. Die Analyse der Texturen für verschiedene Spanparameter ergab aufgrund der variierenden Lage des Scherebene vorwiegend eine Rotation der Polfiguren.

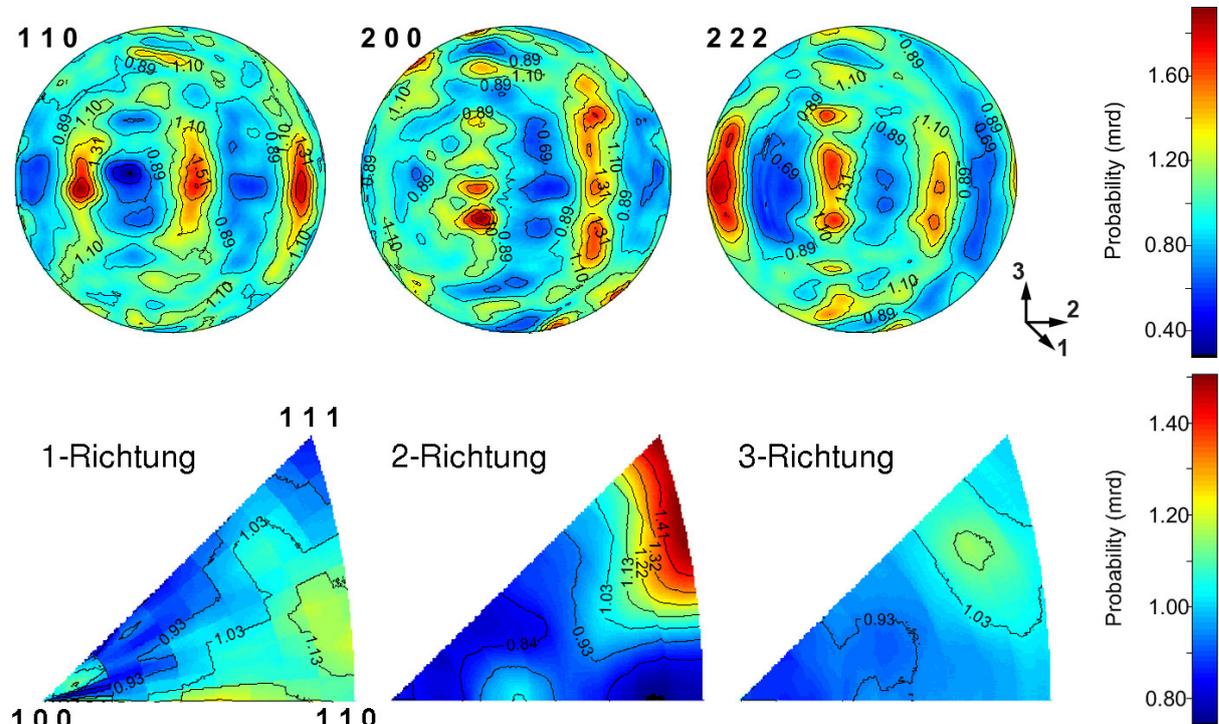


Abbildung 6.13 – Textur innerhalb des Spans (Messort 6) a) berechnete Polfiguren 110, 200 und 222 in Schnittrichtung, b) inverse Polfiguren (equal area projection) - C45E

6.2 Aluminiumlegierung AlCuMg1

6.2.1 Mechanische Eigenschaften

Abbildung 6.14 zeigt die Fließkurven, welche in Stauchversuchen an dem Werkstückwerkstoff AlCuMg1 bei den Stauchraten $0,001 \text{ s}^{-1}$, $0,01 \text{ s}^{-1}$ und $0,1 \text{ s}^{-1}$ ermittelt wurden. In Abbildung 6.14 a) sind die vollständigen Fließkurven dargestellt. Abbildung 6.14 b) zeigt einen vergrößerten Ausschnitt der Fließkurve im Bereich des elastisch-plastischen Übergangs. Die Proben sind bei einer Dehnung zwischen -55 und -60% gebrochen. Die ermittelten Dehngrenzen $R_{p,0,2}$ sind in Tabelle 6.2 aufgeführt. Wie es bei kfz Materialien zu erwarten ist, bleibt die Dehngrenze für verschiedenen Stauchraten konstant. Mit höheren Stauchraten ist ein Anstieg der Fließspannung zu verzeichnen, welcher bei größeren Dehnungen weiter zunimmt. Somit ist mit höheren

Stauchraten auch eine stärkere Verfestigung zu erkennen. Für die Aluminiumlegierung AlCuMg1 wurde eine Härte von $137 \pm 4,1$ HV 0,5 bestimmt.

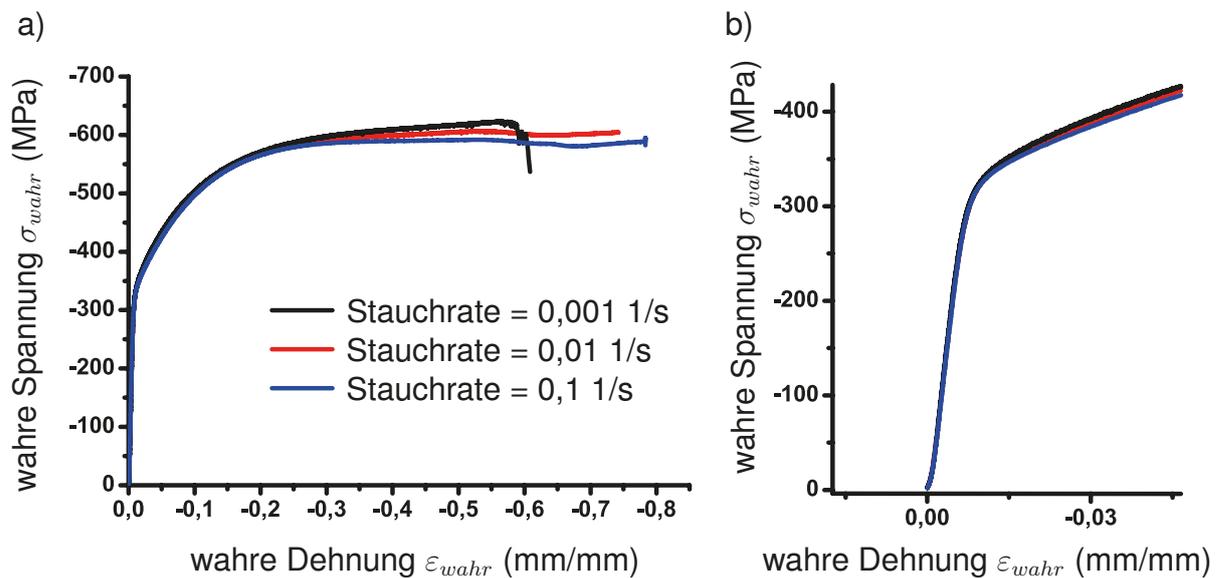


Abbildung 6.14 – Fließkurve unter Druckbelastung der Aluminiumlegierung AlCuMg1 für verschiedene Stauchraten a) vollständiger Spannungs-Dehnungsverlauf, b) Ausschnitt aus dem Spannungs-Dehnungsverlauf für den Übergang von elastischer zu plastischer Verformung

Tabelle 6.2 – Dehngrenzen unter Druckbelastung für die Aluminiumlegierung AlCuMg1 bei verschiedenen Stauchraten

Stauchrate (s^{-1})	Dehngrenze $R_{p,0,2}$ (MPa)
0,001	-316 ± 3
0,01	-318 ± 3
0,1	-315 ± 3

6.2.2 Diffraktogramme

Abbildung 6.15 zeigt einige ausgewählte Diffraktogramme, die an der Aluminiumlegierung AlCuMg1 gemessen wurden. In Abbildung 6.15 a) ist ein 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials gezeigt. Die Debye-Ringe des Aluminiums zeigen eine unregelmäßige Belegung mit sichtbaren Bragg-Spots, welche größer sind als die des Stahls C45E. Hier wird die gröbere Kornstruktur der Aluminiumlegierung im Vergleich zum Stahl C45E deutlich. Die gleichmäßig belegten Ringe sind dem Kupferpulver zuzuordnen, welches auf die Vorder- und Rückseite der Probe aufgebracht wurde. Abbildung

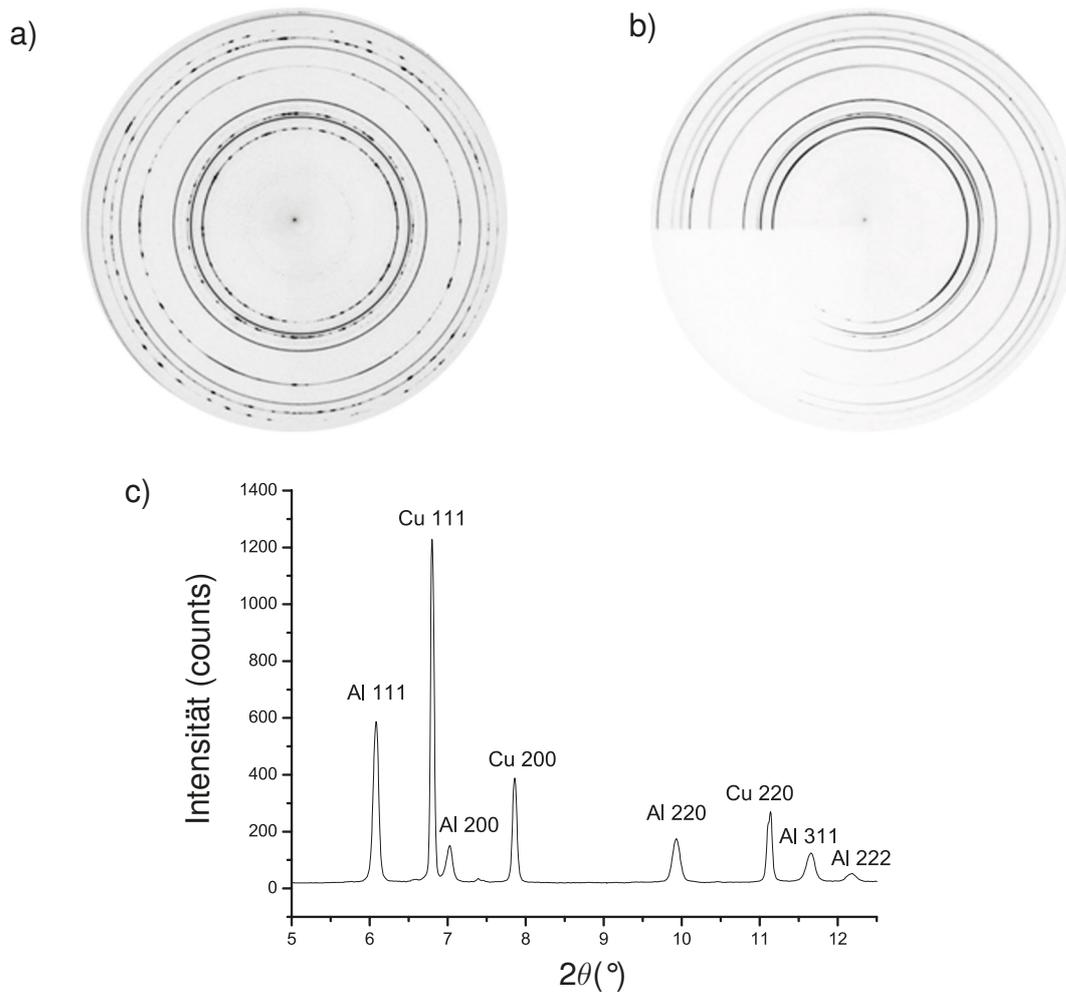


Abbildung 6.15 – Diffraktogramme AlCuMg1 a) 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials, b) 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches, c) integriertes 2 θ -Segment des *in situ* Versuches

6.15 b) zeigt ein 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches. Auch hier ist das linke, untere Viertel des Detektors durch das Werkzeug abgeschattet. Aufgrund der starken Verformung während des Spanvorganges und der daraus resultierenden Verfeinerung der Kornstruktur sind auf den Debye-Ringen nahezu keine Bragg-Spots mehr zu erkennen. Auch die Aluminiumlegierung AlCuMg1 zeigt in dem 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches einige symmetrisch angeordnete Intensitätsmaxima auf den Debye-Ringen, welche auf die Bildung von Vorzugsorientierungen hindeuten. Abbildung 6.15 c) zeigt ein integriertes 2 θ -Segment des 2D-Diffraktogramms des *in situ* Versuches.

6.2.3 Einfluss der Spanungsdicke

6.2.3.1 Mikroskopie

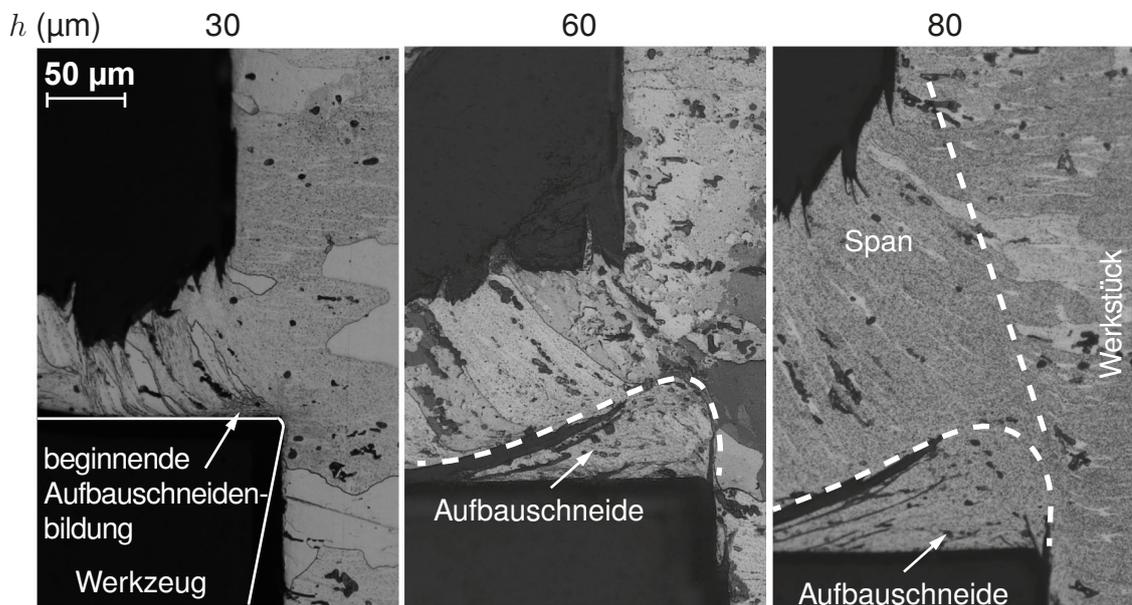


Abbildung 6.16 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - AlCuMg1

Abbildung 6.16 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen von Spanwurzeln, welche mit den Spanungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$, $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ hergestellt wurden. Für alle drei Spanungsdicken wurde ein Spanwinkel von 0° verwendet. Für die Spanungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ ist eine deutliche Aufbauschneide zu erkennen, welche mit zunehmender Spanungsdicke eine größere Höhe aufweist. Wiederholte Zerspanversuche mit denselben Spanparametern zeigten vergleichbare Ergebnisse. Bei der geringsten angewendeten Spanungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ ist keine eindeutig abgegrenzte Aufbauschneide zu erkennen. Nahe der Schneidkante existiert allerdings ein Bereich, der durch die Ätzung stärker angegriffen wurde und daher auf eine lokale, stärkere plastische Verformung hindeutet. Somit könnte in dieser Spanwurzel eine beginnende Aufbauschneidenbildung stattgefunden haben. Die Aufbauschneide in den Spanwurzeln der Spanungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ hat die typische keilförmige Geometrie, welche beispielsweise von Heginbotham und Gogia [Heg61] für geringe Schnittgeschwindigkeiten beschrieben wurde. Entlang der Aufbauschneiden sind Mikrorisse zu erkennen. Ein Mikroriss verläuft von der Schneidkante in Schnittrichtung in den Span hinein. Ein weiterer Mikroriss verläuft von der Spanfläche in den Span hinein. Für die größte Spanungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ sind weitere Mikrorisse zu erken-

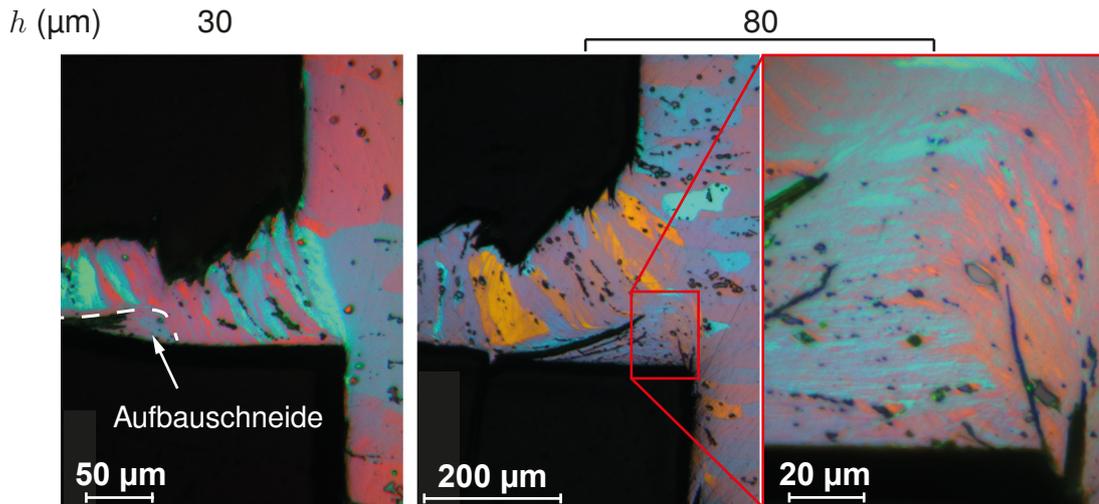


Abbildung 6.17 – Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Spanwurzel für die Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$, welche mit einem Ätzmittel nach Barker anodisiert wurden - AlCuMg1

nen, welche die Bildung mehrerer Lagen innerhalb der Aufbauschneide verdeutlichen. Solche Mikrorisse entlang der Aufbauschneide wurden bereits von WALLBANK [Wal79] beschrieben. Abbildung 6.17 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen unter polarisiertem Licht von Spanwurzeln, die mit den Spannungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ hergestellt wurden und anschließend geschliffen, poliert und mit einem Ätzmittel nach Barker anodisiert wurden [Bar50]. Diese Präparation ermöglichte somit einen besseren Kontrast zwischen den Körnern. Körner der gleichen Farbe entsprechen in der Aufnahme der gleichen kristallographischen Orientierung. Bei beiden Spannungsdicken sind die größeren Körner innerhalb des Spans in Richtung der primären Scherung gestreckt. Diese großen Körner zeigen Scherbänder, welche überwiegend in Schnittrichtung orientiert sind. In der Spanwurzel der Spannungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ ist die Scherung der Körner entlang der Grenze zwischen der Aufbauschneide und dem Span anhand von schmalen Scherbändern und gestreckten Körnern deutlich zu erkennen. Zwischen der neuen gespannten Oberfläche und der Aufbauschneide sind die Körner in Schnittrichtung, in der Mitte der Aufbauschneide dagegen parallel zur Spanfläche gestreckt. Die Korngröße innerhalb der Aufbauschneide ist deutlich geringer als innerhalb des Spans. Aufgrund der starken Verformung innerhalb der Aufbauschneide sind die Korngrenzen nicht sehr scharf. Anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 6.16 wurde bereits vermutet, dass in der Spanwurzel der Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ eine beginnende Aufbauschneidenbildung stattgefunden hat. Die Präparation nach Barker unterstützt diesen Befund, da sich dieser Bereich farblich von den darüber liegenden Körnern abgrenzt. In der Spanwurzel der Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ ist nach der Präparation nach Barker eine weitere Aufbauschneide zu erkennen, welche sich während

des Spanvorgangs von der Spanfläche gelöst hat und mit dem Span abgelaufen ist. Auch dort ist deutlich zu erkennen, dass die zuvor in der primären Scherzone abgescherten Körner sekundär über dieser Aufbauschneide abgeschert sind. Somit ist zu erkennen, dass auch bei der geringsten Spanungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ Aufbauschneidenbildung stattfindet. Die Aufbauschneiden wachsen allerdings nicht zu so großen Höhen heran wie bei größeren Spanungsdicken und lösen sich während des Zerspanprozesses immer wieder von der Spanfläche ab.

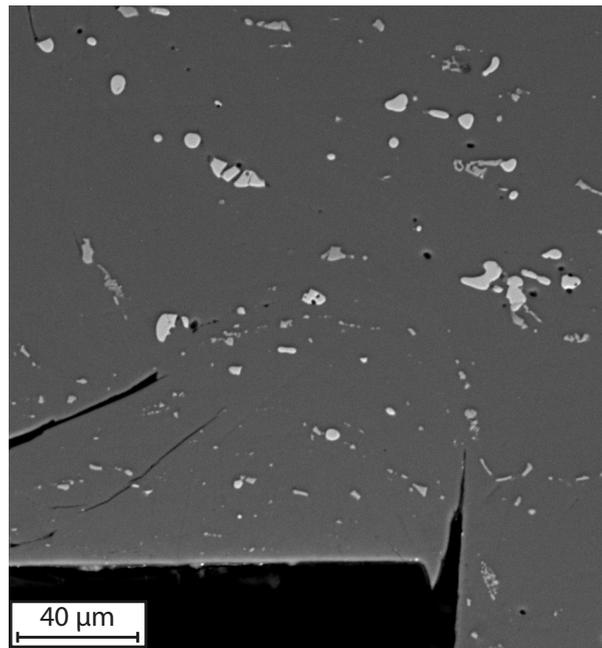


Abbildung 6.18 – Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Spanwurzel der Spanungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ - AlCuMg1

Zur Überprüfung, ob die Ausscheidungen in der Aluminiumlegierung einen Einfluss auf die Aufbauschneidenbildung haben, wurde eine polierte Spanwurzel ohne anschließende Ätzung im Rasterelektronenmikroskop (BSE-Kontrast) untersucht. Die Aufnahme einer Spanwurzel, welche mit einer Spanungsdicke von $h = 80 \mu\text{m}$ hergestellt wurde, ist in Abbildung 6.18 dargestellt. Innerhalb des Spans sind gebrochene Fragmente der Ausscheidungen zu erkennen. Dies bedeutet, dass der Eingriff der Schneide mit so großen Kräften einhergeht, dass die Ausscheidungen zerstört werden und es zu einer Fragmentierung der Ausscheidungen kommt. Kleinere Fragmente der Ausscheidungen sind entlang der oberen Grenze der Aufbauschneide ausgerichtet. Nahe der Spanfläche sind nur sehr wenige, kleine Ausscheidungen zu erkennen. An dieser Stelle kann kein klarer Beweis für die Theorie von Rollason und Williams [Rol70] erbracht werden, welche besagt, dass die Partikel einer zweiten Phase die Mikrorissbildung initiieren, welche die Aufbauschneide vom Span trennen. Die Ausrichtung der

Partikel entlang der Grenze zwischen Aufbauschneide und Span gibt jedoch einen weiteren Hinweis, der die Theorie unterstützt.

6.2.3.2 Diffraktion-Mikrostruktur

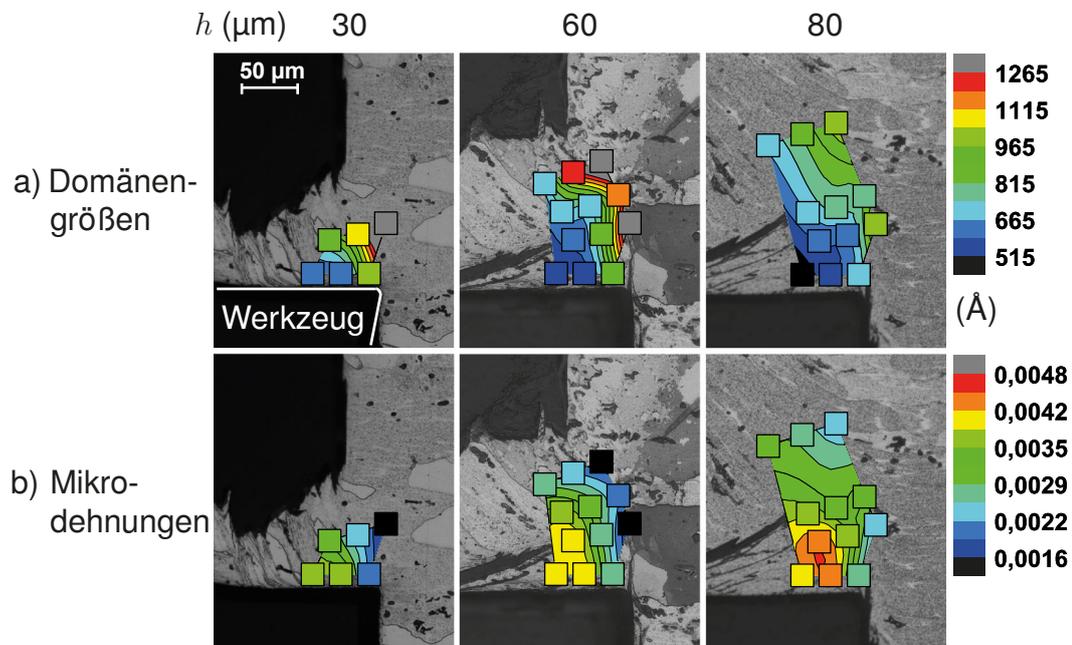


Abbildung 6.19 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spannungsdicke ($\gamma = 0^\circ$; $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - AlCuMg1 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

Erwartungsgemäß wird auch bei der Zerspannung der Aluminiumlegierung AlCuMg1 die Mikrostruktur des Ausgangsmaterials durch den Zerspannungsvorgang sehr stark beeinflusst. Abbildung 6.19 zeigt für jeden Messort die aus den Daten der *in situ* Diffraktionsexperimente gewonnenen mikrostrukturellen Parameter in der Spanbildungszone. Für die geringste gewählte Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ wird ein kontinuierlicher Übergang vom nahezu unverformten Zustand zu dem sehr stark verformten Material innerhalb des Spans beobachtet. Zwischen dem Material an der Spanoberseite und dem Material nahe der Schneidkante an der Spanunterseite wird ein geringer Anstieg der Mikrodehnungen und eine Abnahme der Domänengrößen beobachtet. Dies ist auf die Verformung in der sekundären Scherzone zurückzuführen. Auch für die größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ kann ein Anstieg der Mikrodehnungen und eine Abnahme der Domänengrößen vom Ausgangsmaterial zum verformten Zustand innerhalb des Spans beobachtet werden. Zusätzlich sind die Verläufe der Mikrodehnungen und der Domänengrößen stark von der Aufbauschneidenbildung beeinflusst.

Innerhalb der Aufbauschneide ist ein leichter Abfall der Domänengrößen und ein deutlicher Anstieg der Mikrodehnungen zu verzeichnen.

6.2.3.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.20 zeigt die Verläufe der Spannungen in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spannungsdicke für die Aluminiumlegierung AlCuMg1. Für die geringste Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ tritt die höchste Vergleichsspannung σ_v in der sekundären Scherzone nahe an der Spanfläche auf. Für die größere Spannungsdicke $h = 60 \mu\text{m}$ sind nahe der Spanfläche geringere Vergleichsspannungen zu beobachten, welche zur Oberseite des Spans hin ansteigen. Weiterhin tritt ein Anstieg der Vergleichsspannungen mit der Spanablafrichtung auf. Die höchste Vergleichsspannung tritt somit oberhalb der Aufbauschneide in der primären Scherzone auf. Die größte Vergleichsspannung wurde für die größte Spannungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ im oberen Bereich der Aufbauschneide beobachtet. Die Betrachtung der Richtungen der maximalen Schubspannungen zeigt, dass wiederum für die Messorte in der primären Scherzone jeweils eine Richtung innerhalb der Scherebene liegt. Für den Messort nahe der Schneidkante verhalten sich die Richtungen der maximalen Schubspannungen für die verschiedenen Spannungsdicken unterschiedlich. Diese Messorte werden von der Aufbauschneidenbildung stark beeinflusst. Die Spannungskomponente σ_{11} zeigt die höchsten Druckspannungen. Erwartungsgemäß treten die geringsten Druckspannungen σ_{11} unterhalb der Scherebene auf. Oberhalb der Scherebene ist ein deutlicher Anstieg der Druckspannungen zu erkennen. Für die größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ entsteht ein Maximum der Druckspannungen σ_{11} , welches im oberen Bereich der Aufbauschneide lokalisiert ist. Auch die Verläufe der Spannungskomponente σ_{22} unterscheiden sich stark zwischen der Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$, welche nur sehr geringe Aufbauschneidenbildung zeigt, und den Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$, bei denen eine starke Aufbauschneidenbildung zu beobachten ist. Für die kleinste Spannungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$ erscheint nur ein kleiner Gradient senkrecht zur Spanfläche, wohingegen bei den größeren Spannungsdicken ein signifikanter Wechsel von hohen Druckspannungen zu sehr geringen Druckspannungen und teilweise sogar Zugspannungen mit zunehmendem Abstand zur Spanfläche auftreten. Weiterhin sind innerhalb der Aufbauschneiden deutlich erhöhte hydrostatische Spannungen σ_m zu beobachten.

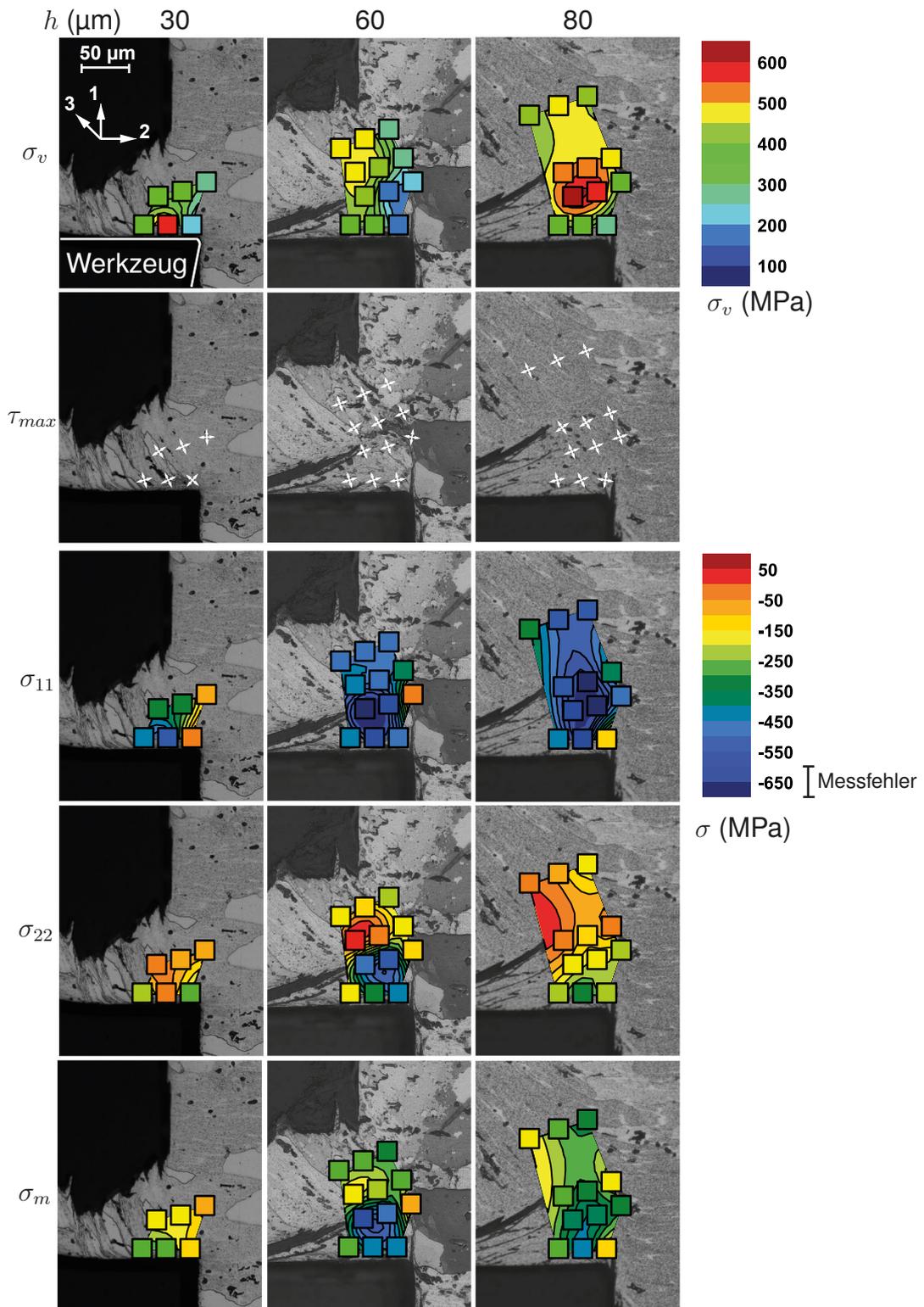


Abbildung 6.20 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von der Spannungsdicke ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - AlCuMg1

6.2.4 Einfluss des Spanwinkels

6.2.4.1 Mikroskopie

Abbildung 6.21 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen von Spanwurzeln, welche mit den Spanwinkeln $\gamma = -20^\circ$, $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = -0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ hergestellt wurden. Die Spanwurzeln der Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = -0^\circ$, $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ zeigen kontinuierliche Fließspäne. Bei dem Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ geht die Spanbildung in eine Lamellenspanbildung über. Die Spanwurzeln aller Spanwinkel zeigen geringe Aufbauschneidenbildung. Für die Spanwurzel des Spanwinkels $\gamma = 0^\circ$ wurde die Aufbauschneidenbildung bereits im vorangegangenen Kapitel 6.2.3.1 beschrieben. Es ist dort sowohl eine bereits von der Spanfläche abgelöste und mit dem Span abgelaufene Aufbauschneide als auch der Beginn einer neuen Aufbauschneidenbildung zu erkennen. Bei negativen Spanwinkeln haben die Aufbauschneiden die typische keilförmige Geometrie, wohingegen die Aufbauschneiden bei positiven Spanwinkeln nur eine sehr geringe Höhe besitzt. Die Spanwurzeln der positiven Spanwinkel weisen weiterhin eine gleichmäßige Spandicke auf, wohingegen bei negativen Spanwinkeln die Spandicke sehr unregelmäßig ist. Die mittlere Spandicke ist bei negativen Spanwinkeln größer als bei den positiven Spanwinkel. Somit werden die Späne bei negativen Spanwinkeln unter kleineren Scherwinkeln abgeschert.

Zur besseren Analyse der Verformung wurden ausgewählte Spanwurzeln ($\gamma = -20^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$) mit einem Ätzmittel nach Barker anodisiert und unter polarisiertem Licht betrachtet. Diese Aufnahmen sind in Abbildung 6.22 dargestellt. Die stärkere Farbänderung der Körner unterhalb der Scherebene zu den Körnern oberhalb der Scherebene deutet auf eine größere Verformung bei negativen Spanwinkeln hin. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ ist eine starke Scherung in der sekundären Scherzone zu erkennen. Der bei diesem Spanwinkel in Lamellen segmentierte Span zeigt jeweils am Rand der Lamellen eine besonders starke Verformung mit sehr deutlich ausgeprägten Scherbändern. Es sei darauf hingewiesen, dass die Anodisation nach Barker zu einem elektrolytischen Angriff und somit zu starken Kantenabrundungen führt. Daher ist in der Spanwurzel des positiven Spanwinkels nur noch ein sehr kleiner Teil der Aufbauschneide zu erkennen. Anhand einer leichten Farbveränderung an der Spanunterseite ist auch bei dem positiven Spanwinkel der Einfluss der sekundären Scherung zu erkennen. Innerhalb des Spans sind bei dieser Spanwurzel nur sehr feine Scherbänder innerhalb einiger Körner sichtbar.

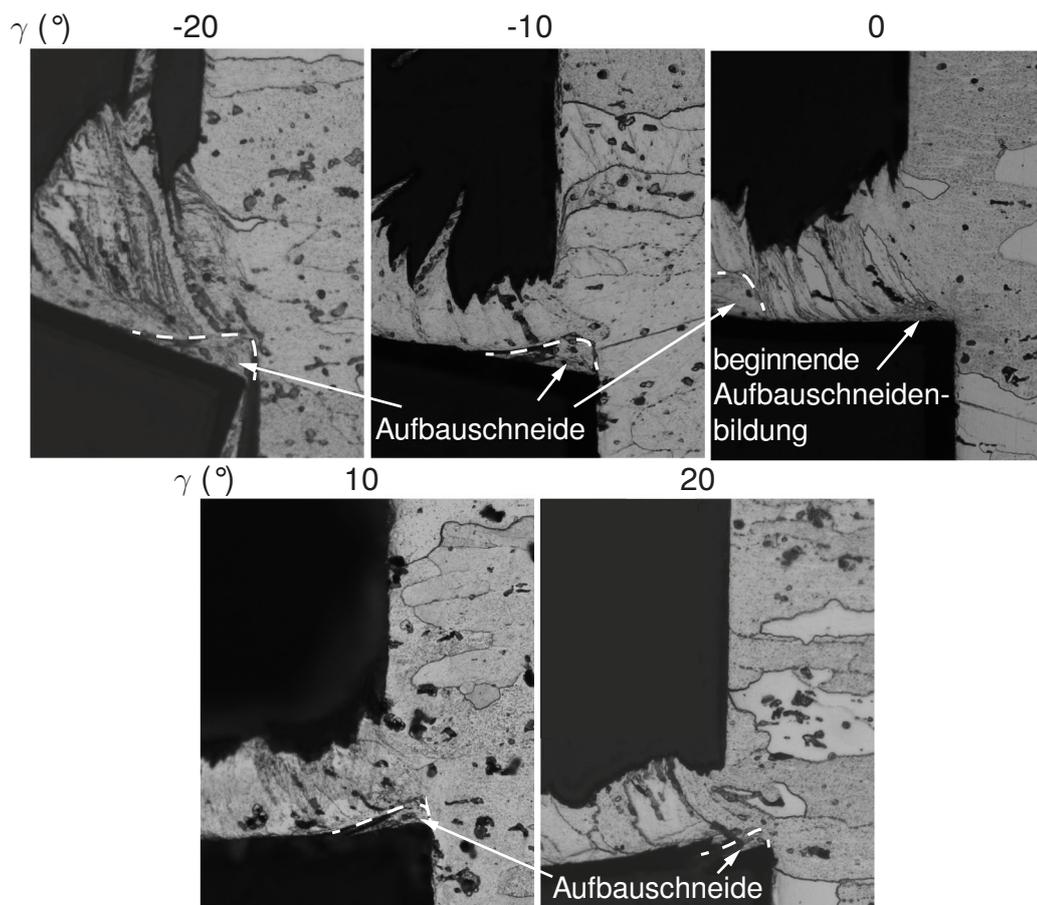


Abbildung 6.21 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$; $\gamma = -10^\circ$; $\gamma = 0^\circ$; $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$) - AlCuMg1

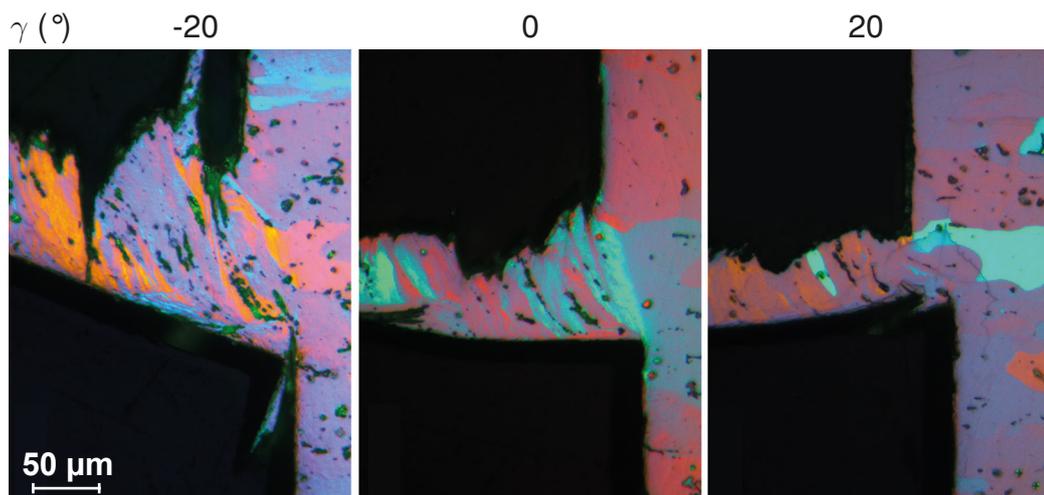


Abbildung 6.22 – Lichtmikroskopische Aufnahmen von Spanwurzeln der Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$; $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 20^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), die mit einem Ätzmittel nach Barker anodisiert wurden - AlCuMg1

6.2.4.2 Diffraktion-Mikrostruktur

In Abbildung 6.23 sind die Verteilungen der Domänengrößen und Mikrodehnungen innerhalb der Spanbildungszonen in Abhängigkeit von den Spanwinkeln dargestellt. Für alle Spanwinkel ist eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen festzustellen. Die kleinsten Domänengrößen treten bei negativen Spanwinkeln auf. Zudem sind dort die minimalen Domänengrößen auf einen größeren Bereich ausgeweitet als bei positiven Spanwinkeln. Die maximalen Mikrodehnungen sind für alle Spanwinkel auf einem ähnlichen Niveau. Auch die maximalen Mikrodehnungen sind bei negativen Spanwinkeln auf einen größeren Bereich ausgeweitet als bei positiven Spanwinkeln. Obwohl auch hier Aufbauschneidenbildung festgestellt wurde, werden jedoch nicht die hohen Mikrodehnungen erreicht, welche bei der Bildung der sehr großen Aufbauschneiden bei höheren Spannungsdicken beobachtet wurden (siehe Kapitel 6.2.3.2).

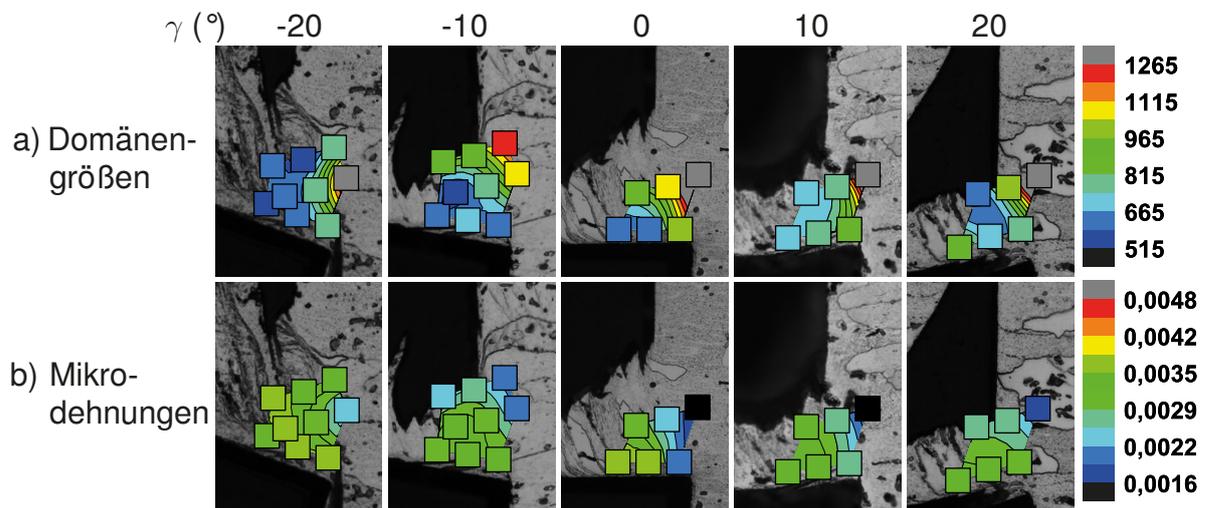


Abbildung 6.23 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}9 \mu\text{m}$) - AlCuMg1 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

6.2.4.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.24 zeigt die Verteilung der Spannungen in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel. Die maximalen Vergleichsspannungen liegen für alle Spanwinkel auf einem ähnlichen Niveau bei $\sim 400\text{-}500$ MPa. Mit einer Vergleichsspannung von $\sigma_v \sim 550$ MPa liegt bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ in der sekundären Scherzone die höchste Vergleichsspannung vor. Besonders auffallend ist, dass für den Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ die Vergleichsspannung für die Messorte, welche weiter im Span liegen, deutlich absinkt und dort nur noch bei ~ 150 MPa liegt. Bei der Analyse der Richtungen der maximalen Schubspannungen ist erneut festzustellen, dass innerhalb der primären

Scherzone eine der Richtungen in der Scherebene liegt, wenn die Aufbauschneidenbildung berücksichtigt wird. Eine Ausnahme bildet der Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$. Dort sind die Richtungen der maximalen Schubspannungen nicht innerhalb der primären Scherzone konstant und zeigen leichte Abweichungen zur Scherebene. Dies könnte mit der segmentierten Spanbildung in Zusammenhang stehen. Die Normalspannungen σ_{11} nehmen von positiven Spanwinkeln ($\sigma_{11}(\gamma = 20^\circ) \sim -400$ MPa) zu negativen Spanwinkeln ($\sigma_{11}(\gamma = -20^\circ) \sim -600$ MPa) kontinuierlich zu. Die Spannungskomponente σ_{22} zeigt bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ Druckspannungen von bis zu ~ -450 MPa. Zu positiven Spanwinkeln hin nehmen die Druckspannungen ab und wechseln bei positiven Spanwinkeln auf Zugspannungen von bis zu ~ 80 MPa. Die hydrostatischen Anteile sind bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ am höchsten. Dort werden hydrostatische Druckspannungen von bis zu ~ -450 MPa erreicht. Mit steigendem Spanwinkel nehmen die hydrostatischen Spannungen ab und erreichen bei dem Spanwinkel $\gamma = 20^\circ$ nur noch bis zu ~ -150 MPa.

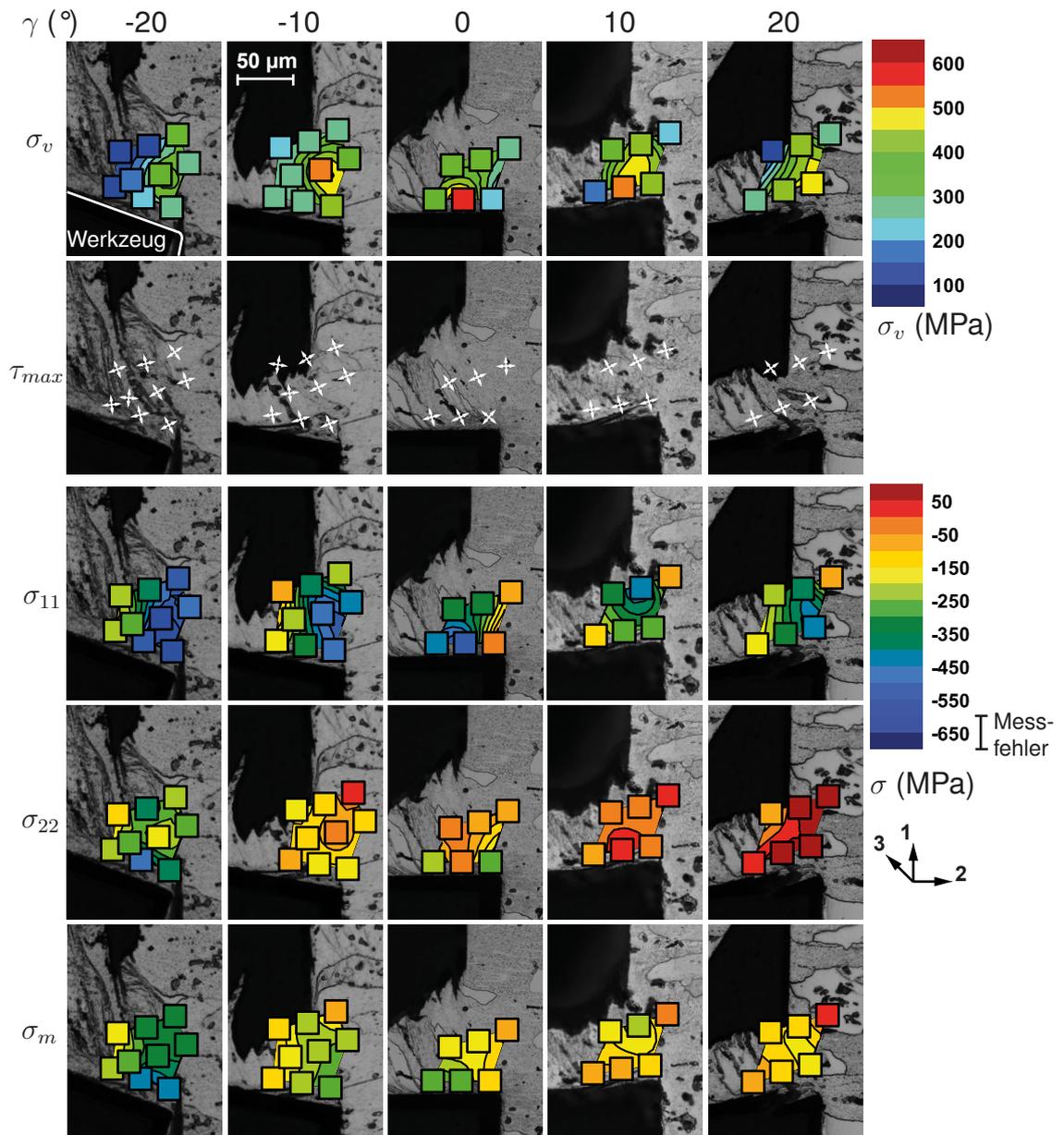


Abbildung 6.24 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}9 \mu\text{m}$) - AlCuMg1

6.2.5 Einfluss des Schneidkantenradius

6.2.5.1 Mikroskopie

Abbildung 6.25 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen von Spanwurzeln, welche mit den Schneidkantenradien $r_\beta = 5 \mu\text{m}$, $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 80 \mu\text{m}$ hergestellt wurden. Alle drei Spanwurzeln zeigen eine kontinuierliche Fließspanbildung, welche von Aufbauschneidenbildung beeinflusst ist. Die Aufbauschneidenbildung des Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ wurde bereits in den Kapiteln 6.2.3.1 und 6.2.4.1 beschrieben. Hier ist eine beginnende Aufbauschneidenbildung nahe der Schneidkante und eine bereits von der Spanfläche abgelöste mit dem Span ablaufende Aufbauschneide zu erkennen. Die größeren Schneidkantenradien zeigen keilförmige Aufbauschneiden. Mit zunehmendem Schneidkantenradius verlagert sich die Aufbauschneidenbildung weiter zur Freifläche hin. Sowohl beim Schneidkantenradius $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ als auch beim Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ sind seitliche Mikrorisse zu erkennen, welche eine Trennung der Aufbauschneide vom Span an den Flanken der Aufbauschneide zur Folge haben. Die Aufbauschneidenbildung resultiert weiterhin bei dem Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ in einer starken Krümmung des Spans.

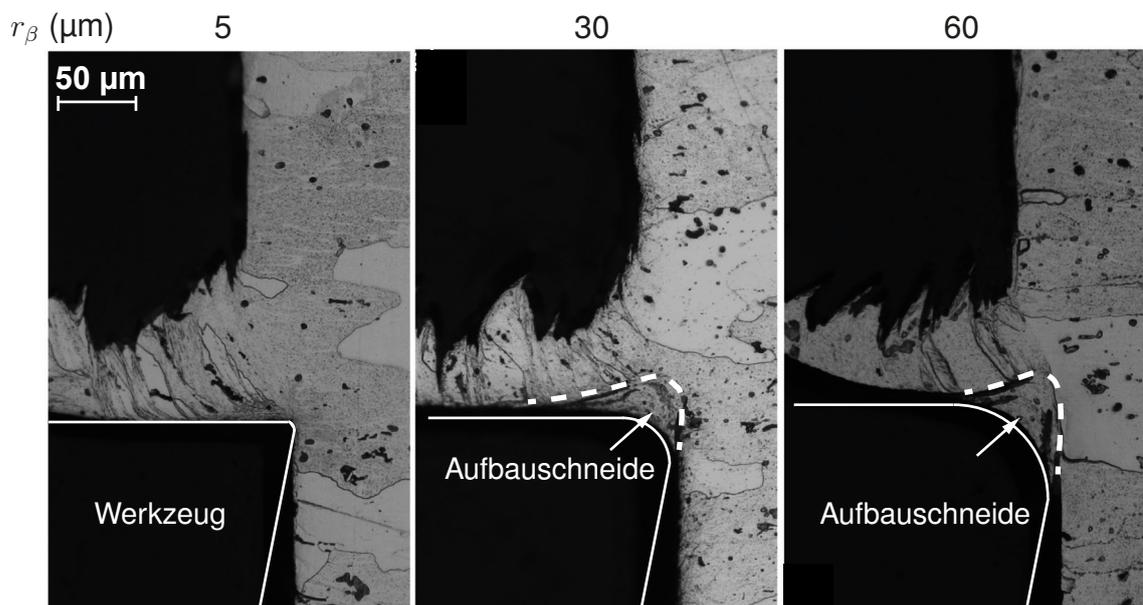


Abbildung 6.25 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Schneidkantenradien $r_\beta = 5 \mu\text{m}$, $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 80 \mu\text{m}$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - AlCuMg1

6.2.5.2 Diffraction-Mikrostruktur

Abbildung 6.26 zeigt die Verteilung der Domänengrößen und Mikrodehnungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius. Für alle

Schneidkantenradien ist eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spans festzustellen. Weiterhin liegen die minimalen Domänengrößen und maximalen Mikrodehnungen bei allen drei Schneidkantenradien bei annähernd den gleichen Werten. Es ist jedoch festzustellen, dass in den Messorten unterhalb der Scherebene bei dem größten Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ kleinere Domänengrößen ermittelt wurden als bei den kleineren Schneidkantenradien. Weiterhin traten bei den Schneidkantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ in den Messorten unterhalb der Scherebene leicht erhöhte Mikrodehnungen gegenüber dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ auf.

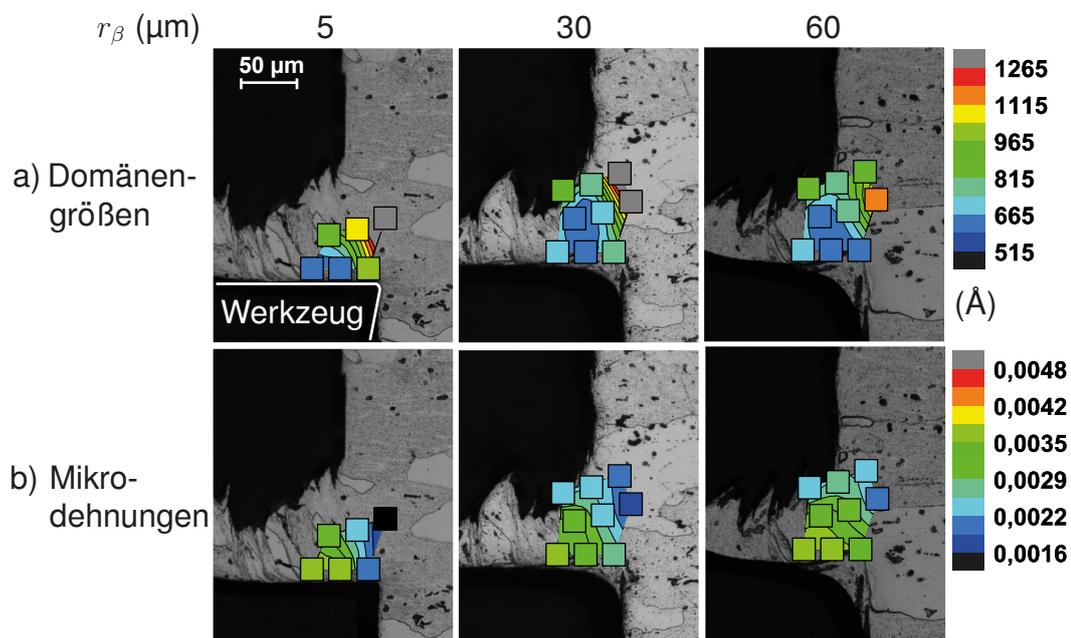


Abbildung 6.26 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - AlCuMg1 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

6.2.5.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.27 zeigt die Verläufe der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β . Die maximale Vergleichsspannung tritt mit $\sigma_v \sim 550 \text{ MPa}$ nahe der Spanfläche bei dem Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ auf. Weiterhin sind erhöhte Vergleichsspannungen in der primären Scherzone des größten Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ von $\sim 550 \text{ MPa}$ vorhanden. Auch bei den größeren Schneidkantenradien liegt innerhalb der primären Scherzone eine Richtung der maximalen Schubspannungen in der Scherebene. Die maximalen Spannungen σ_{11} sind für alle drei Schneidkantenradien annähernd gleich. Sie liegen bei dem kleinsten Schneid-

kantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ bei $\sim -550 \text{ MPa}$ und für die größeren Schneidkantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ bei $\sim -600 \text{ MPa}$. Allerdings liegen die maximalen Spannungen σ_{11} bei den verschiedenen Schneidkantenradien in unterschiedlichen Bereichen des Spans. Bei dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ sind die höchsten Spannungen σ_{11} nahe der Schneidkante zu beobachten. Bei dem Schneidkantenradius $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ liegen sie in der primären Scherzone, wohingegen sie bei dem größten Schneidkantenradius $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ in einem Bereich direkt über der Aufbauschneide konzentriert sind. Die Spannungen der σ_{22} Komponente zeigen nahe der Schneidkante geringe Druckspannungen von $\sim -200 \text{ MPa}$ bis $\sim -300 \text{ MPa}$ und sinken zur Oberseite des Spans auf nahezu Null ab. Bei den größeren Schneidkantenradien werden hier sogar geringe Zugspannungen von $\sim 50 \text{ MPa}$ erreicht. Bei dem hydrostatischen Anteil σ_m ist ein Anstieg der Spannungen bei größeren Schneidkantenradien zu beobachten. Bei dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ liegen die maximalen hydrostatischen Spannungen bei $\sim -300 \text{ MPa}$ und sind in der sekundären Scherzone lokalisiert. Bei dem größeren Schneidkantenradius $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ befinden sich die höchsten hydrostatischen Spannungen mit $\sim -350 \text{ MPa}$ direkt über der Aufbauschneide nahe der Schneidkante. Bei diesem Schneidkantenradius erstrecken sich weiterhin erhöhte hydrostatische Spannungen über die ganze primäre Scherzone. Im Gegensatz dazu sind bei dem höchsten Schneidkantenradius die maximalen hydrostatischen Spannungen auf den Bereich über Aufbauschneide konzentriert und erreichen bis zu $\sim -400 \text{ MPa}$.

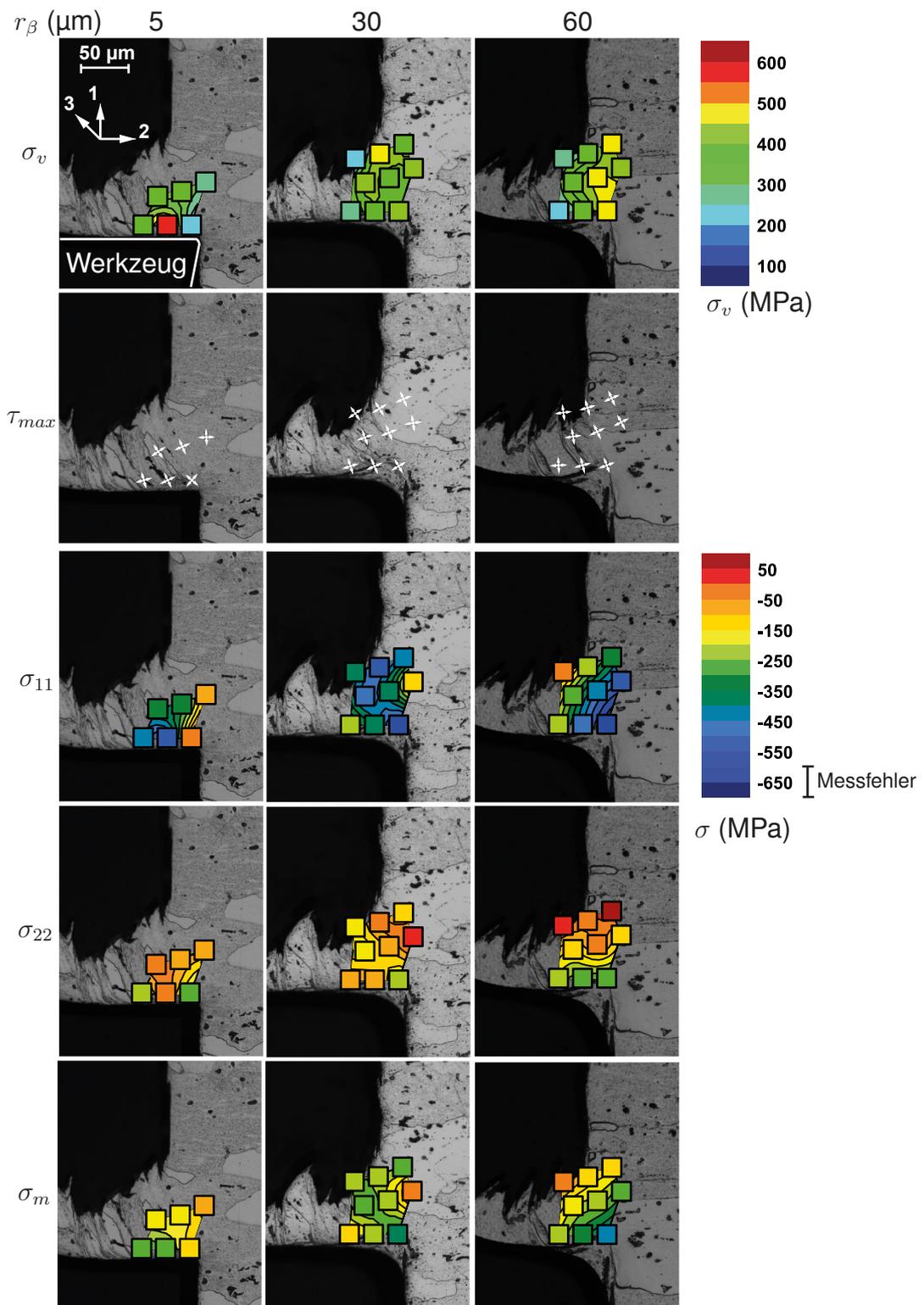


Abbildung 6.27 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ($h = 30 \mu\text{m}$, $\gamma = 0^\circ$) - AlCuMg1

$R_{p,0,2}$ ist in Tabelle 6.3 aufgeführt. Am Werkstückwerkstoff Messing CuZn10 wurde eine Härte von $58 \pm 0,5$ HV 0,5 bestimmt.

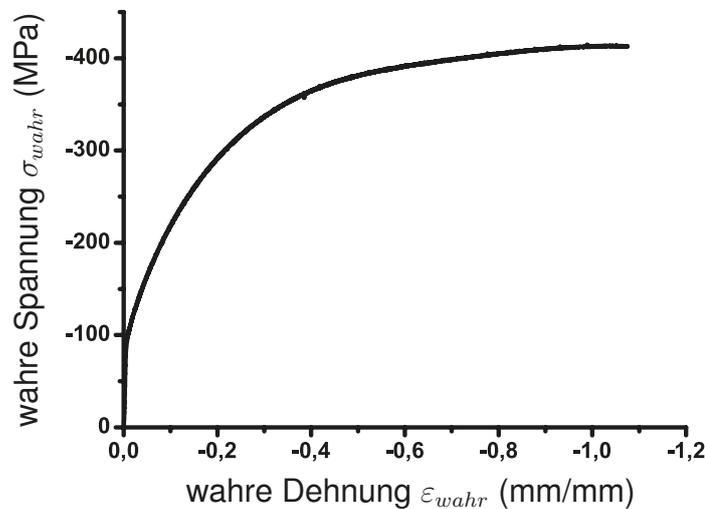


Abbildung 6.29 – Fließkurve unter Druckbelastung der Messinglegierung CuZn10 bis zu einer Prüfkraft von 100 kN

Tabelle 6.3 – Dehngrenze unter Druckbelastung für die Messinglegierung CuZn10

Stauchrate (s^{-1})	Dehngrenze $R_{p,0,2}$ (MPa)
0,001	-95 ± 1

6.3.2 Diffraktogramme

Abbildung 6.30 zeigt einige ausgewählte Diffraktogramme, die an der Messinglegierung CuZn10 gemessen wurden. In Abbildung 6.30 a) ist ein 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials gezeigt. Auch der Ausgangszustand der Messinglegierung CuZn10 zeigt sichtbare Bragg-Spots auf den Debye-Ringen. Für die Messinglegierung wurde Eisenpulver zur Kalibrierung verwendet, welches auf der Vorder- und Rückseite der Probe aufgebracht wurde. Die gleichmäßig belegten Ringe im 2D-Diffraktogramm sind dem Eisenpulver zuzuordnen. Abbildung 6.30 b) zeigt ein 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches. Auch hier ist das linke, untere Viertel des Detektors durch das Werkzeug abgeschattet. Vergleichbar zu den anderen Werkstoffen zeigt die Messinglegierung CuZn10 eine deutliche Verfeinerung der Kornstruktur während des Spanvorganges, welche in der sehr gleichmäßigen Belegung der Debye-Ringe resultiert. Des Weiteren zeigt die Messinglegierung CuZn10 in dem 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches einige symmetrisch angeordnete Intensitätsmaxima auf den Debye-Ringen, welche auf

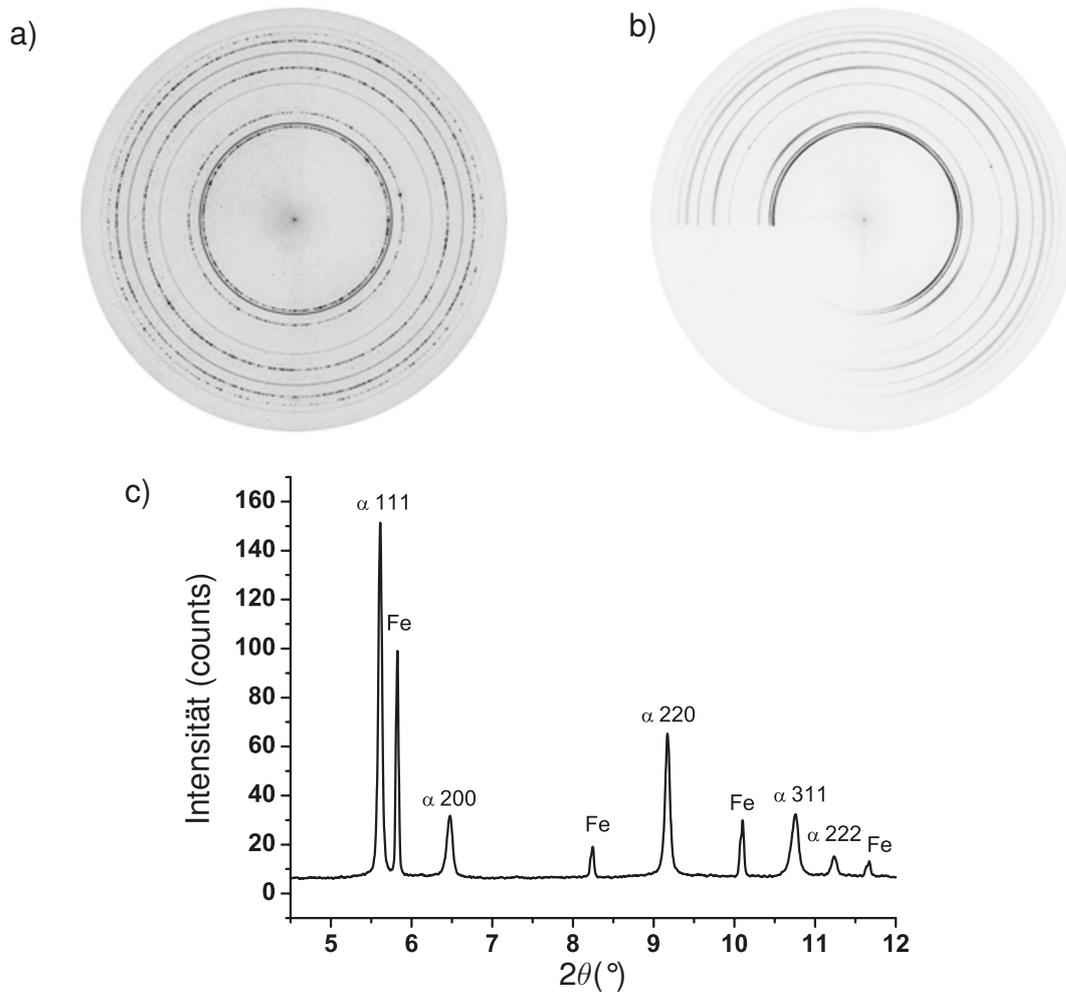


Abbildung 6.30 – Diffraktogramme CuZn10 a) 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials, b) 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches, c) integriertes 2θ-Segment des *in situ* Versuches

die Bildung von Vorzugsorientierungen hindeuten. In Abbildung 6.30 c) ist ein integriertes 2θ-Segment des 2D-Diffraktogramms des *in situ* Versuches dargestellt. Die Reflexprofile der α-Phase zeigen eine Verbreiterung im Vergleich zu dem Eisenreferenzpulver. Eine Asymmetrie der Reflexprofile aufgrund von Stapelfehlern ist nicht zu erkennen.

6.3.3 Einfluss des Spanwinkels

6.3.3.1 Mikroskopie

Abbildung 6.31 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen von Spanwurzeln aus der Messinglegierung CuZn10, welche mit den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ hergestellt wurden. Bei dem positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ und bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ tritt eine kontinuierliche Fließspanbildung auf, wobei bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$

ein kleiner Anriss an der Spanunterseite nahe der Schneidkante auf einen Übergang zur Lamellenspanbildung hindeutet. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ findet eine deutlich ausgeprägte Lamellenspanbildung statt. Von positiven Spanwinkeln hin zu negativen Spanwinkeln ist eine deutliche Abnahme des Spanwinkels und eine damit verbundene zunehmende Spandicke festzustellen. Innerhalb des Spans ist das Gefüge sehr stark verformt, sodass einzelne Korngrenzen nicht mehr zu erkennen sind. Die Größe der während der Verformung entstandenen Kristallite liegt somit unterhalb der Auflösung des Lichtmikroskops. Es ist dennoch eine Fließstruktur innerhalb des Spans zu erkennen, welche eine Ausrichtung entlang der primären und sekundären Scherung aufweist. Die sekundäre Scherung ist bei dem größten Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ nur sehr schwach ausgeprägt und nimmt zu kleineren Spanwinkeln zu. Weiterhin ist festzustellen, dass bei geringeren Spanwinkeln eine deutliche Verformung in der neu gebildeten Oberfläche zu erkennen ist und somit eine Zunahme der Verformungstiefe t_v auftritt.

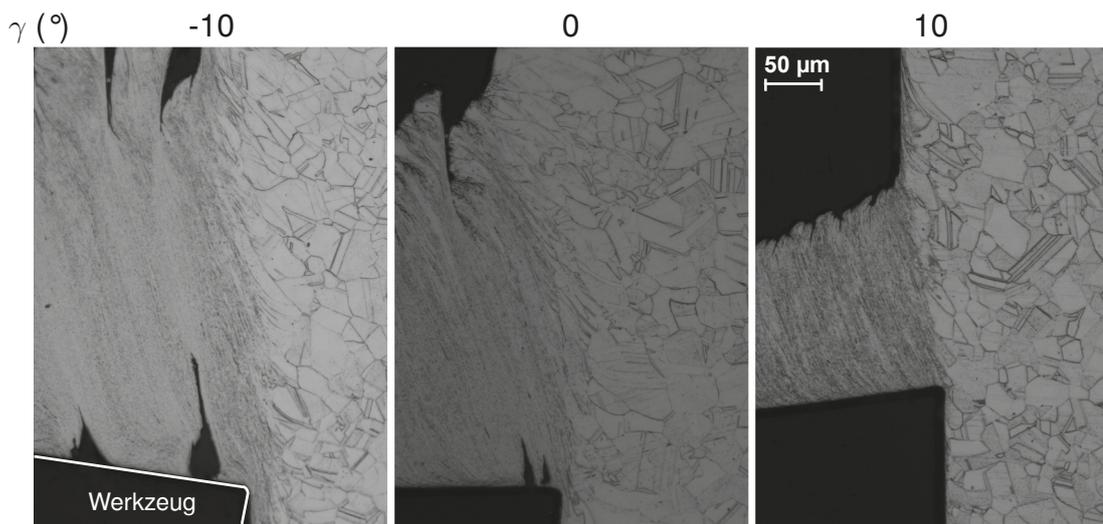


Abbildung 6.31 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = -0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-7 \mu\text{m}$) - CuZn10

6.3.3.2 Diffraktion-Mikrostruktur

Abbildung 6.32 zeigt die mikrostrukturellen Parameter für die Messinglegierung CuZn10. Wie bei der Zerspannung des Stahls C45E und der Aluminiumlegierung AlCuMg1 ist auch bei der Zerspannung der Messinglegierung CuZn10 eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spans festzustellen. Die minimalen Domänengrößen liegen bei allen drei Spanwinkeln auf einem ähnlichen Niveau. Lediglich bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ ist eine

weitere geringfügige Abnahme der Domänengrößen nahe der Spanfläche zu beobachten. Die anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen beobachtete größere Verformungstiefe bei geringeren Spanwinkeln resultiert in kleineren Domänengrößen in den Messorten unterhalb der Scherebene. Die maximalen Mikrodehnungen treten bei den Spanwinkeln $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$ auf. Im Gegensatz zu den Spanwinkeln $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ ist bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ zusätzlich zum Anstieg der Mikrodehnungen mit der Spanablafrichtung auch eine Zunahme hin zur Spanfläche zu beobachten. Auch die Stapelfehlerwahrscheinlichkeit ist für die geringeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$ maximal. Tendenziell ist ein Anstieg der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit mit der Spanablafrichtung und in Richtung der Spanfläche zu erkennen, wobei bei dem positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ eine weitere Zunahme zur Spanoberseite festzustellen ist. Die Zwillingswahrscheinlichkeit ist für den positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ am größten, bei welchem ein leichter Anstieg mit der Spanablafrichtung und in Richtung der Spanfläche zu erkennen ist. Bei den geringeren Spanwinkeln $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$ liegen die Zwillingswahrscheinlichkeiten im Mittel höher als bei dem Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$, allerdings treten hier stärkere Schwankungen zwischen den einzelnen Messorten auf und es ist keine eindeutige Tendenz in ihrem Verlauf zu erkennen.

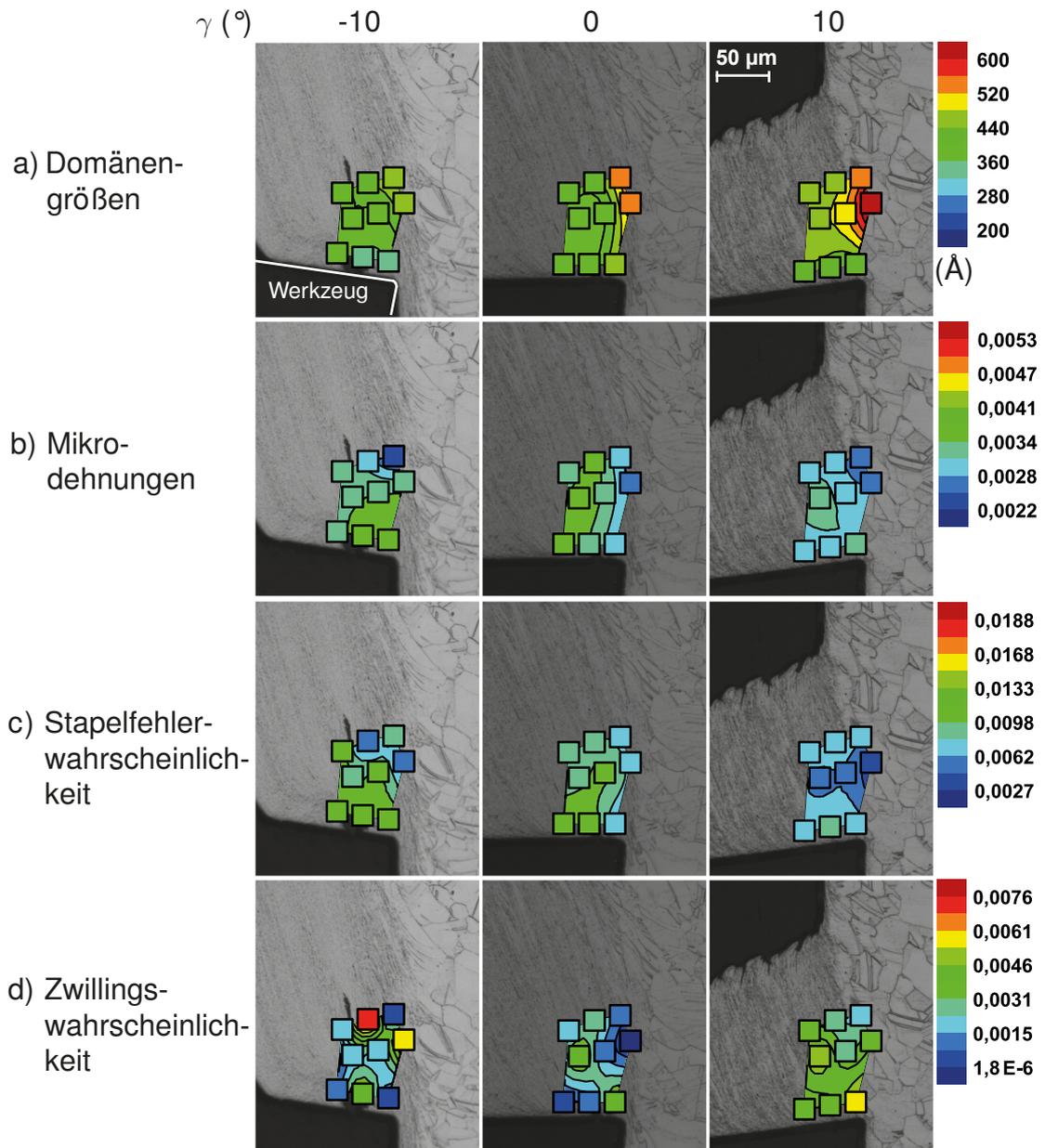


Abbildung 6.32 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-7 \mu\text{m}$) - CuZn10 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen, c) Stapelfehlerwahrscheinlichkeit, d) Zwillingswahrscheinlichkeit

6.3.3.3 Diffraction-Spannungen

Abbildung 6.33 zeigt die Verteilung der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone der Messinglegierung CuZn10 für die Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$. Die Vergleichsspannung σ_v liegt für die geringeren Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ zwischen ~ 400 und ~ 550 MPa. Bei dem größten Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ ist sie etwas geringer und liegt zwischen ~ 300 und ~ 500 MPa. Wie bei den bereits betrachteten Werkstoffen, liegt auch bei der Messinglegierung CuZn10 eine Richtung der maximalen Schubspannung innerhalb der Scherebene. Für die Messorte unterhalb der Scherebene sind diese eher in Schnittrichtung orientiert. Die maximalen Werte der Spannungskomponente σ_{11} liegen mit ~ 350 bis ~ 400 MPa für alle Spanwinkel auf einem ähnlichen Niveau. Für den negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ ist ein leichter Anstieg der σ_{11} Spannungskomponente in Richtung Spanfläche festzustellen. Für die größeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ ist vorwiegend ein Anstieg in Spanablaufrichtung zu erkennen. Für die Spannungskomponente σ_{22} treten Werte zwischen ~ -100 MPa und ~ 200 MPa auf. Die größten Zugspannungen sind hierbei für den positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ nahe an der Schneidkante lokalisiert. Aber auch bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sind nahe der Schneidkante Zugspannungen von bis zu ~ 100 MPa für die Spannungskomponente σ_{22} festzustellen. Der hydrostatische Anteil σ_m liegt für alle Spanwinkel auf einem ähnlichen Niveau und variiert zwischen ~ -200 MPa und ~ 20 MPa. Die größte hydrostatische Zugspannung tritt hierbei bei dem positiven Spanwinkel, nahe an der Schneidkante auf.

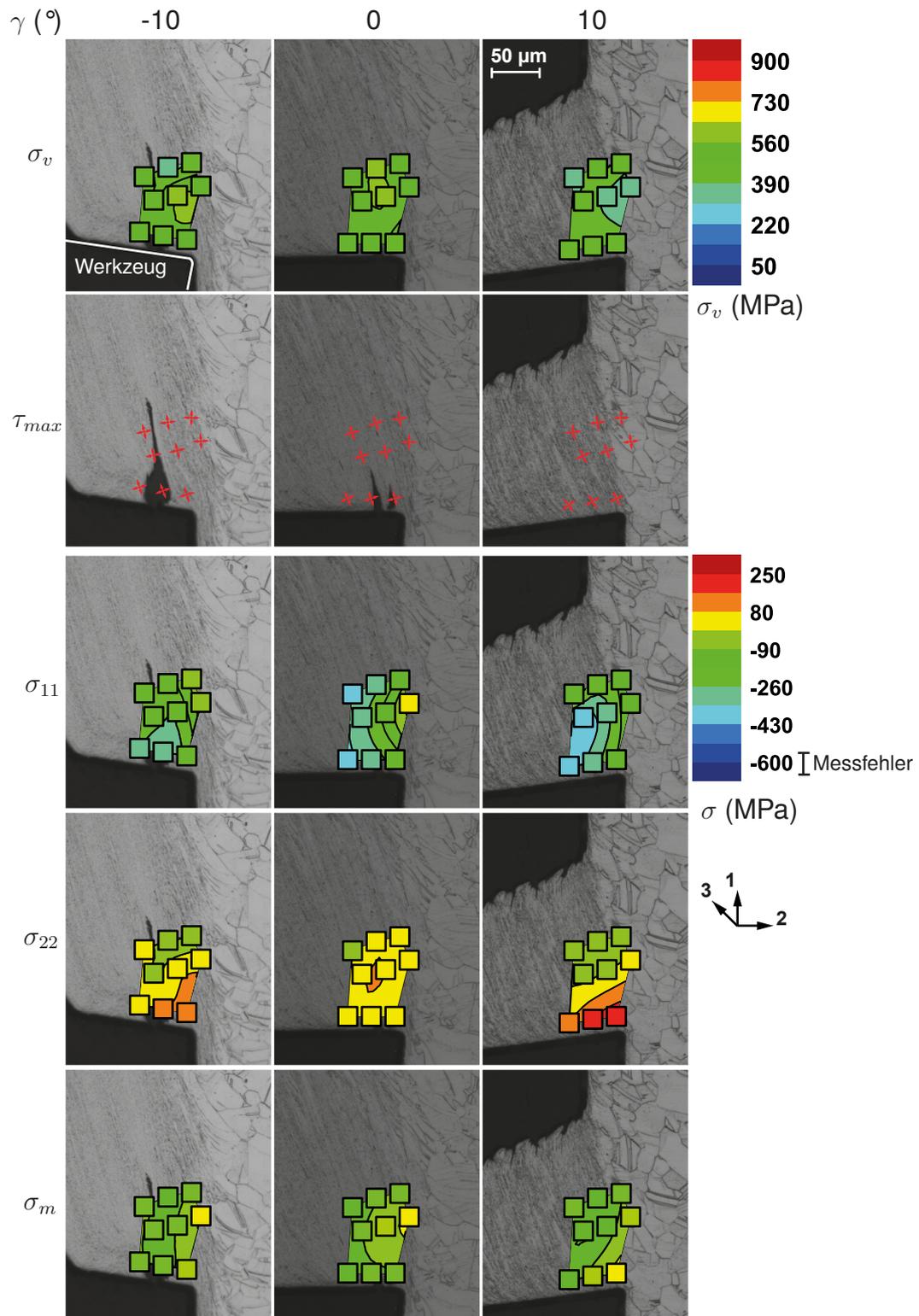
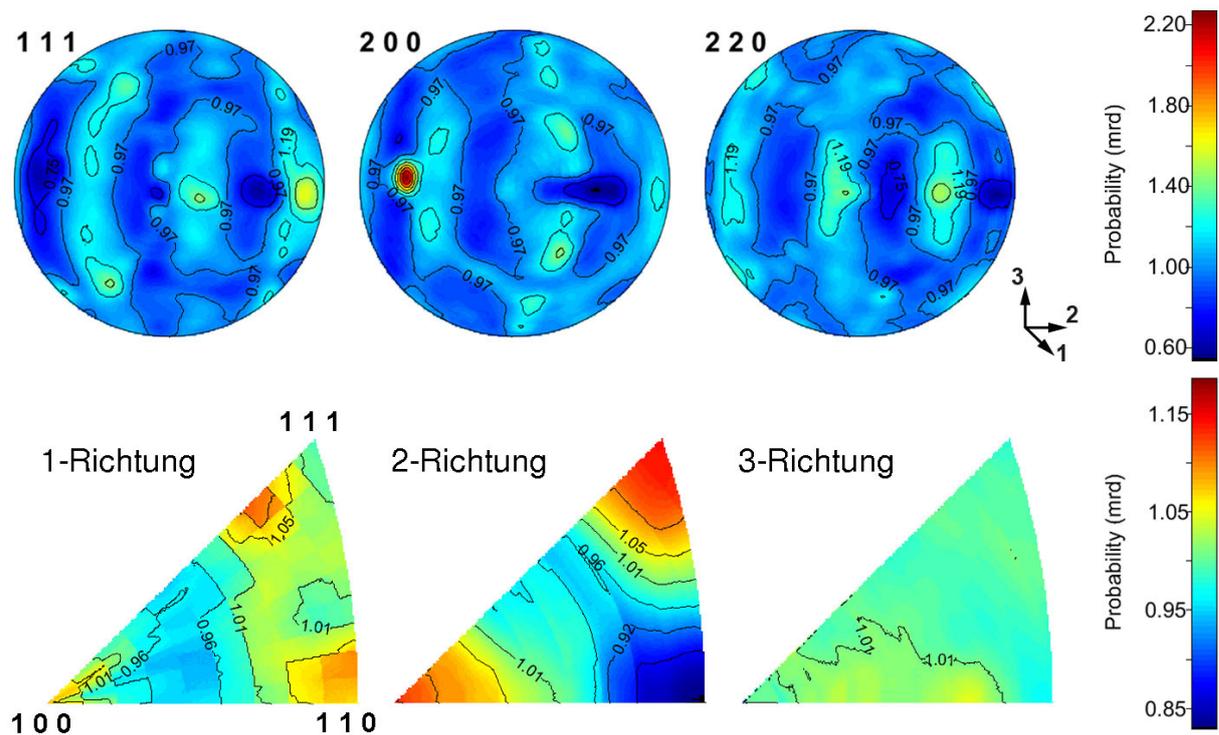


Abbildung 6.33 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - CuZn10

6.3.4 Texturentwicklung

Abbildung 6.34 zeigt die ermittelten Polfiguren für die Messinglegierung CuZn10 für die Spanparameter $\gamma = 0^\circ$ und $h = 30 \mu\text{m}$ im Messort 6, welcher oberhalb der Scherebene in der Mitte des Spanes liegt (siehe Abbildung 6.12). Es deutet sich auch hier eine Schertextur für kfz-Metalle an. Diese besteht aus den Ideallagen $(100)[011]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(111)[11\bar{2}]$ und $(\bar{1}\bar{1}2)[110]$ [Li05]. Im Vergleich zu der Aluminiumlegierung AlCuMg1 sind die Bänder, auf denen die Ideallagen liegen, sehr viel gleichmäßiger ausgebildet.



6.4.2 Diffraktogramme

Abbildung 6.35 zeigt einige ausgewählte Diffraktogramme, die an der Messinglegierung CuZn37 gemessen wurden. In Abbildung 6.35 a) ist ein 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials gezeigt. Da es sich bei der Messinglegierung CuZn37 um gewalztes und damit vergleichsweise feinkörnigeres Ausgangsmaterial handelte, zeigt das 2D-Diffraktogramm des Ausgangszustandes im Gegensatz zu den anderen Werkstückmaterialien keine deutlichen Bragg-Spots. Weiterhin ist auch bei dem Ausgangsmaterial schon eine Ausbildung von Vorzugstexturen zu erkennen. Auch hier wurde Eisenpulver zur Kalibrierung verwendet, welches zu gleichmäßig belegten Ringen im 2D-Diffraktogramm führt. Abbildung 6.35 b) zeigt ein 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches. Erneut ist die Abschattung im linken, unteren Viertel durch das Werkzeug zu erkennen. Weiterhin wird sichtbar, dass eine Reorientierung während des Spanprozesses stattfindet, sodass in dem 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches die Intensitätsmaxima unter anderen Azimutwinkeln auftreten als im 2D-Diffraktogramm des Ausgangszustands. Abbildung 6.35 c) zeigt ein integriertes 20°-Segment des 2D-Diffraktogramms des *in situ* Versuches. Für die Reflexe 111, 200, 311 und 222 tritt eine Asymmetrie der Reflexprofile, aufgrund der während der Verformung erzeugten Stapelfehler auf. Für das Reflexprofil des 220-Reflexes resultiert keine Asymmetrie aus der Erzeugung von Stapelfehlern. Die Reflexe der α -Phase zeigen ein deutlich breiteres Reflexprofil als das Referenzpulver.

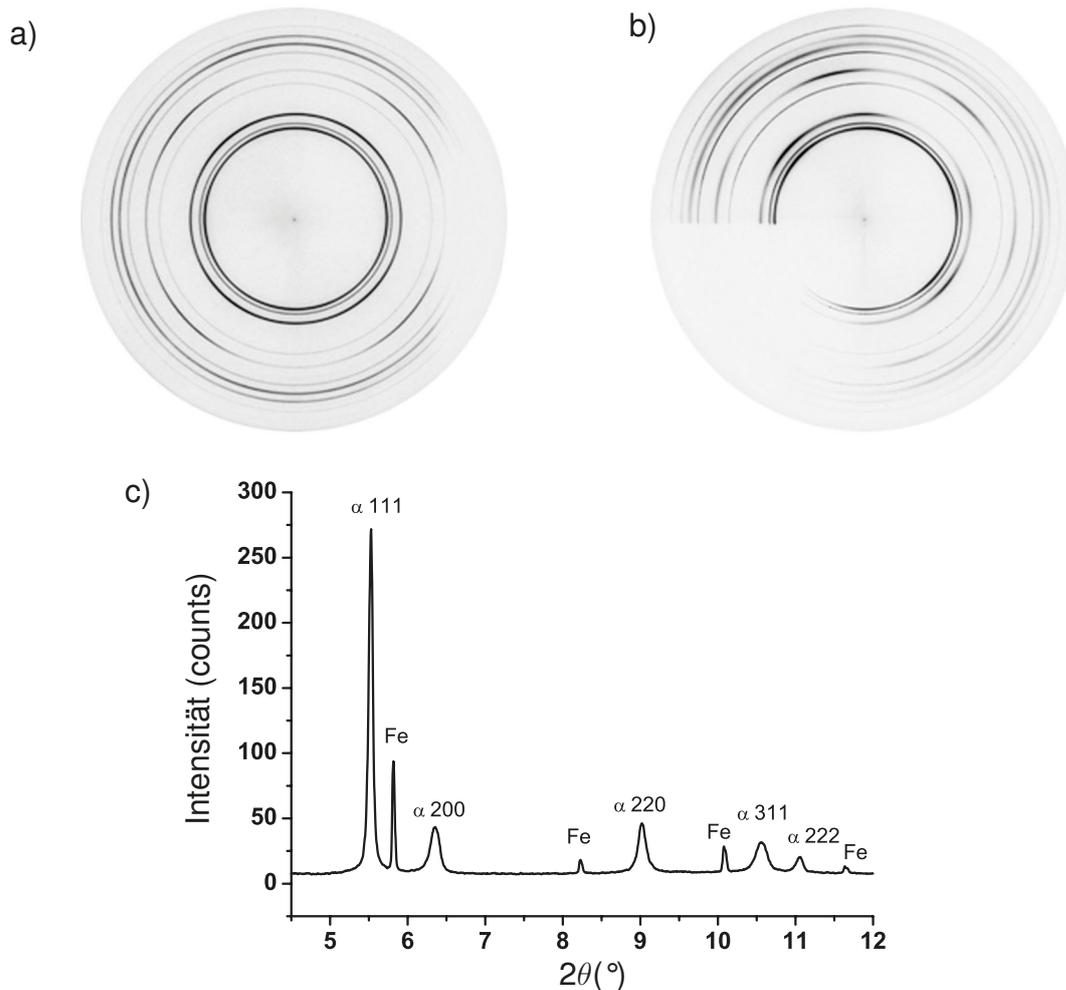


Abbildung 6.35 – Diffraktogramme CuZn37 a) 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials, b) 2D-Diffraktogramm des in situ Versuches, c) integriertes 2θ -Segment des in situ Versuches

6.4.3 Einfluss des Spanwinkels

6.4.3.1 Mikroskopie

Abbildung 6.36 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen von Spanwurzeln der Messinglegierung CuZn37, welche mit den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ hergestellt wurden. Bei allen drei Spanwinkeln entsteht ein kontinuierlicher Fließspan. Wie bei der Messinglegierung CuZn10 sind auch bei der Messinglegierung CuZn37 keine Korngrenzen innerhalb des Spans zu erkennen. Es ist jedoch eine Fließstruktur zu erkennen, welche in Richtung der primären Scherung ausgerichtet ist. Die Ausrichtung dieser Fließstruktur entlang der sekundären Scherung ist deutlich geringer ausgeprägt als bei der Messinglegierung CuZn10. Für den negativen Spanwinkel ist eine deutliche Zunahme der Spanbreite im Vergleich zu den Spanwinkeln $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ festzustellen. Bei allen drei Spanwinkeln ist in den lichtmikroskopischen Aufnahmen

keine Beeinflussung des Gefüges an der neu entstandenen Werkstückoberfläche zu erkennen.

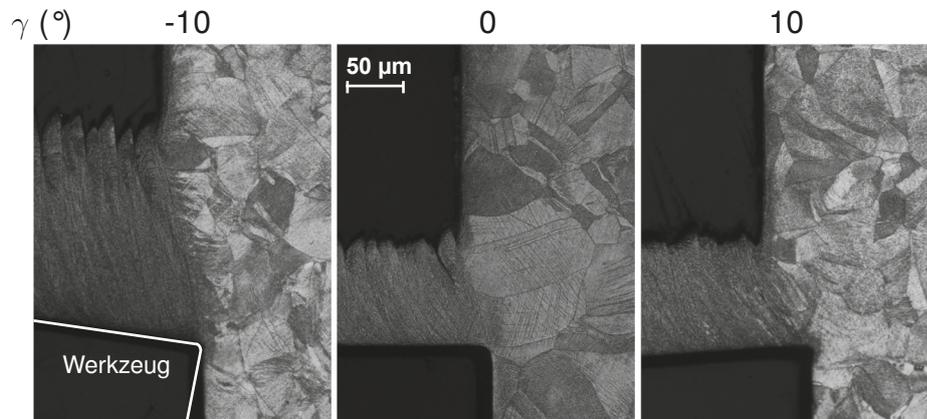


Abbildung 6.36 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-7 \mu\text{m}$) - CuZn37

6.4.3.2 Diffraktion-Mikrostruktur

Abbildung 6.37 zeigt die mikrostrukturellen Parameter innerhalb der Spanbildungszone der Messinglegierung CuZn37. Für alle Spanwinkel ist eine Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spanes zu beobachten. Die geringsten Domänengrößen treten für kleinere Spanwinkel auf. Generell nehmen die Mikrodehnungen für kleinere Spanwinkel weiter zu. Die maximale Mikrodehnung wurde jedoch für einen Messort des Spanwinkels $\gamma = 0^\circ$ an der Oberseite des Spans ermittelt. Die ermittelten Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten steigen oberhalb der Scherebene an und bleiben für die größeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ innerhalb des Spanes nahezu konstant. Für den kleinsten Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ ist jedoch eine kontinuierliche Zunahme der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit innerhalb des Spanes festzustellen, sodass die maximalen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten bei diesem Spanwinkel auftreten. Für die Messinglegierung CuZn37 liegen die Zwillingswahrscheinlichkeiten für die meisten Messorte nahezu bei Null. Lediglich im oberen Bereich der primären Scherzone treten leicht erhöhte Zwillingswahrscheinlichkeiten auf. Im Vergleich mit der Messinglegierung CuZn10 ist festzustellen, dass die Messinglegierung CuZn37 kleinere Domänengrößen, höhere Mikrodehnungen, größere Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten und tendenziell kleinere Zwillingswahrscheinlichkeiten als die Messinglegierung CuZn10 zeigt.

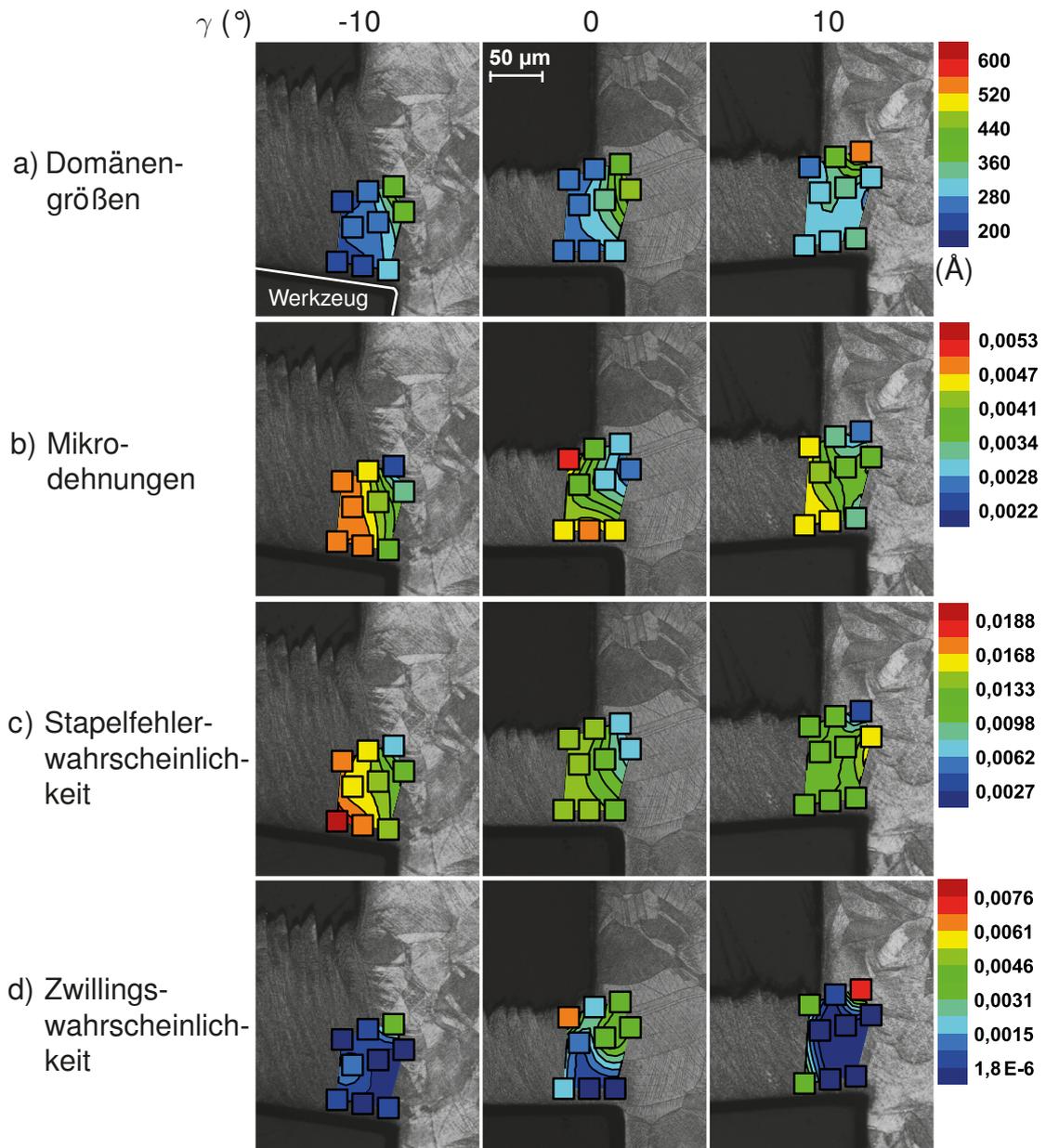


Abbildung 6.37 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-7 \mu\text{m}$) - CuZn37 a) Domänen-größen, b) Mikrodehnungen, c) Stapelfehlerwahrscheinlichkeit, d) Zwillingswahrscheinlichkeit

6.4.3.3 Diffraction-Spannungen

Abbildung 6.38 zeigt die Verteilung der Spannungen innerhalb der Spanbildungszone für die Messinglegierung CuZn37. Die Vergleichsspannungen nach von Mises steigen mit kleineren Spanwinkeln deutlich an. Bei dem Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ sind die maximalen von Mises Spannungen in der Scherzone lokalisiert, bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ liegen die maximalen Spannungen an der Spanoberseite und in der sekundären Scherzone. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sind sehr hohe Vergleichsspannungen oberhalb der Scherebene im gesamten Span vorhanden. Die maximalen Vergleichsspannungen sind bei der Messinglegierung CuZn37 deutlich höher als bei der Messinglegierung CuZn10. Bei dem negativen Spanwinkel ist dieser Unterschied am größten. Für die Richtungen der maximalen Schubspannungen ist auch bei der Messinglegierung CuZn37 festzustellen, dass für die Messorte innerhalb der primären Scherzone eine der Richtungen innerhalb der Scherebene liegt. Auch die maximalen Spannungen σ_{11} sind bei der Messinglegierung CuZn37 deutlich höher als bei der Messinglegierung CuZn10. Bei den größeren Spanwinkeln $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ liegen die maximalen σ_{11} Spannungen in der primären und sekundären Scherzone. Bei dem kleineren Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sind die maximalen σ_{11} Spannungen auf die primäre Scherzone konzentriert und sind in der sekundären Scherzone etwas geringer. Die Spannungen der σ_{22} -Komponente wechseln von Zugspannungen und geringen Druckspannungen bei größeren Spanwinkeln zu größeren Druckspannungen bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$. Die Zugspannungen treten hierbei im oberen Bereich der primären Scherzone und an der Spanoberseite auf. Die maximalen hydrostatischen Druckspannungen σ_m liegen mit ~ -350 MPa bis ~ -400 MPa für alle drei Spanwinkel auf dem gleichen Niveau. Für den positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ treten an der Spanoberseite jedoch auch Zugspannungen von ~ 100 MPa auf.

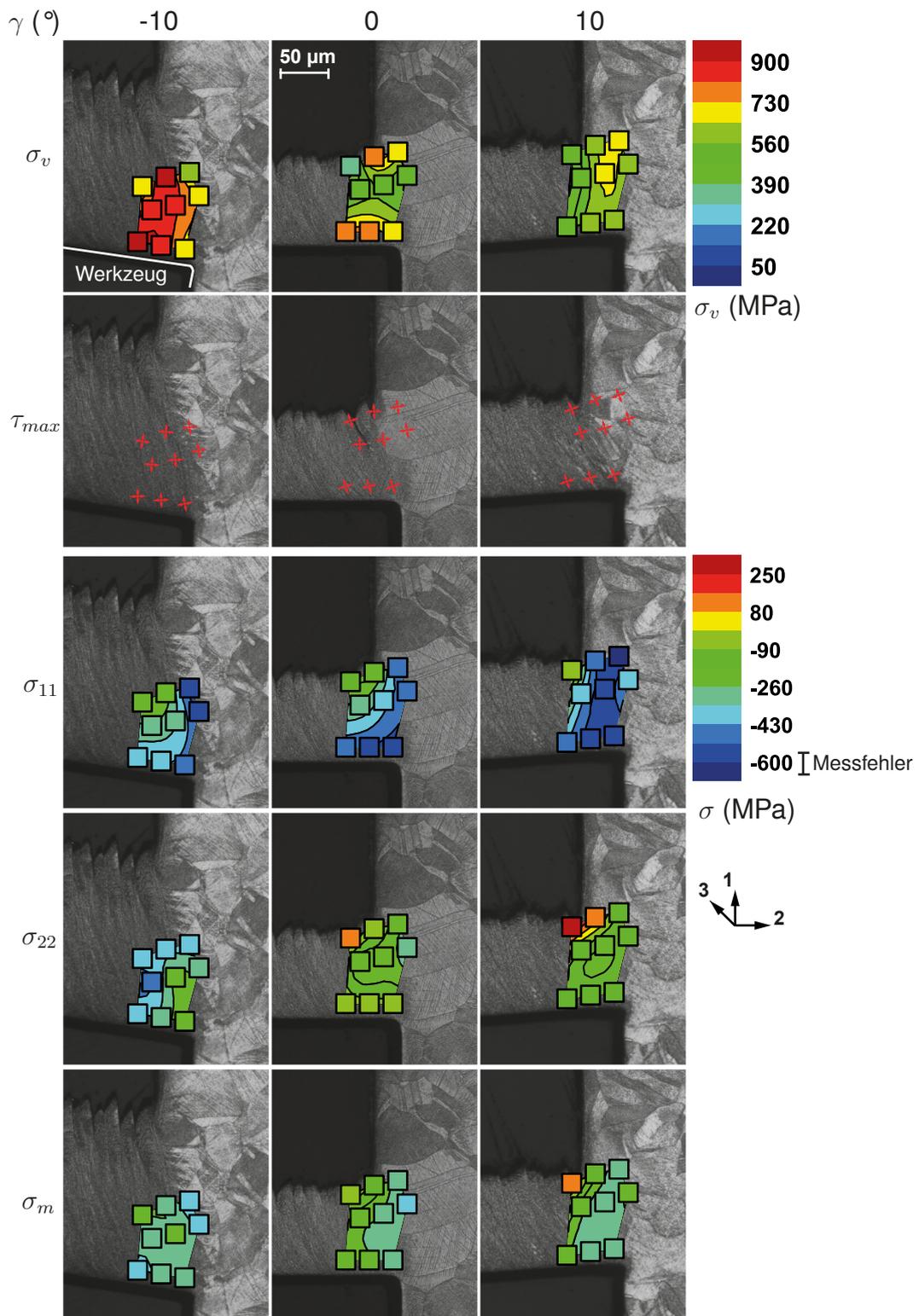


Abbildung 6.38 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - CuZn37

6.4.4 Texturentwicklung

Abbildung 6.39 zeigt die ermittelten Polfiguren für die Messinglegierung CuZn37 für die Spanparameter $\gamma = 0^\circ$ und $h = 30 \mu\text{m}$ im Messort 6, welcher oberhalb der Scherebene in der Mitte des Spanes liegt (siehe Abbildung 6.12). Es deutet sich auch hier eine Schertextur für kfz-Metalle an, welche aus den Ideallagen $(100)[011]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(111)[11\bar{2}]$ und $(\bar{1}\bar{1}2)[110]$ [Li05] besteht. Im Vergleich zu der Messinglegierung CuZn10 sind die Polfiguren etwas unregelmäßiger und einige Spots können nicht den Ideallagen zugeordnet werden. Unter Beachtung des größeren Scherwinkels für die Messinglegierung CuZn37 und der sich daraus ergebenden Verschiebung der maximalen Poldichten sind die sich ausbildenden Vorzugsorientierungen vergleichbar mit denen des CuZn10. Aus der Verdrehung der Ideallagen aufgrund des Scherwinkels resultieren auch die starken Unterschiede für die inversen Polfiguren zwischen den Messinglegierungen CuZn10 und CuZn37.

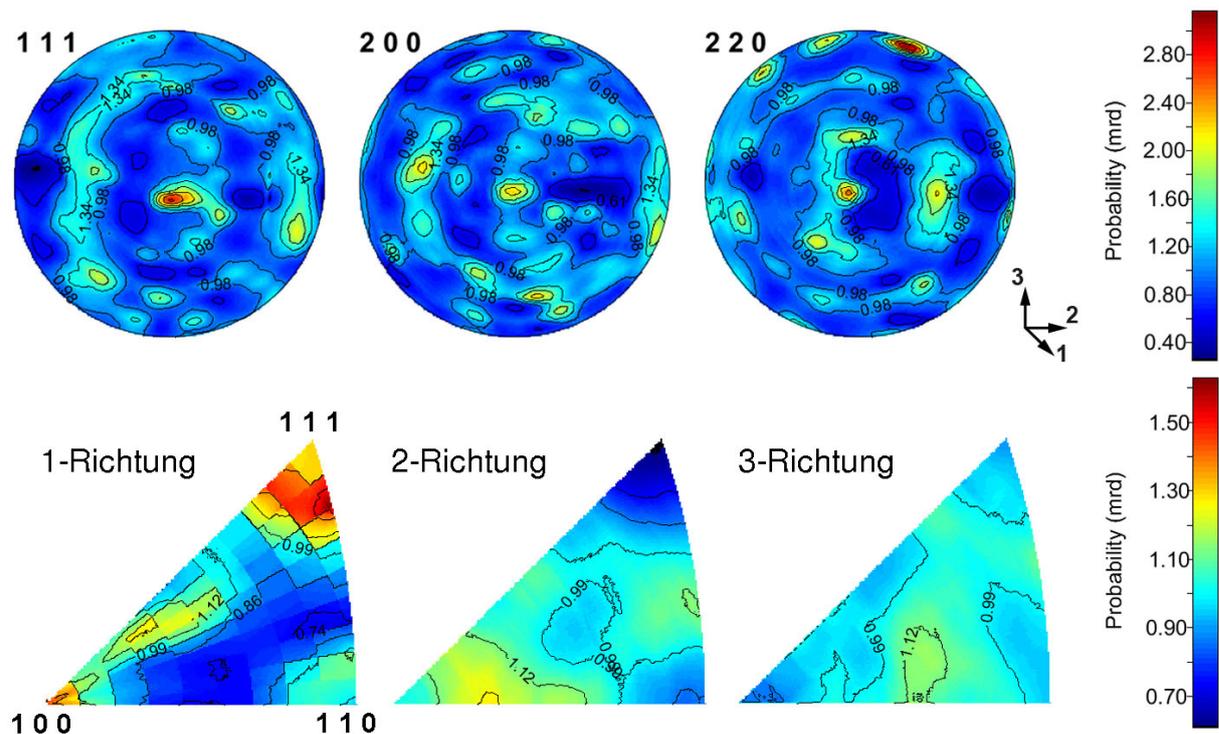


Abbildung 6.39 – Textur innerhalb des Spans (Messort 6) a) berechnete Polfiguren 111, 200 und 220 in Schnittrichtung, b) inverse Polfiguren (equal area projection) - CuZn37

6.5 Messing-CuZn40

Im Folgenden erfolgt die Darlegung der Ergebnisse für die zweiphasige Messinglegierung CuZn40. Anhand der diffraktometrischen Daten lassen sich die Informationen

über die mikrostrukturellen Parameter und die Spannungen für die α - und die β -Phase separat analysieren.

6.5.1 Mechanische Eigenschaften

Abbildung 6.40 zeigt die Fließkurven, welche in Stauchversuchen an dem Werkstückwerkstoff CuZn40 bei einer Stauchrate von $0,001 \text{ s}^{-1}$ ermittelt wurde. Die Probe ist bei einer maximalen Kraft von 100 kN noch nicht gebrochen. Die ermittelte Dehngrenze $R_{p,0,2}$ ist in Tabelle 6.4 aufgeführt. Am Werkstückwerkstoff Messing CuZn40 wurde eine Härte von $102 \pm 1,6 \text{ HV } 0,5$ bestimmt.

Tabelle 6.4 – Dehngrenze unter Druckbelastung für die Messinglegierung CuZn40

Stauchrate (s^{-1})	Dehngrenze $R_{p,0,2}$ (MPa)
0,001	-163 ± 3

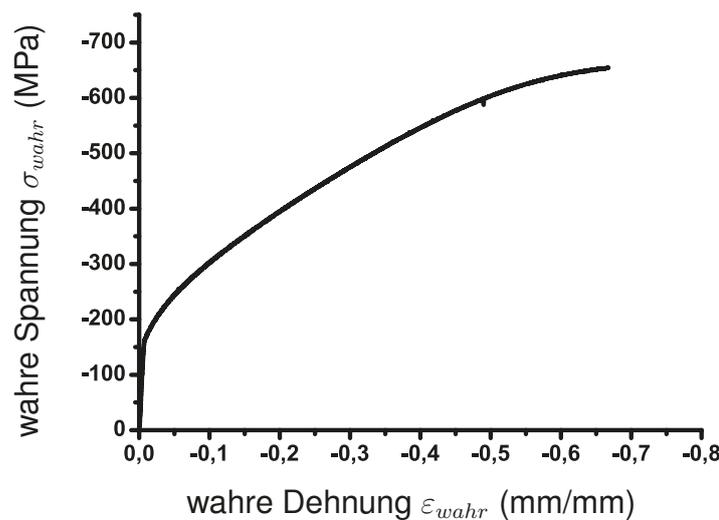


Abbildung 6.40 – Fließkurve unter Druckbelastung der Messinglegierung CuZn40

6.5.2 Diffraktogramme

Abbildung 6.41 zeigt einige ausgewählte Diffraktogramme, die an der Messinglegierung CuZn40 gemessen wurden. In Abbildung 6.41 a) ist ein 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials gezeigt. Der Ausgangszustand der Messinglegierung CuZn40 zeigt sichtbare Bragg-Spots auf den Debye-Ringen. Bei der hier gewählten Skalierung sind diese nur für die β -Phase deutlich zu erkennen. Aufgrund des geringeren Volumenanteils von $\sim 17\%$ weisen die Ringe der β -Phase eine deutlich geringere Intensität

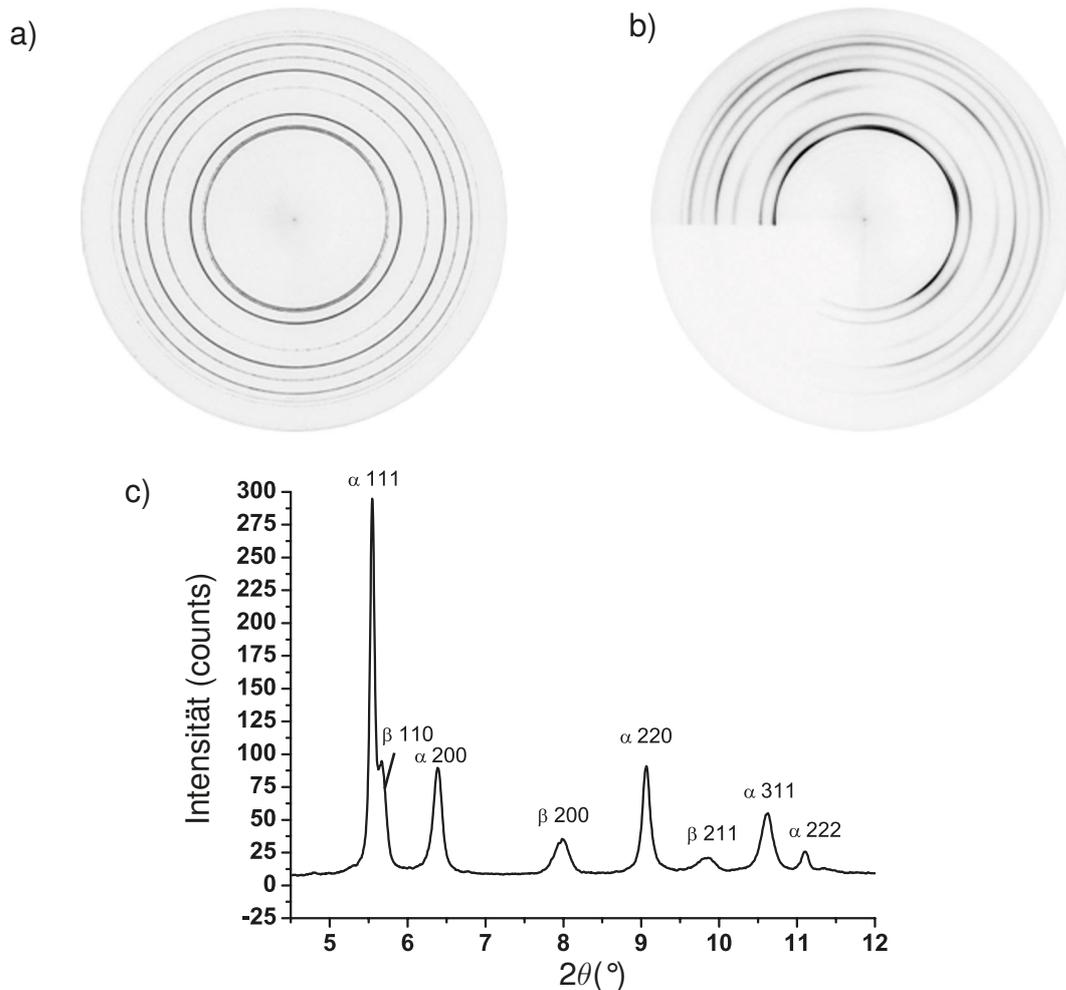


Abbildung 6.41 – Diffraktogramme CuZn40 a) 2D-Diffraktogramm des Ausgangsmaterials, b) 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches, c) integriertes 20° -Segment des *in situ* Versuches

als die der α -Phase auf. Bei der zweiphasigen Messinglegierung CuZn40 wurde auf das Aufbringen von Kalibrierpulver verzichtet, um weitere Reflexüberlagerungen zu vermeiden. Abbildung 6.41 b) zeigt ein 2D-Diffraktogramm des *in situ* Versuches mit der bekannten Werkzeugabschattung im linken unteren Viertel. Sowohl für die Debye-Ringe der α - als auch der β -Phase tritt eine deutliche Verbreiterung auf. In dem integrierten 20° -Segment (Abbildung 6.41 c)) wird weiterhin eine deutliche Asymmetrie für die Reflexe 111, 200, 311 und 222 der α -Phase deutlich. Für beide Phasen ist die Bildung von Vorzugsorientierungen zu erkennen.

6.5.3 Einfluss des Spanwinkels

6.5.3.1 Mikroskopie

Abbildung 6.42 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln der Mes-

singlelegierung CuZn40, welche mit den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = -0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ hergestellt wurden. Im unverformten Ausgangsmaterial lassen sich die Körner der α -Phase noch gut von den Körnern der β -Phase unterscheiden. Die polygonalen Körner der α -Phase sind zu einem Teil verzwillingt und reagierten daher unterschiedlich stark auf die Ätzung. Die β -Phase liegt zwischen den Körnern der α -Phase und zeigt eine gleichmäßige Anätzung. Innerhalb des Spanes jedoch lassen sich die Körner der α -Phase aufgrund der starken Verformung nicht mehr von den Körnern der β -Phase unterscheiden, da die hellen Körner sowohl von der α - als auch von der β -Phase stammen könnten. Im Vergleich zu den einphasigen Messinglegierungen CuZn10 und CuZn37 ist die Struktur innerhalb des Spanes jedoch sehr viel deutlicher zu erkennen. Alle drei Spanwinkel zeigen kontinuierliche Fließspäne. Bei dem positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ ist ein Anriss von der Spanunterseite zu erkennen, welcher durch das Ablösen des Werkzeuges nach dem Spanversuch entstanden ist. Bei den Spanwinkeln $\gamma = 10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ ist eine Ausrichtung der Körner entlang der primären Scherung zu erkennen. Diese Struktur ist annähernd parallel zur Scherebene ausgerichtet, sodass der Strukturwinkel nahezu bei Null liegt. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sind die Körner nicht vollständig parallel zur Scherebene ausgerichtet. In einigen Bereichen in der Mitte und an der Oberseite des Spanes liegen die Körner parallel zur Spanfläche. Bei geringeren Spanwinkeln ist die sekundäre Scherung stärker ausgeprägt.

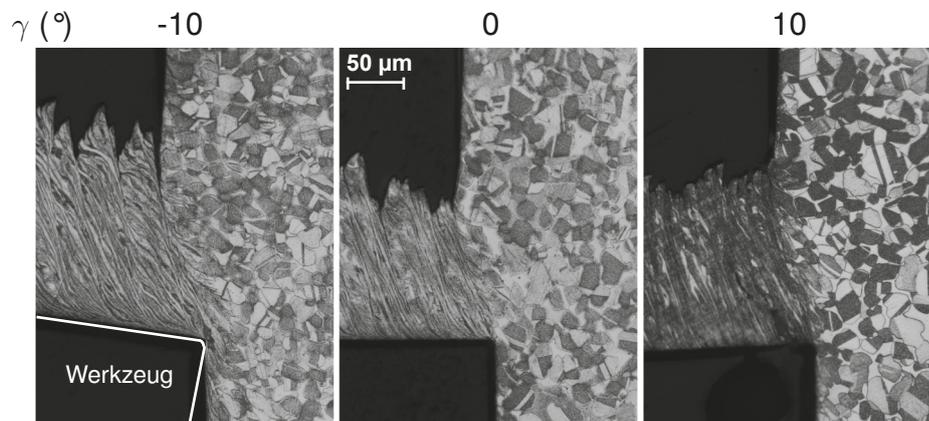


Abbildung 6.42 – Lichtmikroskopische Aufnahmen der Spanwurzeln für die Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$, $\gamma = -0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-7 \mu\text{m}$) - CuZn40

6.5.3.2 Diffraktion-Mikrostruktur

In Abbildung 6.43 sind die mikrostrukturellen Parameter in der Spanbildungszone für die α -Phase der Messinglegierung CuZn40 dargestellt. Auch für die Domänengrößen der α -Phase der Messinglegierung CuZn40 ist eine Abnahme der Domänengrößen

innerhalb des Spanes festzustellen, wobei die Domänengrößen oberhalb der Scherebene nahezu konstant bleiben und unterhalb der Scherebene ansteigen. Der Vergleich der Spanwinkel zeigt keine bedeutenden Unterschiede. Im Vergleich zu den Messinglegierungen CuZn10 und CuZn37 sind hier nochmals geringere Domänengrößen vorhanden. Die Mikrodehnungen nehmen oberhalb der Scherebene und weiterhin innerhalb der sekundären Scherzone deutlich zu. Auch für die Mikrodehnungen treten kaum Unterschiede zwischen den Spanwinkeln auf. Die Werte für die Mikrodehnungen liegen für die α -Phase der Messinglegierung CuZn40 in einem ähnlichen Bereich wie bei der Messinglegierung CuZn37. Die maximalen Werte für die Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten sind für die geringeren Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ etwas höher als für den positiven Spanwinkel. Die Verteilung der Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten innerhalb der Spanbildungszone sind für die verschiedenen Spanwinkel deutlich unterschiedlich. Bei dem positiven Spanwinkel sind die maximalen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten auf die primäre Scherzone konzentriert. Bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ sind hohe Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten innerhalb der primären Scherzone und nochmals höhere Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten in der sekundären Scherzone vorhanden. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ nehmen die Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten mit der Spanablafrichtung zu. Im Vergleich zu der Messinglegierung CuZn37 wurden für die Messinglegierung CuZn40 höhere Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten ermittelt. Die Verteilung der Zwillingswahrscheinlichkeiten ist vergleichbar mit der Messinglegierung CuZn37. Für die meisten Messorte innerhalb des Spanes liegt sie nahezu bei Null und zeigt für Messorte im oberen Bereich der primären Scherzone leicht erhöhte Messwerte.

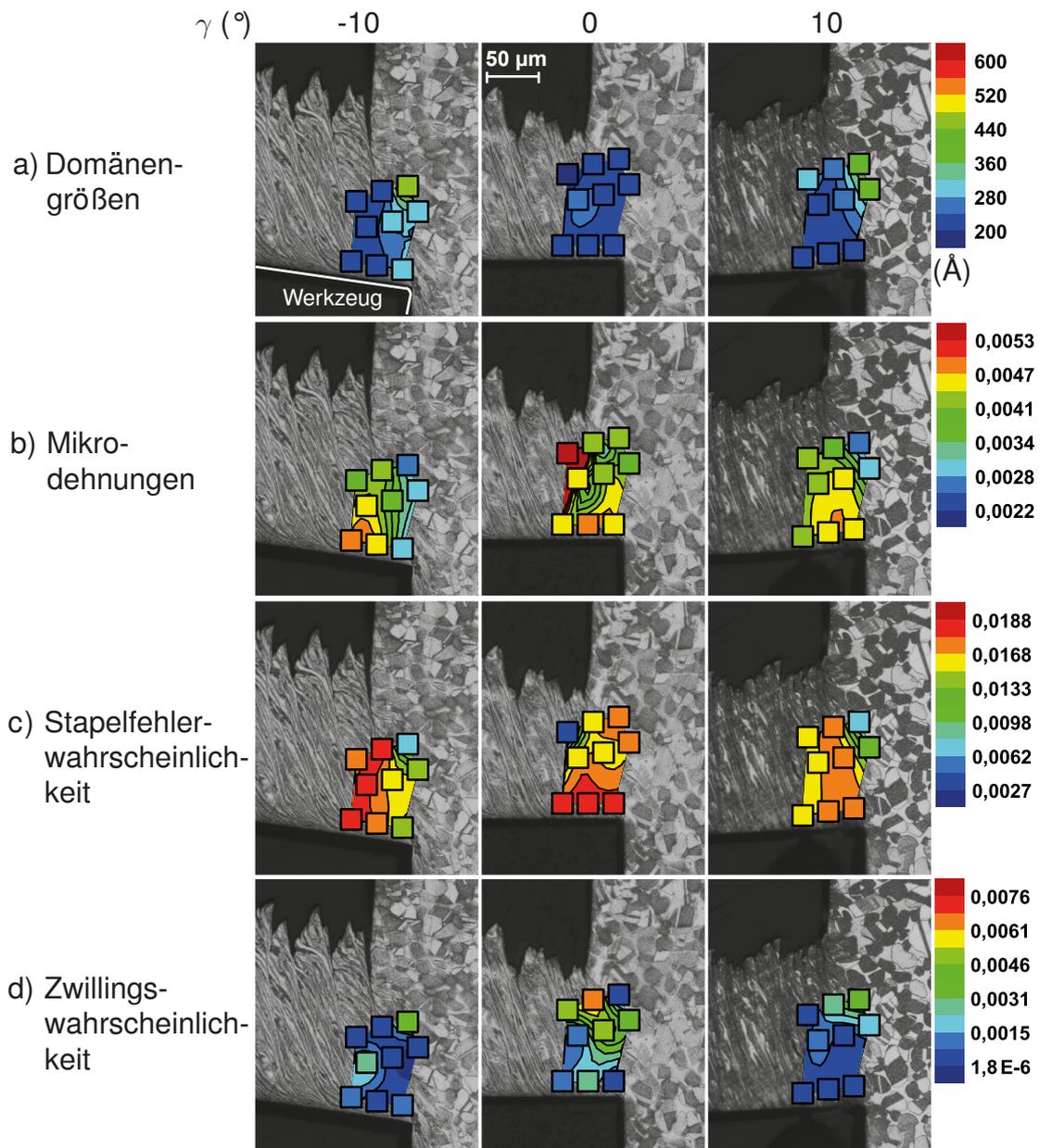


Abbildung 6.43 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - α -CuZn40 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen, c) Stapelfehlerwahrscheinlichkeit, d) Zwillingswahrscheinlichkeit

In Abbildung 6.44 sind die mikrostrukturellen Parameter in der Spanbildungszone für die β -Phase dargestellt. Die Domänengrößen zeigen innerhalb der gemessenen Orte kaum Unterschiede. Innerhalb des Spanes wurden nahezu konstant sehr kleine Domänengrößen ermittelt. Für den negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ liegen unterhalb der Scherebene etwas größere Domänengrößen vor. Für die größeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ jedoch, wurden auch unterhalb der Scherebene sehr kleine Domänengrößen ermittelt. Die minimalen Domänengrößen sind in der β -Phase um $\sim 50 \text{\AA}$ kleiner

als in der α -Phase. Im Gegensatz zu allen bisher in dieser Arbeit betrachteten Materialien zeigt die β -Phase unterhalb der Scherebene höhere Mikrodehnungen als oberhalb. Im Vergleich zu der α -Phase wurden für die β -Phase höhere maximale Mikrodehnungen ermittelt.

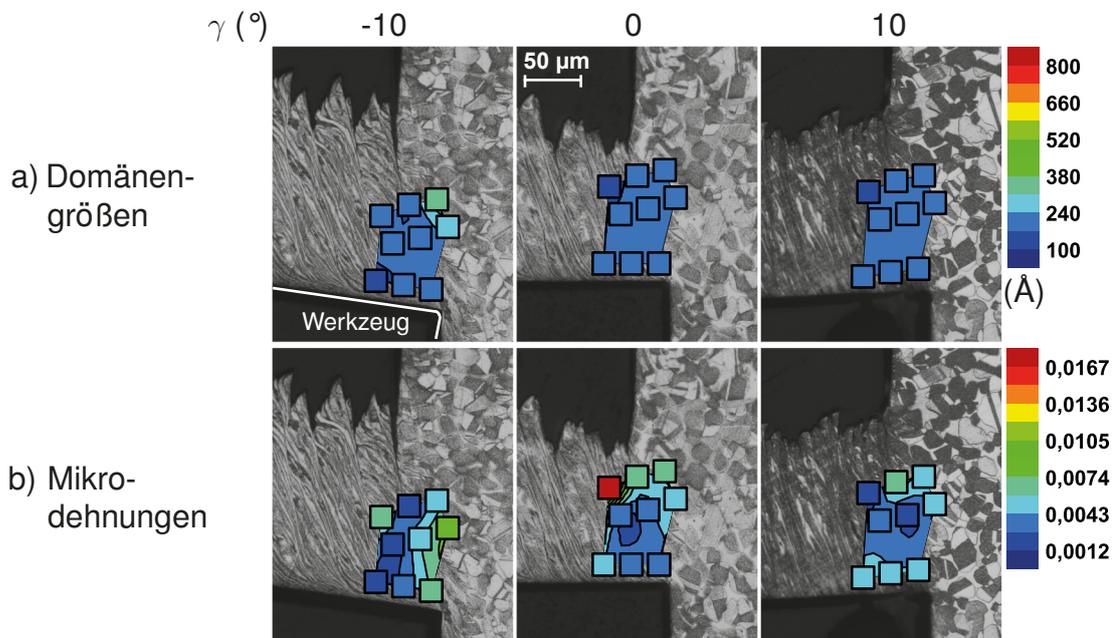


Abbildung 6.44 – Mikrostrukturelle Parameter in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - β -CuZn40 a) Domänengrößen, b) Mikrodehnungen

6.5.3.3 Diffraktion-Spannungen

Abbildung 6.45 zeigt die Spannungsverteilung der α -Phase der Messinglegierung CuZn40 innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel. Die Vergleichsspannungen nach von Mises liegen zwischen $\sim 50 \text{ MPa}$ und $\sim 500 \text{ MPa}$. Die geringsten Vergleichsspannungen sind über einen weiten Bereich innerhalb des Spanes verteilt. Die höchsten Vergleichsspannungen liegen unterhalb der Scherebene. Zwischen den Spanwinkeln zeigen sich keine markanten Unterschiede. Für die größeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ stimmt innerhalb der primären Scherzone eine Richtung der maximalen Schubspannung gut mit der Scherebene überein. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sind die Richtungen der maximalen Schubspannungen leicht zur Scherebene verkippt. Allerdings ist zu beobachten, dass die Richtung der maximalen Schubspannung nahezu parallel zur Fließstruktur liegt, welche innerhalb der Spanwurzel zu erkennen ist. Die Spannungskomponente σ_{11} weist Spannungen zwischen $\sim -600 \text{ MPa}$ und $\sim 20 \text{ MPa}$ auf. Die höchsten Spannungen treten innerhalb der sekundären Scherzone der Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ sowie unterhalb der

Scherebene bei den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ auf. Innerhalb des Spanes sind nur sehr geringe σ_{11} -Spannungen vorhanden, wobei die kleinsten Spannungen in der Mitte des Spanes auftreten. Für die Spannungskomponente σ_{22} wurden Spannungen zwischen ~ -250 MPa und ~ 100 MPa ermittelt. Auch hier treten die größten Druckspannungen innerhalb der sekundären Scherzonen der Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ sowie unterhalb der Scherebene der Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ auf. Bei den Spanwinkeln $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ treten in der Mitte des Spanes sogar Zugspannungen von bis zu ~ 100 MPa auf. Es ergeben sich maximale hydrostatische Druckspannungen von bis zu ~ -350 MPa, die bei allen Spanwinkeln in der sekundären Scherzone nahe der Schneidkante liegen.

Abbildung 6.46 zeigt die Spannungsverteilung der β -Phase der Messinglegierung CuZn40 innerhalb der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel. Die Vergleichsspannungen nach von Mises zeigen Werte zwischen ~ 150 MPa und ~ 1000 MPa. Die maximalen Vergleichsspannungen sind in der β -Phase somit annähernd doppelt so hoch wie in der α -Phase. Für die kleineren Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = 0^\circ$ sind die Vergleichsspannungen nahe der Schneidkante am höchsten. Für den positiven Spanwinkel $\gamma = 10^\circ$ treten zusätzlich unterhalb der Scherebene sehr große Vergleichsspannungen auf. Für den negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ existiert eine Richtung der maximalen Schubspannungen, die innerhalb der Scherebene liegt. Für die größeren Spanwinkel stimmen die Richtungen der maximalen Schubspannungen nicht mit der Scherebene überein. Die Spannungskomponente σ_{11} zeigt Werte zwischen ~ -1650 MPa und ~ 400 MPa. Die höchsten Druckspannungen treten hierbei in der sekundären Scherzone bei den Spanwinkeln $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ auf. Oberhalb der sekundären Scherzone wechseln die Spannungen vom Druck in den Zugbereich. Für die Spannungen der σ_{22} -Komponente wurden Werte zwischen ~ -900 MPa und ~ 450 MPa ermittelt. Die maximalen Druckspannungen der σ_{22} -Komponente sind somit geringer als die der σ_{11} -Komponente, wobei die maximalen Zugspannungen nahezu gleich sind. Auch die Verteilung der Spannungen ist vergleichbar zu der σ_{11} -Komponente. An der Spanunter- und -oberseite treten Druckspannungen auf. Oberhalb der sekundären Scherzone existiert eine Zone mit Zugspannungen bei allen drei Spanwinkeln. Es ergeben sich hydrostatische Spannungen zwischen ~ -1150 MPa und ~ 400 MPa. Auch hier sind die Druckspannungen an Spanober- und -unterseite lokalisiert. Die hydrostatischen Zugspannungen treten oberhalb der sekundären Scherzone auf.

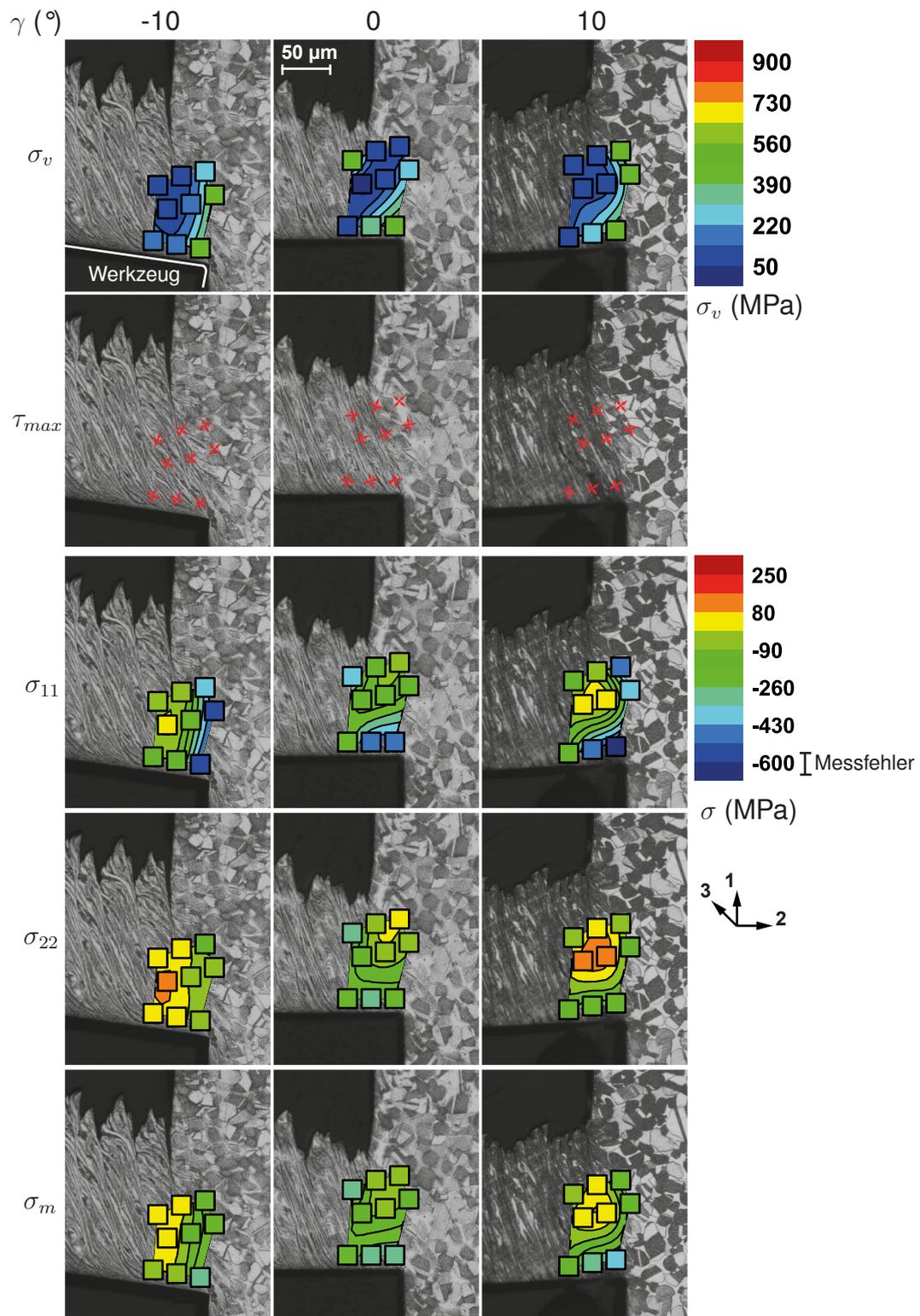


Abbildung 6.45 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - $\alpha\text{-CuZn40}$

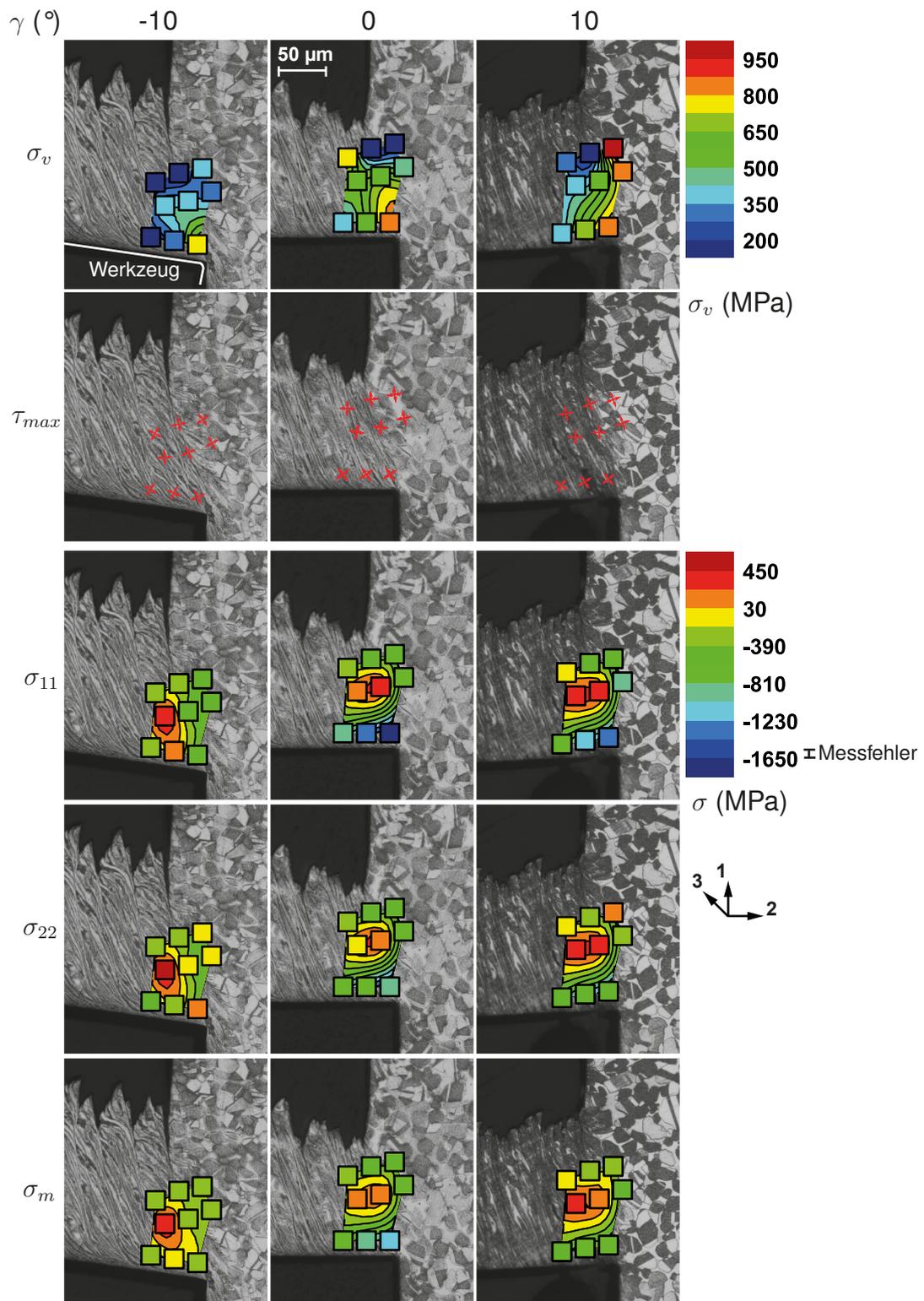


Abbildung 6.46 – Spannungsverteilung in der Spanbildungszone in Abhängigkeit von dem Spanwinkel ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) - β -CuZn40

6.5.4 Texturentwicklung

Abbildung 6.47 zeigt die ermittelten Polfiguren für die α -Phase der Messinglegierung CuZn40 für die Spanparameter $\gamma = 0^\circ$ und $h = 30 \mu\text{m}$ im Messort 6, welcher oberhalb der Scherebene in der Mitte des Spanes liegt (siehe Abbildung 6.12). Aufgrund des geringeren Volumenanteils konnte für die β -Phase keine Berechnung der Polfiguren erfolgen. Es deutet sich auch hier eine Schertextur für kfz-Metalle an, welche aus den Ideallagen $(100)[011]$, $(111)[1\bar{1}0]$, $(111)[11\bar{2}]$ und $(\bar{1}\bar{1}2)[110]$ [Li05] besteht. Die Polfiguren sind nochmals deutlich unregelmäßiger als die der Messinglegierungen CuZn10 und CuZn37. Die Spots scheinen jedoch auf Fasern angeordnet zu sein, sodass die Ideallagen um eine Achse senkrecht zur Scherebene rotieren.

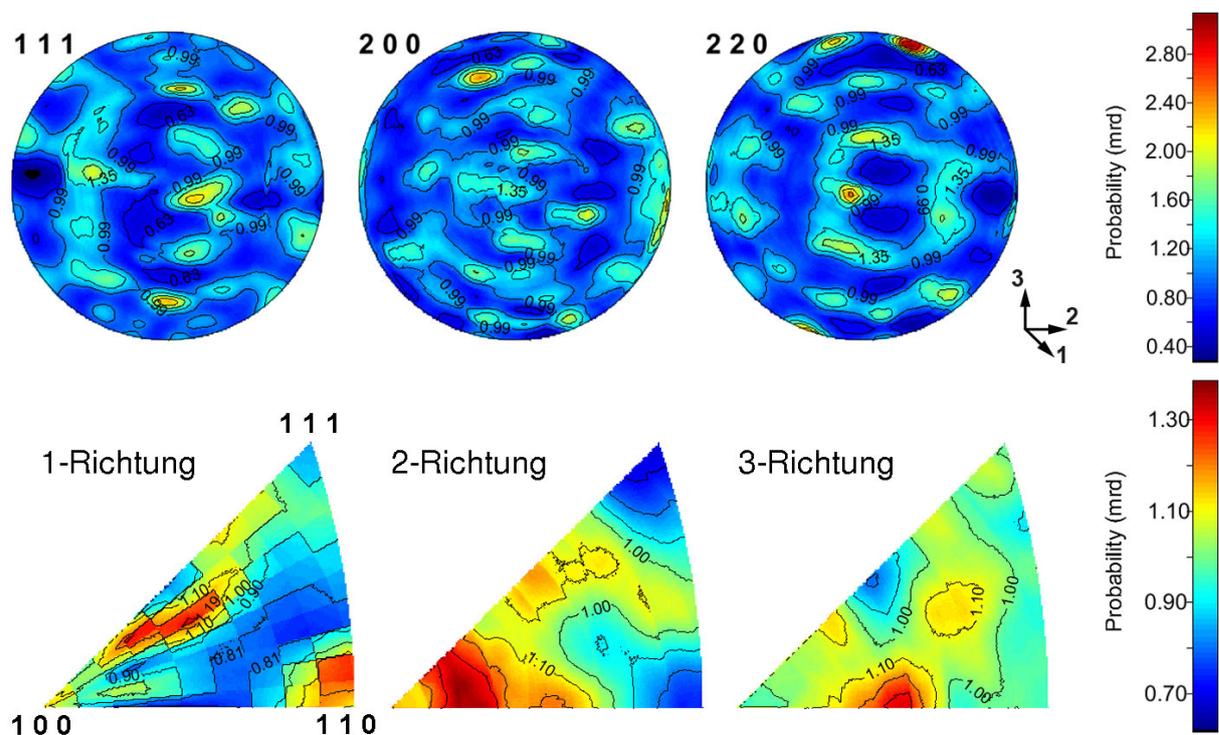


Abbildung 6.47 – Textur innerhalb des Spans (Messort 6) a) berechnete Polfiguren 111, 200 und 220 in Schnittrichtung, b) inverse Polfiguren (equal area projection) - CuZn40 α -Phase

7 Diskussion

7.1 Entwicklung der Mikrostruktur

Der Eingriff der Schneide in das Werkstückmaterial resultiert in sehr starken mikrostrukturellen Veränderungen innerhalb des Spanes und der neu gebildeten Werkstückoberfläche. Die Änderungen in der Struktur, Orientierung und Größe der Kristallite sind so massiv, dass sie bei bloßer Betrachtung der Debye-Ringe in den 2D-Diffraktogrammen augenfällig werden. Obwohl die Ausgangswerkstoffe teilweise unterschiedlich hergestellt wurden und daher sehr verschiedene Mikrostrukturen aufweisen, zeigen die 2D-Diffraktogramme aller untersuchten Werkstoffe aufgrund des sehr kleinen Strahlquerschnitts noch einzelne Bragg-Spots auf den Debye-Ringen, wenngleich diese aufgrund verschiedener Kristallitgrößen unterschiedlich stark ausgeprägt sind. Im Gegensatz dazu sind die Debye-Ringe des *in situ* Versuches bis auf die Abschattung durch die Werkzeugschneide nahezu geschlossen und sehr viel gleichmäßiger. Hier wird deutlich, mit welchem hohen Umformgrad die Spanbildung einhergeht und somit in einer deutlichen Reduzierung der Kristallitgrößen resultiert. Weiterhin ist bereits anhand der Intensitätsmaxima in den 2D-Diffraktogrammen der *in situ* Versuche die Bildung von Vorzugsorientierungen zu erkennen. Bei der detaillierten Analyse der Reflexe zeigten sich deutliche Abnahmen der Reflexintensitäten und eine Zunahme der Reflexhalbwidthen innerhalb des Spans bei allen Werkstückmaterialien. Diese Entwicklungen der Intensitätsabnahme und der Halbwertsbreitenzunahme wurden in Kapitel 6.1.3.2 für den Werkstoff Stahl C45E in den einzelnen Messorten dargestellt. Für den Stahl C45E wurden bezogen auf die Messungen am Ausgangsmaterial Intensitätsabnahmen von bis zu 75% und FWHM-Zunahmen von bis zu 155% ermittelt. Da die Ursache für diese Veränderungen der Reflexprofile in den mikrostrukturellen Veränderungen begründet liegt, wurden im Weiteren die mikrostrukturellen Parameter (Domänengrößen, Mikrodehnungen, Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten und Zwillingswahrscheinlichkeiten) detailliert für alle Werkstoffe und Zerspanparameter analysiert. Generell ergibt sich für alle Spanparameter und Werkstoffe eine deutliche Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spans. Im Folgenden werden die mikrostrukturellen Veränderungen für die einzelnen Werkstoffe detailliert diskutiert.

7.1.1 Stahl C45E

Für den Werkstückwerkstoff Stahl C45E wurden in der Spanbildungszone Domänengrößen zwischen $\sim 350 \text{ \AA}$ und $\sim 1450 \text{ \AA}$ ermittelt. Betrachtet man ausschließlich

den Bereich oberhalb der Scherebene, so liegen dort die Domänengrößen zwischen $\sim 350 \text{ \AA}$ und $\sim 1000 \text{ \AA}$. Die oberhalb der Scherebene bestimmten Mikrodehnungen lagen zwischen 0,001 und 0,0027. SHELBOURN et al. [She85] haben TEM-Analysen an einem Stahl-Span (0,42 Gew.% Kohlenstoff) durchgeführt und in der ferritischen Phase Zellstrukturen mit einer Größe von 1200-2700 \AA gefunden. Im Vergleich hierzu sind die in dieser Arbeit bestimmten Domänengrößen nochmals deutlich geringer. Abbildung 7.1 zeigt die minimalen und maximalen Domänengrößen sowie die minimalen und maximalen Mikrodehnungen für den Bereich innerhalb des Spanes oberhalb der Scherebene in Abhängigkeit von den Spanparametern Spanwinkel γ , Spannungsdicke h und Schneidkantenradius r_β . Um eine entsprechende Vergleichbarkeit der Spanparameter zu gewährleisten, wurden die zusätzlich gemessenen Messorte bei den Spanparametern $h = 30 \text{ \mu m}$ und $\gamma = 0^\circ$ sowie $h = 60 \text{ \mu m}$ mit $\gamma = 0^\circ$ nicht in diese Auswertung einbezogen. Die größte Abhängigkeit ergibt sich für den Spanwinkel. Hier ist eine deutliche Abnahme der Domänengrößen und eine Zunahme der Mikrodehnungen für kleinere Spanwinkel zu beobachten. Dies hängt damit zusammen, dass kleinere Spanwinkel mit größeren Dehnungen und Spanstauchungen einhergehen und somit das Material stärker verformt wird. Weiterhin ist zu erkennen, dass die Mikrodehnungen von dem Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ zu dem Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ etwas abfallen. Dies resultiert aus dem Übergang von der Fließspanbildung zu einer Segmentspanbildung bei diesen Spanwinkeln. Bei dem Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ treten mit $\sim 0,0027$ die maximal beobachteten Mikrodehnungen beim Stahl auf. Hier ist das Material so stark verfestigt, dass es bei einem noch höheren Umformgrad zu einer Trennung in der Scherebene kommt und der Span segmentiert. Anhand der geringeren Differenz zwischen den maximalen und minimalen Domänengrößen sowie auch den minimalen und maximalen Mikrodehnungen für kleinere Spanwinkel wird deutlich, dass bei größeren Spanwinkeln größere Gradienten in der Mikrostruktur vorhanden sind. Eine Abnahme der mikrostrukturellen Gradienten zeigt sich auch für größere Spannungsdicken und größere Schneidkantenradien. Die Abnahme der Gradienten ergibt sich aus der Abnahme der maximalen Domänengrößen und die Zunahme der minimalen Mikrodehnungen für größere Spannungsdicken und Schneidkantenradien. Dies bedeutet, dass bei diesen Parametern das Material bereits in der primären Scherzone schon stärker durch die Verformung beeinflusst ist und bei kleineren Spannungsdicken und kleineren Schneidkantenradien das Material erst nach und nach während der Spanbildung und des Spanablaufs beeinflusst wird.

Kristallitgrößen in dieser Größenordnung entstehen weiterhin auch bei der hochgradigen Umformung (severe plastic deformation) von Werkstoffen, beispielsweise während dem ECAP (equal channel angular pressing) oder dem HPT (High Pressure Tor-

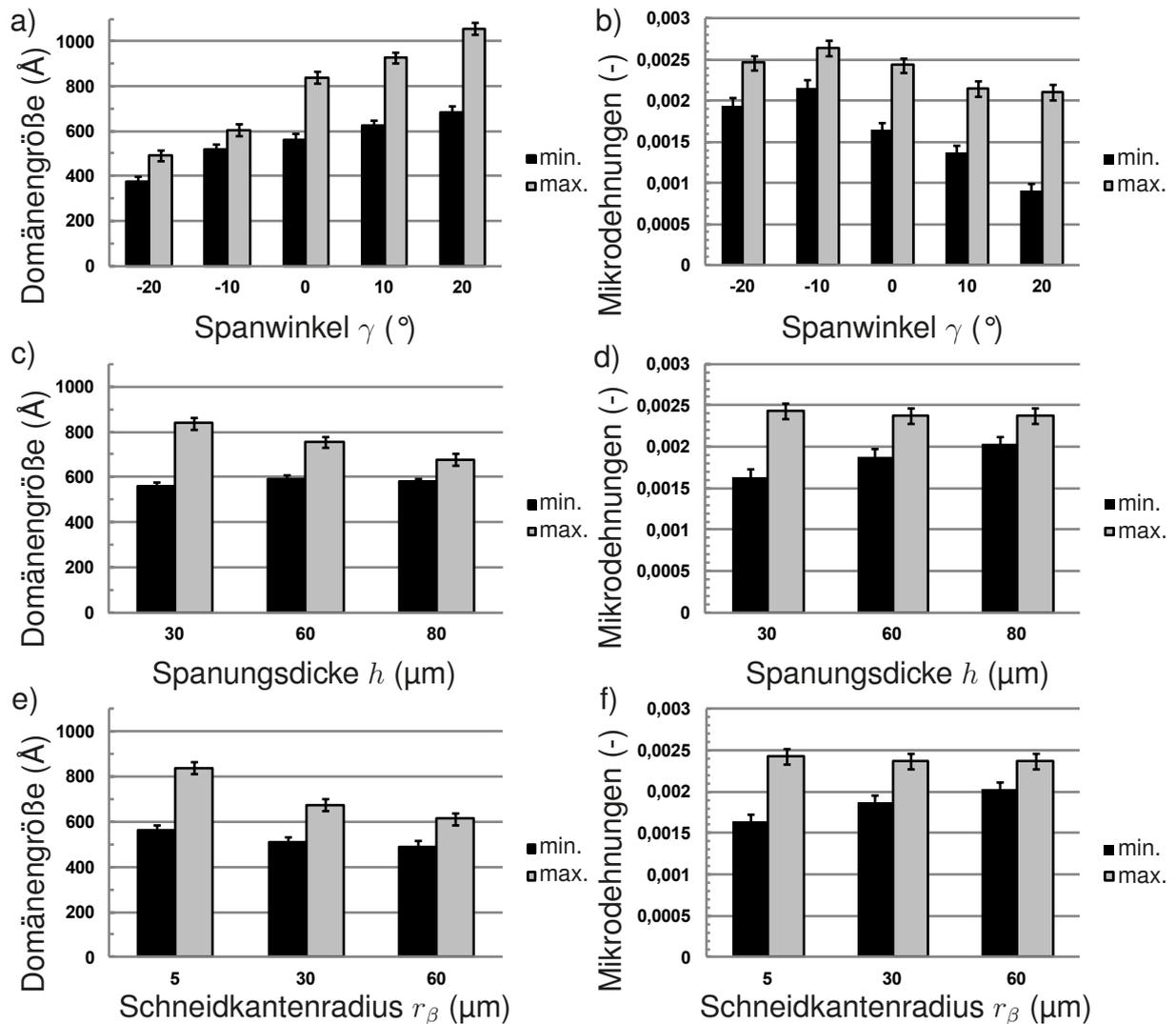


Abbildung 7.1 – Mikrostrukturelle Parameter des Stahls C45E innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene a) Domänengrößen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), b) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), c) Domänengrößen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), d) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), e) Domänengrößen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$), f) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$)

sion). Die Produkte, die durch diese Umformprozesse hergestellt wurden, zeigen üblicherweise nanokristalline Strukturen, welche einen sehr großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und das Verfestigungsverhalten haben [Shi99]. So wurden in Übereinstimmung mit Hall-Petch [Hal51] üblicherweise höhere Fließgrenzen und höhere Festigkeiten festgestellt [Fuk02]. Diese Analogie zwischen dem Zerspanprozess und der ECAP-Umformung haben bereits SHANKAR et al. [Sha07] genutzt, um den

Effekt der hochgradigen Umformung auf schwer umformbare Materialien zu untersuchen, indem sie Späne dieser Materialien analysiert haben. Nutzt man die Erkenntnisse der ECAP-Umformung lässt sich schlussfolgern, dass auch die mechanischen Eigenschaften in den stark verformten Bereichen innerhalb des Spans deutlich von den mechanischen Eigenschaften des Ausgangsmaterials abweichen und dort höhere Fließgrenzen, höhere Festigkeiten und ein abweichendes Verfestigungsverhalten zu erwarten sind.

Für den Stahl C45E wurden neben der Spanbildungszone innerhalb des Spanes auch Messorte unterhalb der Schneidkante analysiert. Diese Messorte liegen in der neu gebildeten Werkstückoberfläche, kurz nachdem die Schneidkante diese passierte. Auch hier wurden erhöhte Mikrodehnungen und sinkende Domänengrößen festgestellt, wodurch in der neu gebildeten Werkstückoberfläche eine Verfestigung resultiert. Diese beeinflusst zum einen die Oberflächenqualität des gefertigten Bauteils und zum anderen hat sie einen Einfluss auf die nachfolgende, weitere Bearbeitung. Die dargelegten Ergebnisse in den Abbildungen 6.4, 6.7 und 6.10 zeigen, dass mit größeren Spanungsdicken, größeren Schneidkantenradien und geringeren Spanwinkeln eine stärkere Beeinflussung der neu gebildeten Werkstückoberfläche erfolgt.

Neben der Zunahme der Mikrodehnungen und der Abnahme der Domänengrößen konnte in dieser Arbeit weiterhin eine Ausbildung von Vorzugsorientierungen beobachtet werden. In Abbildung 6.13 wurden die Polfiguren des Stahls C45E für einen ausgewählten Messort innerhalb des Spans gezeigt. Die Polfiguren sind vergleichbar mit solchen, die durch einfache Scherung entstehen [Wil62]. Es wurden beide Varianten der Ideallage $(112)[111]$ sowie die Ideallage $(110)[001]$ identifiziert. Die Ideallage wird hier durch die Scherebene und die Scherrichtung angegeben. Es ergibt sich allerdings eine Abweichung zu der idealen Schertextur nach WILLIAMS [Wil62]. Beide Ideallagen besitzen eine $[110]$ -Richtung senkrecht zur Spiegelebene. Die entsprechende hohe Poldichte erscheint allerdings nicht in der hier ermittelten 110 -Polfigur. Stattdessen treten für unterschiedliche Orientierungen innerhalb der Scherebene erhöhte Poldichten auf, was darauf hindeutet, dass einige Körner um die senkrecht zur Scherebene stehende Achse verkippt sind.

Die Entstehung der Ideallage $(112)[111]$ lässt sich anhand des zugehörigen Gleitsystems erklären. Durch Rotationen der Körner richten diese sich so aus, dass die (112) Gleitebene in der Scherebene liegt und die $[111]$ -Gleitrichtung in Scherrichtung orientiert ist. Zur Erklärung der Ideallage $(110)[001]$ zieht WILLIAMS [Wil62] ein $(110)[001]$ Gleitsystem oder die Bildung von Zwillingen in Erwägung. Anhand des hier vorliegenden Befundes, dass die Halbwertsbreiten unter den Azimutwinkeln ein Maximum zeigen, unter denen die geringsten Intensitäten auftreten, kann geschlussfolgert werden,

dass die Texturentwicklung dadurch unterstützt wird, dass eine stärkere Abnahme der kohärent streuenden Bereiche für die Orientierungen auftritt, die nicht den Ideallagen entsprechen (siehe Abbildung 6.12). Dies würde bedeuten, dass einige wenige Kristallite, deren Gleitsysteme nicht entsprechend der Scherung orientiert sind und für die eine Rotation nicht möglich ist, durch die Verformung zerstört und in kleinere Kristallite zerlegt werden. Besonders deutlich wird dies bei der Analyse des 110-Reflexes, welcher in der Scherrichtung bei Azimutwinkeln zwischen $\sim 105\text{-}125^\circ$ die höchsten Halbwertsbreiten zeigt. Für diese Orientierung liegt weder die (110)-Gleitebene noch die (112)-Gleitebene parallel zur Scherebene.

Die sehr geringe Intensität für den 110-Reflex in Richtung der Scherung ist ebenfalls in der 110-Polfigur wiederzufinden und trat auch in der Schertextur nach WILLIAMS [Wil62] auf. Die geringe Poldichte tritt hier in einer Richtung auf, die $20\text{-}25^\circ$ zur Schnittrichtung (1-Richtung) verkippt ist. Dies stimmt sehr gut mit den mikrostrukturellen Untersuchungen überein, bei denen die resultierende Scherrichtung als Summe des Scherwinkels $\phi \approx 14^\circ$ und des Strukturwinkels $\Psi \approx 12^\circ$ zu $\sim 26^\circ$ bestimmt wurde. Die geringe Differenz kann mit der Variation des Strukturwinkels während des Spanprozesses erklärt werden. Weiterhin besitzen die Polfiguren eine Unsicherheit von 5° , da für die Analyse mit MAUD aus den 2D-Diffraktogrammen Segmente von 5° integriert wurden. Zusätzlich ist eine gewisse Unsicherheit bei der Polfigurberechnung damit verbunden, dass nicht die vollständige Polfigur gemessen wurde. Die Berechnung der Polfigur erfolgt stattdessen anhand der fünf gemessenen Reflexe, die für verschiedene Azimutwinkel auf dem 2D-Diffraktogramm vorhanden sind. Es wurde keine Kippung der Probe durchgeführt. In Bezug auf die dargestellten Polfiguren bedeutet dies, dass ausschließlich der Bereich nahe des Äquators direkt gemessen wurden. Die anderen Bereiche der Polfigur wurden aus der ODF ermittelt. Um die Anwendbarkeit dieser Methode zu prüfen, wurde von ISCHIA et al. [Isc05] ein Vergleich zwischen Polfiguren, die anhand eines einzelnen 2D-Diffraktogramms ermittelt wurden und Polfiguren, die konventionell mit einem Polfigur-Goniometer gemessen wurden, angestellt. Generell fanden sie eine sehr gute Übereinstimmung. Aufgrund der geringeren Kornstatistik während der Synchrotron-Messung war die konventionelle Polfigur ein wenig symmetrischer. Auch die ermittelten Poldichten waren nahezu identisch, wobei die Werte der gemessenen Bereiche in den Synchrotron-Polfiguren gegenüber den berechneten etwas zu hoch sind. Daher könnten die in dieser Arbeit gezeigten Polfiguren ebenfalls in der Äquatorialebene eine etwas zu hohe Poldichte aufweisen. Andererseits sind die für den Stahl ermittelten maximalen Poldichten im Vergleich zur Literatur etwas geringer und liegen hier bei 1.85 m.r.d. (multiples of a random distribution) in der 110-Polfigur. WILLIAMS [Wil62] zeigte eine 110-Polfigur mit einer maximalen Poldichte von 2.6 m.r.d..

Bei SHELBOURN et al. [She85] betrug diese 3 m.r.d..

Es stellt sich hier die Frage, ob die ausgebildeten Vorzugsorientierungen zu einer Anisotropie der mechanischen Eigenschaften innerhalb des Spans führen. Auch in diesem Punkt können die Erkenntnisse aus der ECAP-Umformung herangezogen werden, da auch in ECAP-Prozessen die Umformung nach dem ersten Umformschritt durch eine einfache Scherung charakterisiert ist [Li05]. HAN et al. [Han06] untersuchten die mechanische Anisotropie in Eisen, welches in einem Schritt durch ECAP umgeformt wurde. Die Druckversuche an in Bezug auf die Pressrichtung unterschiedlich orientierten Druckproben ergaben Druckfestigkeiten zwischen 550 MPa und 710 MPa und zeigten somit eine deutliche mechanische Anisotropie. Die höchste Druckfestigkeit wurde quer zur Pressrichtung bestimmt. In Bezug auf die Spanbildung würde dies der 3-Richtung in Richtung der Spanbreite entsprechen.

7.1.2 AlCuMg1

Für den Werkstückwerkstoff AlCuMg1 wurden in der Spanbildungszone Domänengrößen zwischen $\sim 515 \text{ \AA}$ und $\sim 1265 \text{ \AA}$ ermittelt. Betrachtet man ausschließlich den Bereich oberhalb der Scherebene, so liegen dort die Domänengrößen zwischen $\sim 515 \text{ \AA}$ und $\sim 1000 \text{ \AA}$. Die oberhalb der Scherebene bestimmten Mikrodehnungen lagen zwischen 0,0022 und 0,0048. Die höchsten Mikrodehnungen traten bei Spänen auf, die eine starke Aufbauschneidenbildung zeigten. Auf die Bedeutung der hohen Mikrodehnungen in den Aufbauschneiden wird in Kapitel 7.2 weiter eingegangen. Bei Spänen ohne oder zumindest mit sehr geringer Aufbauschneidenbildung lagen die maximalen Mikrodehnungen bei $\sim 0,0035$. Die Aluminiumlegierung zeigt somit etwas höhere Mikrodehnungen und Domänengrößen als der Stahl. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass die Aktivierungsenergie für Gleitung in dem kfz-Gitter des Aluminiums geringer ist als in dem krz-Gitter des Ferrits im Stahl und daher mehr Versetzungen in dem Aluminium vorhanden sind. Im Vergleich dazu wird im Stahl die Verformung stärker über die Bildung kleinerer Domänen realisiert.

Abbildung 7.2 zeigt die minimalen und maximalen Domänengrößen sowie die minimalen und maximalen Mikrodehnungen für den Bereich innerhalb des Spanes, oberhalb der Scherebene, in Abhängigkeit von den Spanparametern Spanwinkel γ , Spanungsdicke h und Schneidkantenradius r_β . Für die Aluminiumlegierung ergeben sich in Abhängigkeit von den Spanparametern nicht ganz so eindeutige Tendenzen wie bei Stahl C45E. Hierfür gibt es verschiedenen Gründe. Das Ausgangsmaterial besitzt eine gröbere Gefügestruktur. Diese geht mit einer ungleichmäßigeren Spanbildung einher. Weiterhin resultiert daraus für die Messung in dem kleinen Messvolumen eine

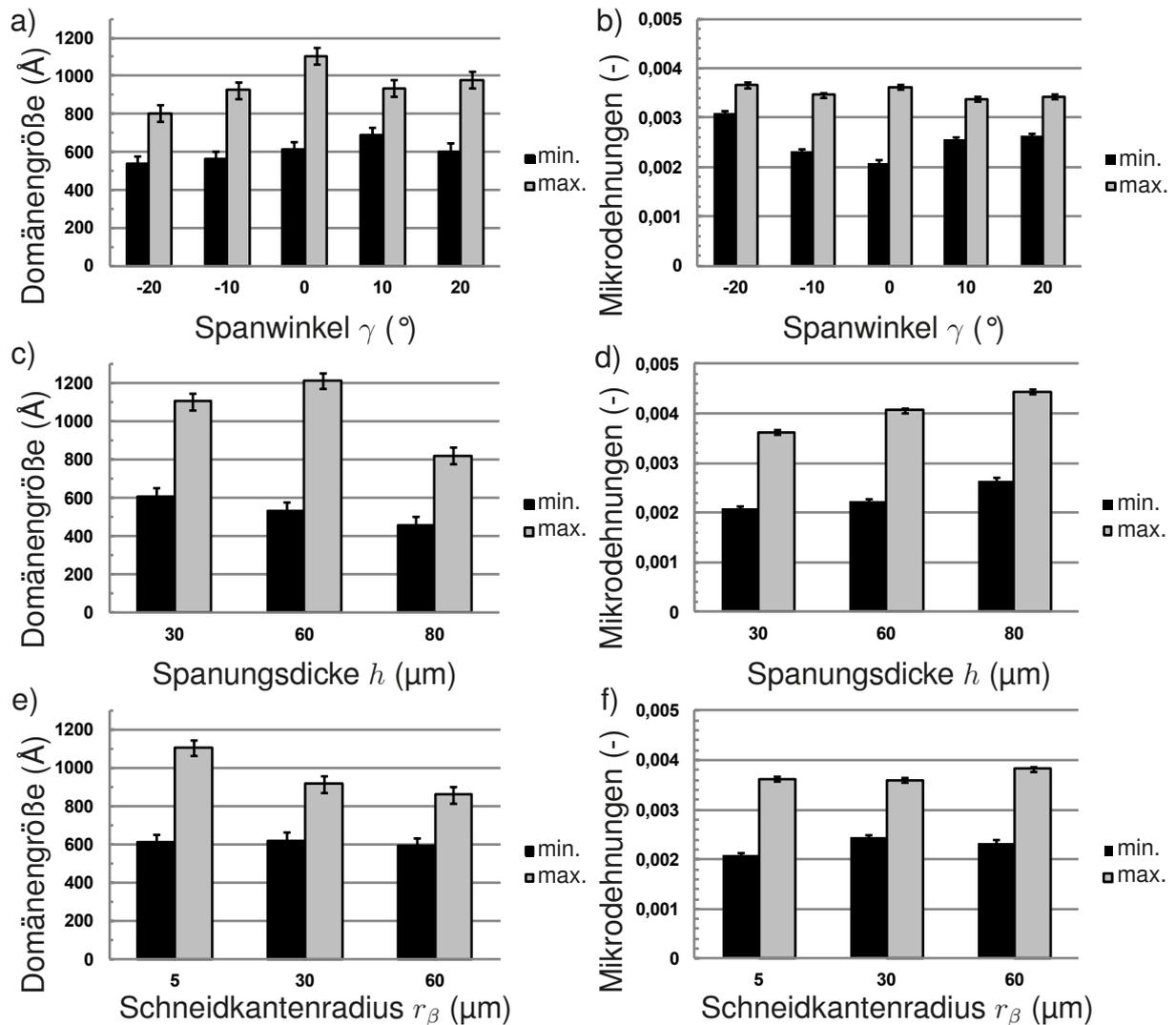


Abbildung 7.2 – Mikrostrukturelle Parameter der Aluminiumlegierungen AlCuMg1 innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene a) Domänengrößen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), b) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), c) Domänengrößen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), d) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), e) Domänengrößen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$), f) Mikrodehnungen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$)

schlechtere Statistik der Kristallite und damit größere Fehlergrenzen in der Rietveldanalyse. Der größte Einflussfaktor ist allerdings die Aufbauschneidenbildung, welche die Spanbildung der Aluminiumlegierung deutlich beeinflusst. Die Aufbauschneidenbildung resultiert unter anderem in einer veränderten Lage der Scherebene und hat daher einen starken Einfluss auf die mit den gewählten Messorten erfassten

maximalen Domänengrößen und minimalen Mikrodehnungen. Anhand der Aufbauschneidenbildung lässt sich erklären, weshalb die maximalen Mikrodehnungen für die verschiedenen Spanwinkel annähernd auf demselben Niveau liegen. Da sich bei negativen Spanwinkeln größere Aufbauschneiden und bei großen Spanwinkeln nur sehr kleine Aufbauschneiden bilden, resultiert die Aufbauschneide für alle Spanwinkel in einem effektiven Spanwinkel von 10-20°, welcher während des Schnitvorganges variiert. Bei negativen Spanwinkeln wird die starke Spanstauchung dennoch anhand der kleineren Domänengrößen, den höheren minimalen Mikrodehnungen und der daraus resultierenden kleineren Gradienten deutlich. Es ergeben sich weiterhin tendenziell höhere Mikrodehnungen und geringere Domänengrößen für größere Spannungsdicken und Schneidkantenradien. Die sehr kleinen Domänengrößen und hohen Mikrodehnungen für die Spannungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ sind innerhalb der sehr großen Aufbauschneide lokalisiert. Auf die Zusammenhänge zwischen der mikrostrukturellen Entwicklung und der Aufbauschneidenbildung wird in Kapitel 7.2 näher eingegangen.

Wie bereits im vorangegangenen Kapitel für den Stahl C45E diskutiert wurde, beeinflussen die starken mikrostrukturellen Veränderungen die mechanischen Eigenschaften. Um eine Abschätzung der Änderungen der mechanischen Eigenschaften abgeben zu können, werden an dieser Stelle erneut die Ergebnisse der ECAP-Umformung aus der Literatur herangezogen. REKİK et al. [Rek12] untersuchten den Einfluss wiederholter ECAP-Umformungszyklen an der Aluminiumlegierung Al2017, die der hier untersuchten Legierung AlCuMg1 entspricht. Sie analysierten sowohl die Entwicklung von Domänengrößen mit Röntgenbeugung als auch die mechanischen Eigenschaften. Nach dem ersten Umformschritt wurde eine Domänengröße von $\sim 540 \text{ \AA}$ bestimmt, welche sich nach weiteren Umformschritten nicht weiter veränderte. Die Mikrodehnungen dagegen stiegen von 0,004 nach dem ersten Zyklus auf 0,0056 nach dem dritten Zyklus an. Die Werte nach einem Umformschritt sind daher sehr gut vergleichbar mit den in dieser Arbeit bestimmten maximalen Mikrodehnungen und minimalen Domänengrößen in den Spänen. REKİK et al. bestimmten für das Ausgangsmaterial eine 0,2% Dehngrenze unter Zugbelastung von $\sim 180 \text{ MPa}$ und eine Zugfestigkeit von $\sim 250 \text{ MPa}$. Nach dem ersten Umformschritt erreichten die 0,2% Dehngrenze und die Zugfestigkeit einen Wert von $\sim 390 \text{ MPa}$. Weitere Umformschritte resultierten in einer weiteren, allerdings etwas geringeren Steigerung der Festigkeit, sodass nach dem vierten Umformschritt eine 0,2% Dehngrenze unter Zugbelastung und eine Zugfestigkeit von 440 MPa erreicht wurde.

Auch die Aluminiumlegierung zeigte die Bildung von Vorzugsorientierungen während der Spanbildung (siehe Abbildung 6.28). Im Vergleich zum Stahl C45E sind die Polfigu-

ren allerdings sehr viel unregelmäßiger, wobei sich dennoch eine Schertextur andeutet. Die Gründe hierfür liegen vermutlich in der großen Korngröße des Ausgangsmaterials im Verhältnis zu dem geringen Messvolumen. Es existieren bisher keine Untersuchungen zu der Ausbildung einer Anisotropie der Aluminiumlegierung Al2017 nach der ECAP-Umformung. Allerdings wurden jedoch Untersuchungen zu anderen Aluminiumlegierungen durchgeführt. AGENA [Age09] untersuchte die Anisotropie der Legierung Al-6082. Es ergaben sich geringfügige Unterschiede in den Fließgrenzen, welche zwischen 240 und 260 MPa für die verschiedenen Raumrichtungen variierten. Die höchste Fließgrenze wurde für die Richtung quer zur Pressrichtung bestimmt. Die Untersuchungen von XU et al. an der Aluminiumlegierung Al-7034 ergaben eine etwas höhere Verfestigungsrate senkrecht zur Pressrichtung nach einem ECAP-Umformschritt. Bezogen auf die Spanbildung würde dies der 1-Richtung entsprechen. WANG et al. [Wan08] bestimmten an ecapiertem Reinaluminium eine Druckfließgrenze von 104 MPa für die Normalenrichtung und eine Druckfließgrenze von 122 MPa für die Pressrichtung. Im Vergleich zu den zitierten Untersuchungen an Eisen [Han06] ist die Anisotropie in den Aluminiumlegierungen daher deutlich geringer ausgeprägt, welches auch durch die geringere Anisotropie des Aluminiumeinkristalls im Vergleich zu der Einkristallanisotropie des Eisens erklärt werden kann [Rös12].

7.1.3 Messing

Die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen an den Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 ermöglichen die Analyse der mikrostrukturellen Entwicklung während der Spanbildung für Werkstoffe mit verschiedenen Stapelfehlerenergien sowie den direkten Vergleich zwischen einphasigen und zweiphasigen Werkstückwerkstoffen. Um die Zusammenhänge zwischen den verwendeten Spanparametern und den mikrostrukturellen Änderungen für die verwendeten Messinglegierungen analysieren zu können, wurden in Abbildung 7.3 die minimalen Domänengrößen, die maximalen Mikrodehnungen, die maximale Zwillingswahrscheinlichkeit, die maximale Stapelfehlerwahrscheinlichkeit, die maximale extrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit sowie die maximale intrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit, welche oberhalb der Scherebene auftritt, in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ für die verschiedenen Messinglegierungen aufgetragen. In der Abbildung sind weiterhin die Fehlergrenzen eingezeichnet, welche das Rietveld-Programm MAUD für die einzelnen Fitparameter ausgegeben hat. Aufgrund der zahlreichen Überlagerungen der mikrostrukturellen Einflüsse auf das Reflexprofil, ist davon auszugehen, dass die von MAUD angegebenen Fehlergrenzen für die Parameter Mikrodehnung, Zwillingswahrscheinlichkeit und Stapelfeh-

lerwahrscheinlichkeit deutlich unterschätzt werden. Besonders für den zweiphasigen Werkstoff ist aufgrund von Reflexüberlagerungen mit größeren Fehlern zu rechnen. Weiterhin sind für die β -Phase aufgrund des geringen Phasenanteils und der damit einhergehenden geringen Reflexintensität die Ergebnisse deutlich fehlerbehaftet.

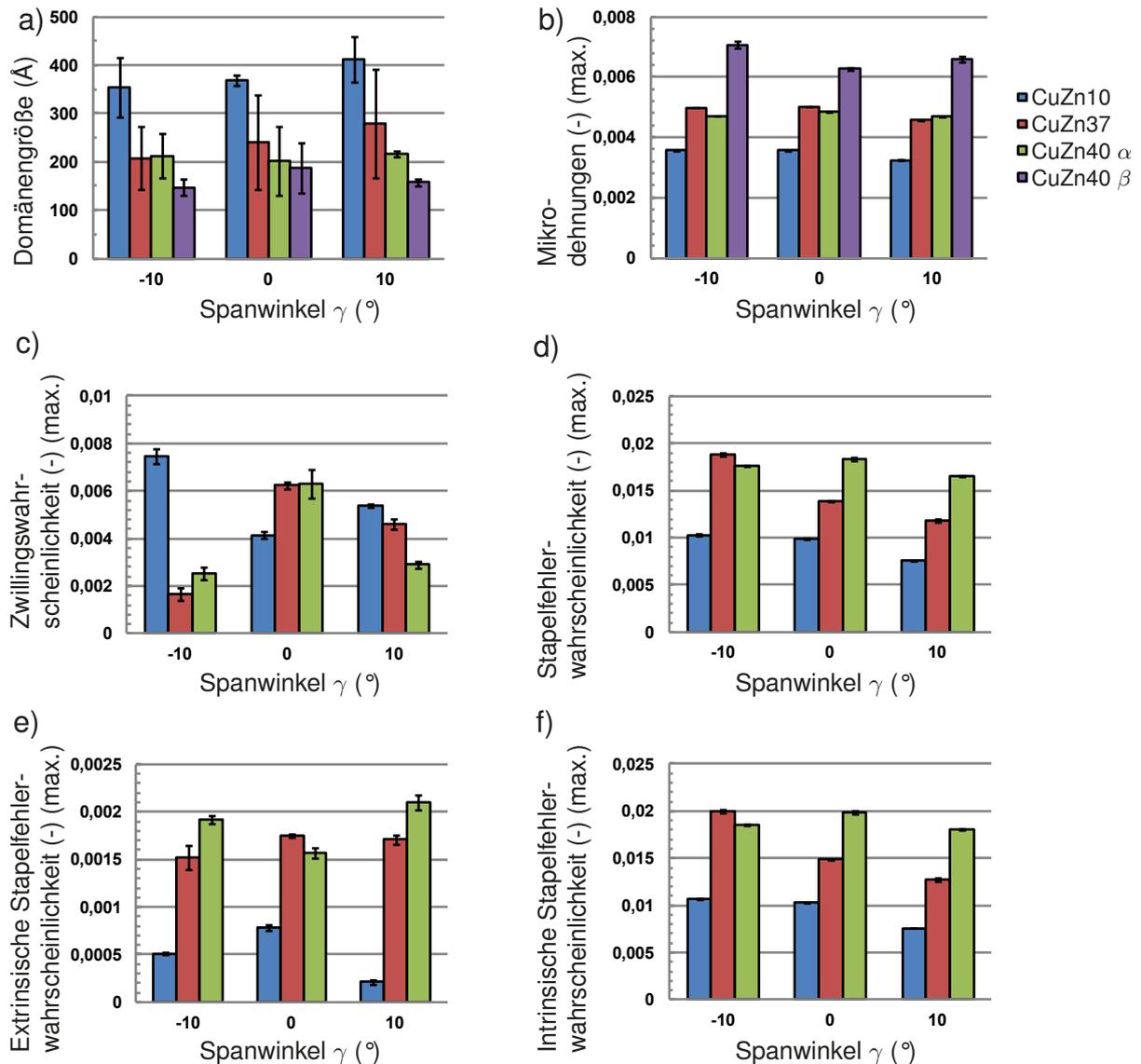


Abbildung 7.3 – Mikrostrukturelle Parameter der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_{\beta} = 5-7 \mu\text{m}$) a) minimale Domänengrößen, b) maximale Mikrodehnungen, c) maximale Zwillingswahrscheinlichkeit, d) maximale Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α , e) maximale extrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α'' , f) maximale intrinsische Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α'

Dennoch ergeben sich für die einzelnen Materialien deutliche Unterschiede, die mit den Materialeigenschaften in Zusammenhang stehen. Die kleinsten auftretenden

den Domänen Größen (Abbildung 7.3 a)) bestätigen den zuvor anhand des Stahls C45E und der Aluminiumlegierung AlCuMg1 erhobenen Befund, dass das Material mit der geringsten Umformbarkeit aufgrund einer stärkeren Zerstörung der Kristallitstruktur die kleinsten Domänen Größen bildet. Die Messinglegierung CuZn10 mit einer kfz-Kristallstruktur, welche aufgrund des geringen Zink-Gehalts und der daraus resultierenden geringen Mischkristallverfestigung die geringste Fließgrenze der untersuchten Werkstoffe besitzt, zeigt hier die größten Domänen Größen. Im Gegensatz dazu wurden für die harte β -Phase in der Messinglegierung CuZn40 mit krz-Kristallstruktur die geringsten Domänen Größen ermittelt. Für die Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ bestätigt sich dieser Trend, sodass für die Messinglegierung CuZn37 etwas größere Domänen Größen ermittelt wurden als für die Messinglegierung CuZn40. Für den negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ wurden für die Legierungen CuZn37 und CuZn40 nahezu gleiche minimale Domänen Größen ermittelt. Für die einphasigen Legierungen CuZn10 und CuZn37 wurden aufgrund des zunehmenden Umformgrades bei geringeren Spanwinkeln etwas kleinere Domänen Größen für kleinere Spanwinkel ermittelt. Sowohl für die α - als auch für die β -Phase ist diese Abhängigkeit nicht zu erkennen. Hier wird deutlich, dass der zweiphasige Werkstoffe sich während der Spanbildung deutlich von den einphasigen Werkstoffen unterscheidet. Die minimale Domänen Größe bleibt in der α -Phase für alle Spanwinkel nahezu konstant. Mit höherer Festigkeit des Werkstückwerkstoffes treten hier höhere Mikrodehnungen bei allen Spanwinkeln auf, sodass die Messinglegierung CuZn10 die geringsten Mikrodehnungen zeigt und die β -Phase des CuZn40 die höchsten Mikrodehnungen aufweist. Für die ermittelten maximalen Zwillingswahrscheinlichkeiten ist keine eindeutige Tendenz festzustellen. Bei Betrachtung der ermittelten Zwillingswahrscheinlichkeiten für die einzelnen Messorte (siehe Abbildung 6.32, Abbildung 6.37 und Abbildung 6.43) wird eine starke Streuung der Werte deutlich. Die meisten Messorte zeigen sehr geringe Zwillingswahrscheinlichkeiten. Daher ist davon auszugehen, dass in den untersuchten Materialien keine oder nur sehr wenige Stapelfolgen entsprechend eines Zwillingsstapelfehlers hervorgerufen werden. Im Kapitel Ergebnisse (Kapitel 6.3.3.2, Kapitel 6.4.3.2, Kapitel 6.5.3.2) wurde die Verteilung der Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten α in den einzelnen Messorten angegeben, welcher die intrinsischen und extrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten nach Gleichung 4.18 zusammenfasst. Die ermittelten maximalen intrinsischen und extrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten in Abbildung 7.3 machen deutlich, dass die gezeigten Verläufe der zusammengefassten Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten α kaum von den intrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten abweichen, da die ermittelten extrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten um eine Größenordnung unterhalb

der intrinsischen liegen. Erwartungsgemäß zeigt die Messinglegierung CuZn10 mit der größten Stapelfehlerenergie die geringsten Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten von maximal $\sim 0,01$. Im Vergleich hierzu weist die Messinglegierung CuZn37 höhere Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten für alle Spanwinkel auf, wobei die Werte für geringere Spanwinkel ansteigen. Die maximale Stapelfehlerwahrscheinlichkeit von $\sim 0,02$ tritt somit bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ auf. Im Gegensatz hierzu zeigt die α -Phase des CuZn40 bei allen Spanwinkeln sehr hohe Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten von $\sim 0,02$. Hier wird deutlich, dass sich trotz vergleichbarer Stapelfehlerenergien für die Messinglegierungen CuZn37 und CuZn40 die Verformung innerhalb des einphasigen Materials deutlich von der des zweiphasigen Materials unterscheidet. Die sehr feste β -Phase kann hier nur einen sehr geringen Beitrag zu der Verformung in dem zweiphasigen CuZn40 leisten, weshalb die α -Phase hier stärker plastisch verformt wird als das CuZn37. Ausschließlich bei negativen Spanwinkeln, wo allein aus der Werkzeuggeometrie hohe Dehnungen und Dehnraten resultieren, sind die maximalen Stapelfehlerdichten und somit die plastische Verformung für das CuZn37 und die α -Phase des CuZn40 vergleichbar. Die in dieser Arbeit ermittelten maximalen intrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten von 0,02 liegen nur geringfügig unter den von WARREN et al. an CuZn30-Feilspänen bestimmten intrinsischen Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten von 0,025 [War53]. Im Vergleich dazu zeigte das Ergebnis eines Zugversuches an α -Messing CuZn30 maximale Deformationsstapelfehlerdichten (intrinsische Stapelfehlerdichten) von 0,0002 bei einer Dehnung von 40%, wobei der Verlauf ab ca. 20% Dehnung bereits in eine Sättigung überging [Har63]. Die an Spänen bestimmten Stapelfehlerdichten liegen somit um zwei Größenordnungen höher, wodurch erneut die hochgradige Verformung während der Spanbildung verdeutlicht wird.

Abschließend zur Diskussion der mikrostrukturellen Veränderungen innerhalb der Spanbildungszone sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die grundlegende Untersuchung der hochgradigen Umformung nicht nur für die Zerspanforschung einen wichtigen Aspekt darstellt. Die gewonnenen Erkenntnisse zu den mikrostrukturellen Veränderungen während der hochgradigen Umformung sind in ihren wesentlichen Aspekten für verschiedene Prozesse wie ECAP, HPT oder die Spanbildung übertragbar. So existieren bereits einige Untersuchungen zu den mikrostrukturellen Entwicklungen während der Spanbildung, welche anhand von TEM-Untersuchungen und Filmaufnahmen durchgeführt wurden [Elm03, Zha02, Sha06, Ni03, Swa05, Den10]. Im Gegensatz zu den genannten Arbeiten bietet die hier angewendete Methode der *in situ* Röntgenbeugung die Möglichkeit, die sich einstellenden lokalen mikrostrukturellen Ver-

änderungen mit den experimentell ermittelten Spannungszuständen in der Umformzone (hier Spanbildungszone) während der Umformung zu korrelieren. Die gegenseitige Beeinflussung der Spannungszustände und der Mikrostruktur werden im Kapitel 7.3 diskutiert.

7.2 Aufbauschneidenbildung

In einigen Spanwurzeln der in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe wurden unterschiedlich stark ausgeprägte Aufbauschneiden beobachtet. Da die Aufbauschneidenbildung die Spanbildung deutlich beeinflusst, wird in diesem Kapitel die Aufbauschneidenbildung detailliert diskutiert.

Der Stahl C45E zeigte nur bei einigen Spanparametern eine Aufbauschneidenbildung. So wurde bei zunehmend negativen Spanwinkeln ($\gamma = -20^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$, siehe Kapitel 6.1.4.1) und mit größeren Schneidkantenradien ($r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$, siehe Kapitel 6.1.5.1) eine stärkere Aufbauschneidenbildung beobachtet. Im Vergleich zu dem Stahl C45E ist die Aufbauschneidenbildung bei der Aluminiumlegierung AlCuMg1 stärker ausgeprägt. Hier wurde bei allen verwendeten Spanparametern eine Aufbauschneidenbildung beobachtet. Für beide Werkstoffe ergeben sich dennoch ähnliche Tendenzen. So nimmt auch bei der Aluminiumlegierung AlCuMg1 die Höhe der Aufbauschneide für geringere Spanwinkel (siehe Kapitel 6.2.4.1) und größere Schneidkantenradien (siehe Kapitel 6.2.5.1) zu. Weiterhin zeigt sich bei der Aluminiumlegierung AlCuMg1 eine deutliche Abhängigkeit von der Spannungsdicke, sodass es sich bei den größeren Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ um die Spanparameter handelt, die in dieser Arbeit die größten Aufbauschneiden hervorbrachten. Der Vergleich der Ergebnisse der verschiedenen Spannungsdicken ist daher sehr gut geeignet, um die Aufbauschneidenbildung genauer zu untersuchen. Die Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 zeigten bei den hier präsentierten Spanparametern keine Aufbauschneiden.

Wie in Kapitel 2.7 erläutert wurde, hängt die Aufbauschneidenbildung von verschiedenen Einflussfaktoren ab, dem Verfestigungsverhalten des Werkstückmaterials, der Adhäsionsneigung des Werkstückmaterials und von der Schnittgeschwindigkeit, welche wiederum die Temperaturen in der sekundären Scherzone beeinflusst. Frühere Untersuchungen gingen davon aus, dass für das Anhaften des Werkstückmaterials an der Schneidkante die hohen Temperaturen innerhalb der sekundären Scherzone verantwortlich sind und die Verbindung von der Aufbauschneide und dem Werkstück somit durch eine Art Schmelzschweißprozess hervorgerufen wird. Bereits ZOREV [Zor66] zeigte anhand von Zerspanuntersuchungen mit geringen Schnittgeschwindigkeiten von

$v_c < 20$ mm/min, dass hohe Temperaturen kein notwendiges Kriterium für die Aufbauschneidenbildung darstellen. Da in dieser Arbeit eine noch geringere Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 3$ mm/min verwendet wurde, bei der nahezu keine Erwärmung innerhalb des Spanes hervorgerufen wird, und dennoch sehr große Aufbauschneiden zu beobachten waren, kann dieser Befund bestätigt werden. Der Einfluss verschiedener Schnittgeschwindigkeiten wurde in dieser Arbeit nicht untersucht. Die Fähigkeit zur Kaltverfestigung war bei allen Werkstoffen, die in dieser Arbeit untersucht wurden, gegeben und kann somit nicht als Begründung für eine materialabhängige stärkere Aufbauschneidenbildung herangezogen werden. Insbesondere zeigt der Stahl C45E eine höhere Verfestigung als die Aluminiumlegierung AlCuMg1 und müsste somit eine stärkere Aufbauschneidenbildung zeigen, wenn die Verfestigung als alleiniges Kriterium herangezogen werden würde. Als Hauptgrund für die unterschiedliche Neigung zur Aufbauschneidenbildung wurde somit die Adhäsionsneigung des Werkstückmaterials identifiziert. Nach HORDON [Hor67] besitzen Metalle mit kfz-Struktur eine höhere Bindungseffizienz während der Adhäsion als Metalle mit krz-Struktur (siehe Kapitel 2.7). Daher ist dies vermutlich der Grund, warum die Aluminiumlegierung AlCuMg1 auch bei Spanparametern Aufbauschneiden entwickelt, bei denen der Stahl C45E keine Aufbauschneidenbildung zeigte. Auch die Messinglegierungen CuZn10 und CuZn37 haben aufgrund der kfz-Struktur des α -Messings eine erhöhte Adhäsionsneigung. Dass diese Werkstückmaterialien keine Aufbauschneiden zeigten, liegt in ihrer Einphasigkeit begründet. Nach ROLLASON und WILLIAMS [Rol70] ist eine Zweitphase im Material notwendig, um die Mikrorissbildung von der Spanfläche her zu initiieren und somit eine Separierung zwischen der Aufbauschneide und dem Span herbeizuführen. Die zweiphasige Messinglegierung CuZn40 zeigte bei den hier präsentierten Zerspanparametern keine Aufbauschneidenbildung. Jedoch wurden in anderen Untersuchungen bereits Aufbauschneiden bei diesem Werkstückmaterial beobachtet [Rol70].

Auf der Grundlage der experimentellen Ergebnisse der *in situ* Zerspanversuche der Aluminiumlegierung AlCuMg1 bei verschiedenen Spannungsdicken (siehe Kapitel 6.2.3) wird die allgemeine Theorie zur Aufbauschneidenbildung (siehe bspw. [Ste05]) bestätigt und um einige Aspekte erweitert. Eine schematische Darstellung des erweiterten Modells der Aufbauschneidenbildung ist in Abbildung 7.4 dargestellt. Es finden folgende Prozesse statt:

Eine kleine Schicht, die aus dem Material des Werkstücks besteht, haftet durch Adhäsion an der Spanfläche des Werkzeuges an. Das an dem Werkzeug anhaftende Material erfährt nun aufgrund der starken Verformung eine Verfestigung. Die Verfestigung innerhalb der Aufbauschneide wurde in dieser Arbeit durch einen starken Anstieg der Mikrodehnungen innerhalb der Aufbauschneide belegt. Resultierend aus der Adhäsions-

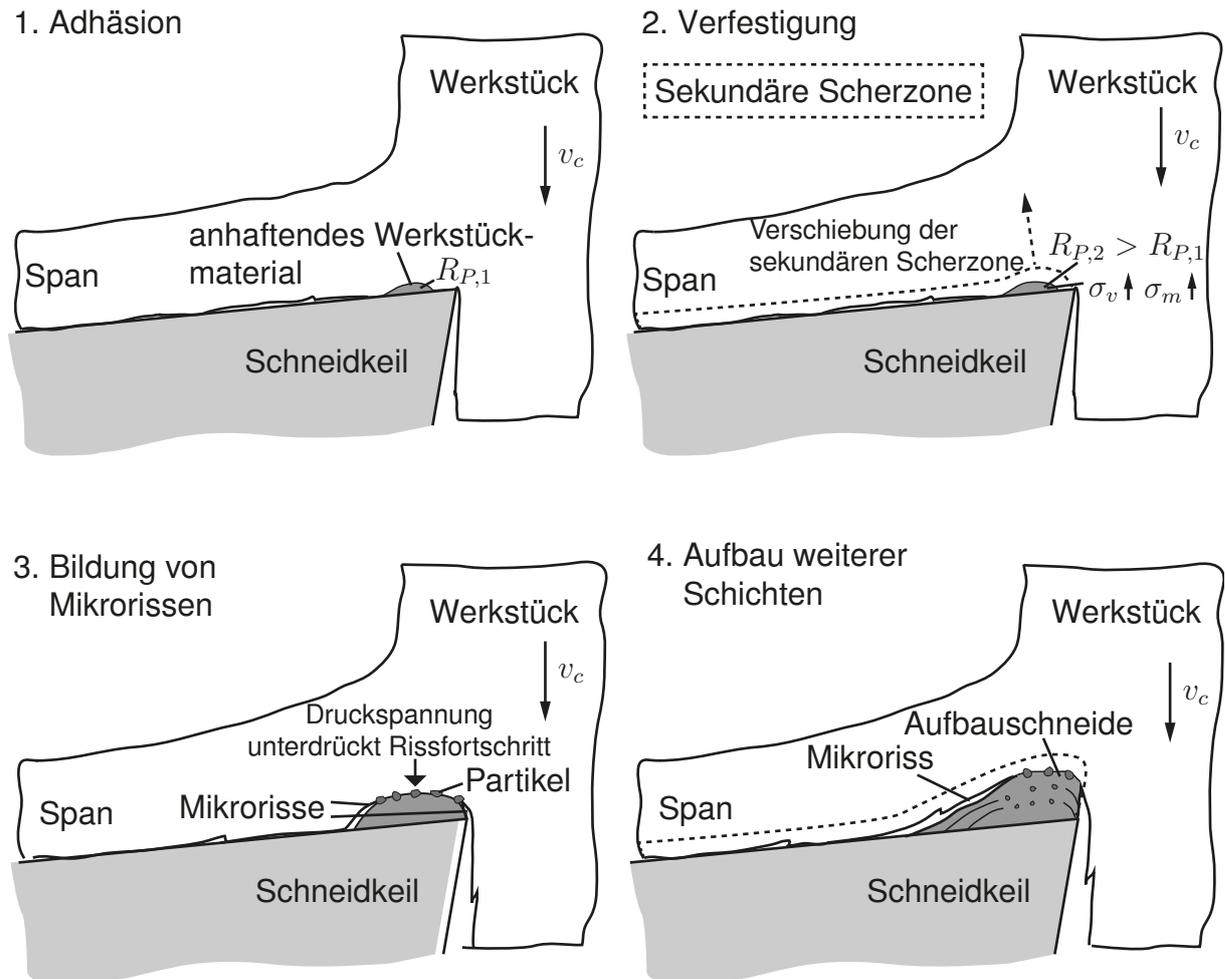


Abbildung 7.4 – Schematische Darstellung des erweiterten Modells der Aufbauschneidenbildung

on und der Verfestigung entstehen hohe hydrostatische Druckspannungen. Zum einen drückt das umgebende Material das anhaftende Material an die Spanfläche. Zum anderen geht eine Verfestigung während der Verformung mit anwachsenden Spannungen und somit auch höheren hydrostatischen Spannungen einher. Die resultierenden hydrostatischen Spannungen tragen wiederum zur Stabilität der Aufbauschneide bei. Die durch den Spanprozess induzierte Schubspannung bleibt nun unterhalb der Scherfestigkeit des anhaftenden Materials und die Verformung findet oberhalb des verfestigten Materials statt. Die erste Lage der Aufbauschneide ist entstanden. Somit ergibt sich eine Verschiebung der sekundären Scherzone von der Spanfläche weg, weiter in den Span hinein. Die höhere Festigkeit des Materials innerhalb der Aufbauschneide führt zu einem Anstieg der Vergleichsspannungen nach von Mises, welches durch ein lokales Maximum der Vergleichsspannungen von bis zu ~ 600 MPa an der Spitze der größten Aufbauschneide bei einer Spanndicke $h = 80 \mu\text{m}$ deutlich wird. Innerhalb der pri-

mären Scherzonen lag bei der Aluminiumlegierung AlCuMg1 die Vergleichsspannung zwischen ~ 350 und ~ 450 MPa. Dies ist etwas höher als die Druckdehngrenze $R_{p,0,2}$, die durch einen quasistatischen Druckversuch am Ausgangsmaterial zu ~ 320 MPa bestimmt wurde. Der Grund für die Differenz zwischen der Vergleichsspannung innerhalb der primären Scherzone und der Druckfließgrenze ist vermutlich die Verfestigung innerhalb des Werkstückmaterials, wenn dieses die primäre Scherzone passiert. Es wird angenommen, dass der Einfluss der während des Spanprozesses auftretenden höheren Dehnraten gering ist, da die Abhängigkeit der Fließgrenze von der Dehnraten bei kfz-Metallen generell gering ist [Zer87] und auch in dieser Arbeit kein Anstieg der Dehngrenze mit höheren Stauchraten festgestellt wurde (siehe Kapitel 6.2.1). Daher kann geschlussfolgert werden, dass die Fließgrenze von ~ 400 MPa durch die Verfestigung innerhalb der Aufbauschneide weiterhin auf mindestens 600 MPa angehoben wird. Der beschriebene Prozess wiederholt sich Schicht für Schicht. Diese Schichten waren in den lichtmikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln zu erkennen und konnten anhand von Mikrorissen, die die Aufbauschneide vom Span separieren, identifiziert werden. Die Mikrorissbildung könnte durch die fragmentierten Ausscheidungen, welche sich an der Grenze zwischen Aufbauschneide und Span anordnen, initiiert werden, wodurch die Theorie von ROLLASON und WILLIAMS [Rol70] unterstützt wird. Die höchsten Druckspannungen treten in Schnittrichtung im oberen Bereich der Aufbauschneide auf. Diese Druckspannungen unterdrücken anscheinend den Fortschritt der Mikrorisse entlang der Aufbauschneide. Die Ausbreitung dieser Zone mit hohen Druckspannungen für die Spannungskomponente σ_{11} in Schnittrichtung bei größeren Spannungsdicken könnte die Ursache für die ansteigende Aufbauschneidenbildung bei größeren Spannungsdicken sein.

Die Ergebnisse dieser Arbeit verdeutlichen somit den Einfluss der Verfestigung auf die Aufbauschneidenbildung und auf den Spannungszustand. Daher müssen Zerspannsimulationen, welche die Abbildung der Aufbauschneidenbildung zum Ziel haben, die Verfestigung mit einbeziehen. Die bisherigen Versuche, die Aufbauschneidenbildung anhand von Simulationen zu untersuchen, konzentrierten sich allerdings meistens nur auf einen einzelnen beeinflussenden Aspekt. Die Komplexität der Aufbauschneidenbildung mit den verschiedenen Einflussfaktoren wurde daher in keiner Simulation vollständig erfasst. ATLATI et al. [Atl15] beispielsweise simulierten die Aufbauschneidenbildung anhand einer Erhöhung des Reibungskoeffizienten. Diese Arbeit belegt jedoch, dass die Reibung als einzelner Faktor nicht ausreicht, um das reale Verhalten zu beschreiben.

Die Ergebnisse der Untersuchungen bei negativen Spanwinkeln ($\gamma = -20^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$) und großen Schneidkantenradien ($r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$), bei denen

erhöhte hydrostatische Spannungen als Folge der Schneidkantengeometrie und eine verstärkte Aufbauschneidenbildung festgestellt wurden, zeigen, dass hydrostatische Spannungen die Aufbauschneidenbildung unterstützen. Folglich wird bei diesen Spanparametern durch die erhöhten hydrostatischen Spannungen auch bei dem Stahl C45E eine Aufbauschneidenbildung hervorgerufen. Die mikrostrukturellen Parameter deuten hier auf eine nicht so starke Verfestigung hin, wie bei den oben beschriebenen Aufbauschneiden der Spannungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ bei dem Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$, da für diese Parameter der Anstieg der Mikrodehnungen innerhalb der Aufbauschneiden nicht so hoch ist.

7.3 Einfluss der Zerspanparameter auf den Spannungszustand

7.3.1 Stahl C45E

Abbildung 7.5 zeigt die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen σ_v sowie die maximalen und minimalen hydrostatischen Spannungen σ_m in Abhängigkeit von den Spanparametern Spanwinkel, Spannungsdicke und Schneidkantenradius für den Stahl C45E. Es wird deutlich, dass die Spannungszustände während des Spanprozesses eng mit den mikrostrukturellen Veränderungen in der Spanbildungszone verknüpft sind. Im vorangegangenen Kapitel 7.1 ergaben sich die stärksten Abhängigkeiten der mikrostrukturellen Parameter für den Spanwinkel. Auch die Spannungen zeigen sehr starke Abhängigkeiten von dem Spanwinkel. Für kleinere Spanwinkel ergeben sich tendenziell größere Vergleichsspannungen und höhere hydrostatische Druckspannungen. Für kleine Spanwinkel traten auch die kleinsten Domänengrößen und die größten Mikrodehnungen auf. Somit ist dort die Verfestigung im Material am größten, wodurch höhere Vergleichsspannungen hervorgerufen werden. Die höheren hydrostatischen Spannungen können sowohl das Resultat der höheren Verfestigung bei geringeren Spanwinkeln sein als auch direkt eine Folge der Schneidengeometrie. Für die kleineren Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ und $\gamma = -10^\circ$ ergeben sich weiterhin kleinere Spannungsgradienten. Bei der Analyse der Spannungsverteilung (siehe Abbildung 6.8) und der Verteilung der mikrostrukturellen Parameter (siehe Abbildung 6.7) in der Spanbildungszone wird deutlich, dass die höchsten Vergleichsspannungen bei den positiven Spanwinkeln auf die primäre Scherzone begrenzt sind und relativ schnell mit Richtung des ablaufenden Spanes abnehmen, wohingegen bei negativen Spanwinkeln der gesamte Bereich oberhalb der Scherebene sehr hohe Vergleichsspannungen aufweist. Im Vergleich zum Spanwinkel hat die Spannungsdicke einen sehr viel geringeren Einfluss auf die Spannungen. Die minimalen und maximalen hydrostatischen Spannungen zeigen einen leichten Anstieg für größere Spannungsdicken. Die Vergleichsspannungen

weisen eine geringere Differenz zwischen maximalen und minimalen Spannungen und somit kleinere Gradienten für größere Spannungsdicken auf, wobei sich der geringere Gradient dadurch ergibt, dass die minimalen Vergleichsspannungen für größere Spannungsdicken ansteigen. Die Verteilung der Spannungen in der Spanbildungszone (siehe Abbildung 6.5) verdeutlicht, dass auch hier bei größeren Spannungsdicken schon in der primären Scherzone höhere Spannungen vorliegen, wohingegen die Spannungen bei kleineren Spannungsdicken in der primären Scherzone geringer sind und in Richtung des ablaufenden Spanes weiter ansteigen. Dies ist in guter Übereinstimmung mit der mikrostrukturellen Entwicklung, da auch dort für kleinere Spannungsdicken größere Gradienten der Domänengrößen und Mikrodehnungen auftraten. In Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ergibt sich keine eindeutige Tendenz für die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen, da diese zunächst beim Übergang vom Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ zu $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ etwas abnehmen und für $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ erneut ansteigen. Anhand der Spannungsverläufe (Abbildung 6.11) wird deutlich, dass dies mit einer deutlichen Veränderung der Spannungsverteilung in Zusammenhang steht. Für den kleinsten Schneidkantenradius ist eine erhöhte Vergleichsspannung in der sekundären Scherzone und an der Spanoberseite zu beobachten. Bei größeren Schneidkantenradien hingegen konzentrieren sich die maximalen Vergleichsspannungen auf die primäre Scherzone, wobei die Höhe der Vergleichsspannung in der primären Scherzone für größere Schneidkantenradien weiter zunimmt. Die minimalen hydrostatischen Spannungen steigen kontinuierlich für größere Schneidkantenradien an. Mit diesen Ergebnissen wird die Theorie von TÖNSHOFF et al. unterstützt, wonach größere hydrostatische Spannungen für größere Schneidkantenradien und negative Spanwinkel in der Spanbildungszone entstehen. Die hydrostatischen Spannungen werden von TÖNSHOFF et al. neben der Temperaturerhöhung in der Spanbildungszone zur Erklärung herangezogen, weshalb bei der Zerspanung von harten Materialien, trotz der geringen Duktilität, Fließspäne gebildet werden [Tön00].

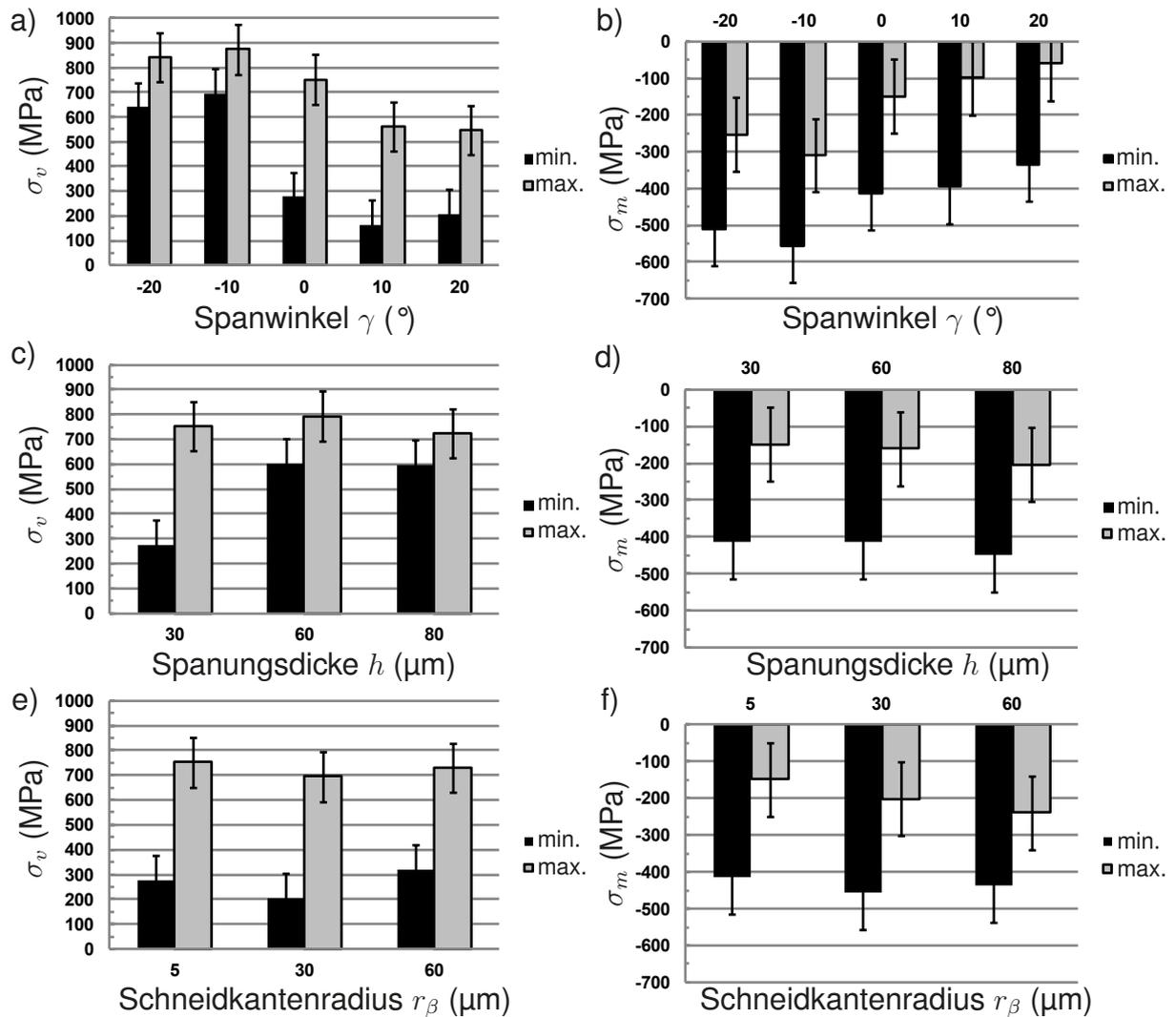


Abbildung 7.5 – Spannungen des Stahls C45E innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene a) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), b) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), c) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$; $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), d) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$; $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), e) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$; $h = 30 \mu\text{m}$), f) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$; $h = 30 \mu\text{m}$)

7.3.2 AlCuMg1

Abbildung 7.6 zeigt die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen und hydrostatischen Spannungen der Aluminiumlegierung AlCuMg1 in Abhängigkeit von den Spanparametern Spanwinkel, Spannungsdicke und Schneidkantenradius. Im Vergleich zu dem Stahl C45E sind bei der Aluminiumlegierung die Abhängigkeiten von den Spanparametern nicht so eindeutig, da die Spannungsverläufe sehr stark von der Aufbauschneidenbildung beeinflusst werden. Die maximalen und minimalen hydrostatischen Spannungen nehmen nahezu kontinuierlich mit geringeren Spanwinkeln zu. Da bei der Aluminiumlegierung, im Gegensatz zu dem Stahl C45E, keine kontinuierliche Zunahme der Mikrodehnungen und Abnahme der Domänengrößen mit geringeren Spanwinkeln zu beobachten war, kann geschlussfolgert werden, dass der Anstieg der hydrostatischen Spannungen nicht allein durch eine höhere Verfestigung bei geringeren Spanwinkeln zu begründen ist, sondern direkt aus der Schneidengeometrie resultiert. Die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen steigen zunächst von größeren positiven Spanwinkeln bis zum Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ an und fallen dann für negative Spanwinkel wieder ab. Dies hängt damit zusammen, dass mit abnehmendem positiven Spanwinkel eine stärkere sekundäre Scherung stattfindet. Diese führt zu leicht erhöhten Mikrodehnungen und sinkenden Domänengrößen und somit zu einer Verfestigung in der sekundären Scherzone, welche wiederum einen Anstieg der Vergleichsspannungen bewirkt (siehe Abbildung 6.24). Beim Übergang zu negativen Spanwinkeln führen die höheren hydrostatischen Spannungen nahe der Schneidkante zu einer stärkeren Aufbauschneidenbildung als bei positiven Spanwinkeln. Die Bildung einer stabileren und höheren Aufbauschneide resultiert in einer Verschiebung der sekundären Scherzone von der Spanfläche weg in den Span hinein und somit zu einer Verschiebung der maximalen Vergleichsspannungen. Da die Aufbauschneide in einem effektiven positiven Spanwinkel resultiert, ist auch die maximale Vergleichsspannung vergleichbar mit der Vergleichsspannung, die bei einem positiven Spanwinkel von $\gamma = 10^\circ$ bestimmt wurde. Beim Übergang zu dem negativen Spanwinkel $\gamma = -20^\circ$ geht die Spanbildung in eine Segmentspanbildung über. Durch die Segmentierung tritt in dem abgescherten Spansegment eine Entlastung ein, weshalb die Vergleichsspannungen dort sinken. Auch für die Abhängigkeit von der Spannungsdicke ergibt sich für die Aluminiumlegierung AlCuMg1 keine eindeutige Tendenz. Wie im Kapitel 7.2 erwähnt, zeigen die Spanwurzeln der Aluminiumlegierung größere Aufbauschneiden bei größeren Spannungsdicken. Die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen sowie die hydrostatischen Spannungen werden daher deutlich von der Aufbauschneidenbildung beeinflusst. Bei einer kleinen Spannungsdicke treten die maximalen Vergleichsspannungen nahe der Spanfläche auf, wohingegen diese bei größeren Spannungsdicken aufgrund der stärkeren

Aufbauschneidenbildung und der damit verbundenen Verschiebung der sekundären Scherzone im oberen Bereich der Aufbauschneide lokalisiert sind. Dass hier die ermittelten maximalen Vergleichsspannungen der Spanungsdicke $h = 60 \mu\text{m}$ unter denen der Spanungsdicken $h = 30 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ liegen, ist vermutlich mit der Instationarität der Aufbauschneidenbildung zu begründen, sodass zu dem Zeitpunkt der Messungen in den Messorten nahe der Schneidkante gerade keine Aufbauschneide vorhanden war und somit das tatsächlich auftretende, lokale Maximum der Vergleichsspannung nicht durch eine Messung erfasst wurde.

Die zunehmende Aufbauschneidenbildung beeinflusst auch die Abhängigkeit der hydrostatischen Spannungen von der Spanungsdicke. Innerhalb der Aufbauschneiden treten hohe hydrostatische Druckspannungen auf. Daher liegen die Maxima der hydrostatischen Spannungen der Spanungsdicken $h = 60 \mu\text{m}$ und $h = 80 \mu\text{m}$ deutlich über dem Maximum der Spanungsdicke $h = 30 \mu\text{m}$. Dass das Maximum der Spanungsdicke $h = 60 \mu\text{m}$ über dem Maximum der Spanungsdicke $h = 80 \mu\text{m}$ liegt, ist vermutlich ebenfalls auf die Instationarität der Aufbauschneidenbildung während der Messung zurückzuführen. Auch die Spannungszustände in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius stehen im Zusammenhang mit einer Aufbauschneidenbildung. Die maximalen hydrostatischen Spannungen nahe der Schneidkante steigen für größere Schneidkantenradien deutlich an. Die hohen hydrostatischen Spannungen bewirken vor der Schneidkante eine Aufbauschneidenbildung. Die maximalen und minimalen Vergleichsspannungen erfahren keine nennenswerte Beeinflussung durch den Schneidkantenradius. Allerdings werden Unterschiede in der Verteilung der Vergleichsspannungen innerhalb der Spanbildungszone deutlich. Während bei dem kleinsten Schneidkantenradius $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ die maximale Vergleichsspannung aufgrund der stärkeren sekundären Scherung nahe der Spanfläche lokalisiert ist, treten bei den größeren Schneidkantenradien $r_\beta = 30 \mu\text{m}$ und $r_\beta = 60 \mu\text{m}$ die maximalen Vergleichsspannungen in der primären Scherzone auf. Die Verteilung der maximalen Vergleichsspannungen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ist somit vergleichbar zu der Verteilung für den Stahl C45E, obwohl die Aufbauschneiden bei der Aluminiumlegierung deutlicher ausgeprägt sind.

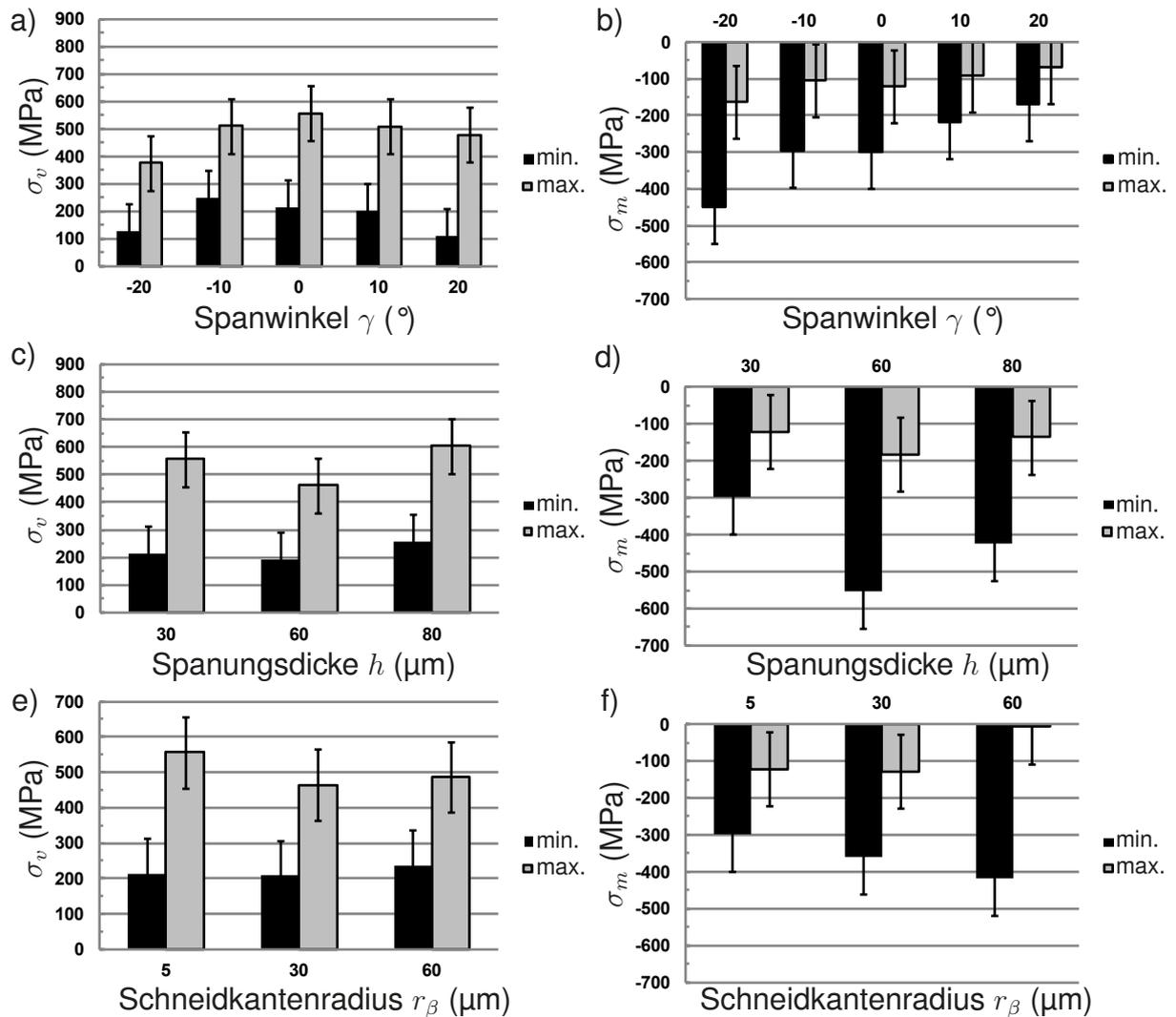


Abbildung 7.6 – Spannungen der Aluminiumlegierung AlCuMg1 innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene a) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), b) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5-9 \mu\text{m}$), c) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), d) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von der Spannungsdicke h ($\gamma = 0^\circ$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$), e) Vergleichsspannung in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$), f) hydrostatische Spannungen in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius r_β ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$)

7.3.3 Messing

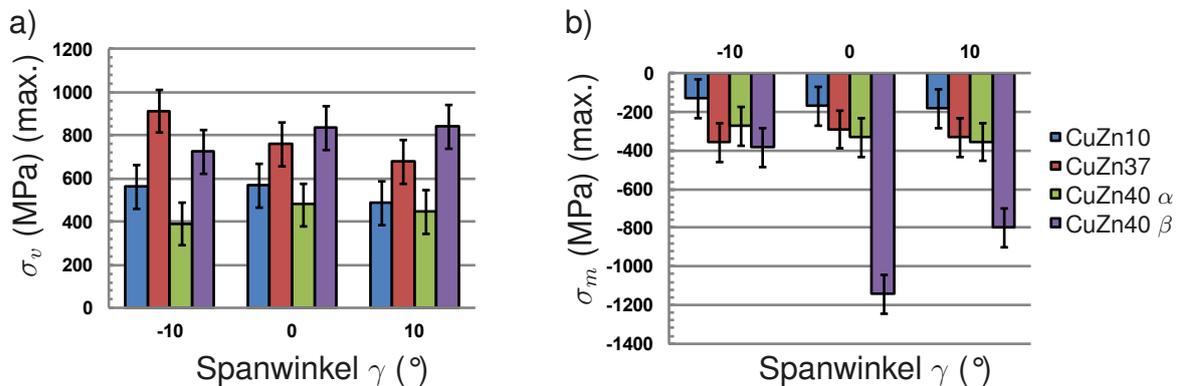


Abbildung 7.7 – Spannungen der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 innerhalb des Messbereiches oberhalb der Scherebene in Abhängigkeit von dem Spanwinkel γ ($h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5\text{-}7 \mu\text{m}$) a) Vergleichsspannungen, b) hydrostatische Spannungen

Abbildung 7.7 zeigt die maximalen Vergleichsspannungen und hydrostatischen Spannungen der Messinglegierungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 oberhalb der Scherebene in Abhängigkeit von dem Spanwinkel. Die beiden einphasigen Werkstoffwerkstoffe CuZn10 und CuZn37 zeigen in Abhängigkeit von dem Spanwinkel dieselbe Tendenz wie der Stahl C45E. Bei geringeren Spanwinkeln nehmen die Vergleichsspannungen für diese Materialien zu. Für die Messinglegierung CuZn37 nehmen auch die hydrostatischen Spannungen bei geringeren Spanwinkeln zu. Beim CuZn10 ist keine Zunahme der hydrostatischen Spannungen für geringere Spanwinkel zu erkennen. Bei diesem Material ist die Festigkeit so gering, dass sich nur sehr geringe hydrostatische Spannungen einstellen, welche für alle Spanwinkel nahezu konstant sind. Das zweiphasige Messing unterscheidet sich hier deutlich von den einphasigen, da sowohl die α - als auch die β -Phase bei dem negativen Spanwinkel geringere Vergleichsspannungen zeigt als bei positiven. Dies hängt mit der Bildung von segmentierten Spänen der Messinglegierung CuZn40 bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ zusammen, da durch die Segmentierung eine Entlastung im Span stattfindet. Für die einphasigen Materialien wurden mit höherem Zink-Gehalt und somit auch höherer Festigkeit höhere Vergleichsspannungen ermittelt, sodass die Messinglegierung CuZn37 bei allen drei Spanwinkeln höhere Vergleichsspannungen zeigt als die Messinglegierung CuZn10. Für die größeren Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ zeigt die β -Phase der Messinglegierung CuZn40 die höchsten Vergleichsspannungen aufgrund der krz-Struktur und der daraus resultierenden hohen Festigkeit. Bei dem negativen Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$ sinkt die Vergleichsspannung für beide Phasen der Legierung CuZn40 deutlich ab, sodass die β -Phase bei diesem Spanwinkel geringere Vergleichsspannungen aufweist

als die Messinglegierung CuZn37. Trotz des höchsten Zink-Gehalts weist die α -Phase der zweiphasigen Messinglegierung CuZn40 bei allen Spanwinkeln die geringsten Vergleichsspannungen auf. Hier wird deutlich, dass sich die Vorgänge bei der Spanbildung in dem zweiphasigen Material wesentlich von den Vorgängen in den einphasigen Legierungen unterscheiden. Die β -Phase nimmt einen wesentlichen Teil der Spannungen auf, wodurch eine Entlastung der α -Phase eintritt (siehe Abbildung 7.7). Eine weitere Relaxation erfährt die α -Phase durch die plastische Verformung, welche bei den Spanwinkeln $\gamma = 0^\circ$ und $\gamma = 10^\circ$ innerhalb der α -Phase der zweiphasigen Messinglegierung höher ist als in den einphasigen Materialien. Dieser Befund wird durch die Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten α bestätigt, welche für die α -Phase der Messinglegierung CuZn40 bei diesen Spanwinkeln höher sind als bei den einphasigen Legierungen CuZn10 und CuZn37. Eine Ausnahme bildet der negative Spanwinkel $\gamma = -10^\circ$. Hier wurden für die einphasige Legierung CuZn37 und die α -Phase des CuZn40 gleich hohe Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten ermittelt. Jedoch führt die hierfür ursächliche plastische Verformung in der einphasigen Legierung CuZn37 zu keiner Relaxation sondern zu hohen Vergleichsspannungen, da keine harte Zweitphase vorhanden ist, welche die Spannungen aufnehmen kann.

Die Spanbildung der zweiphasigen Messinglegierung wird im Kapitel 7.4 detailliert diskutiert.

7.4 Zweiphasigkeit

Anhand der Ergebnisse der zweiphasigen Messinglegierung CuZn40 wird deutlich, dass eine harte Zweitphase in dem Werkstückwerkstoff das ungehinderte Abscheren der weicheren Phase behindert. In Abbildung 7.8 a) ist eine REM-Aufnahme einer CuZn40-Spanwurzel dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich innerhalb des Spanes Bereiche stark gestreckter und komprimierter Körner mit Bereichen von nur leicht verformten Körnern abwechseln. Weiterhin bildet sich, wie bereits in Kapitel 6.5.3.1 festgestellt wurde, nahezu kein Strukturwinkel aus. Dies deutet darauf hin, dass hier kein gleichmäßiges Abscheren einzelner Lamellen stattfindet, sondern die Spanbildung durch abwechselndes Komprimieren und Abfließen einzelner Spansegmente erfolgt. Die Scherrichtung innerhalb einzelner Körner der weicheren Phase ist somit nicht konstant. In den vorliegenden Untersuchungen ergab sich daher in dem zweiphasigen Messing CuZn40 eine größere Abweichung zwischen der Richtung der maximalen Schubspannung und dem Scherwinkel, welcher anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen der Spanwurzeln ermittelt wurde. Weiterhin resultiert aus dieser Behinderung des Fließ- und Schervorganges eine Erhöhung der Spannungskomponenten

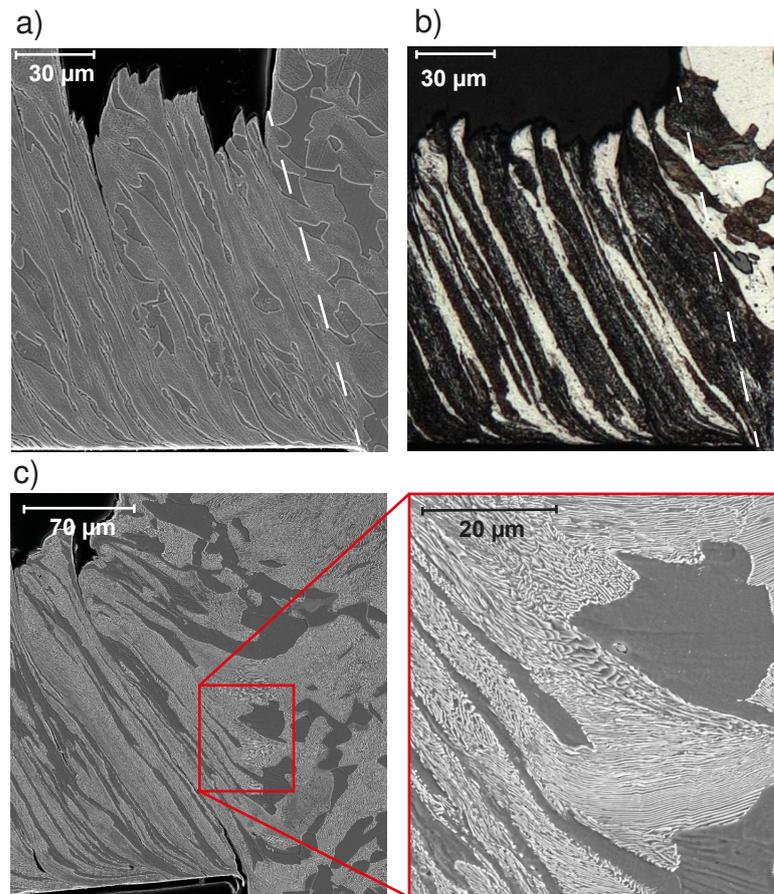


Abbildung 7.8 – a) REM-Aufnahme einer CuZn40-Spanwurzel ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$),
 b) Lichtmikroskopische Aufnahme einer C45E-Spanwurzel ($\gamma = 0^\circ$, $h = 30 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$),
 c) REM-Aufnahme einer C45E-Spanwurzel ($\gamma = 0^\circ$, $h = 60 \mu\text{m}$, $r_\beta = 5 \mu\text{m}$)

σ_{11} , σ_{22} und der hydrostatischen Spannungen σ_m in der sekundären Scherzone. Der Wechsel zu Zugspannungen in dem darüber liegenden Bereich ist durch das Abtrennen und Abgleiten der Spansegmente zu erklären. Weiterhin hat dieser Vorgang einen Einfluss auf die Textur. Die Textur der Messinglegierung CuZn40 zeigt deutliche Abweichungen zur Schertextur der einphasigen Legierungen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die aktivierten Gleitsysteme in abweichende Richtungen wirken und daraus abweichende Orientierungen entstehen. Dieser Einfluss einer härteren Zweitphase wird allerdings erst ab einer Mindestkorn-/Partikelgröße sowie einem Mindestvolumenanteil der Zweitphase wirksam. Bei den in dieser Arbeit untersuchten Werkstückwerkstoffen AlCuMg1 und C45E hatten die Zweitphasen nicht dieselbe Wirkung, wie die β -Phase in der Messinglegierung CuZn40. In Kapitel 6.2.3.1 (Abbildung 6.18) wurde gezeigt, dass die Ausscheidungen in der Aluminiumlegierung durch die einwirkenden Kräfte in kleinere Partikel fragmentieren und sich entlang der primären und sekundären Scherung der Matrix ausrichten. Somit haben diese nahezu keine Auswirkung auf die Fließrich-

tung der Aluminiummatrix. In dem Werkstückwerkstoff Stahl C45E ist eine Zweitphase in Form der Zementitlamellen innerhalb des Perlits vorhanden. In Abbildung 7.8 b) ist die lichtmikroskopische Aufnahme einer C45E-Spanwurzel, welche mit denselben Spanparametern hergestellt wurde wie die CuZn40-Spanwurzel in Abbildung 7.8 a). Es ist zu erkennen, dass sowohl die Perlitkörner als auch die Ferritkörner gleichmäßig abscheren. Zur besseren Identifizierung der Zementitlamellen sind in Abbildung 7.8 c) REM-Aufnahmen einer C45E-Spanwurzel dargestellt. Auch hier ist kein Unterschied zwischen der Scherrichtung der Perlitkörner und der Ferritkörner erkennbar. Somit ist davon auszugehen, dass die Zementitlamellen zu dünn sind, um eine Behinderung für das Abscheren der ferritischen Körner darzustellen.

In den letzten Jahren wurde die numerische Zerspannsimulation für die Simulation mehrphasiger Werkstoffe mit expliziter Berücksichtigung der verschiedenen Phasen weiterentwickelt [Abo12]. Allerdings wurden daraus bislang keine Aussagen über den sich einstellenden Spannungszustand abgeleitet und verifiziert, weshalb dieser weitgehend unbekannt bleibt. Die in dieser Arbeit gewonnen Erkenntnisse können künftig zur Validierung von Simulationen mehrphasiger Werkstoffe herangezogen werden.

7.5 Scherwinkelbeziehungen

Wie in Kapitel 2.6 beschrieben, ist eine analytische Betrachtung der Spanbildung in Form von Zerspanmodellen ein wesentlicher Bestandteil der Zerspanforschung. Einige dieser Modelle stellen einen Zusammenhang zwischen den Spannungen in der Spanbildungszone und dem sich während des Spanbildungsvorganges einstellenden Scherwinkel her. Daher werden diese Beziehungen auch Scherwinkelbeziehungen genannt. UHLMANN et al. [Uhl13] nutzten die experimentellen Daten dieser Arbeit, um die Scherwinkelbeziehung nach OPITZ und HUCKS [Opi53] zu prüfen und zu erweitern.

Die Beziehung zwischen dem Scherwinkel ϕ , dem materialspezifischen Gleitwinkel $\varphi_{\text{Gleitung}}$, dem Spanwinkel γ und dem Reibwert μ wurde bereits in Kapitel 2.6 in Form von Gleichung 2.22 dargelegt und sei an dieser Stelle nochmals gezeigt:

$$\phi = \varphi_{\text{Gleitung}} + \gamma - \frac{1}{2} \arctan(2\mu).$$

OPITZ und HUCKS leiteten diese Beziehung anhand der Mohr'schen Gleitflächentheorie und der in einem Element vor der Spanfläche wirkenden Spannungen her. Dieses Spanelement ist in Abbildung 7.9 dargestellt. Für den Scherwinkel gilt folgende Beziehung in Abhängigkeit von dem Winkel ω :

$$\phi = \varphi_{\text{Gleitung}} + \gamma - \omega. \quad (7.1)$$

und einem Schneidkantenradius $r_\beta = 6 \mu\text{m}$ herangezogen. Es zeigte sich, dass der anhand der Spanwurzeln ermittelte Scherwinkel unterhalb des Scherwinkels liegt, der nach Gleichung 7.4 aus den Spannungen ermittelt wurde (siehe Tabelle 7.1) und die Annahme des ungehinderten Spanablaufes somit nicht gerechtfertigt ist. Die Gültigkeit der Scherwinkelbeziehung nach OPITZ und HUCKS muss daher weiter eingeschränkt werden. An dieser Stelle könnten weitere Untersuchungen, beispielsweise unter dem Einfluss eines Schmierstoffes oder an beschichteten Werkzeugen, darüber Aufschluss geben, ob die Annahme des freien Spanablaufes unter bestimmten Spanbedingungen gerechtfertigt ist.

Tabelle 7.1 – Vergleich der an Spanwurzeln gemessenen und nach Gleichung 7.4 ermittelten Scherwinkel [Uhl13]

Messort	gemessener Scherwinkel	OPITZ und HUCKS	OPITZ und HUCKS erweitert
5		22°	14°
8	17,3 ± 1,1	26°	16°
12		28°	18°

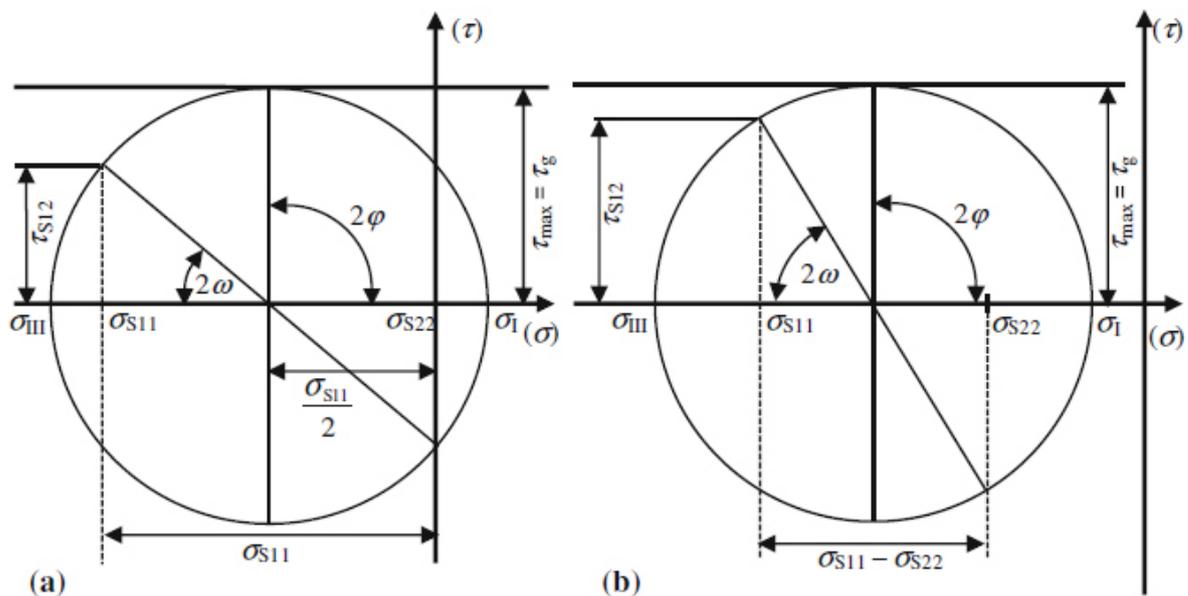


Abbildung 7.10 – Mohr'sche Spannungskreise a) nach Opitz und Hucks, b) erweitertes Scherwinkelmodell [Uhl13]

In einem weiteren Schritt wurde daraufhin die Scherwinkelbeziehung nach OPITZ und HUCKS um die Normalspannung σ_{s22} in Richtung des abfließenden Spanes erweitert. Aus dem Mohr'schen Spannungskreis in Abbildung 7.10 b) lässt sich die erweiterte

Beziehung für den Winkel ω ableiten:

$$\omega = \frac{1}{2} \arctan\left(2 \frac{\tau_{s12}}{\sigma_{s11} - \sigma_{s22}}\right). \quad (7.5)$$

Für die erweiterte Scherwinkelbeziehung ergibt sich daraus:

$$\phi = \varphi_{\text{Gleitung}} + \gamma - \frac{1}{2} \arctan\left(2 \frac{\tau_{s12}}{\sigma_{s11} - \sigma_{s22}}\right). \quad (7.6)$$

Die Scherwinkel, die nach der erweiterten Scherwinkelbeziehung ermittelt wurden, zeigen eine bessere Übereinstimmung mit den Scherwinkeln, die anhand der Spanwurzeln ermittelt wurden (siehe Tabelle 7.1). Die Ergebnisse der *in situ* Experimente haben somit gezeigt, dass bei den hier gewählten Spanparametern nicht von einem ungehinderten Spanabfluss auf der Spanfläche ausgegangen werden kann und daher eine Berücksichtigung der Normalspannung σ_{s22} in Richtung des abfließenden Spanes notwendig ist, um den Scherwinkel zu berechnen.

7.6 Zerspansimulationen

Zerspansimulationen basierend auf der Finiten-Elemente-Methode (FEM) werden häufig verwendet, um Zerspankräfte, Spangeometrien, Spannungen, Dehnungen, Dehnraten und Temperaturen in Abhängigkeit von verschiedenen Spanparametern vorherzusagen. Für die industrielle Weiterentwicklung von Zerspanprozessen und Werkzeugen sind sie somit von hoher Bedeutung, da sie das Potential bieten, kostenintensive, experimentelle Forschung und Entwicklung zu reduzieren. Verschiedene Ansätze und Entwicklungen wurden von ARRIZOLA et al. [Arr13] diskutiert. Es zeigt sich jedoch, dass die Eingangsparameter wie das Material- und das Reibmodell eine sehr sensitive Wirkung auf die Simulationsergebnisse haben [Arr13, Riz09, Leo10], sodass anschließend doch eine experimentelle Verifizierung der Ergebnisse erfolgen muss. Diese erfolgt meistens anhand eines Vergleiches der Spangeometrie oder der Zerspankräfte, welche anhand von Zerspanversuchen ermittelt wurden. Eine Verifizierung der simulierten Spannungszustände innerhalb der Spanbildungszone war bisher nicht möglich. Die Ergebnisse dieser Arbeit erlauben somit erstmals einen Vergleich von experimentell und simulativ ermittelten Spannungszuständen während des Spanprozesses.

Laufende Arbeiten am IWF befassen sich mit der Optimierung von FEM-Zerspansimulationen anhand der in dieser Arbeit experimentell ermittelten Spannungszustände. Im folgenden Abschnitt wird der aktuelle Stand der Entwicklungen dargelegt. Für den Vergleich experimentell und simulativ ermittelter Spannungszustände wurden die Daten des Spanexperimentes mit den Spanparametern $\gamma = 10^\circ$ und $h = 60 \mu\text{m}$

und dem Werkstückwerkstoff C45E herangezogen [Uhl13]. Die Simulationen wurden mit der Software DEFORM 3D v10.2 (Scientific Forming Technologies Corporation, Columbus, USA) durchgeführt. Für die Berechnung wurde ein starr-plastisches FEM-Modell verwendet. Das Materialmodell basiert auf Fließkurven, die in Stauchversuchen an Proben mit einer Rastegaev-Geometrie ermittelt wurden, um eine möglichst gleichbleibende Zylindrizität der Proben während der Versuche zu ermöglichen [Obe13]. Weiterhin wurde ein hybrides Reibmodell verwendet, welches eine Kombination des Coulomb-Modells und eines Scherreibmodells darstellt. Der Reibungskoeffizient für das Coulomb-Modell wurde anhand eines Reibversuches zu $\mu = 0,5$ ermittelt. Für das Scherreibmodell wurde ein Reibungskoeffizient von $m = 0,58$ verwendet. Die Ergebnisse der Simulation und des Experiments sind in Abbildung 7.11 dargestellt.

Um den örtlich und zeitlich integrativen Charakter der *in situ* Experimente zu berücksichtigen, wurden die simulierten Spannungen über mehrere Punkte innerhalb der Messorte und mehrere Simulationsschritte gemittelt. Die maximalen und minimalen Werte über den Messortquerschnitt sind in den Streubalken wiedergegeben. Der Vergleich zeigt eine gute qualitative Übereinstimmung für die Spannungen σ_{11} in Schnittrichtung, wobei die simulativ ermittelten Spannungen unter den Spannungen aus den Experimenten liegen. Sowohl die experimentellen als auch die simulativen Ergebnisse zeigen einen Anstieg der σ_{11} -Spannungen in Richtung des ablaufenden Spanes ausgehend vom Bereich unterhalb der Scherebene. Hingegen weisen die Spannungen σ_{22} in Richtung des ablaufenden Spanes größere Unterschiede auf. Die Simulation prognostiziert hier teilweise geringere Druckspannungen im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen. Teilweise zeigt die Simulation auch Zugspannungen in Messorten, in denen anhand der Experimente Druckspannungen ermittelt wurden. Die Spannungen σ_{33} sind qualitativ in guter Übereinstimmung. Die Schubspannungen σ_{12} zeigen bis auf den Messort 3 eine sehr gute qualitative und auch quantitative Übereinstimmung.

Für die Abweichungen zwischen den Ergebnissen aus den Experimenten und den Simulationen gibt es verschiedene Gründe. Es zeigte sich, dass die Spannbildung, welche während des Spanexperimentes erfolgte, durch die Simulation nicht korrekt erfasst wurde. So wurden Abweichungen bezüglich des Spanwinkels und der Zerspänkräfte festgestellt. Durch die Wahl eines anderen Reibmodells (reines Coulomb-Modell) konnten zwar die Kräfte aus der Simulation besser in Übereinstimmung mit dem Experiment gebracht werden, jedoch ergaben sich daraufhin noch größere Abweichungen bezüglich der Spannungen. Weitere Unsicherheiten existieren bezüglich der Extrapolation der Fließkurve hin zu höheren Dehnungen. Die Abweichung des Scherwinkels in der Simulation führt weiterhin dazu, dass die Messorte eine andere Lage bezüglich der Scherebene aufweisen. Die größte Abweichung zeigen mit $\sim 16 \mu\text{m}$ die Messorte 11,

12 und 13. [Uhl13]

tool:
 $\gamma = 10^\circ$
 $\alpha = 11^\circ$
 workpiece:
 C45E (AISI 1045)
 process parameters:
 $v_c = 3$ mm/min
 $h = 0.06$ mm
 $b = 1$ mm

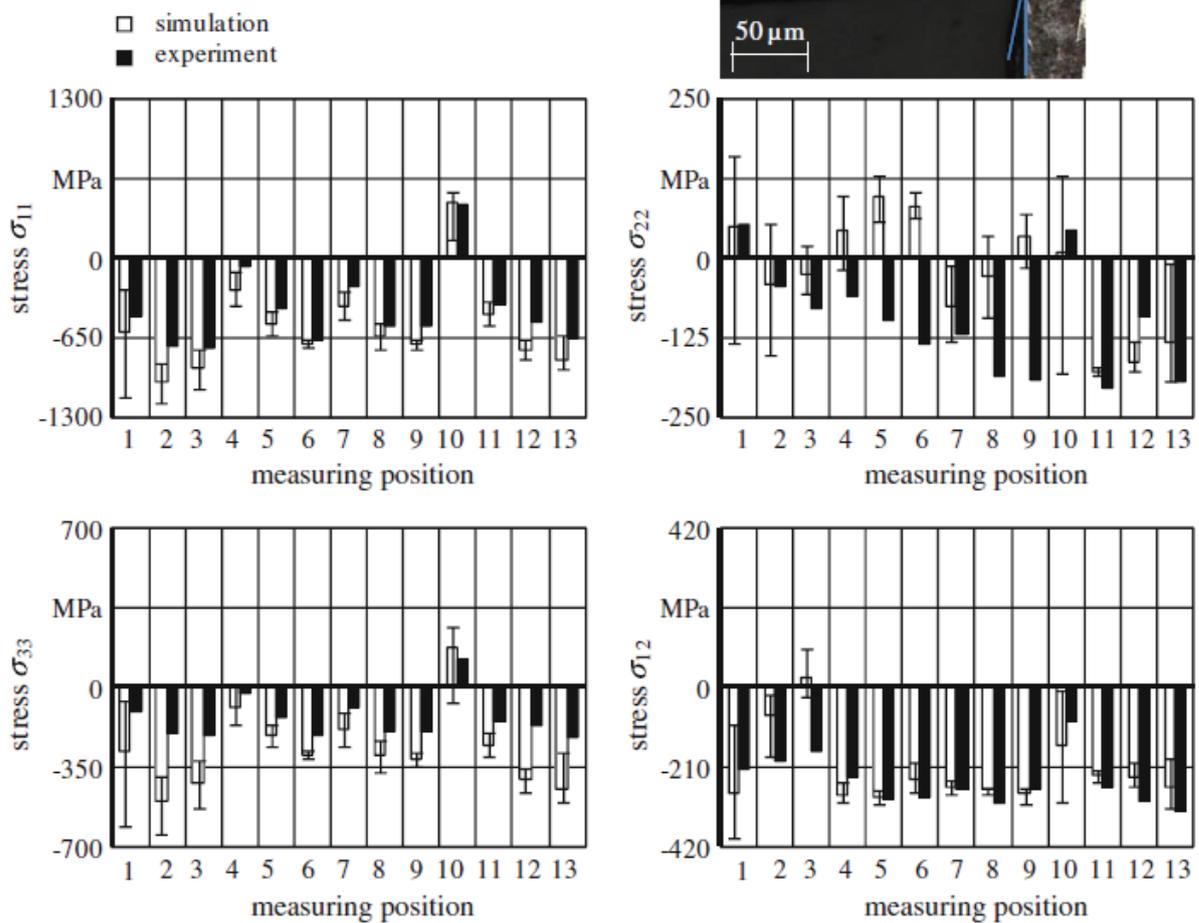


Abbildung 7.11 – Vergleich von experimentell und simulativ ermittelten Spannungen in der Spanbildungszone für die Spanparameter $\gamma = 10^\circ$ und $h = 60 \mu\text{m}$ für den Werkstückwerkstoff C45E [Uhl13]

Für eine bessere Wiedergabe des Zerspanprozesses anhand von Simulationen, müssen diese allerdings in Zukunft auch den deutlichen mikrostrukturellen Veränderungen innerhalb des Spanes, die in dieser Arbeit dargelegt wurden, Rechnung tragen.

Wie bereits im Kapitel 7.1 erläutert, ist davon auszugehen, dass die Abnahme der Domänenengrößen und die Zunahme der Mikrodehnungen innerhalb des Spanes mit einer Verfestigung des Materials und somit einer Änderung der mechanischen Eigenschaften einhergehen. Die der Simulation zugrunde liegenden mechanischen Kennwerte müssen daher dem Zustand des verformten Materials innerhalb des Spanes entsprechen und nicht dem des unverformten Werkstückwerkstoffs. Es ist davon auszugehen, dass die Verfestigung vor allem einen großen Einfluss auf die sekundäre Scherung und die weitere Verformung des Spanes hat, wenn das Material in der primären Scherzone bereits eine Verformung erfahren hat. Wenn die mechanischen Eigenschaften des Materialzustandes innerhalb des Spans bekannt sind, müssen diese daher innerhalb des Simulationsmodells dem Material oberhalb der primären Scherzone zugewiesen werden. In Zukunft könnte weiterhin die Kombination eines FEM-Modells mit einem EPSC-Modell (elasto-plastic self-consistent) [Tur94] eine Möglichkeit darstellen, um während der Simulation eine autonome Anpassung der Fließkurve anhand der stattfindenden Verformung vornehmen zu können. Aktuell wurden mit dieser Methode schon Schwingversuche simuliert, bei denen die Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge unter zyklischer Verformung auf der Grundlage gängiger Versetzungstheorien mit einbezogen wurden [Cai11, Zec15]. DING et al. [Din14] simulierten den orthogonalen Zerspanprozess von Reintitan anhand der Kombination eines auf Versetzungsdichten basierenden Materialplastizitätsmodells mit einem FEM-Modell. Ziel war es, die finale Kornstruktur innerhalb des Spanes zu ermitteln. Zur Validierung des Modells wurde ein Vergleich mit experimentell ermittelten Dehnungen und Dehnraten genutzt, welche SHANKAR et al. anhand von Filmaufnahmen ermittelten [Sha06]. Simulativ oder experimentell ermittelte Spannungen wurden nicht präsentiert. Simulationen mit sehr komplexen Modellen sind naturgemäß sehr rechenintensiv. Daher muss die Zukunft zeigen, ob die Weiterentwicklung der Rechenleistung dazu führt, dass solche Simulationen auch in der industriellen Praxis eingesetzt werden können.

Ein weiterer Ansatz zur Optimierung der Simulationen stellt die Anpassung des Reibmodells dar. Wie bereits erwähnt, hat das verwendete Reibmodell und der verwendete Reibwert einen sehr großen Einfluss auf die Spannungen und ihre Verteilung innerhalb des Spans. Nach Gleichung 7.3 kann aus den experimentellen Spannungen nahe der Spanfläche ein Reibwert bestimmt werden. Dieser liegt bei $\mu \sim 0,41-0,47$ und ist daher in guter Übereinstimmung mit dem für die Simulation verwendeten Reibwert von $\mu = 0,5$. Evtl. müsste daher nicht nur ein anderer Reibwert sondern ein modifiziertes Reibmodell für die Zerspansimulationen herangezogen werden. Die aktuellen Weiterentwicklungen der Reibmodelle für den Strangpressprozess könnten hier eventuell genutzt werden, um auch die Reibmodelle für den Zerspanprozess zu optimieren. Bei-

den Prozessen ist gemeinsam, dass die Kontaktpartner unter sehr hohen Drücken aufeinander gepresst werden. SANABRIA et al. beispielsweise, entwickelten einen neuen Reibversuch, der die Kontaktbedingungen, die während des Strangpressens vorherrschen, besser wiedergibt als die herkömmlichen Reibversuche [San14, San15], und nutzen die experimentellen Daten, um ein optimiertes Reibmodell für die Simulation des Strangpressens zu entwickeln.

8 Zusammenfassung

In dieser Arbeit erfolgte erstmals eine umfassende Untersuchung der Spanbildung während orthogonaler Zerspanung unter Verwendung der *in situ* Röntgenbeugungsmethode mit hochenergetischer Synchrotron-Röntgenstrahlung. Aus den gewonnenen Diffraktionsdaten wurden sowohl Informationen über die mikrostrukturelle Entwicklung in Form von lokalen Mikrodehnungen, Domänengrößen, Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten und Vorzugsorientierungen sowie über die örtlich aufgelösten Spannungszustände in der Spanbildungszone gewonnen. Zum ersten Mal wurden somit die wichtigen mikrostrukturellen Veränderungen und die lokalen Spannungszustände während der Spanbildung innerhalb der Spanbildungszone mit einer hohen Auflösung zugänglich gemacht. Für den Werkstückwerkstoff Stahl C45E mit krz-Struktur und die Aluminiumlegierung AlCuMg1 mit kfz-Struktur erfolgte anhand der Variation der Spannungsdicke, des Spanwinkels und des Schneidkantenradius eine ausführliche Untersuchung des Einflusses verschiedener Spanparameter. Weiterhin wurde anhand der Messinglegerungen CuZn10, CuZn37 und CuZn40 der Einfluss der Stapelfehlerenergie sowie der Zweiphasigkeit für verschiedene Spanwinkel untersucht. Die aus den Ergebnissen der *in situ* Zerspanversuche gewonnenen Erkenntnisse werden im Folgenden zusammengefasst.

Mikrostruktur Der Eingriff der Schneide in das Werkstück verursacht in dem Material sehr starke Veränderungen der Mikrostruktur. Für alle Materialien wurde eine deutliche Zunahme der Mikrodehnungen und eine Abnahme der Domänengrößen innerhalb des Spanes festgestellt. Für Werkstückwerkstoffe mit höherer Festigkeit ergab sich eine stärkere Abnahme der Domänengrößen. Es wurde angenommen, dass die hochgradige Umformung während der Spanbildung nicht ausschließlich durch das Wandern von Versetzungen realisiert werden kann und daher die Verformung in einem Aufbrechen der Kornstruktur unter der Bildung kleinerer Domänen resultiert. Bei einer kontinuierlichen Fließspanbildung führen kleinere Spanwinkel zu kleineren Domänengrößen und höheren Mikrodehnungen. Stärkere Gradienten für die Entwicklung der Mikrodehnungen und Domänengrößen über die primäre Scherzone hinweg ergeben sich für große Spanwinkel, geringe Spannungsdicken und kleine Schneidkantenradien. Die entstehende Gefügestruktur ist vergleichbar zur ECAP-Umformung, weshalb der dort beobachtete Anstieg der Fließgrenze und der Festigkeit sowie eine Veränderung des Verfestigungsverhaltens auch für das Material innerhalb des Spanes zu erwarten ist. Bei allen untersuchten Werkstoffen bildet sich eine Schertextur, welche sich graduell über die primäre Scherzone hinweg stärker ausprägt. Eine geringere Festigkeit,

eine kleine Korngröße im Gefüge des Werkstückmaterials sowie ein einphasiger Werkstückwerkstoff führen zu einem gleichmäßigen Abscheren in der primären Scherzone und somit zu einer deutlicheren Ausbildung der Schertextur. Erwartungsgemäß treten in den Spänen von Werkstückmaterialien mit geringeren Stapelfehlerenergien größere Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten auf. Für einphasige Materialien zeigen die Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten eine deutliche Abhängigkeit von dem Spanwinkel, wobei geringere Spanwinkel in höheren Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten resultieren. Dagegen zeigte die α -Phase der zweiphasigen Messinglegierung CuZn40 nahezu konstante Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten für alle untersuchten Spanwinkel.

Aufbauschneidenbildung Zum ersten Mal wurde die Verfestigung innerhalb der Aufbauschneide experimentell quantifiziert. So wurde ermittelt, dass die Fließgrenze der Aluminiumlegierung AlCuMg1 von ~ 400 MPa auf mindestens ~ 600 MPa ansteigt. Die Bindungseffizienz für die Adhäsion und das Verfestigungsverhalten des Werkstückmaterials sind die Haupteinflussfaktoren, die die Aufbauschneidenbildung ermöglichen. Die Adhäsion und die Verfestigung führen zu hohen hydrostatischen Spannungen an der Spanfläche, welche wahrscheinlich die Aufbauschneidenbildung stabilisieren. Daher kann die Aufbauschneidenbildung reduziert werden, indem Zerspanparameter verwendet werden, welche die hydrostatischen Spannungen vor der Schneidkante reduzieren, beispielsweise geringe Schneidkantenradien und große positive Spanwinkel. Das Wachstum der Aufbauschneide wird durch hohe Druckspannungen σ_{11} in Schnittrichtung ermöglicht, welche das Fortschreiten der Mikrorisse entlang der Aufbauschneide unterdrücken. Innerhalb der Aufbauschneide wurde ein deutlicher Anstieg der Mikrodehnungen festgestellt, welcher nochmals deutlich höher war als der Anstieg der Mikrodehnungen innerhalb des Spans. Diese Untersuchungen bestätigen somit die generelle Theorie, dass die Aufbauschneidenbildung aus der Verfestigung des Werkstoffmaterials resultiert. Darüber hinaus wurden in dieser Arbeit der Anstieg von Mikrodehnungen und die Reduzierung von Domänengrößen als die Hauptursache der Verfestigung identifiziert. Die Aufbauschneide resultiert weiterhin in einer Verschiebung der sekundären Scherzone von der Spanfläche weg in den Span hinein, was durch die Verschiebung des lokalen Maximums der Vergleichsspannungen bei größeren Aufbauschneiden belegt wurde. Die hohen Vergleichsspannungen und die hohen Mikrodehnungen an der Spitze der größten Aufbauschneide zeigen, dass der Spannungszustand deutlich von der Verfestigung beeinflusst wird. Daher müssen Simulationen der Aufbauschneidenbildung die Verfestigung berücksichtigen, um die Vorgänge korrekt abzubilden.

Spannungen In Bezug auf die Zerspanparameter zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit der Spannungszustände von dem Spanwinkel. Sowohl die Vergleichsspannungen als auch die hydrostatischen Anteile steigen mit geringerem Spanwinkel deutlich an. Auch wenn die maximalen Spannungen keine deutliche Abhängigkeit von der Spannungsdicke und dem Schneidkantenradius ergeben, so zeigt sich doch eine deutliche Abhängigkeit der Spannungsgradienten, so dass tendenziell mit kleinerer Spannungsdicke, kleinerem Schneidkantenradius und größerem Spanwinkel stärkere Spannungsgradienten auftreten. Da die mikrostrukturellen Gradienten dieselben Abhängigkeiten der Gradienten zeigen, wurde hiermit deutlich der Zusammenhang zwischen der mikrostrukturellen Entwicklung und der auftretenden Spannungszustände herausgestellt.

Scherwinkelbeziehungen Die experimentell ermittelten Spannungen konnten erfolgreich genutzt werden, um die Scherwinkelbeziehung von OPITZ und HUCKS [Opi53] zu überprüfen und zu erweitern. Die Überprüfung zeigte, dass die Annahme eines ungehinderten Spanabflusses auf der Spanfläche nicht gerechtfertigt ist. Erst die Erweiterung der Beziehung um die Normalspannung σ_{s22} in Richtung des abfließenden Spanes ergab eine gute Übereinstimmung zwischen dem anhand der Spanwurzeln bestimmten Scherwinkel und dem anhand der erweiterten Beziehung ermittelten Scherwinkel [Uhl13].

Simulationen Der Vergleich der experimentellen Ergebnisse des Stahls C45E der Spanparameter $h = 60 \mu\text{m}$, $\gamma = 10^\circ$ und $r_\beta = 5 \mu\text{m}$ mit den Ergebnissen der Zerspannsimulation zeigten, dass einfache FEM-Berechnungen, welche ausschließlich die mechanischen Eigenschaften des Ausgangsmaterials in dem Materialmodell beinhalten, die Spanbildung nicht vollständig korrekt abbilden. So zeigten die Ergebnisse der Simulation eine gute qualitative und teilweise quantitative Übereinstimmung der Spannungskomponenten σ_{11} und σ_{12} . Größere Abweichungen ergaben sich allerdings für die Spannungskomponente σ_{22} . Es wird daher angenommen, dass die starken mikrostrukturellen Veränderungen und somit auch die Materialverfestigung während der Spanbildung in dem Simulationsmodell berücksichtigt werden müssen, um die Spanbildung durch Simulationen korrekt abbilden zu können.

9 Ausblick

Die vorliegende Arbeit legt den Fokus auf die Untersuchung des Einflusses verschiedener Materialeigenschaften, wie die kristalline Struktur, Festigkeit, Stapelfehlerenergie und Mehrphasigkeit des Werkstückmaterials sowie wesentlicher Spanparameter, wie den Schneidkantenradius, die Spannungsdicke und den Spanwinkel auf die mikrostrukturelle Entwicklung und den Spannungszustand während der Spanbildung. In Bezug auf die Analyse der Spanbildung existieren gewiss einige weitere offene Fragestellungen, welche unter Verwendung der Methode der *in situ* Röntgenbeugung während der Spanbildung evtl. beantwortet werden können.

Einen wesentlichen Einflussparameter auf die Spanbildung stellt die Schnittgeschwindigkeit dar. In der vorliegenden Arbeit wurde die Spanbildung bei einer konstanten, sehr geringen Schnittgeschwindigkeit untersucht. Somit wurde es ermöglicht, den Einfluss der Schneidengeometrie und des Werkstückwerkstoffes auf die Spannungszustände zu untersuchen, ohne dass diese zusätzlich von Temperaturgradienten beeinflusst werden, welche bei höheren Schnittgeschwindigkeiten auftreten. Nachfolgende Untersuchungen bei höheren Schnittgeschwindigkeiten könnten daher gezielt eingesetzt werden, um den Einfluss verschiedener Schnittgeschwindigkeiten und somit der Temperaturgradienten, Entfestigungsvorgänge sowie sinkende Fließspannungen auf die Spannungszustände zu untersuchen. Insbesondere können die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse über die mikrostrukturellen Veränderungen während der Spanbildung dazu dienen, die verschiedenen Einflussfaktoren auf die Mikrostrukturentwicklung zu separieren. Hierzu zählen beispielsweise Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge bei höheren Temperaturen. Um die höheren Schnittgeschwindigkeiten realisieren zu können, wäre eine Anpassung des Versuchsaufbaus nötig. Aufgrund der längeren Schnittwege bei höheren Schnittgeschwindigkeiten müsste ein Wechsel von der translatorischen Bewegung des Werkstücks zu einer Rotation erfolgen. Für die Auswertung der Spannungen müssten weiterhin die durch die höheren Temperaturen resultierenden thermischen Dehnungen berücksichtigt werden.

Einen weiteren interessanten Aspekt für zukünftige Untersuchungen stellt die Analyse der Reibung dar. Im Kapitel 7.6 wurde bereits erläutert, dass das Reibmodell einen sehr wichtigen Bestandteil des Simulationsmodells bei der Simulation der Spanbildungsvorgänge darstellt. Bisher werden grundsätzlich zwei Möglichkeiten zur Ermittlung der entsprechenden Reibungskoeffizienten herangezogen. Zum einen

können die Reibungskoeffizienten über herkömmliche Reibversuche ermittelt werden. Die Charakteristika in der Scherzone zwischen den Kontaktpartnern unterscheiden sich hier jedoch deutlich von den Charakteristika in der Scherzone zwischen Span und Werkzeug. Zum anderen können die gemessenen Kräfte während eines Spanversuches dazu genutzt werden, um die Reibungskoeffizienten zu ermitteln. An dieser Stelle könnten die während der Spanbildung experimentell bestimmten Spannungen dazu dienen, die Reibungskoeffizienten direkt über die Normal- und Schubspannung innerhalb der sekundären Scherzone zu bestimmen und so die Annahmen zu überprüfen, welche genutzt werden, um den Reibungskoeffizienten über die Zerspankraftkomponenten zu ermitteln. Im Zusammenhang mit der Analyse der Reibung wäre insbesondere die Variation verschiedener Werkzeugmaterialien und Beschichtungen sinnvoll, um verschiedene Reibbedingungen in der Kontaktzone einzustellen.

Das erfasste Messfeld mit den zugehörigen Messorten wurde in der vorliegenden Arbeit so gewählt, dass die Spannungen für alle Spanparameter in einem konstanten Abstand zur Schneidkante erfasst wurden, um somit den Einfluss der Schneidengeometrie direkt vergleichen zu können. Anhand der Ergebnisse dieser Arbeit können weitere Messorte identifiziert werden, die für zukünftige Untersuchungen wichtige Erkenntnisse liefern können, welche jedoch durch den Fokus dieser Arbeit nicht berücksichtigt werden konnten. In dieser Arbeit wurde beispielsweise festgestellt, dass höhere Schneidkantenradien eine höhere Verformungstiefe bewirken. Eine weitere Analyse von Bereichen, welche weiter im Ausgangsmaterial liegen, wäre daher erstrebenswert, um die Reichweite des Spannungsfeldes im Werkstück genauer zu identifizieren. Die Reichweite des Spannungsfeldes in Abhängigkeit von dem Schneidkantenradius ist besonders im Bereich der Mikrozerspannung von Bedeutung, da hier die von der Bearbeitung beeinflusste Oberfläche einen größeren Anteil an dem gesamten Bauteil einnimmt.

10 Literatur

- [Abo12] M. Abouridouane, F. Klocke, D. Lung und O. Adams. *A new 3D multiphase FE model for micro cutting ferritic–pearlitic carbon steels*. *CIRP Ann. Manuf. Technol.*, 61(1):71–74, 2012.
- [Age09] A. S. Agena. *A study of flow characteristics of nanostructured Al-6082 alloy produced by ECAP under upsetting test*. *J. Mater. Process. Technol.*, 209(2):856–863, 2009.
- [Arr13] P. J. Arrazola, T. Özel, D. Umbrello, M. Davies und I. S. Jawahir. *Recent advances in modelling of metal machining processes*. *CIRP Ann. Manuf. Technol.*, 62(2):695–718, 2013.
- [Atl15] S. Atlati, B. Haddag, M. Nouari und A. Moufki. *Effect of the local friction and contact nature on the built-up edge formation process in machining ductile metals*. *Tribol. Int.*, 90:217–227, 2015.
- [Bao76] H. Bao und M. G. Stevenson. *An investigation of built-up edge formation in the machining of aluminium*. *Int. J. Mach. Tool D. R.*, 16(3):165–178, 1976.
- [Bar50] L. J. Barker. *Revealing the grain structure of common aluminum alloy metallographic specimens*. *Trans. ASM*, 42:347, 1950.
- [Cai11] S. Cai, M. R. Daymond, R. A. Holt und E. C. Oliver. *Evolution of internal strains in a two phase zirconium alloy during cyclic loading*. *Acta Mater.*, 59(13):5305–5319, 2011.
- [Chi13] T. Childs. *Ductile shear failure damage modelling and predicting built-up edge in steel machining*. *J. Mater. Process. Technol.*, 213(11):1954–1969, 2013.
- [Coc51] M. Cocquilhat. *Experiences sur la Résistance utile Produite dans le Forage*. *Ann. des Trav. Pub. Belg.*, 10:199–215, 1851.
- [Den07] B. Denkena, R. Clos, P. Veit, V. Jivishov und R. Meyer. *Influence of the cutting edge geometry on the chip formation in machining*. In: *Proc. of the 2nd int. conf. on new forming technology*, 491–498. 2007.
- [Den10] W. J. Deng, W. Xia, C. Li und Y. Tang. *Ultrafine grained material produced by machining*. *Mater. Manuf. Processes*, 25(6):355–359, 2010.
- [Den11] B. Denkena und H. K. Tönshoff. *Spanen: Grundlagen*. Springer-Verlag, 2011.

- [Des16] <https://media.desy.de/DESYmediabank/?l=de&c=2142&r=12422&p=19>, abgerufen am 30.06.2016.
- [Deu07] Deutsches Kupferinstitut (Hg.). *Kupfer-Zink-Legierungen (Messing und Sondermessing): Informationsdruck i.5.* 2007.
- [Din14] H. Ding und Y. C. Shin. *Dislocation density-based grain refinement modeling of orthogonal cutting of titanium.* *J. Manuf. Sci. Eng.*, 136(4):041003, 2014.
- [Elm03] M. Elmadagli und A. T. Alpas. *Metallographic analysis of the deformation microstructure of copper subjected to orthogonal cutting.* *Mater. Sci. Eng., A*, 355(1-2):249–259, 2003.
- [Enz88] S. Enzo, G. Fagherazzi, A. Benedetti und S. Polizzi. *A profile-fitting procedure for analysis of broadened X-ray diffraction peaks. I. Methodology.* *J. Appl. Crystallogr.*, 21(5):536–542, 1988.
- [Ern41] H. Ernst und M. E. Merchant. *Chip formation, friction, and finish, surface treatment of metals.* *Trans. ASME*, 29:299–378, 1941.
- [Esh57] J. D. Eshelby. *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems.* *Proc. Roy. Soc. A*, 241(1226):376–396, 1957.
- [Eve75] P. D. Evenschor und V. Hauk. *Über nichtlineare Netzebenenabstandsverteilungen bei röntgenographischen Dehnungsmessungen.* *Z. Metallkde*, 74:167–168, 1975.
- [Fin56] I. Finnie. *Review of the metal cutting analyses of the past hundred years.* *Mech. Eng.*, 78(8):715–721, 1956.
- [Fuk02] Y. Fukuda, K. Oh-ishi, Z. Horita und T. G. Langdon. *Processing of a low-carbon steel by equal-channel angular pressing.* *Acta Mater.*, 50(6):1359–1368, 2002.
- [Gna09] E. Gnanamanickam, C. Huang, T. G. Murthy, J. P. Sullivan und S. Chandrasekar. *In situ measurement of deformation and temperature in machining.* In: *Proceedings of the 12th CIRP conference on modelling of machining operations*, 383–394. 2009.
- [Gue58] O. J. Guentert und B. E. Warren. *X-ray study of faults in body-centered cubic metals.* *J. Appl. Phys.*, 29(1):40–48, 1958.

- [Hal51] E. O. Hall. *The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. Proc. Phys. Soc. B*, 64(9):747–753, 1951.
- [Ham98] A. Hammersley. *Computer program FIT2D. ESRF, Grenoble*, 1998.
- [Han06] W. Z. Han, Z. F. Zhang, S. D. Wu, S. X. Li und Y. D. Wang. *Anisotropic compressive properties of iron subjected to single-pass equal-channel angular pressing. Philos. Mag. Lett.*, 86(7):435–441, 2006.
- [Har63] R. J. Hartmann und E. Macherauch. *Die Veränderung von Röntgeninterferenzen, Hysterese und Oberflächenbild bei ein- und wechsellastiger Beanspruchung von Messing, Nickel und Stahl. Z. Metallkde*, 54(3):161–172, 1963.
- [Hau82] V. Hauk. *Röntgenographische Elastizitätskonstanten (REK). Eigenspannungen und Lastspannungen, HTM-Beiheft, Carl-Hanser-Verl., München, Wien*, 49–57, 1982.
- [Hau97] V. Hauk. *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-Application-Assessment. Elsevier*, 1997.
- [Heg61] W. B. Heginbotham und S. L. Gogia. *Metal cutting and the built-up nose. Proc. Instn. Mech. Engrs.*, 175(18):892–917, 1961.
- [Hir57] P. B. Hirsch und H. M. Otte. *X-ray diffraction from body-centred cubic crystals containing stacking faults. Acta Cryst.*, 10(7):447–453, 1957.
- [Hor67] M. J. Hordon. *Adhesion of metals in high vacuum. In: Adhesion or cold welding of materials in space environments*, Bd. 431, 109–127. ASTM STP, Philadelphia, 1967.
- [Hos69] K. Hoshi und T. Hoshi. *On the metal cutting mechanism with the built-up edge. Memoirs of the Faculty of Engineering, Hokkaido University*, 12(3):241–271, 1969.
- [How89] D. H. Howerton, J. S. Strenkowski und J. A. Bailey. *Prediction of built up edge formation in orthogonal cutting of aluminum. Trans. NAMRI/SME*, 95–102, 1989.
- [Isc05] G. Ischia, H.-R. Wenk, L. Lutterotti und F. Berberich. *Quantitative Rietveld texture analysis of zirconium from single synchrotron diffraction images. J. Appl. Crystallogr.*, 38(2):377–380, 2005.

- [Joh63] C. A. Johnson. *Diffraction by face-centered cubic crystals containing extrinsic stacking faults*. *Acta Cryst.*, 16(6):490–497, 1963.
- [Kár12] T. v. Kármán. *Festigkeitsversuche unter allseitigem Druck*. T. Springer, 1912.
- [Kie09] R. Kienzler und R. Schröder. *Einführung in die höhere Festigkeitslehre*. Springer-Verlag, 2009.
- [Klo08] F. Klocke und W. König. *Fertigungsverfahren 1: Drehen, Fräsen, Bohren*, Bd. 1. Springer-Verlag, 2008.
- [Kno08] W. Knop, P. K. Pranzas, P. Schreiner und R. Treusch. *Radiation sources*. In: W. Reimers, A. R. Pyzalla, A. K. Schreyer und H. Clemens (Hg.), *Neutrons and synchrotron radiation in engineering materials science*, 91–112. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2008.
- [Krö58] E. Kröner. *Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls*. *Zeitschr. f. Phys.*, 151(4):504–518, 1958.
- [Kry39] J. Krystof und H. Schallbroch. *Grundlagen der Zerspanung*. VDI, 1939.
- [LB00] A. Le Bail. *New developments in microstructure analysis via Rietveld refinement*. *Adv. X-Ray Anal.*, 42:191–203, 2000.
- [Leo10] J. Leopold und R. Wohlgemuth. *Modeling and simulation of burr formation: state-of-the-art and future trends*. In: *Burrs-Analysis, Control and Removal*, 79–86. Springer, 2010.
- [Li05] S. Li, I. J. Beyerlein und M. Am Bourke. *Texture formation during equal channel angular extrusion of fcc and bcc materials: Comparison with simple shear*. *Mater. Sci. Eng., A*, 394(1):66–77, 2005.
- [Lut99] L. Lutterotti, S. Matthies und H. R. Wenk. *MAUD: A friendly Java program for material analysis using diffraction*. *IUCr: Newsletter of the CPD*, 21(14-15), 1999.
- [Mac58] E. Macherauch und P. Müller. *Ermittlung der röntgenographischen Werte der elastischen Konstanten von kalt gerecktem Armco-Eisen und Chrom-Molybdän-Stahl*. Verlag Stahleisen, 1958.
- [Mat82] S. Matthies und G. W. Vinel. *On the reproduction of the orientation distribution function of texturized samples from reduced pole figures using the conception of a conditional ghost correction*. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 112(2):K111–K114, 1982.

- [Mer08] S. Merkel. *Fit2d2maud Version 1.4*. <http://merkel.zoneo.net/Fit2d2maud/index.php?lang=en>, 2008. Abgerufen am 09.02.2016.
- [Mer15] S. Merkel und N. Hilairet. *Multifit / Polydefix: A framework for the analysis of polycrystal deformation using X-rays*. *J. Appl. Crystallogr.*, 48(4):1307–1313, 2015.
- [Nel92] D. F. Nelson. *Second and higher order elastic constants*, Bd. 29. Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 1992.
- [Ni03] H. Ni und A. T. Alpas. *Sub-micrometer structures generated during dry machining of copper*. *Mater. Sci. Eng., A*, 361(1-2):338–349, 2003.
- [Obe13] T. F. Oberländer. *Ermittlung der Fließkurven und der Anisotropie-Eigenschaften metallischer Werkstoffe im Rastegaev-Stauchversuch*, Bd. 109. Springer-Verlag, 2013.
- [Opi53] H. Opitz und H. Hucks. *Der Zerspanungsvorgang als Problem der Mohr'schen Gleitflächentheorie für den zwei- und dreiachsigen Spannungszustand*. *Werkstattst. u. Maschb.*, 43(6):253–260, 1953.
- [Ott67] H. M. Otte. *Measurement of stacking-fault energies by X-ray diffraction*. *J. Appl. Phys.*, 38(1):217–222, 1967.
- [Oxl89] P. L. B. Oxley und H. T. Young. *The mechanics of machining: An analytical approach to assessing machinability*. Ellis Horwood Limited, 1989.
- [Pat52] M. S. Paterson. *X-ray diffraction by face-centered cubic crystals with deformation faults*. *J. Appl. Phys.*, 23(8):805–811, 1952.
- [Pau86] P. Paufler. *Physikalische Kristallographie*. 1986.
- [Pii37] V. Piispanen. *Lastunmuodostumisen teoriaa*. *Teknillinen Aikakauslehti*, 27:315–322, 1937.
- [Pii48] V. Piispanen. *Theory of formation of metal chips*. *J. Appl. Phys.*, 19(10):876, 1948.
- [Rei08] W. Reimers. *Introduction to diffraction methods for internal stress analyses*. In: W. Reimers, A. R. Pyzalla, A. K. Schreyer und H. Clemens (Hg.), *Neutrons and synchrotron radiation in engineering materials science*, 113–135. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2008.

- [Rek12] M. A. Rekik, T. Makhlof und N. Njah. *Evolution of microstructural and mechanical properties of an industrial 2017 aluminium alloy processed by equal channel angular extrusion*. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Bd. 28, 012039. 2012.
- [Riz09] S. Rizzuti. *Fundamental aspects in metal cutting modelling*. Dissertation, University of Calabria, 2009.
- [Rol70] E. C. Rollason und J. E. Williams. *Metallurgical and practical machining parameters affecting built-up-edge formation in metal cutting*. *J. Inst. Met.*, 98:144–153, 1970.
- [Rös12] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer DE, 2012.
- [Rot71] R. L. Rothman. *X-ray study of faulting in bcc metals and alloys*. *J. Appl. Phys.*, 42(3):971, 1971.
- [San14] V. Sanabria, S. Mueller und W. Reimers. *Microstructure evolution of friction boundary layer during extrusion of AA 6060*. *Procedia Engineering*, 81:586–591, 2014.
- [San15] V. Sanabria, S. Mueller und W. Reimers. *Friction modelling in long bearing channels during multi-hole extrusion of aluminium alloy*. *Materials Today: Proceedings*, 2(10):4820–4828, 2015.
- [Sch13] W. Schnell, D. Gross und W. Hauger. *Technische Mechanik: Band 2: Elastostatik*, Bd. 216. Springer-Verlag, 2013.
- [Sha05] M. C. Shaw. *Metal cutting principles*, Bd. 2. Oxford university press New York, 2005.
- [Sha06] M. R. Shankar, B. C. Rao, S. Lee, S. Chandrasekar, A. H. King und W. D. Compton. *Severe plastic deformation (SPD) of titanium at near-ambient temperature*. *Acta Mater.*, 54(14):3691–3700, 2006.
- [Sha07] Shankar, R. Verma, B. Rao, S. Chandrasekar, W. Compton, A. King und K. Trumble. *Severe plastic deformation of difficult-to-deform materials at near-ambient temperatures*. *Metall. Mater. Trans. A*, 38(9):1899–1905, 2007.
- [She85] A. M. Shelbourn, W. T. Roberts und E. M. Trent. *Structures of machined steel chips*. *Mater. Sci. Technol.*, 1(3):220–226, 1985.

- [Shi99] D. H. Shin, W.-J. Kim und W. Y. Choo. *Grain refinement of a commercial 0.15% C steel by equal-channel angular pressing*. *Scr. Mater.*, 41(3):259–262, 1999.
- [Spi09] L. Spiess, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken und C. Genzel. *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. Springer DE, 2009.
- [Sta11] P. Staron, T. Fischer, T. Lippmann, A. Stark, S. Daneshpour, D. Schnubel, E. Uhlmann, R. Gerstenberger, B. Camin, W. Reimers, E. Eidenberger, H. Clemens, N. Huber und A. Schreyer. *In situ experiments with synchrotron high-energy X-rays and neutrons*. *Adv. Eng. Mater.*, 13(8):658–663, 2011.
- [Ste05] D. A. Stephenson und J. S. Agapiou. *Metal cutting theory and practice*, Bd. 68. CRC press, 2005.
- [Sti66] J. Stickforth. *Über den Zusammenhang zwischen röntgenographischer Gitterdehnung und makroskopischen elastischen Spannungen*. *Techn. Mitt. Krupp*, 24:89, 1966.
- [Swa05] S. Swaminathan, M. R. Shankar, S. Lee, J. Hwang, A. H. King, R. F. Kezar, B. C. Rao, T. L. Brown, S. Chandrasekar, W. D. Compton und K. P. Trumble. *Large strain deformation and ultra-fine grained materials by machining*. *Mater. Sci. Eng., A*, 410-411:358–363, 2005.
- [Tön00] H. K. Tönshoff, C. Arendt und R. B. Amor. *Cutting of hardened steel*. *CIRP Ann. Manuf. Technol.*, 49(2):547–566, 2000.
- [Tow47] G. H. Townend. *Direction of maximum crystal elongation during metal cutting*. *J. Appl. Phys.*, 18(5):489, 1947.
- [Tre84] E. M. Trent und P. K. Wright. *Metal cutting*. Butterworth-Heinemann, 1984.
- [Tur94] P. A. Turner und C. N. Tomé. *A study of residual stresses in Zircaloy-2 with rod texture*. *Acta Metall. Mater.*, 42(12):4143–4153, 1994.
- [Uhl09] E. Uhlmann, S. Herter, R. Gerstenberger und M. Roeder. *Quasi-static chip formation of intermetallic titanium aluminides*. *Prod. Eng. Res. Devel.*, 3(3):261–270, 2009.
- [Uhl11] E. Uhlmann, R. Gerstenberger, S. Herter, T. Hoghé, W. Reimers, B. Camin, R. V. Martins, A. Schreyer und T. Fischer. *In situ strain measurement in the chip formation zone during orthogonal cutting*. *Prod. Eng. Res. Devel.*, 5(1):1–8, 2011.

- [Uhl13] E. Uhlmann, S. Henze, R. Gerstenberger, K. Brömmelhoff, W. Reimers, T. Fischer und N. Schell. *An extended shear angle model derived from in situ strain measurements during orthogonal cutting*. *Prod. Eng. Res. Devel.*, 7(4):401–408, 2013.
- [Usu81] E. Usui, K. Maekawa und T. Shirakashi. *Simulation analysis of built-up edge formation in machining of low carbon steel*. *Bull. Japan Soc. Precision Eng.*, 15(4):237–242, 1981.
- [Vie70] G. Vieregge. *Zerspanung der Eisenwerkstoffe: 2., ergänzte Auflage*, Bd. 16. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1970.
- [Wag57] C. N. J. Wagner. *Stacking faults by low-temperature cold work in copper and alpha-brass*. *Acta Metall.*, 5(8):427–434, 1957.
- [Wag65] C. N. J. Wagner und J. C. Hélon. *X-ray measurements of stacking faults and internal strains in α -Cu-Zn and α -Cu-Sn*. *J. Appl. Phys.*, 36(9):2830, 1965.
- [Wal79] J. Wallbank. *Structure of built-up edge formed in metal cutting*. *Met. Technol.*, 6(1):145–153, 1979.
- [Wan08] J. W. Wang, Q. Q. Duan, C. X. Huang, S. D. Wu und Z. F. Zhang. *Tensile and compressive deformation behaviors of commercially pure Al processed by equal-channel angular pressing with different dies*. *Mater. Sci. Eng., A*, 496(1-2):409–416, 2008.
- [War53] B. E. Warren und E. P. Warekois. *Measurements of stacking faults in cold-worked alpha brass*. *J. Appl. Phys.*, 24(7):951, 1953.
- [War63] B. E. Warren. *Single- and double-deformation faults in face-centered cubic crystals*. *J. Appl. Phys.*, 34(7):1973–1975, 1963.
- [War69] B. E. Warren. *X-ray diffraction*. Courier Dover Publications, 1969.
- [War74] G. Warnecke. *Fertigungstechnische Berichte: Spanbildung bei metallischen Werkstoffen*. Resch, 1974.
- [Wil53] G. K. Williamson und W. H. Hall. *X-ray line broadening from fided aluminium and wolfram*. *Acta Metall.*, 1(1):22–31, 1953.
- [Wil62] R. O. Williams. *Shear textures in copper, brass, aluminum, iron, and zirconium*. *Trans. Met. Soc. AIME*, 224, 1962.

- [Wob11] H. G. Wobker, T. Friedrich, B. Denenka, J. Köhler und T. Grove. *Metall-Forschung – Entwicklung von Lösungen für die spanende Bearbeitung einer entzinkungsbeständigen, bleifreien Kupfer-Zink-Legierung*. *Metall-Heidelberg*, 65(11):493, 2011.
- [Woj10] M. Wojdyr. *Fityk: A general-purpose peak fitting program*. *J. Appl. Crystallogr.*, 43(5):1126–1128, 2010.
- [You95] R. A. Young. *The Rietveld method*. *Crystal research and technology*, 30(4), 1995.
- [Zec15] M. Zecevic und M. Knezevic. *A dislocation density based elasto-plastic self-consistent model for the prediction of cyclic deformation: Application to AA6022-T4*. *Int. J. Plast.*, 72:200–217, 2015.
- [Zen44] C. Zener und J. H. Hollomon. *Effect of strain rate upon plastic flow of steel*. *J. Appl. Phys.*, 15(1):22–32, 1944.
- [Zer87] F. J. Zerilli und R. W. Armstrong. *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*. *J. Appl. Phys.*, 61(5):1816, 1987.
- [Zha02] H. Zhang und A. T. Alpas. *Quantitative evaluation of plastic strain gradients generated during orthogonal cutting of an aluminum alloy*. *Mater. Sci. Eng., A*, 332(1-2):249–254, 2002.
- [Zor66] N. N. Zorev. *Metal cutting mechanics*. Pergamon, Headington Hill Hall, Oxford, England. 1966, 526 P, 1966.

11 Normen

- [DIN 50 106] DIN 50 106:1978-12, Prüfung metallischer Werkstoffe – Druckversuch
- [DIN 8589-0] DIN 8589-0:2003-09, Fertigungsverfahren Spanen – Teil 0: Allgemeines Einordnung, Unterteilung, Begriffe
- [DIN 8580] DIN 8580:2003-09, Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung
- [DIN EN 485-2] DIN EN 485-2:2009-01, Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten – Teil 2: Mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 485-2:2008
- [DIN EN 573-3] DIN EN 573-3:2009-08, Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen; Deutsche Fassung EN 573-3:2009
- [DIN EN 6507-1] DIN EN ISO 6507-1:2006-03, Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2005); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2005
- [DIN EN 12163] DIN EN 12163:2011-08, Kupfer und Kupferlegierungen – Stangen zur allgemeinen Verwendung; Deutsche Fassung EN 12163:2011
- [DIN EN 10083-2] DIN EN 10083-2:2006-10, Vergütungsstähle – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Stähle; Deutsche Fassung EN 10083-2:2006
- [DIN EN 10083-2] DIN EN 10083-2:2006-10, Vergütungsstähle – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Stähle; Deutsche Fassung EN 10083-2:2006

Projektrelevante Publikationen

Teile dieser Arbeit wurden bereits in den folgenden Fachartikeln veröffentlicht.

E. Uhlmann, S. Henze, R. Gerstenberger, K. Brömmelhoff, W. Reimers, T. Fischer und N. Schell. *An extended shear angle model derived from in situ strain measurements during orthogonal cutting. Prod. Eng. Res. Devel.*, 7(4): 401-408, 2013.

K. Brömmelhoff, S. Henze, R. Gerstenberger, T. Fischer, N. Schell, E. Uhlmann und W. Reimers. *Space resolved microstructural characteristics in the chip formation zone of orthogonal cut C45E steel samples characterized by diffraction experiments. J. Mat. Proc. Tech.*, 213 (12): 2211-2216, 2013.

E. Uhlmann, S. Henze und K. Brömmelhoff. *Influence of the Built-up Edge on the Stress State in the Chip Formation Zone During Orthogonal Cutting of AISI1045. Procedia CIRP*, 31: 310-315, 2015.