

**Johannes Kümmel**

**DETAILLIERTE ANALYSE DER AUFBAUSCHNEI-  
DENBILDUNG BEI DER TROCKENZERSPANUNG  
VON STAHL C45E MIT BERÜCKSICHTIGUNG  
DES WERKZEUGVERSCHLEISSES**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS  
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 62



Scientific  
Publishing



Johannes Kümmel

**Detaillierte Analyse der Aufbauschneidenbildung bei der  
Trockenerspannung von Stahl C45E mit Berücksichtigung  
des Werkzeugverschleißes**

**Schriftenreihe**  
**des Instituts für Angewandte Materialien**  
***Band 62***

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände  
finden Sie am Ende des Buches.

# **Detaillierte Analyse der Aufbauschneid- denbildung bei der Trockenzerspannung von Stahl C45E mit Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes**

von  
Johannes Kümmel

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Fakultät für Maschinenbau  
Tag der mündlichen Prüfung: 20. November 2015

#### Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
KIT Scientific Publishing  
Straße am Forum 2  
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark of Karlsruhe  
Institute of Technology. Reprint using the book cover is not allowed.

[www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu)



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed  
under the Creative Commons Attribution-Share Alike 3.0 DE License  
(CC BY-SA 3.0 DE): <http://creativecommons.org/licenses/by-sa/3.0/de/>*



*The cover page is licensed under the Creative Commons  
Attribution-No Derivatives 3.0 DE License (CC BY-ND 3.0 DE):  
<http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/de/>*

Print on Demand 2016

ISSN 2192-9963

ISBN 978-3-7315-0518-1

DOI 10.5445/KSP/1000054278





**Detaillierte Analyse der  
Aufbauschneidenbildung bei der  
Trockenzerspanung von Stahl C45E mit  
Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes**

Zur Erlangung des akademischen Grades  
**Doktor der Ingenieurwissenschaften**  
der Fakultät für Maschinenbau  
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte  
**Dissertation**

von

Dipl.-Ing. Johannes Kümmel  
aus  
Esslingen am Neckar

Tag der mündlichen Prüfung:	20.11.2015
Referent:	Dr.-Ing. Jens Gibmeier
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes



## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Zeit vom März 2010 bis Dezember 2014 am Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK).

Mein besonderer Dank gilt zuerst meinem Betreuer Herrn Dr.-Ing. J. Gibeimer, der für mich immer ein offenes Ohr hatte bei Fragen fachlicher Art. Ich danke ihm für die hilfreichen Diskussionen und Anregungen, die zur Erstellung der Arbeit beigetragen haben.

Ich danke meinem Korreferenten Hr. Prof. Dr.-Ing. habil. V. Schulze für die immer guten Diskussionen zum fachlichen Bereich der Zerspanung und die hilfreichen Kommentare für das Gelingen dieser Arbeit.

Ich danke meinem Korreferenten Hr. Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes für die Übernahme des Korreferats und für das Interesse an der vorliegenden Arbeit. Mein Dank gilt ebenso Fr. Dr. K. Hillenbrand für die Zusammenarbeit und Unterstützung am Beginn meiner Tätigkeit am IAM-WK. Hierbei möchte ich mich ebenfalls bei Hr. Prof. Dr. A. Wanner für die Betreuung und das Interesse am Fortgang der Arbeit bedanken.

Ich danke allen wissenschaftlichen und technischen Mitarbeitern des Instituts für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) am KIT für die Unterstützung. Dabei möchte ich vor allem den technischen Mitarbeiterinnen in der Metallographie (Fr. A. Ohl, Fr. M. Nagel, Fr. B. Konstantin und Fr. A. Reif) und den technischen Mitarbeitern in der Röntgeno-

graphie Hr. R. Hofsäß und Hr. I. Mugrauer für die Unterstützung danken. Der Werkstatt sei ausdrücklich für die Probenfertigung und die Unterstützung bei technischen Problemen gedankt; stellvertretend hierfür möchte ich Hr. W. Schäfer als Leiter der Werkstatt meinen Dank ausdrücken.

Darüberhinaus bedanke ich mich besonders bei Hr. PD Dr. R. Schneider und Hr. Dr. E. Müller vom Laboratorium für Elektronenmikroskopie (LEM) für die TEM- und FIB-Untersuchungen und die TEM-Lamellenpräparation. An dieser Stelle sei auch Fr. Dipl.-Ing. (FH) D. Exner vom IAM-WBM gedankt für die FIB-Untersuchungen an den geätzten Aufbauschneiden. Zudem möchte ich Fr. Dr. J.N. Wagner (IAM-WK) für die Durchführung der Atomsondenuntersuchung danken.

Des Weiteren möchte ich Hr. Dr. T. Buslaps und Hr. Dr. S.A.J. Kimber von der ESRF in Grenoble danken für die Unterstützung im Rahmen der Messzeit für die in-situ-Untersuchungen an der ESRF Beamline ID15.

Ich möchte mich bei der Arbeitsgruppe am IAM-CMS (ehemals: IAM-ZBS) von Hr. Dr. J. Schneider bedanken, der mir zusammen mit Hr. D. Braun und Hr. Dr. C. Greiner die Texturierungen der Wendeschneidplatten ermöglichte. Des Weiteren bedanke ich mich bei den Mitarbeitern des wbk für die Unterstützung. Insbesondere möchte ich mich bei Hr. R. Dorsner für die Unterstützung im Bereich der Maschinenbedienung am wbk und bei Hr. K. Simon für die Hilfe bei den Rauigkeits- und Rundheitsmessungen bedanken.

Ich bedanke mich bei den studentischen Mitarbeitern Ivan Ivanov, Daniel Winter, Erika Moya Lopez, Julius Müller, Raphael Wagner, Timm Hieronymus, Armin Schmidt, Christian Haug und bei den wissenschaftlichen Hilfskräften Johannes Jochims und Erika Moya Lopez für die Unterstützung während der Arbeit.

## Abkürzungen und Formelzeichen

ABS	Aufbauschneide
BUE	engl.: built-up edge
BUL	engl.: built-up layer
CAD	engl.: computer-aided design
DIN	Deutsches Institut für Normung
ECAP	engl.: equal channel angular pressing
EELS	engl.: electron energy loss spectroscopy
EFTEM	engl.: energy filtered transmission electron microscopy
ESA	Emissionsspektralanalyse
ESRF	engl.: European Synchrotron Radiation Facility
FEM	Finite-Elemente-Methode
FIB	engl.: focused ion beam microscopy
HPT	engl.: high pressure torsion
HSS	engl.: high speed steel
HV	Vickershärte
IB	Integralbreite
ICCI	engl.: ion channeling contrast image
MMC	engl.: metal matrix composite
OPS	Oxidpoliersuspension
PVD	engl.: physical vapour deposition
REM	Rasterelektronenmikroskop
SAED	engl.: selected area electron diffraction
SK	Schneidkante
SPD	engl.: severe plastic deformation
TEM	Transmissionselektronenmikroskop

VB	Verschleißmarkenbreite [ $\mu\text{m}$ ]
WSP	Wendescheidplatte
$\alpha$	Freiwinkel [ $^\circ$ ]
$\alpha_T$	thermischer Ausdehnungskoeffizient [ $\text{K}^{-1}$ ]
$a_p$	Schnitttiefe [mm]
$a_0$	Gitterkonstante [nm]
$A$	Fläche [ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{abs}}$	belegte Fläche der Aufbauschneide [ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{abs}0}$	Koeffizient für belegte Fläche der Aufbauschneide [ $\text{mm}^2$ ]
$\beta$	Keilwinkel [ $^\circ$ ]
$\beta$	Integralbreite des Beugungsreflexes [ $^\circ$ ]
$\beta^*$	reziproke Integralbreite des Beugungsreflexes [ $\text{nm}^{-1}$ ]
$b$	Bildaufnahmefrequenz [Hz]
$\gamma$	Spanwinkel [ $^\circ$ ]
$\gamma'$	effektiver Spanwinkel [ $^\circ$ ]
$C_T$	Konstante aus Taylor-Gleichung [m/min]
$C_1$	Konstante aus Gleichung nach Usui [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$C_2$	Koeffizient nach Verschleißratengleichung von Usui [K]
$\eta$	Mikrodehnung [-]
$d$	Werkstückdurchmesser [mm]
$d_0$	Netzebenenabstand [nm]
$d^*$	reziproker Netzebenenabstand [ $\text{nm}^{-1}$ ]
$D$	Vorfaktor nach Takeyama [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$\varepsilon$	Dehnung [-]
$\varepsilon$	Eckenradius [mm]
$\varepsilon_\beta$	Größe der kohärent beugenden Domänen [nm]
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrate [ $\text{s}^{-1}$ ]
$E$	Aktivierungsenergie [J/mol]
$E$	Beschleunigungsenergie [keV]
$E$	E-Modul [MPa]

---

$E_{EV}$	Aktivierungsenergie für Eckenradienverschleiß [J/mol]
$E_{VB}$	Aktivierungsenergie für Freiflächenverschleiß [J/mol]
$EV_i$	Eckenradienverschleiß [ $\mu\text{m}$ ]
$EV_{0,i}$	Verschleißausgangswert des Eckenradienverschleißes [ $\mu\text{m}$ ]
$\Delta E$	Aktivierungsenergie [J]
$f$	Vorschub [mm/rev]
$f_v$	Ablösefrequenz [Hz]
$F$	Scherkraft [N]
$F_c$	Schnittkraft [N]
$F_F$	Reibungskraft [N]
$F_f$	Vorschubkraft [N]
$F_{\max}$	maximale Scherkraft [N]
$F_N$	Normalkraft [N]
$F_p$	Passivkraft [N]
$F_z$	Zerspankraft [N]
$G(v_c, f)$	schnittgeschwindigkeitsabh. Funktion nach Takeyama [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$h$	Scherzonenhöhe bzw. Spannungsdicke [mm]
$hkl$	Miller'sche Indizes [-]
$h_{\text{abs}}$	Aufbauschneidenhöhe [ $\mu\text{m}$ ]
$h_{\text{abs}0}$	Koeffizient für Aufbauschneidenhöhe [ $\mu\text{m}$ ]
$h_E$	Verschleißintensität des Eckenradienverschleißes [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$h_{VB}$	Verschleißintensität des Freiflächenverschleißes [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$i_{\text{abs}}$	Fitparameter für Aufbauschneidenhöhe $\left[ \frac{\mu\text{m}}{\text{m}/\text{min}} \right]$
$I$	Intensität [counts]
$j_{\text{abs}}$	Fitparameter für belegte Fläche der Aufbauschneide $\left[ \frac{\text{mm}^2}{\text{m}/\text{min}} \right]$
$\kappa_r$	Einstellwinkel [ $^\circ$ ]
$\kappa_T$	Konstante aus Taylor-Gleichung [-]
$k$	Boltzmannkonstante
$k_y$	Hall-Petch-Koeffizient [ $\text{MPa}\cdot\text{mm}^{0,5}$ ]
$K$	Vorfaktor der Arrheniusauftragung [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]

$K_{EV}$	Vorfaktor der Arrheniusauftragung für Eckenradienverschleiß [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$K_{VB}$	Vorfaktor der Arrheniusauftragung für Freiflächenverschleiß [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$\lambda$	Wellenlänge [nm]
$\lambda_s$	Neigungswinkel [ $^\circ$ ]
$\lambda_{\text{TIN}}$	Wärmeleitfähigkeit Titannitrid [ $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ]
$\lambda_{\text{WC/Co}}$	Wärmeleitfähigkeit Hartmetall [ $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ]
$l_c$	Zerspanweg [m]
$\mu$	Reibungskoeffizient [-]
$\nu$	Querkontraktionszahl [-]
$n$	Rotationsgeschwindigkeit [ $\text{min}^{-1}$ ]
$n$	Zerspandurchgang [-]
$n_{\text{mit ABS}}$	Anzahl Bilder mit sichtbarer Aufbauschneide [-]
$n_{\text{ohne ABS}}$	Anzahl Bilder ohne sichtbare Aufbauschneide [-]
$\theta$	Braggwinkel [ $^\circ$ ]
$r_\beta$	Schneidkantenradius [ $\mu\text{m}$ ]
$R$	allgemeine Gaskonstante
$r_\varepsilon$	Eckenradius [mm]
$R_a$	Mittenrauwert [ $\mu\text{m}$ ]
$R_z$	Rautiefe [ $\mu\text{m}$ ]
$\sigma^{\text{ES}}$	Haupteigenspannung [MPa]
$\sigma_y$	Streckgrenze [MPa]
$\sigma_0$	Streckgrenze im grobkörnigen Zustand [MPa]
$\tau$	Scherspannung [MPa]
$\tau_{\text{max}}$	maximale Scherspannung [MPa]
$t$	Zeit [s]
$t_v$	mittlere Verweildauer [ms]
$T$	Temperatur [ $^\circ\text{C}$ ]
$\dot{T}$	Aufheizrate [ $\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$ ]
$v_c$	Schnittgeschwindigkeit [m/min]

$v_f$	Vorschubgeschwindigkeit [mm/min]
$v_s$	Schergeschwindigkeit bzw. Schnittgeschwindigkeit [m/min]
$VB_{0,i}$	Verschleißausgangswert des Freiflächenverschleißes [ $\mu\text{m}$ ]
$\frac{dW}{dt}$	Verschleißrate [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]
$\psi$	Winkel zwischen Probennormale und Beugungsvektor [ $^\circ$ ]



# Inhaltsverzeichnis

<b>Abkürzungen und Formelzeichen</b> . . . . .	<b>III</b>
<b>1 Einleitung</b> . . . . .	<b>1</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen und Stand der Technik</b> . . . . .	<b>5</b>
2.1 Zerspanung am Beispiel des Außenlängsdrehens . . . . .	5
2.2 Morphologie und Struktur der Aufbauschneide . . . . .	10
2.2.1 Grundlegende Eigenschaften der Aufbauschneidenbildung . . . . .	10
2.2.2 Ex-situ Untersuchungen der Aufbauschneide . . . . .	11
2.2.3 In-situ Untersuchungen der Aufbauschneide . . . . .	17
2.2.4 In-situ Untersuchung des Zerspanprozesses mittels Synchrotronstrahlung . . . . .	18
2.3 Materialverhalten bei hohen Dehnraten, Dehnungen und Temperaturen . . . . .	22
2.4 Tribologie beim Zerspanen . . . . .	24
2.4.1 Werkzeugverschleißbetrachtung . . . . .	25
2.4.2 Mikrotexturierte Oberflächen . . . . .	31
2.4.3 Texturierte Oberflächen in der Zerspanung . . . . .	32
2.5 Eigenspannungen in verformten Randschichten . . . . .	34
2.6 Zerspan- und werkzeugverschleißbedingte Eigenspannungen	36
2.7 Fazit und Bewertung . . . . .	38
<b>3 Zielsetzung und Vorgehensweise</b> . . . . .	<b>41</b>

<b>4</b>	<b>Material und Geometrie von Werkzeug- und Werkstückwerkstoff</b>	<b>45</b>
4.1	Werkzeugmaterial	45
4.2	Werkstückmaterial	48
<b>5</b>	<b>Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführungen</b>	<b>53</b>
5.1	Zerspanexperimente	53
5.2	Verschleißuntersuchungen	57
5.3	Mikrostrukturelle Analyse der Aufbauschneiden	61
5.4	Bestimmung der Aufbauschneidenhaftfestigkeit	62
5.5	In-situ-Analyse der Spanbildungszone	63
5.6	Methoden zur Werkstückrandschichtuntersuchung	70
<b>6</b>	<b>Experimentelle Ergebnisse</b>	<b>73</b>
6.1	Kraft- und Temperaturmessung während der Zerspanung	73
6.2	Werkzeug- und Aufbauschneidencharakterisierung nach definierten Schnittwegen	82
6.2.1	Randzonen- und Aufbauschneidenbetrachtung bei unbeschichteten Werkzeugen	82
6.3	Aufbauschneidencharakterisierung während des Zerspanprozesses	104
6.3.1	Analyse der Aufbauschneiden- und Spanbildung mittels Hochgeschwindigkeitskamera für unbeschichtete Werkzeuge	104
6.3.2	Analyse der Aufbauschneidenbildung für unbeschichtete, texturierte Wendeschneidplatten mittels Hochgeschwindigkeitskamera	107
6.3.3	Analyse der Aufbauschneidenbildung für TiN-beschichtete Wendeschneidplatten mittels Hochgeschwindigkeitskamera	111
6.3.4	Adhäsionsverhalten von Aufbauschneiden	113

6.4	Aufbauschneidenuntersuchung mittels Synchrotronstrahlung	115
6.4.1	In-situ Untersuchung an unbeschichteten Werkzeugen . . . . .	116
6.4.2	Linienprofilanalyse mittels Williamson-Hall-Plot (unbeschichtete WSP) . . . . .	118
6.4.3	Radiographische Untersuchung der Aufbauschneidenbildung (unbeschichtete WSP) . . .	120
6.4.4	In-situ Untersuchung an TiN-beschichteten Werkzeugen . . . . .	123
6.4.5	Linienprofilanalyse mittels Williamson-Hall-Plot (TiN-beschichtete WSP) . . . . .	125
6.4.6	Radiographische Untersuchung der Spanbildungszone (TiN-beschichtete WSP) . . . . .	127
6.5	Verschleißuntersuchungen mit Aufbauschneidenbildung . . .	129
6.5.1	Unbeschichtetes Werkzeug . . . . .	130
6.5.2	Texturiertes unbeschichtetes Werkzeug . . . . .	136
6.5.3	TiN-beschichtetes Werkzeug . . . . .	142
6.6	Werkstückcharakterisierung nach definierten Schnittwegen .	144
6.6.1	Analyse der Oberflächenrauheit . . . . .	144
6.6.2	Eigenspannungs- und Verfestigungszustand im Werkstück . . . . .	147
<b>7</b>	<b>Diskussion . . . . .</b>	<b>153</b>
7.1	Schematische Betrachtung der Zerspanung im Bereich der Aufbauschneidenbildung . . . . .	153
7.2	Bewertung der Kraft- und Temperaturmessdaten mit Verschleißbetrachtung . . . . .	159
7.3	Diskussion der Morphologie und Mikrostruktur der Aufbauschneide . . . . .	168
7.3.1	Morphologie mittels ex-situ Methoden und in-situ Hochgeschwindigkeitsaufnahmen . . . . .	168

7.3.2	Morphologiebetrachtung in-situ mittels Radiographieuntersuchungen . . . . .	172
7.3.3	Mikrostrukturuntersuchung der Aufbauschneide mittels ex-situ Methoden . . . . .	173
7.3.4	Mikrostrukturbetrachtung mittels in-situ Methoden .	182
7.3.5	Bewertung der Ergebnisse der Linienprofilanalyse .	185
7.4	Wirkung der Texturen auf die Stabilität der Aufbauschneide und Auswirkungen auf den Werkzeugverschleiß . . . . .	187
7.5	Lokale Verschleißbetrachtung bei der Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung . . . . .	190
7.6	Werkstückbetrachtung . . . . .	194
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung . . . . .</b>	<b>199</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis . . . . .</b>	<b>201</b>

# 1 Einleitung

Die spanende Fertigung stellt heutzutage eines der wichtigsten Fertigungsverfahren im allgemeinen Maschinenbau dar. Nach [1] wird ca. 15% der Wertschöpfung aller mechanischen Komponenten durch spanende Fertigung erzielt. Die bei der spanenden Bearbeitung erzielten Randschichteigenschaften des Bauteils (wie Eigenspannungen, Verfestigung und Rauheit) werden hauptsächlich durch die Spanbildungszone definiert. In dieser Zone, in der Werkstück, Werkzeug und Span in Kontakt sind, wird neben den Werkstückrandschichteigenschaften auch der sich im Lauf der Zerspanung entwickelnde Werkzeugverschleiß mitbestimmt. Für die Spanbildung existieren verschiedene Modelle, die das Abtrennen des Spans vom Werkstückmaterial näher beschreiben. Die vorherrschenden Zerspantemperaturen, plastischen Dehnungen und hohen Dehnraten bestimmen den Werkstoffzustand in der Spanbildungszone. Zusätzlich zu den drei Hauptbestandteilen (Werkstück, Werkzeug und Span) der Spanbildung kann sich die sogenannte Aufbauschneide im Zwischenraum der drei Komponenten des Tribosystems [1] bilden. Durch Adhäsion des Werkstückmaterials an das Werkzeug bleiben stark verformte Werkstückwerkstoffbereiche am Zerspanwerkzeug haften und beeinflussen den Werkzeugverschleiß und die Werkstückrandschichtausbildung. Das Ziel dieser Arbeit besteht darin, die am Werkzeug anhaftende Aufbauschneide in Abhängigkeit der Zerspanparameter mit modernsten analytischen Methoden näher zu untersuchen und die zeitliche Entwicklung der Aufbauschneide im Zerspanprozess zu verfolgen. Bisherige Untersuchungen zum Verschleißverhalten der Aufbauschneide geben kein eindeutiges Bild. So ist über lokal verschleißfördernde und verschleißschützende Effekte der Aufbauschneide berichtet worden [2],

[3], [4]. Durch die extremen Bedingungen bezüglich Temperatur, Dehnung und Dehnrate innerhalb der Spanbildungzone liegt es nahe, die Verformung mit anderen Verfahren der extremen plastischen Verformung (engl.: severe plastic deformation (SPD)) zu vergleichen. Durch die dabei entstehenden fein- bzw. nanokristallinen Gefügebereiche sind stark vom Ausgangsmaterial abweichende Materialeigenschaften innerhalb der Aufbauschneide [5] zu erwarten. Um ein Grundverständnis der Aufbauschneide zu erlangen, wird diese mittels geeignetem Modellsystem und geeigneter Zerspanparameter gezielt erzeugt und die Zerspanung im Aufbauschneidenbereich mittels Kraft- und Temperaturmessung und Hochgeschwindigkeitskamerauntersuchungen detailliert analysiert. Das Zerspanverfahren für diesen Zweck muss so beschaffen sein, dass eine direkte Abbildung der Zerspanung möglich ist. Da die zeitliche Entwicklung der Morphologie und Mikrostruktur der Aufbauschneide während der Zerspanung bisher weitgehend unzugänglich ist, soll zudem über neue Möglichkeiten der Anwendung von Synchrotronstrahlung die Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung in-situ untersucht werden. Bei Betrachtung der Spanbildungzone sind verschiedene Einflussfaktoren für die Stabilität der Aufbauschneide auf dem Schneidwerkzeug von Bedeutung. Dabei spielen die Mikrostruktur, die Größe bzw. Morphologie und die Anhaftung der Aufbauschneide auf dem Schneidwerkzeug eine Rolle [6]. Diese Eigenschaften werden an gezielt hergestellten Aufbauschneiden ex-situ mittels neuester Methoden (Mikrostrukturanalyse durch REM / FIB / TEM / EFTEM, innovative Ätztechniken inkl. klassischer Metallographie und Mikrohärtmessungen, Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen, Morphologie- und Strukturanalyse durch hochaufgelöste Radiographie- und Diffraktionsmethoden, Haftfestigkeitsuntersuchungen durch eigens umgebauten Abscherprüfstand) untersucht. Abschließend werden Verschleißversuche im Bereich der Aufbauschneidenbildung durchgeführt, die eine Bewertung des verschleißfördernden oder verschleißschützenden Effekts der Aufbauschneide herausarbeiten sollen. Da die Analyse in einer im tribologischen Sinne gesamtheitlichen Betrachtungsweise erfolgt, werden die jeweils

bei unterschiedlichen Zerspanparametern generierten Werkstückzustände bezüglich Rauheit, Eigenspannungen und Verfestigung ebenfalls untersucht. Als Referenz zur erzwungenen Aufbauschneidenbildung sollen zudem Untersuchungen mit beschichteten Werkzeugen einen vergleichenden Einblick in die verminderte Aufbauschneidenbildung geben. Abschließend werden bekannte Verschleißratengleichungen für den Fall einer möglichst stabilen Aufbauschneide abgeleitet, die eine Abschätzung eines verschleißschützenden Effekts der Aufbauschneide ermöglichen sollen. Mithilfe der genannten Untersuchungsmethoden werden Verfahren zur Verfügung gestellt, die eine möglichst stabile Aufbauschneide im Zerspanprozess hinreichend charakterisieren. Diese Erkenntnisse sollen dazu beitragen den potentiellen Verschleißschutz der Aufbauschneide besser zu nutzen.



## 2 Theoretische Grundlagen und Stand der Technik

### 2.1 Zerspanung am Beispiel des Außenlängsdrehens

Das Herstellen von Bauteilen aus metallischen Werkstoffen und die Bearbeitung zum Erhalt der endgültigen Form und Funktion des entstehenden Bauteils bedarf in vielen Fällen des Abtrennens von Material von einem Grundkörper. Für die trennenden Bearbeitungsschritte stehen verschiedene Fertigungsverfahren bereit, wobei diese nach der DIN Norm 8580 [7] in sechs Untergruppen eingeteilt werden können. In der Untergruppe 3 „Trennen“ lässt sich dies in die Unterkategorien Zerteilen, Spanen mit geometrisch bestimmter Schneide, Spanen mit geometrisch unbestimmter Schneide, Abtragen und Zerlegen weiter auffächern. Das Zerspanen mit geometrisch bestimmter Schneide kann weiter unterteilt werden in Unterverfahren (Drehen; Bohren, Reiben, Senken; Fräsen; Hobeln, Stoßen; Räumen; Sägen; Feilen, Raspeln; Bürstenspanen; Schaben, Meißeln). Für die Aufbauschneidenbetrachtung über einen längeren Zeitraum ( $\Delta t = 5 - 30$  s) hinweg und für eine gute Zugänglichkeit der Spanbildungszone eignet sich das Außenlängsdrehen. Bei diesem Drehprozess wird das Drehwerkzeug entlang der Längsachse des Werkstücks in Vorschubrichtung bewegt, wohingegen die eigentliche Schnitttrichtung in Umfangsrichtung durchgeführt wird. Andere Zerspanverfahren zeigen sich zur Aufbauschneidenbetrachtung als ungeeignet durch den unterbrochenen Schnitt (z.B. Fräsen), die schlechte Zugänglichkeit an die Spanbildungszone (z.B. Bohren, Reiben) und relativ kurze Schnittwege (z.B. Räumen). Dadurch wurde das Außenlängsdrehen als geeignetes Verfahren zur gezielten Aufbauschneidenuntersuchung

identifiziert. Eine schematische Darstellung des Außenlängsdrehprozesses ist in Abbildung 2.1 dargestellt.

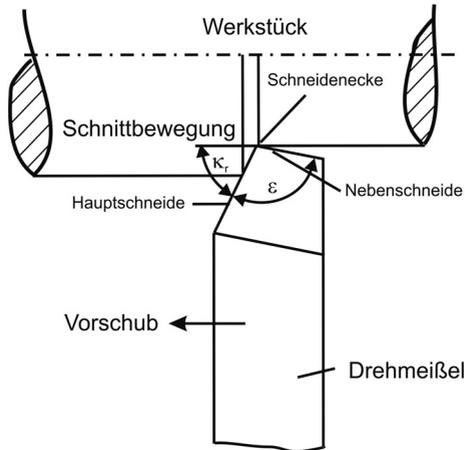


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung des Außenlängsdrehens (nach [8]).

In Abbildung 2.1 ist das zu bearbeitende rotationssymmetrische Werkstück und das Zerspanwerkzeug abgebildet. Das Werkstück führt eine Rotationsbewegung aus, was der Schnittbewegung entspricht. Mithilfe der Rotationsgeschwindigkeit  $n$  und dem Werkstückdurchmesser im Ausgangszustand  $d$  kann die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  über Gleichung 2.1 bestimmt werden:

$$v_c = \pi \cdot d \cdot n. \quad (2.1)$$

Der Vorschub  $f$ , welcher als Bewegung des Drehmeißels entlang der Werkstücklängsachse definiert ist, wird über die Rotationsgeschwindigkeit und den Durchmesser definiert.

Für die Zerspanung mittels Außenlängsdrehprozess sind verschiedene Bezeichnungen zum Verständnis der Prozess- und Zerspanparameter notwen-

dig. Die Kennzeichnung der wichtigsten Begriffe bei der Zerspaltung mit einer Wendeschneidplatte, die heutzutage häufig anstatt eines Drehmeißels verwendet wird und in einem Klemmhalter fixiert ist, ist in Abbildung 2.2 dargestellt. Wendeschneidplatten für Außenlängsdrehprozesse ermöglichen das Zerspaltung an mehreren Ecken und können dadurch häufiger eingesetzt werden.

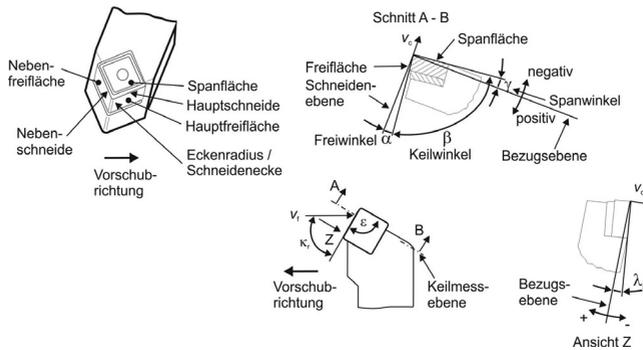


Abbildung 2.2: Bezeichnung der wichtigsten Begriffe bei der Zerspaltung durch Außenlängsdrehen unter Verwendung einer Wendeschneidplatte (nach [9]).

Von großer Bedeutung für die Spanbildung ist der Spanwinkel  $\gamma$ , der Freiwinkel  $\alpha$  und der Keilwinkel  $\beta$  (siehe Abbildung 2.2). Neben diesen für die Spanbildung bedeutsamen Parametern ist der Einstellwinkel  $\kappa_r$  für den Außenlängsdrehprozess von großer Relevanz, da dieser den Winkel zwischen Hauptschneide der Wendeschneidplatte und der Werkstücklängsachse definiert. Der Schneidkantenradius  $r_\beta$  beschreibt die Schärfe der Wendeschneidplatte. Weitere Parameter wie z.B. der Parameter  $K$ , welcher bei nichtsymmetrischen Schneidkantenverrundungen die Schneidenabschnitte  $S_\alpha$  und  $S_\gamma$  ins Verhältnis setzt, können die Schneidenfeingeometrie näher definieren.

Für die detaillierte Betrachtung der Spanbildung und Aufbauschneidenbildung wird die Spanbildungszone als vereinfachtes Modell der Abtrennung

von Werkstoffmaterial durch das Zerspanen näher untersucht. Dabei sind die drei Komponenten Werkstück, Werkzeug und Span im Kontakt. Das Modell des freien, orthogonalen Schnitts (nur die Hauptschneide ist im Eingriff, Einstellwinkel  $\kappa_r = 90^\circ$ , Neigungswinkel  $\lambda_s = 0^\circ$  [10]) soll als Analogiemodell zur Betrachtung der Zerspanung im Allgemeinen (auch Außenlängsdrehen) dienen. Dies stellt eine Vereinfachung des 3D-Spanens dar, jedoch genügt das Modell des orthogonalen Schnitts für ein Grundverständnis der Span- und Aufbauschneidenbildung.

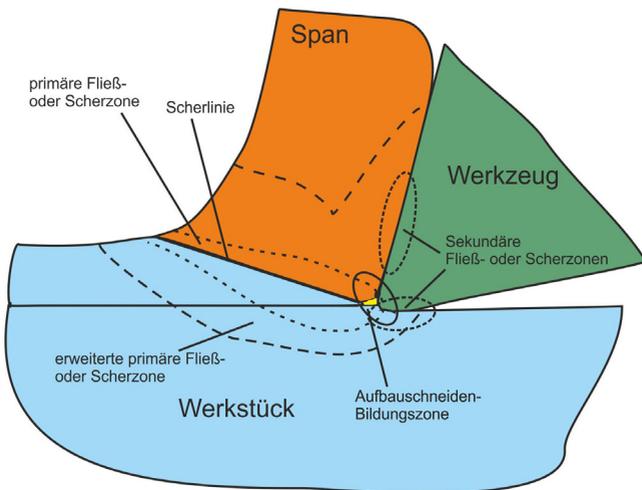


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Spanbildung im orthogonalen Schnitt (nach [8]).

In Abbildung 2.3 ist die Spanbildungszone im orthogonalen Schnitt dargestellt. Dabei wird deutlich, dass es sich hierbei um ein tribologisches System handelt [11] mit den Tribopartnern Werkzeug, Werkstück und entstehender Span. Für eine Betrachtungsweise als Tribosystem sind zusätzlich zu den drei direkten Kontaktpartnern die Umgebungsbedingungen (trocken, nass, minimalmengengeschmiert, kryogen etc.) zu berücksichtigen. Innerhalb des Tripelpunkts, welcher sich als Kontaktstelle aller drei Kontakt-

partner (Werkzeug, Werkstück und Span) darstellt, kann sich Werkstückmaterial anlagern, das als Aufbauschneide (engl.: built-up edge (BUE)) bezeichnet wird. Daneben sind je nach Definition verschiedene weitere Bezeichnungen gebräuchlich (engl.: dead metal cap, stagnant layer, built-up layer (BUL)). Die Kontaktstellen zwischen Werkzeugfreifläche bzw. Eckenradius und Werkstück und zwischen Werkzeugspanfläche und Span definieren die Bereiche, welche zu Verschleiß am Werkzeug führen. Im Rahmen der Zerspanung sind die Größen Dehnung  $\epsilon$ , Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  und Temperatur  $T$  von entscheidender Bedeutung [1], da diese den Gefügestand des verformten Materials näher beschreiben und die Mikrostruktur definieren. Genaue Untersuchungen zu diesen Prozessgrößen beim Außenlängsdrehen können über Kraftmessungen durch Kraftmessplattformen und über Temperaturmessungen bspw. mittels Zwei-Farben-Pyrometer oder Fühlerthermoelementen realisiert werden. Die Dehnrates  $\frac{d\epsilon}{dt}$  kann im Zerspanprozess für die primäre Scherzone mittels der Gleichung von Stevenson et al. [12], [13] abgeschätzt werden:

$$\dot{\epsilon} = 2,59 \cdot \frac{v_s}{h}. \quad (2.2)$$

Dabei beschreibt  $\dot{\epsilon}$  die Dehnrates in  $s^{-1}$ ,  $v_s$  die Schnittgeschwindigkeit innerhalb der primären Scherzone (siehe Abbildung 2.3) und  $h$  die Höhe der primären Scherzone / Fließzone. In der sekundären Fließzone kann es zu ähnlich großen Scherdehnungen bzw. zu höheren Dehnrates kommen wie in der primären Scherzone [14] (siehe Abbildung 2.3). Die Dehnrates selbst kann aus der verwendeten Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  bestimmt werden unter Kenntnis der Scherzonenhöhe  $h$  (entspricht der Spanungsdicke).

## 2.2 Morphologie und Struktur der Aufbauschneide

### 2.2.1 Grundlegende Eigenschaften der Aufbauschneidenbildung

Die Aufbauschneidenbildung selbst wird bereits seit Mitte des 20. Jahrhunderts wissenschaftlich erforscht. Erste Untersuchungen gehen zurück auf Philip [15]. Hierbei wurde gezeigt, dass die Aufbauschneide aus stark verfestigtem Material besteht. Des Weiteren konnte Philip zeigen, dass sich die Aufbauschneidenbildung nur in einem bestimmten Schnittgeschwindigkeitsbereich ausbildet [15]. Charakteristisch für die Aufbauschneidenbildung ist der zyklische Prozess aus Bildung, Wachstum und Abbruch. In Abbildung 2.4 ist der zeitliche Ablauf der Aufbauschneidenbildung schematisch dargestellt. Im Zustand 1 ist die Aufbauschneide in einem Grundzustand auf der Werkzeugschneide vorhanden. In den Zuständen 2 und 3 kommt es zu einem weiteren Wachstum der Aufbauschneide. Im weiteren Verlauf bricht die gesamte Aufbauschneide (oder Teile derer) vom Werkzeug ab, was in Zustand 4 gekennzeichnet ist.

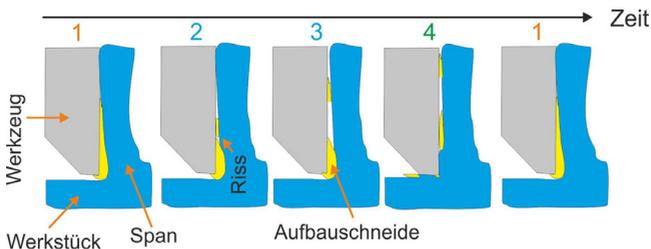


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des Zyklus Bildung-Wachstum-Abbrechen der Aufbauschneide (angelehnt an [16]).

Teile der Aufbauschneide werden im Weiteren vom Span und der Werkstückoberfläche abgeführt. Im letzten Teilbild in Abbildung 2.4 generiert sich die Aufbauschneide von Neuem, was den zyklischen Prozess der Aufbauschneidenbildung unterstreicht. In Abbildung 2.4 wird deutlich, dass die

Aufbauschneide die spanabhebende Wirkung vom eigentlichen Schneidwerkzeug übernimmt und somit eine neue „effektive Schneidkante“ an der Aufbauschneide entsteht. Die Aufbauschneide verlagert die Schnittwirkung und somit die Spanbildung von der eigentlichen Schneidkante (SK) der Wendeschneidplatte weg an die „Schneidkante“ der Aufbauschneide (siehe Abbildung 2.4). Durch den Zyklus von Wachstum und Abbruch der Aufbauschneide auf dem Zerspanwerkzeug wird in der Regel die Oberflächenqualität und Maßhaltigkeit des gefertigten Werkstücks negativ beeinflusst. Bei bestimmten Verfahren der spanenden Fertigung kann es zu einem bevorzugten Auftreten der Aufbauschneide kommen, so zum Beispiel bei der Mikro- oder Mesozerspanung oder beim Bohren von Werkstoffen, da dort zur Bohrermitte hin die Schnittgeschwindigkeit sehr klein ist [17] und an der unmittelbaren Bohrer Spitze null wird. Bei der spanenden Bearbeitung mittels Mikro- und Mesozerspanung ist die Schnitttiefe bzw. der Vorschub im Größenbereich des Schneidkantenradius, so dass es hier zu Materialstau kommen kann und die Aufbauschneide präferentiell gebildet werden kann. Dadurch, dass sich die Aufbauschneide im direkten Zwischenraum zwischen Span und Spanfläche des Werkzeugs befindet (siehe Abbildung 2.4), ergeben sich andere Kontaktverhältnisse in der Spanbildungszone [18]. Beeinflusst wird vor allem der Spanwinkel  $\gamma$ , der im Falle des schematischen Beispiels in Abbildung 2.4 durch die Aufbauschneide zu größeren positiven Werten verändert wird.

### 2.2.2 Ex-situ Untersuchungen der Aufbauschneide

Detaillierte Mikrostrukturuntersuchungen von gebildeten Aufbauschneiden wurden unter anderem von Wallbank [19] an verschiedenen Werkstückmaterialien durchgeführt. Anhand der Untersuchungen bei der orthogonalen Zerspanung von niedrig legiertem Stahl und Messing konnte gezeigt werden, dass die Mikrostruktur der Aufbauschneide aus sehr feinen Körnern (im Bereich einiger hundert Nanometer) aufgebaut ist, und dass sich die Härtest-

eigerung des Materials in der Aufbauschneide im Vergleich zum Ausgangsmaterial durch die sehr feine Kornstruktur erklären lässt. Die am Werkzeug anhaftende Aufbauschneide und die sich einstellende Grenzfläche zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte wurden in [19] hingegen nicht näher betrachtet, da die Proben durch Quickstop-Tests hergestellt wurden und somit nur die Aufbauschneide und die Spanunterseite untersucht werden konnten. Weitere Betrachtungen bezüglich des mikrostrukturellen Zustands der Aufbauschneide wurden u.a. von Williams und Rollason [20] durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Arbeit legen nahe, dass das Aufbauschneidenphänomen nur bei zweiphasigen Materialien auftreten sollte. Der Grund hierfür liegt im Auftreten einer durch Spannungskonzentration bedingten zweiten Bruchstelle in der Spanvorlaufzone (hervorgerufen durch die Zweitphase). Eine abgeschlossene Theorie, wann welche Art von Mikrostruktur sich in der Aufbauschneide einstellt und wann es zur Aufbauschneidenbildung kommt, konnte jedoch nicht abgeleitet werden. Die Morphologie und Verteilung der Gefügebestandteile innerhalb der Aufbauschneide und deren Veränderung durch hohe Dehnungen, Dehnraten und Zerspanntemperaturen bei systematischer Variation der Schnittgeschwindigkeit wurde nur unzureichend erfasst.

Erste Untersuchungen zur Morphologie und zum Schnittgeschwindigkeitseinfluss im Bereich der Aufbauschneidenbildung wurden von Philip [15] und Trent [21], [22], [23] durchgeführt. Neben dem Begriff der Aufbauschneide sind auch die Bezeichnungen „dead metal cap“ oder „dead zones“ für anhaftendes Werkstückmaterial auf der Werkzeugschneide gebräuchlich. Das Verhalten von stationärem Werkstückmaterial auf Werkzeugschneiden bei der Zerspanung ist zudem in der Arbeit von Jacobsen et al. [16] näher beschrieben worden. Es konnten drei Klassen von „dead zones“ beschrieben werden, die je nach Ablöseverhalten und Struktur der Aufbauschneide vom Werkzeug klassifiziert werden konnten. Im Einzelnen sind dies die (1) „stationäre Werkstückmaterialsicht“ d.h. die Aufbauschneide, welche nur auf der Spanfläche auftritt, (2) Aufbauschneiden, die sich präferentiell an

der Freifläche anlagern und (3) Aufbauschneiden, die sich an Freifläche und Spanfläche bilden. Der grundlegende Mechanismus der Aufbauschneidenbildung wurde von Iwata [24] in einer Einteilung der Phasen „Bildung eines Keims der Aufbauschneide“, „Wachstum“ und anschließendes „Abbrechen der Aufbauschneide“ beschrieben. Hierzu zählt auch die Einteilung in stabile und instabile Zustände der Aufbauschneide [25]. Neben der Risszähigkeit des Werkstückmaterials und der Adhäsionsneigung zwischen Werkstückmaterial und Werkzeug spielt die Temperatur in der Scherzone und der Wendeschneidplatte eine wesentliche Rolle. So wurde in einer Untersuchung von Bandyopadhyay [26] ein Mechanismus für die Bildung der Aufbauschneide beschrieben, der die Rekristallisationstemperatur des zerspannten Werkstoffs in Betracht zieht. Durch gezieltes Aufheizen der Wendeschneidplatte konnte eine Spanflächentemperatur größer als die Rekristallisationstemperatur des zu zerspannenden Werkstückmaterials eingestellt und somit der bei der Zerspanung auftretende Wärmefluss verändert werden. Bei einer Spanflächentemperatur größer als die Rekristallisationstemperatur des Werkstückmaterials ist nach den Untersuchungen von [26] keine Aufbauschneidenbildung mehr erkennbar. Der Grund für dieses Verhalten kann mit den Materialeigenschaften des verwendeten Werkstückwerkstoffs (Wälzlagerstahl 100Cr6) erklärt werden, da bei höheren Temperaturen das Material eine geringere Festigkeit besitzt und damit kein stark verformtes Material anhaften kann.

Da die adhäsiven Eigenschaften der Aufbauschneide zum Werkzeug in großem Maße den Verschleiß mitbestimmen, ist die Wechselwirkung der Aufbauschneidenbildung und deren Ablösung mit dem Verschleißverhalten zu korrelieren. Hierbei schließen sich die Arbeiten an, die sich mit der Untersuchung von Triboschichten befassen, die sich während der Zerspanung auf Span- und Freifläche des Werkzeugs bilden. Diese Triboschichten sind von großer Bedeutung für das Verständnis der vorliegenden Verschleißmechanismen [27], [28], [29], [30]. Hier konnten experimentelle Untersuchungen zeigen, inwieweit sich die chemischen Bestandteile des Werkstück-

materials präferentiell auf der Spanfläche des Zerspanwerkzeugs anlagern und eine Triboschicht aufbauen. Diese Materialübertragsschichten haben einen entscheidenden Einfluss auf das Verschleißverhalten des eingesetzten Werkzeuggrundwerkstoffs bzw. der eingesetzten Werkzeugbeschichtung, da einerseits stationäre stabile Triboschichten einen Verschleißschutz ermöglichen, jedoch andererseits auch adhäsive oder tribochemische Verschleißmechanismen eine Degradation des Werkzeugs bewirken. Eine detaillierte Untersuchung von Verschleißerscheinungen (wie Aufbauschneiden und weiteren Materialübertragsschichten) wurde von Karagöz et al. [31] durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, dass im Falle TiN-beschichteter Schneidwerkzeuge die Adhäsion von Werkstückmaterial im Bereich der Grenzfläche zwischen Substrat und Beschichtung einen wichtigen Einfluss auf die weitere Rissausbreitung und daraus folgende Schichtdegradation hat.

Simulative Abbildungen der Dehnraten und Temperaturen im Wirkungsbereich der Aufbauschneidenbildung wurden von Childs [32], [14] unternommen, wobei für die zugrundeliegenden Theorien die Reibungsverhältnisse beim Zerspanen näher untersucht wurden. In [33] wurden Versuche unternommen, den Reibungskoeffizienten  $\mu$  zwischen Span und Werkzeug mit einem dehnratenabhängigen Reibungskoeffizienten zu modellieren. Für die Vorhersage der Aufbauschneidenbildung wurden in [14] Schädigungsmodelle nach Johnson-Cook verwendet. Diese enthalten Druck- und Temperaturkoeffizienten, die die Vorhersage der Schädigung innerhalb der sekundären Scherzone und die Dehnratenverteilung in der Scherzone ermöglichen. Auf diese Weise konnte die resultierende Aufbauschneide prognostiziert werden. Die Modellierung nach [14] kann jedoch nur Bedingungen (Schnittgeschwindigkeits- und Spannungsdickenintervall) voraussagen, in denen ein Auftreten der Aufbauschneide möglich ist, was in bestimmten Zerspanparameterbereichen mit Experimenten validiert wurde. Wichtige physikalische Eigenschaften der Aufbauschneide wie die zeitliche Entwicklung von Größe, Morphologie etc. können nicht detailliert abgebildet werden. Darüberhinaus fehlt eine Analyse bzw. die Berücksichtigung mikrostruk-

tureller Veränderungen durch die hohen Dehnraten innerhalb des Aufbauschneidengefüges.

Die Literatur zeigt, dass verschiedene Untersuchungen zur Aufbauschneide vorliegen, jedoch mögliche verschleißschützende Effekte und die ursächlichen Mechanismen nicht ausreichend untersucht wurden. Es sind keine detaillierten Mikrostrukturuntersuchungen bei systematisch variierten Zerspanbedingungen vorhanden.

Neben dem mikrostrukturellen Zustand innerhalb der Aufbauschneide ist es aus tribologischen Gesichtspunkten von Interesse, den Einfluss der Aufbauschneide auf den Werkzeugverschleiß zu betrachten. In Opitz und Gappisch [3], [2] konnte in einer Untersuchung beim Drehen von C45E-Stahl mit Hartmetall gezeigt werden, dass der Freiflächenverschleiß mit zunehmender Aufbauschneidenhöhe größer wurde, sich jedoch ein verschleißschützender Effekt bezüglich der Spanfläche einstellte. Die Aussagen zum verschleißschützenden oder verschleißfördernden Effekt sind jedoch nicht eindeutig. In [3] wurde gezeigt, dass bei Zerspanung niedrig legierter Stähle (Ck53) der Freiflächenverschleiß mit ausgeprägter Aufbauschneide zunimmt. Die Begründung hierfür ist die hohe Ablösefrequenz der Aufbauschneidenpartikel, die während des Abbrechens Werkzeugmaterial adhäsiv bzw. abrasiv abtragen. In [6] wurde in den 60er Jahren des 20. Jahrhunderts der Materialübertrag bei Reibung und Zerspanung und in diesem Zusammenhang auch die Aufbauschneide detailliert betrachtet. Dabei wurden potentiell verschleißschützende Effekte angedeutet, die einen „Abriebschutz“ gegenüber dem Spanfluss zeigen. Da sich die Aufbauschneide zwischen Spanfläche und Span anlagert, ist bei längerer Verweildauer der Aufbauschneide ein Verschleißschutz möglich. Ramaswami zeigte in [34], dass die Aufbauschneidenbildung einen bedeutenden Einfluss auf die Verschleißausbildung im Schneidwerkzeug hat. Dabei wurde das Verschleißverhalten von HSS-Werkzeugen, welche zur Zerspanung von unlegiertem Stahl eingesetzt wurden, untersucht. Ramaswami konnte zeigen, dass die Aufbauschneidenbildung im Bereich kleiner Schnittgeschwindigkeiten ( $v_c = 20 - 80 \text{ m/min}$ ) und

Vorschubwerte ( $f = 0,3 \text{ mm/rev}$ ) einen wichtigen Einflussfaktor darstellt. Abrasiver und adhäsiver Verschleiß werden hauptsächlich beeinflusst, wobei in [34] gefolgert wird, dass die Aufbauschneide grundsätzlich einen verschleißfördernden Effekt besitzt. Brion et al. [35] untersuchten in ihrer Arbeit die Adhäsionsschichtbildung bei der Zerspaltung von Automatenstahl auf Hartmetallwerkzeugen. Dabei wurde gezeigt, dass die mit nichtmetallischen Einschlüssen aus dem Automatenstahl versehenen Übertragsschichten einen verschleißschützenden Effekt aufweisen. Die Stabilität dieser Adhäsionsschicht wurde unter Variation der Schnittgeschwindigkeit untersucht und für eine bestimmte Schnittgeschwindigkeit ( $v_c = 400 \text{ m/min}$ ) eine maximale Adhäsionsschichthöhe beobachtet. Dies würde prinzipiell die Anwendung von verschleißschützenden Materialübertragsschichten während der trockenen Zerspaltung ermöglichen. Jonsson [36] konnte des Weiteren zeigen, dass sich bei der Zerspaltung von niedrig legierten Stählen (Kohlenstoffgehalt im Bereich  $0,15 - 0,70 \text{ Ma.-% C}$ ) mit unbeschichteten und TiC-beschichteten Werkzeugen im Bereich der Aufbauschneidenbildung eine stark verfestigte Materialschicht (ca.  $1100 \text{ HV}$  Härte) zwischen der eigentlichen Aufbauschneide und der Spanfläche des Werkzeugs ausbildet. Dabei konnte beobachtet werden, dass die TiC-Schicht die Aufbauschneidenhaftung vermindert jedoch in einem niedrigen Schnittgeschwindigkeitsbereich ( $v_c < 20 \text{ m/min}$ ) die Beschichtung wenig Einfluss auf den Werkzeugverschleiß und die Oberflächenqualität des gefertigten Werkstücks hat.

Wie aus den bisherigen Untersuchungen zum Verschleißeinfluss der Aufbauschneide hervorgeht, gibt es keine eindeutigen Aussagen zur Werkzeugverschleißausbildung. Auch sind keine lokalen Verschleißuntersuchungen entlang der Schneidkante einer Wendeschneidplatte bekannt, die den Verschleiß in Abhängigkeit der Position an der Schneidkante bei Zerspaltung mit Aufbauschneidenbildung betrachten.

### 2.2.3 In-situ Untersuchungen der Aufbauschneide

Die im vorangegangenen Abschnitt dargestellten Methoden beziehen sich hauptsächlich auf ex-situ Untersuchungen der Aufbauschneide, also nach abruptem Abbrechen des Zerspanens im Aufbauschneidenbereich und der mikrostrukturellen Analyse nach der spanenden Bearbeitung (negative Beschleunigungen liegen bei „Quick stop tests“ im Bereich von  $10^2 - 10^5 \text{ m/s}^2$  [37]). Es existieren verschiedene Methoden zur Untersuchung der Aufbauschneiden während des Zerspanprozesses. Eine der häufigsten Methoden, die zur in-situ Untersuchung der Aufbauschneide verwendet wurde, ist die direkte optische Abbildung der Aufbauschneide im Zerspanprozess. Dazu gehören die abbildenden Verfahren mittels Kamera (Hochgeschwindigkeitskamera) [18] oder auch detaillierte Untersuchungen, welche durch REM-Untersuchungen an speziell angefertigten Zerspanversuchsaufbauten durchgeführt wurden [24]. Hierbei konnten Echtzeiteinblicke in den Zerspanprozess mit Aufbauschneide realisiert werden, die eine in-situ Beobachtung der Aufbauschneide am orthogonalen Schnitt im Rasterelektronenmikroskop ermöglichen. Durch eine eigens angefertigte Vorrichtung für das Spannen innerhalb der evakuierten Kammer eines Rasterelektronenmikroskops und mit der Möglichkeit die Spanbildungszone auf  $800^\circ\text{C}$  aufzuheizen, wurden Experimente im orthogonalen Schnitt an niedrig legiertem Stahl mit einer sehr geringen Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  von  $0,00015 \text{ m/min}$  durchgeführt. Die sehr niedrige Schnittgeschwindigkeit resultierte aus der relativ langen Aufnahmedauer (Aufnahmedauer ca.  $10 \text{ s} - 60 \text{ s}$ ) einer REM-Aufnahme. Es wurde beobachtet, dass die Rissbildung in der vorlaufenden Zone der Aufbauschneide entscheidend ist für die drei Phasen Bildung, Wachstum und Zerfall der Aufbauschneide. Für das Spanbildungsverhalten sind zwei Einflussgrößen von Bedeutung: Zum Einen ist die Risszähigkeit des zu zerspanenden Werkstückmaterials entscheidend, zum Anderen ist die Haftungsneigung vom Werkstückmaterial zum Werkzeug ein wichtiger Faktor für die Aufbauschneidenbildung. Durch die Rissbildung

wird die Spanbildungszone von der eigentlichen Schneidkante weg verlagert. Dadurch ergibt sich eine geometrisch begünstigte Möglichkeit zur Aufbauschneidenbildung. Durch die direkte REM-Abbildung sind jedoch nur sehr kleine Schnittgeschwindigkeiten möglich, sodass kein direkter Einblick in die Spanbildung bei konventionellen Zerspanbedingungen (Schnittgeschwindigkeiten im Bereich 10 - 200 m/min) möglich ist. Die zeitlich aufgelöste Untersuchung der Aufbauschneidenbildung konnte bei sehr geringen Schnittgeschwindigkeiten realisiert werden. Des Weiteren wurde beobachtet, dass die Rissbildung im Vorlauf der Spanbildungszone eine wichtige Rolle bei der Aufbauschneidenbildung spielt, da die beiden entstehenden Risse entlang der Scherzonen (primär und sekundär) die Aufbauschneidenmorphologie weitgehend bestimmen.

### **2.2.4 In-situ Untersuchung des Zerspanprozesses mittels Synchrotronstrahlung**

Mittels Röntgenbeugung an einer Synchrotronbeamline wurde der Zerspanprozess durch Uhlmann et al. [38] und Brömmelhoff et al. [39] durch in-situ Methoden charakterisiert. In [38] wurde die Spanbildungszone im orthogonalen Schnitt mit dem Ziel einer besseren Verständnisbildung des Zerspanens untersucht. Der Spannungszustand, welcher innerhalb der Spanbildungszone vorliegt, bestimmt hauptsächlich das Verhalten der Spanbildung. Bisherige Spanbildungsmodelle (z. B. nach Merchant [40] und Shaw [41]) nehmen häufig eine idealisierte ebene primäre Scherzone an (siehe Abbildung 2.3), was jedoch unrealistisch ist und deshalb eine detaillierte Abbildung der Dehnungen und Spannungen an lokalen Bereichen der Spanbildung notwendig macht. In [38] wurde eine Messmethodik vorgestellt, die Aussagen über die örtliche (Ortsauflösung: 100  $\mu\text{m}$ ) und zeitliche (Zeitauflösung: 45 s) Entwicklung des Spannungszustands ermöglichen. Der Spannungszustand wurde an verschiedenen Positionen der Spanbildungszone in Nähe der primären Scherebene bestimmt. Einen Überblick

der Spanbildungszone, die mittels Synchrotronstrahlung (Strahlquerschnitt:  $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ ) untersucht wurde, ist in Abbildung 2.5 dargestellt. Die unterschiedlichen Messpositionen für die Dehnungsbestimmung innerhalb der Spanbildungszone sind durchnummeriert (Positionen 1 - 8) abgebildet.

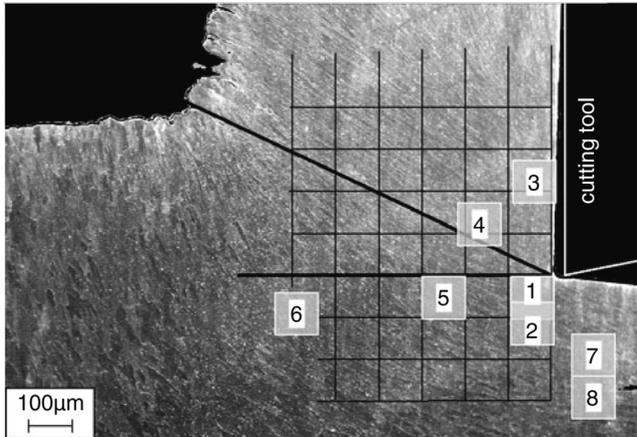


Abbildung 2.5: Darstellung verschiedener Messpositionen innerhalb der Spanbildungszone zur Bestimmung des Dehnungs- und Spannungszustandes im Bereich der primären Scherzone (aus [38] mit Erlaubnis übernommen).

Die Messwerte zu den in Abbildung 2.5 dargestellten Messpunkten zur Spannungsanalyse wurden mit 2D-FEM-Simulationsdaten abgeglichen, die eine gute qualitative Übereinstimmung bezüglich der Spannungszustände zeigen. Da in [38] sehr niedrige Schnittgeschwindigkeiten angewandt wurden ( $v_c = 0,01\ \text{m/min}$ ), sind die erhaltenen Daten schwer auf reale Zerspanprozesse übertragbar, da meist Schnittgeschwindigkeiten  $v_c > 10\ \text{m/min}$  zur Anwendung kommen. Sehr kleine Schnittgeschwindigkeiten ( $v_c$  nahe null) treten in der Praxis nur beim Bohren an der Bohrermitte auf. Zudem wurde das Phänomen der Aufbauschneidenbildung in [38] nicht näher berücksichtigt. Zusammenfassend wurde in [38] aufgezeigt, dass es grundsätzlich möglich ist, mittels Röntgenbeugungsanalyse den Zerspanprozess

in-situ zu untersuchen und Aussagen zu Spannungen und Dehnungen in der Spanbildungzone zu treffen. Durch Betrachtung der Integralbreiten sind zudem Aussagen über die Mikrostruktur (Domänengröße der kohärent beugenden Bereiche und Mikrodehnungen) möglich. Ein Abgleich mit FEM-Simulationen des Zerspanens zeigte eine qualitativ gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Es muss hierbei angemerkt werden, dass die in [38] vorgestellte Messmethodik und die abgeleiteten Aussagen kritisch zu bewerten sind. Die Spannungsauswertung innerhalb der Spanbildungzone wurde unter Annahme eines ebenen Dehnungszustands durchgeführt. Diese Annahme setzt die Dehnungen  $\epsilon_{33}$  in Strahlrichtung des Synchrotronstrahls (Richtung in Zeichenebene in Abbildung 2.5) gleich null, was innerhalb der untersuchten Spanbildungzone als sehr stark vereinfachte Annahme gilt. Darüberhinaus ist die zeitliche Auflösung von 45 s kritisch zu hinterfragen, da während des Zerspanens mit  $v_c = 0,01$  m/min innerhalb der Aufnahmezeit ein Schnittweg von 7,5 mm zurückgelegt wird. Dadurch ist der jeweils in Abbildung 2.5 gewählte Messpunkt über einen Weg von 7,5 mm gemittelt. Eine hohe Zeitaufösung des Zerspanprozesses ist somit nicht gegeben und die in [38] dargestellten Ergebnisse sind dadurch schwer interpretierbar, da es zu einer starken örtlichen und zeitlichen Mittelung der Daten innerhalb der Messzeit von 45 s kommt.

In einer auf den oben dargestellten Ergebnissen aufbauende Arbeit von Brömmelhoff et al. [39] wurde die Spanbildungzone von C45E im normalisierten Zustand mit höherenergetischer Röntgenstrahlung (monochromatische Synchrotronstrahlung mit einer Energie  $E = 61$  keV) und kleineren Strahlungsquerschnitten des Röntgenstrahls untersucht (Querschnitt des Röntgenstrahls:  $20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m}$ ). Die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  betrug  $0,003$  m/min, was sich aufgrund der langen Aufnahmezeit des Beugungsbildes ergab. Des Weiteren musste sichergestellt werden, dass die Messposition während der in-situ-Untersuchung ortsfest blieb. Die Aufnahmezeit pro Messpunkt innerhalb der Spanbildungzone lag bei 30 s, wodurch innerhalb einer Messung ein Schnittweg von 1,5 mm durchlaufen wurde. Die Auswer-

tung der Daten konnte eine Kornfeinung in der Spanbildungzone zeigen, des Weiteren wurde eine (110)[001]-krz-Schertextur in der primären Scherzone beobachtet. Je nach Verformungsgeschwindigkeit (Dehnrates) sind dabei unterschiedliche Texturen zu erwarten, was z.B. in einer Arbeit von Gurao et al. [42] für die dehnratesabhängige Verformung von Kupfer und Nickel im Bereich  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} - 10^3 \text{ s}^{-1}$  gezeigt werden konnte. Auf diesen Dehnrateseffekt wurde jedoch in [39] nicht näher eingegangen.

Die Untersuchungen zur Aufbauschneidenbildung im Zerspanprozess haben gemein, dass häufig klassische abbildende Verfahren verwendet wurden (lichtmikroskopische Aufnahmen mit und ohne Hochgeschwindigkeitskamera, rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen) und erste Versuche unternommen wurden, die Spanbildungzone mittels hochenergetischer Röntgenstrahlung zu charakterisieren. Vielfach wurden jedoch Zerspanparameter verwendet, die sehr weit entfernt vom realen Zerspanprozess liegen (vor allem in Bezug auf die Schnittgeschwindigkeit, die häufig sehr klein gewählt wird ( $v_c < 1 \text{ m/min}$ )).

Durch die Verwendung von hochenergetischer Röntgenstrahlung am Synchrotron ist es darüberhinaus möglich, zerstörungsfrei Aussagen über die makroskopische Struktur der Aufbauschneide und über die Textur, Dehnungen und Phasen innerhalb der Aufbauschneide zu treffen. Eine hohe Zeitauflösung zur realitätsnahen Untersuchung der Entwicklung der Mikrostruktur innerhalb der Aufbauschneide mittels Synchrotronstrahlung wurde bislang jedoch noch nicht realisiert. Diese hohe Zeitauflösung wäre notwendig zur Bewertung der Mikrostruktur innerhalb der Spanbildungzone bzw. der sich bildenden Aufbauschneiden, damit eine Verständnisbildung der entstehenden Mikrostrukturen möglich ist und potentielle Nutzen der Aufbauschneide (z. B. verschleißschützende Effekte) gezielt eingesetzt werden können.

Aus den dargelegten bisherigen in-situ Untersuchungen wird deutlich, dass eine zeitlich hochaufgelöste Strukturuntersuchung (mittels Radiographie und Diffraktion) der Spanbildung bzw. Aufbauschneide in konventionel-

len Zerspanparameterbereichen (Schnittgeschwindigkeiten  $v_c > 10$  m/min) bislang fehlt und somit dies ein Teilziel dieser Arbeit darstellt.

### **2.3 Materialverhalten bei hohen Dehnraten, Dehnungen und Temperaturen**

Gemäß den Untersuchungen aus [38] und [39] ist davon auszugehen, dass sich während der Zerspanung innerhalb der Spanbildungszone Kornfeinung einstellt. Diese Beobachtung ist auch aus anderen Bereichen der Zerspanung bekannt, in welchen nanokristallines Material durch „ungewöhnliche“ Zerspanparameter eingestellt werden kann [43]. Der Bereich der primären und sekundären Scherzone sowie die Aufbauschneide selbst stellen Materialbereiche dar, welche sehr hohen Dehnungen, Dehnraten und der sich einstellenden Schnitttemperatur ausgesetzt sind. Da in dieser Arbeit die Zerspannung von Stahl betrachtet werden soll, ist im Weiteren die Verformung von Stahl näher zu beleuchten.

Seit den 80er Jahren des 20. Jahrhunderts sind eine Vielzahl verschiedener Verfahren etabliert worden, die zu nanokristallinen Materialien führen und unter dem Sammelbegriff severe plastic deformation (engl. SPD) zusammengefasst werden. Dazu zählen u.a. die Prozesse (1) equal angular channel pressing (engl. ECAP), (2) roll-bonding, (3) high pressure torsion (engl. HPT) [44] und (4) mechanisches Legieren [45]. Für diese Verfahren sind sehr hohe Dehnraten und Dehnungen charakteristisch. Niedrig legierte Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,2 - 0,8 Ma.% C zeigen bei hohen Dehnraten nanokristalline Gefügestrukturen. Langford [46] berichtete über das Verformungsverhalten von Perlit, wobei er die Bedeutung des Lamellenabstandes innerhalb des Perlits für die resultierende Festigkeit der Stahls hervorhob. Die Verfestigung innerhalb des reinen Perlitgefüges ist nach [46] exponentiell abhängig von der aufgetragenen Dehnung  $\epsilon$  im Gegensatz zur linearen Verfestigung bei reinen Ferritgefügen (Verfestigung ist linear abhängig von der aufgetragenen Dehnung). Bei sehr hohen Dehnungen (im

Bereich von  $\varepsilon = 4$ ) ist der Festigkeitsgewinn im Gegensatz zu unverformten Perlitgefügen um den Faktor 4-5x größer als im äquivalenten Verformungsbereich für rein ferritische Gefüge [46]. Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge, die für Ferritbereiche charakteristisch sind, sind in verformten Perlitbereichen nahezu vollkommen unterbunden. Die Tatsache der hohen Verfestigungsrate in perlitischen Bereichen ist mit der plastischen Verformbarkeit des Zementits verknüpft. Die genauen Mechanismen und Prozesse, welche bei hohen Verformungen ablaufen, sind noch nicht detailliert untersucht worden. Bei sehr hohen Scherdehnungen ( $\varepsilon = 60$ ) [47] im Bereich von High-Pressure-Torsion-Versuchen von perlitischem Stahl wurde eine beginnende Auflösung des Zementits beobachtet. Die Verteilung des Kohlenstoffs zu Versetzungskonfigurationen und die Segregation von Kohlenstoff an Mikrostrukturdefekte spielt eine große Rolle im Verständnis der Mikrostruktur von nanokristallinen Werkstoffen, die aus ferritisch-perlitischen Materialien unter hohen Dehnungen und Dehnraten hergestellt wurden [48], [47].

Die hohen Verformungen innerhalb der Scherzone und der Aufbauschneidendenbildungszone, die dem mechanischen Legieren ähnlich sind, bewirken eine nanokristalline Mikrostruktur, wobei die Möglichkeit einer „Übersättigung“ des Mischkristalls besteht. Das Matrixmaterial kann mehr Legierungsatome lösen, als im „grobkristallinen“ unverformten Zustand des Systems (Kristallite im Größenbereich mehrerer Mikrometer bzw. mehrerer hundert Mikrometer). Die genauen Mechanismen der erhöhten Löslichkeit der im Legierungssystem vorhandenen Bestandteile sind nicht genau verstanden. Es bestehen verschiedene Modellvorstellungen, die eine erhöhte Löslichkeit für Kohlenstoff in der Ferritmatrix erklären. So sind die im Material vorhandenen Versetzungen Senken für Legierungsatome, wobei zudem der hohe Anteil an Korngrenzen eine „offene“ Struktur darstellt, die als Senken für Atome wirksam werden, die als Bestandteil einer Zweitphase vorliegen können [49]. Begründet wird dies durch energetisch günstigere Verhältnisse bei der Bindung von C an Versetzungskerne im Gegensatz zur Bindung innerhalb des Zementits [50]. Aus der Tatsa-

che, dass Segregationseffekte von „schnell“ diffundierenden Atomen (im Falle von niedrig legierten Stahl sind dies die auf den Gitterlücken (Oktaederlücken) befindlichen C-Atome) an den Korngrenzen möglich sind, sind Auswirkungen auf das Kornwachstum in Betracht zu ziehen. Segregation von Fremdatomen an Korngrenzen kann zu Kornwachstumbehinderung führen, was durch eine thermodynamische Theorie von Kirchheim et al. [51] und eine auf kinetischen Mechanismen basierende Theorie von Shvindlerman et al. [52] beschreibbar ist. In [53] wurde gezeigt, dass bei ECAP-Prozessen von Aluminium-Legierungen (Al-Fe-Si-Legierungen und Al-Mg-Zr-Legierungen) das Kornwachstumsverhalten durch die Anwesenheit von Zweitphasen-Teilchen beeinflusst wird. So konnte gezeigt werden, dass ohne Zweitphasenteilchen normales oder abnormales Kornwachstum auftritt. Eine hohe Anzahl an feinen Zweitphasenteilchen (z.B. vorhanden als  $MgZn_2$  in der aushärtbaren Legierung AA7075) führt jedoch zu einer verstärkten Stabilisierung der Mikrostruktur und es kommt auch bei höheren Temperaturen zu keinem Kornwachstum.

Aufgrund der Tatsache, dass die Zerspanung ein Bearbeitungsverfahren ist, welches sehr hohe Dehnraten aufweist, ist der Vergleich mit Analogieverfahren mit ähnlich hohen Dehnungen ( $\epsilon = 1 - 5$ ), Dehnraten ( $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1} - 10^6 \text{ s}^{-1}$ ) und Temperaturen ( $T = 50^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$ ) notwendig. Die genannten Parameter sind für die während der Verformung wirkenden Mechanismen bezüglich der Mikrostrukturentwicklung entscheidend [13]. Im Falle der Zerspanung von niedrig legiertem Stahl kann somit die Verformung von Perlit zu einer Verkleinerung der Zementitteilchen führen, was möglicherweise ebenfalls zu feinverteilten Teilchen führt und eine Stabilisierung der nanokristallinen Mikrostruktur ermöglichen könnte.

### 2.4 Tribologie beim Zerspanen

Da das vorhandene System der Zerspanung als Tribosystem (Kontaktpartner: Werkstück, Werkzeug, Span, Aufbauschneide) betrachtet werden muss

[54], ist eine kurze Einführung in die Tribologie notwendig. Die Tribologie ist die Lehre von Reibung und Verschleiß [11], was ebenfalls im Zusammenhang mit Zerspanung von großer Bedeutung ist, da durch den Reibkontakt zwischen Werkstück und Werkzeug Verschleiß auftritt. Grundlegend für die Tribologie ist der Kontakt zwischen Oberflächen. Die Normalkraft  $F_N$  ist mit der Reibungskraft  $F_F$  über das Gesetz von Amonton verknüpft:

$$F_F = \mu \cdot F_N. \quad (2.3)$$

Dabei bezeichnet  $\mu$  den klassischen Reibungskoeffizienten. Dieser ist material- und topographieabhängig und hat für die jeweilige Materialpaarung unterschiedliche Werte. Nach Coulomb und Amonton gilt zudem, dass die Reibung nicht von der Geschwindigkeit oder Kontaktfläche abhängt, sondern proportional zur Normalkraft  $F_N$  ist.

### 2.4.1 Werkzeugverschleißbetrachtung

Der Werkzeugverschleiß von Zerspanwerkzeugen stellt eine Überlagerung von verschiedenen Verschleißmechanismen (Abrasion, Adhäsion, Diffusion und tribochemische Reaktion) dar ( [55], [56], [57], [58] ). Dieses Belastungskollektiv trägt zum Gesamtverschleiß des Zerspanwerkzeugs bei. Der Anteil der aufgelisteten Verschleißmechanismen ist dabei abhängig von der Temperatur in der Spanbildungzone [59], [60], [61]. Lim et al. konnten durch die Anwendung des „wear-map“-Ansatzes die wirkenden Verschleißmechanismen in einer Kartendarstellung übersichtlich darstellen [62], [63], [64]. Einen Überblick über den Anteil der Verschleißmechanismen bei verschiedenen Zerspantemperaturen zeigt Abbildung 2.6.

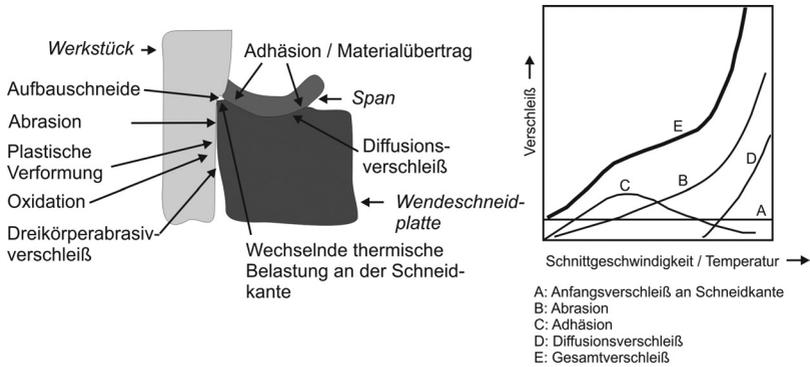


Abbildung 2.6: Darstellung des Werkzeugverschleißes in Abhängigkeit der Zerspanntemperatur (rechts) und Verschleißerscheinungsformen am Zerspanwerkzeug (links) (nach [65]).

In Abbildung 2.6 sind die prinzipiellen Verschleißerscheinungen am Zerspanwerkzeug dargestellt. Es sind Adhäsion und Abrasion in einem eher niedrigen Zerspanntemperaturbereich wirksam und zeichnen sich dadurch aus, dass bei Abrasion härtere Partikel als der Werkzeuggrundkörper einen Materialabtrag bewirken. Die jeweils im Tribosystem (Paarung Werkstück - Werkzeug) vorherrschende Schnittgeschwindigkeit bzw. Temperatur entscheidet dabei, wo die Abgrenzung der einzelnen Verschleißmechanismen vorliegt. Genaue Temperaturangaben, die angeben wo welcher Mechanismus dominant ist, sind nur bei Kenntnis der Werkstück-Werkzeug-Kombination möglich [1]. Der Dreikörperabrasivverschleiß stellt eine Unterform der Abrasion dar, wobei Partikel des härteren Tribopartners aus dem Grundwerkstoff herausgerissen werden und diese Partikel in einer Zwischenschicht zwischen weicherem und härterem Körper abrasiv wirken können. Dieser Verschleißmechanismus ist ein sich verstärkender Mechanismus, da die verschleißfördernden Partikel vom härteren Gegenpartner immer weiter nachgeliefert werden. Die Adhäsion bewirkt durch chemische Affinität der beiden Tribopartner eine starke haftende Wechselwirkung zwischen beiden Partnern. Die Anhaftung führt dazu, dass Werkstoffbereiche

des härteren Tribopartners herausgerissen werden können und vom stark anhaftenden Gegenmaterial abgetragen werden können.

Bei starker chemischer Wechselwirkung der Partner im Tribosystem kann es durch den Umgebungseinfluss (Zerspanatmosphäre, Trockenzerspanung, Nasszerspanung, Minimalmengenschmierung) zu einer tribochemischen Reaktion kommen, die häufig auf Oxidation mit dem Luftsauerstoff zurückzuführen ist. Dabei können sich Verschleißpartikel bilden, die den Werkzeugwerkstoff weiter abtragen.

Bei hohen Temperaturen ( $T > 750^{\circ}\text{C}$  im Falle für HSS-Werkzeuge und für  $T > 1200^{\circ}\text{C}$  im Falle für Hartmetall-Werkzeuge) und zusätzlich hoher chemischer Affinität der Tribopartner kann es zu vermehrtem Diffusionsverschleiß kommen [66]. Hartstoffschichten wie beispielsweise TiN, (Ti,Al)N, TiC,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  etc. werden häufig als Verschleißschutzschichten für Wendeschneidplatten eingesetzt. Dabei spielt die Mikrostruktur und bei Multilagenschichten auch der Lagenaufbau eine sehr große Rolle für die Verschleißigenschaften [67], [68]. Aufgrund ihrer hohen Härte und der günstigen tribologischen Eigenschaften sind u. a. durch PVD-Abscheidung hergestellte TiN-Schichten bedeutende Verschleißschutzschichten für Zerspanwerkzeuge [69], [65]. Als Referenz zu unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten sind daher TiN-beschichtete Werkzeuge geeignet.

Die Morphologie der Verschleißerscheinung an der verwendeten Wendeschneidplatte und die Vermessung der Verschleißbereiche wird in der Norm ISO 3685 [70] definiert. Dabei sind die wichtigsten Verschleißmessdaten (Freiflächenverschleiß, Kolkverschleiß, Kerbverschleiß, Eckenradienverschleiß) definiert. Die Darstellung der wichtigsten Verschleißformen ist in Abbildung 2.7 dargestellt.

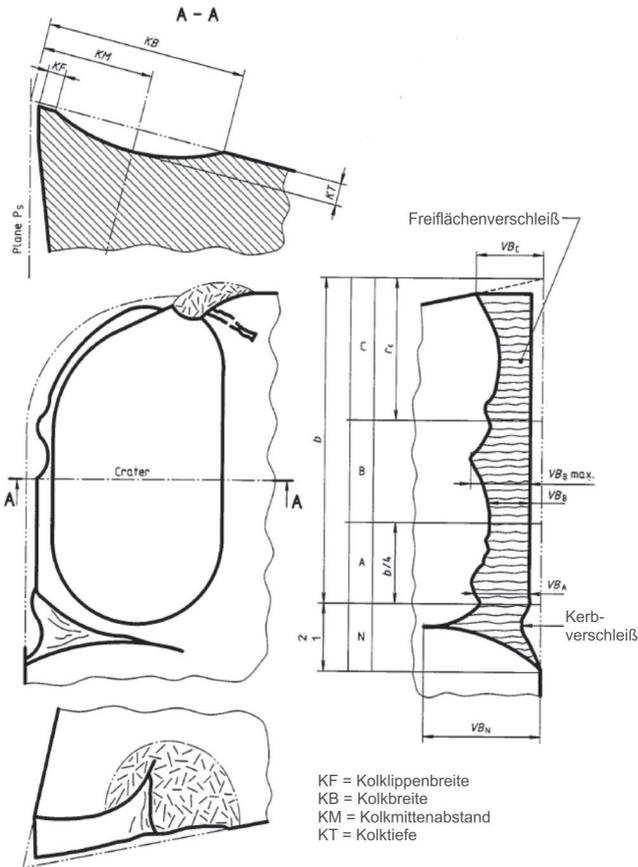


Abbildung 2.7: Übersichtsdarstellung einer verschleißbehafteten Werkzeugschneide mit Freiflächen-, Kolk- und Kerbverschleiß (aus [70]).

Die in Abbildung 2.7 dargestellte Verschleißausbildung ist an der Wendeschneidplatte im dreidimensionalen Zerspanprozess (wie z.B. dem Außenlängsdrehprozess) typisch. Je nach Messmöglichkeiten werden verschiedene Messparameter der verschlissenen Wendeschneidplatte aufgenommen und über der Schnittzeit bzw. dem Schnittweg zur Bewertung des Ver-

schleißverhaltens über der Zeit aufgetragen. Für die Bewertung der Standzeit bzw. des Standwegs eines Schneidwerkzeugs sind je nach verwendetem Werkzeugwerkstoff (Schneidkeramik, Hartmetall, Schnellarbeitsstahl (HSS)) unterschiedliche Definitionen gebräuchlich. So ist nach [70] die Standzeit erreicht, wenn die Verschleißmarkenbreite  $VB$  (entspricht der Messgröße des Freiflächenverschleißes) einen Wert von  $600 \mu\text{m}$  aufweist (bei einem ungleichmäßigen Freiflächenverschleiß). Für gleichmäßigen Freiflächenverschleiß gilt ein Maximalwert von  $300 \mu\text{m}$ . Ab diesem Wert ist die Standzeit der Wendeschneidplatte erreicht [70]. Zur Beschreibung des Werkzeugverschleißes existieren verschiedene Modelle. Eines der ersten Modelle zur Verschleißmodellierung wurde von F.W. Taylor beschrieben mit der Abhängigkeit von Temperatur  $T$  und Schnittgeschwindigkeit  $v_c$ :

$$v_c = C_T \cdot T^{1/k_T}. \quad (2.4)$$

Die Konstanten  $C_T$  und  $k_T$  sind von den verwendeten Materialien und den Zerspanbedingungen abhängig. Bei Zerspanung mit unbeschichtetem Hartmetall liegt der Wert für  $C_T$ , je nach Werkstückwerkstoff, im Bereich von  $480 - 50 \text{ m/min}$  [9]. Die Konstante  $k_T$  variiert dabei im Intervall  $-10 - -3$  [9]. Mittels Gleichung 2.4 können Aussagen über die Standzeit der verwendeten Werkzeuge in Abhängigkeit der Temperatur und Schnittgeschwindigkeit getroffen werden. Weitere Verschleißmodelle versuchen die verschiedenen Verschleißmechanismen (Adhäsion, Abrasion, tribochemische Reaktion, Oberflächenzerrüttung) zu berücksichtigen. Im Bereich des adhäsiven Verschleißes kann die nach Usui et al. [71], [72] vorgeschlagene exponentielle Abhängigkeit der wegabhängigen Verschleißrate  $dW/dl$  wie folgt bestimmt werden:

$$\frac{dW}{dl} = C_1 \cdot e^{-\frac{C_2}{T}}. \quad (2.5)$$

Darin sind  $C_1$  und  $C_2$  Konstanten (abhängig von den verwendeten Werkstoffen) und  $T$  die Temperatur.

Grundlage der Gleichung ist der thermisch aktivierte Prozess, welcher über einen Boltzmann-Ansatz ( $\sim e^{-\frac{\Delta E}{kT}}$ ) betrachtet wird (mit  $\Delta E$  als Aktivierungsenergie,  $k$  der Boltzmannkonstante und  $T$  der Temperatur). Aus der Arrhenius-Auftragung ( $\log(\frac{dW}{dt})$ ) über ( $\log(\frac{1}{T})$ ) lässt sich die Aktivierungsenergie  $\Delta E$  bestimmen. Physikalisch betrachtet beschreibt die Aktivierungsenergie diejenige Energie, die notwendig ist, um einen adhäsiven Kontakt zu bilden, der dann einen Materialabtrag durch Herausreißen des Werkzeugpartikels beschreibt.

Diese im Bereich des adhäsiven Verschleißes geltende Gleichung ist gekennzeichnet durch eine exponentielle Abhängigkeit von der wirkenden Spantemperatur  $T$ .

Für höhere Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  sind nach Abbildung 2.6 abrasiver und diffusiver Verschleiß dominant. Hier ist die nach Takeyama [73] vorgeschlagene Gleichung gültig:

$$\frac{dW}{dt} = G(v_c, f) + D \cdot e^{-\frac{E}{kT}} \quad (2.6)$$

Nach Gleichung 2.6 ist die Verschleißrate  $\frac{dW}{dt}$  ebenfalls (mit entsprechend materialabhängigem Vorfaktor  $D$  ähnlich zu Gleichung 2.5) exponentiell abhängig von der Spantemperatur  $T$ , jedoch noch zusätzlich abhängig von einer Funktion  $G$  von Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  und Vorschub  $f$ . Da die Zerspanntemperatur den entscheidenden Faktor bezüglich des dominanten Verschleißmechanismus [65], [74] darstellt, ist zur Beschreibung der Verschleißrate ein geeigneter Ansatz zu wählen. Zur präzisen Beschreibung des Verschleißverhaltens des Schneidwerkzeugs müssen die Kontaktbedingungen zwischen Span und Spanfläche möglichst genau bekannt sein [74], [75], [76]. Eine detaillierte Beschreibung der Abhängigkeiten im Bereich der Aufbauschneidenbildung liegt jedoch bislang nicht vor. Bezüglich ihrer Eigenschaften zum Werkzeugverschleiß wurde die Aufbauschneide von verschiedenen Autoren betrachtet ([34], [6], [2]), jedoch wurde kein einheitliches Bild dazu abgeleitet. Ramaswami [34] und Jacobson [16] unter-

scheiden vier verschiedene Arten der Aufbauschneide (positive wedge BUE, rectangular BUE, negative wedge BUE, flow layer BUE). Bislang wurde jedoch das Vorhandensein eines über längere Zeit ( $\Delta t = 10 - 1000$  ms) stationären Werkstückmaterialbereichs (Aufbauschneide) nicht berücksichtigt und in den Verschleißmodellen keine lokalen Aussagen entlang der Schneidkante über mögliche verschleißbeeinflussende Aufbauschneiden getroffen. Da die Kontaktverhältnisse zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte von großer Bedeutung für den Verschleiß sind, ist zudem die Veränderung der Kontaktflächen zu berücksichtigen, insbesondere wenn bspw. Oberflächenstrukturierungen (auch Mikrot Texturen genannt) in der Spanfläche vorhanden sind.

### 2.4.2 Mikrot texturierte Oberflächen

Die Kontakteigenschaften zwischen Oberflächen, welche tribologisch beansprucht sind, hängen in einem großen Maße von den Oberflächeneigenschaften der jeweiligen Tribopartner ab. Neben der Oberflächenbeschaffenheit (ausgedrückt über Rauigkeitskennwerte  $R_z$  und  $R_a$ ) und der Oberflächenhärte der jeweiligen im Kontakt stehenden Partner ist zudem die Mikrot exturierung ein weiterer Faktor, der die Kontakteigenschaft im tribologisch beanspruchten Bereich beeinflusst [77]. Etsion beschreibt in [77] die positiven Effekte des Texturierens von tribologisch beanspruchten Oberflächen, wie sie zum Beispiel bei Gleitringdichtungen auftreten. Durch das Strukturieren der Oberflächen mittels Lasertexturieren (auch Laserablation genannt) fungieren die eingebrachten Vertiefungen als Verschleißpartikelsenken bzw. als Schmierstoffreservoirs. Durch die Texturierung konnte eine deutliche Verringerung der Reibungskraft festgestellt werden. Im Rahmen des Übersichtsartikels von Etsion [77] wurde auch deutlich, dass die Betrachtung der eingebrachten Texturen im trockenen Reibkontakt nur wenig untersucht ist. Der positive Effekt in der trockenen Reibung wird hauptsächlich auf das Abfangen von harten Verschleißpartikeln zurückgeführt, die sich in die einge-

brachten Vertiefungen festsetzen und nicht mehr zu einem möglichen Dreikörperabrasivverschleiß beitragen können. Eine neuere Arbeit, die sich mit unterschiedlich orientierten Oberflächentexturen befasst, wurde 2013 von Gachot et al. veröffentlicht [78]. Hierbei konnte gezeigt werden, dass die trockene Reibung zwischen zwei Festkörpern abhängig ist von der Orientierung der eingebrachten Textur. Im konkreten Fall wurden in ein Substrat aus austenitischem Stahl mittels Lasertexturieren Kanäle eingebracht. Als Gegenpartner wurde eine Kugel aus 100Cr6 verwendet, die ebenfalls durch Lasertexturieren kanaltexturiert wurde, wobei der Abstand der Kanäle variiert wurde (von  $5 \mu\text{m}$  bis  $18 \mu\text{m}$ ). Nach dem Einlaufen des Tribosystems konnte bei einer Orientierung der Kanäle von  $90^\circ$  in Substrat und Kugel eine deutliche Verringerung der trockenen Reibung im Gegensatz zu untexturierten Oberflächen beobachtet werden (Abfall des Reibungskoeffizienten von 0,4 auf 0,2). Die parallele Anordnung der Kanaltexturen führte ebenfalls zu einem leichten Abfall des Reibungskoeffizienten, der jedoch nicht in dem Maße ausgeprägt war, wie im Falle für die senkrechte Orientierung der Kanaltexturen (Änderung in  $\mu$  von 0,4 auf 0,25). In [78] wird geschlossen, dass dieser Effekt auf die veränderte Kontaktfläche im wirksamen Festkörperkontakt zurückzuführen ist und durch gezieltes Einbringen von Texturen in Oberflächen bei Kenntnis der Abhängigkeit von Orientierung und Abstand der Kanäle eine Reduktion des Reibungskoeffizienten möglich ist.

### 2.4.3 Texturierte Oberflächen in der Zerspanung

Eine Möglichkeit zur Steigerung der Verschleißfestigkeit der Wendeschneidplatten stellt die Mikrotexturierung der Spanfläche des Werkzeugs dar. Durch die Mikrostrukturierung besteht die Möglichkeit, das tribologische Verhalten in der Kontaktzone Werkzeug - Werkstück zu beeinflussen (siehe z.B.: [79], [80], [81], [82]), wobei durch die eingebrachte Mikrotextur das Kontaktverhalten zwischen Span und Spanfläche verändert werden kann. Im Falle des geschmierten Kontakts können die eingebrachten Vertiefungen

(Kanäle, Nöpfchen etc.) als Schmierstoffreservoirs wirken oder mit Trockenschmierstoff gefüllt werden. In [79] konnte gezeigt werden, dass die Mikrotextrur die Schnittkräfte verringert, wobei die Orientierung der Mikrotextrur einen bedeutenden Einfluss hat. Die eingebrachten Kanaltextruren (Abstand der Kanäle:  $10\ \mu\text{m}$ , Tiefe der Kanäle:  $1 - 2\ \mu\text{m}$ ) wurden parallel und senkrecht zum Spanfluss angeordnet. Die beobachtete Verringerung der Schnittkräfte ist stark abhängig von der eingebrachten Richtung der Kanäle, wobei diese für eine Schnittkraftverkleinerung senkrecht zur Spanflussrichtung angeordnet sein müssen. Sugihara et al. [80] konnten nachweisen, dass durch die eingebrachte Mikrotextrur die Adhäsionsneigung des zu zerspanenden Materials zum Werkzeug gesenkt werden kann. Allgemein ist festzuhalten, dass die Kontaktstelle im Bereich Werkzeug - Werkstück von zentraler Bedeutung für die Oberflächenzustände des Werkstücks einerseits (Oberflächenrauheit, Eigenspannungen, Verfestigungen) und für die Verschleißausbildung im Werkzeug andererseits ist [83]. Da die eingebrachten Texturen die Aufbauschneidenbildung minimieren (durch eine geringere effektive Kontaktfläche) aber auch fördern könnten (bspw. bessere mechanische Verhakung in die Textur), ist es notwendig, den Einfluss der Spanflächenmikrotextrur und deren Orientierung bezüglich der Anhaftung der Aufbauschneide gezielt zu untersuchen. Eine Analyse der Anhaftung / Verweildauer von Aufbauschneiden auf unterschiedlich texturierten Spanflächen von Wendeschneidplatten im trockenen Zerspanprozess wurde bislang nicht durchgeführt. Auch gibt es zur Anhaftung von Aufbauschneiden / Werkstückmaterial auf texturierten Wendeschneidplatten keine belastbaren Datensätze. Durch geeignete Texturen, die eine längere Anhaftung der Aufbauschneiden auf der Spanfläche ermöglichen, wäre ein potentieller Verschleißschutz der Aufbauschneiden bzgl. der Wendeschneidplatte länger wirksam. Bisherige Zerspanuntersuchungen haben jedoch keine Ergebnisse hierzu erzielt.

## 2.5 Eigenspannungen in verformten Randschichten

Da im Rahmen der vorliegenden Arbeit die Zerspaltung als Tribosystem mit den Partnern Werkzeug, Werkstück und Span betrachtet wird, soll die Wechselwirkung des Werkzeugzustandes auf die Werkstückrandschichteigenschaften (Verfestigung, Eigenspannungen und Oberflächenrauheit) untersucht werden. Eine kurze Zusammenfassung der bisherigen Forschung auf diesem Gebiet soll im Folgenden dargelegt werden. Eigenspannungen, welche durch spanende Bearbeitung in das Werkstück eingebracht werden, wurden bisher umfangreich untersucht [84], [85], [86], wobei drei prinzipielle Mechanismen für die Ausbildung von Eigenspannungen benannt werden können, was in Abbildung 2.8 dargestellt ist.

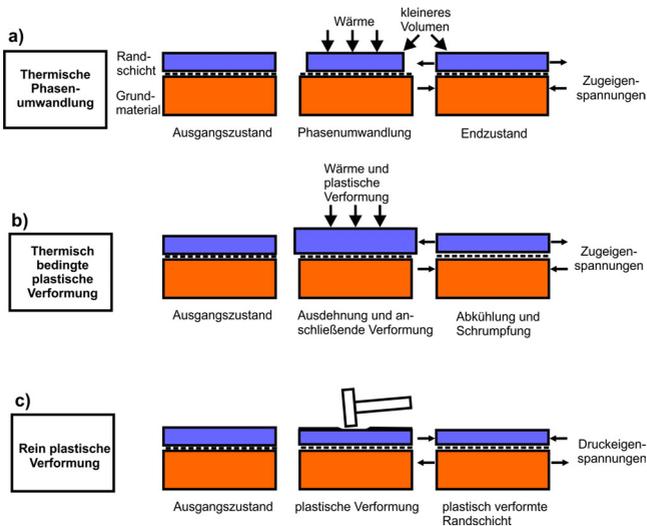


Abbildung 2.8: Drei vereinfachte Modelle zur Beschreibung bearbeitungsbedingter Eigenspannungen (in Anlehnung an [86], [84]). Dabei wird unterschieden in das „Thermische Modell“ a), das „Kombinierte Modell“ b) und das „Mechanische Modell“ c).

Im rein thermischen Modell wird die Ausbildung des Eigenspannungszustandes von der rein thermischen Belastung auf die Randzone des Bauteils abgeleitet. Je nachdem welches Volumen die bei der Phasenumwandlung gebildete Phase einnimmt (kleineres oder größeres Volumen als Materialbereiche im Inneren des Bauteils), kann es zu Zug- oder Druckeigenspannungen in der Randschicht kommen. Dieses Modell gilt für die klassische Wärmebehandlung bei Stählen (bspw. Härten).

Das kombinierte Modell, welches die thermische Belastung der Randschicht und zudem die plastische Deformation durch die Bearbeitung berücksichtigt, kann auf Zerspanprozesse angewandt werden. Während der Zerspanung kommt es zu einer plastischen Verformung in der Randzone, wobei zusätzlich eine Erwärmung durch die Spanbildung und Reibungswärme auftritt (hervorgerufen durch den Reibungskontakt von Zerspanwerkzeug zu Werkstück). Durch die erwärmte Randschicht kommt es zu einer thermischen Ausdehnung während der Zerspanung. Durch das Abkühlen der verformten Randschicht schrumpft diese und es kommt in vielen Fällen zu Zugeigenspannungen in der mittels Zerspanung bearbeiteten Oberfläche. In [87] wurde bspw. die Zerspanung von Ck45-Stahl mit Hartmetallwerkzeugen bei variierten Zerspanparametern (Schnittgeschwindigkeit: 7 m/min - 400 m/min, Vorschub: 0,05 mm/rev - 0,4 mm/rev, Schnitttiefe: 0,3 - 4,0 mm) durchgeführt. Mit zunehmender thermischer Belastung an der Werkzeugschneide (größere Schnittgeschwindigkeit, höherer Vorschub) werden in der Folge bei trockener Zerspanung höhere Zugeigenspannungswerte an der Oberfläche beobachtet [88].

Das rein mechanische Modell berücksichtigt die plastische Verformung durch mechanische Oberflächenbehandlung (bspw. durch Kugelstrahlen, Festwalzen etc.). Hier wird durch Eindringen eines Indentors Material an der Oberfläche plastisch verformt. Diese plastische Verformung der Oberfläche führt zu einer parallelen Streckung der Oberflächenschicht, was zu Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich führt [85].

## 2.6 Zerspan- und werkzeugverschleißbedingte Eigenspannungen

Zerspanbedingte Eigenspannungen (durch Spanen mit geometrisch bestimmter Schneide) innerhalb der Randzone eines bearbeiteten Werkstücks zeichnen sich häufig durch Zugeigenspannungen an der Oberfläche aus, die mit zunehmender Tiefe auf ein Minimum abnehmen und ab einer Tiefe von ca. 200  $\mu\text{m}$  nicht mehr wirksam sind. Der Eigenspannungszustand wird maßgeblich durch den Wärmebehandlungszustand (gehärtet, angelassen, normalisiert) und die Zerspanbedingungen (Schnittgeschwindigkeit, Vorschub, Schnitttiefe) definiert ([87], [83], [89], [88]). In [89], [88] wurde versucht den Zusammenhang zwischen Zerspanbedingungen und resultierender Eigenspannung im gefertigten Werkstück zu ergründen. Dabei wurde auch gezeigt, dass der Verschleißzustand (Freiflächenverschleiß) eine Zunahme der Zugeigenspannungen an der Oberfläche bewirkt. Meist wurden in den bisherigen Untersuchungen die gewählten Zerspanbedingungen (Schnittgeschwindigkeit, Vorschub, Schnitttiefe, Schneidkantenradius, Schneidwerkzeugwerkstoff, Kühlschmiermittel, Werkzeugverschleiß, Schneidkantenfeingeometrie, Spanwinkel, Freiwinkel, Zerspanprozess (Drehen, Fräsen, Bohren), Werkstückwerkstoff, Wärmebehandlungszustand des Werkstücks etc.) mit dem Eigenspannungstiefenprofil korreliert. Sich entwickelnde Eigenspannungen im Werkstück bei Zerspanung im Aufbauschneidenbereich wurden bislang unzureichend betrachtet. Verschiedene Untersuchungen wurden bezüglich der Eigenspannungen in zerspannten Randschichten durchgeführt [84]. In [90] wurden die Eigenspannungen nach dem Hochgeschwindigkeitsfräsen von normalisiertem C45E-Stahl untersucht (Eigenspannungsmessung über röntgenographische Methoden und sukzessiven elektrolytischen Abtrag). Die Haupteigenspannungen  $\sigma_1^{\text{ES}}$  zeigten dabei einen uneinheitlichen Trend bezüglich der Eigenspannungsbildung an der Oberfläche des bearbeiteten Werkstücks. Die gemessenen Eigenspannungstiefenverläufe  $\sigma_1^{\text{ES}}$  und  $\sigma_2^{\text{ES}}$  ergaben zerspanbedingte Ei-

genspannungstiefenverläufe mit einer Änderung der Eigenspannungen vom Zugbereich (50 - 200 MPa) bis ca. -150 MPa Druckspannung bei einer Tiefe von 75  $\mu\text{m}$ . Eine klare Tendenz zur Bestimmung der Eigenspannungen aus den gewählten Schnittparametern des Fräsprozesses konnte jedoch nicht abgeleitet werden. Weitere Untersuchungen zur simulativen Abbildung der Eigenspannungen bei Mikrozerspanexperimenten [91] belegten, dass mit zunehmender Schneidkantenverrundung  $r_\beta$  die Zugeigenspannungen tieferreichender in das zerspannte Material gehen.

Zur werkzeugverschleißbedingten Änderung des Eigenspannungszustands in der gefertigten Werkstückrandschicht sind nur wenige Veröffentlichungen vorhanden (z.B. [92], [88], [93] ). Ein zunehmender Werkzeugverschleiß (im Sinne von zunehmendem Freiflächenverschleiß) zeigt in der größten Zahl der Publikationen höhere Zugeigenspannungen in der Randschicht des gefertigten Bauteils. So wurde in [93] dargelegt, dass mit zunehmendem Freiflächenverschleiß die Zugeigenspannungen an der Oberfläche ansteigen. Ausgehend von 10 MPa Zugeigenspannungen an der Oberfläche bei unverschlissenenem Werkzeug wurden bis ca. 100 MPa Zugeigenspannungen bei einem Werkzeugverschleiß von 341  $\mu\text{m}$  (Verschleißmarkenbreite VB) mittels mechanischer Methoden ermittelt (Schlitzverfahren). Ähnliche Ergebnisse wurden auch in [83] berichtet. Darüberhinaus wird in [83] gezeigt, dass sich bei kleinem Vorschub (im Bereich von 0,04 mm/rev) und hoher Verschleißmarkenbreite (Freiflächenverschleiß VB größer als 300  $\mu\text{m}$ ) ein Druckeigenspannungszustand an der Oberfläche ausgebildet wird. Dadurch, dass das Werkzeug vom Werkstück weggedrückt wird, kann der Umstand eintreten, dass Werkstückmaterial auf die Werkstückoberfläche gedrückt wird und sich somit Druckeigenspannungen ausbilden [83]. Druckeigenspannungen, die sich im Belastungsfall der schwingenden Beanspruchung des Bauteils häufig lebensdauererhöhend auswirken, können zudem durch die Verwendung eines negativen Spanwinkels  $\gamma$  bzw. durch Verwendung großer Werte für  $r_\beta$  in die Bauteilrandschicht eingebracht werden [83]. Eigenspannungsanalysen an der sich einstellenden Werkstück-

randschicht nach trockener Zerspanung im Aufbauschneidenbereich wurden bisher nicht betrachtet. Über eine gezielte tiefenaufgelöste Eigenspannungsuntersuchung bei Variation der Schnittgeschwindigkeit und dadurch unterschiedlich resultierender Verschleiß- und Aufbauschneidenzustände am Schneidwerkzeug wurde noch nicht berichtet. Eine gesamtheitliche Betrachtung der Werkstück- und Werkzeug-Randschichtzustände bezüglich Eigenspannungen und Verfestigung auf der einen und Verschleiß- und Aufbauschneidenausbildung auf der anderen Seite fehlt bisher.

### **2.7 Fazit und Bewertung**

Die in den vorhergehenden Abschnitten beschriebenen Ausführungen zum Kenntnisstand der Zerspanung im Bereich der Aufbauschneidenbildung zeigen, dass ein grundlegendes Verständnis für dieses Phänomen in der Zerspanung bis heute fehlt. Ex-situ Untersuchungen der Aufbauschneide existieren zwar an verschiedenen Werkstückmaterialien, jedoch fehlt eine wissenschaftliche Untersuchung der Aufbauschneidenbildung bei systematischer Variation der Zerspanparameter (z.B. Schnittgeschwindigkeit). Es ist immer noch nicht geklärt, welche Mikrostruktur sich innerhalb der Aufbauschneide ausbildet, da auch noch keine Methode entwickelt wurde, die Aufbauschneide gezielt auf dem Werkzeug zu konservieren und die verschleißbestimmende Grenzfläche Aufbauschneide-Werkzeug detailliert zu untersuchen. Bisherige Untersuchungen wurden meist mit licht- oder rasterelektronenmikroskopischen Verfahren durchgeführt [4]. Nur wenige Forschergruppen setzten z.B. Transmissionselektronenmikroskopie ein zur Bewertung der Aufbauschneidenmikrostruktur, jedoch bislang ohne detaillierte chemische Analytik [19]. Des Weiteren wird die Zerspanung viel zu selten als Verfahren betrachtet, das es ermöglicht, nanokristalline Materialbereiche zu erstellen. Aufgrund der hohen Dehnungen und Dehnraten sind jedoch auch hier nanokristalline Materialbereiche zu erwarten, die bisher nicht ausreichend für eine klare Verständnisbildung der Aufbauschneiden- und Ma-

terialübertragsschichtbildung untersucht wurden [43]. Zur in-situ Untersuchung der Mikrostruktur und Dehnungen innerhalb der Spanbildungszone existieren zwar erste Ansätze, diese mittels röntgenographischer Methoden zu analysieren, jedoch sind diese nur in einem Zerspanparameterbereich durchführbar, der wenig Praxisrelevanz aufweist [39].

Zu möglichen verschleißschützenden Effekten der Aufbauschneide existieren kontroverse Aussagen, die zudem nicht mit dem mikrostrukturellen Zustand und der Aufbauschneidenanhaftung korreliert wurden. Hier bedarf es der Untersuchung des Einflusses der Aufbauschneide auf den lokalen Verschleißzustand des Werkzeugs, wobei bisher keine Versuche unternommen wurden, die Aufbauschneidenanhaftung auf der Wendeschneidplatte durch Spanflächentexturen zu beeinflussen. Meist werden texturierte Werkzeuge in einem Zerspanparameterbereich eingesetzt, in welchem gerade keine Aufbauschneidenbildung auftritt [82].

Berichte über aufbauschneidenbedingte Auswirkungen auf den Werkstückrandschichtzustand existieren zwar, jedoch sind keine detaillierten tiefenaufgelösten Eigenspannungsanalysen der Werkstückrandschicht bekannt, da im Bereich der Zerspanung die Aufbauschneidenbildung meist vermieden wurde.



### 3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Aus der dargelegten Zusammenfassung des Kenntnisstands zeigt sich ein grundlegender Forschungsbedarf in der Verständnisbildung im Bereich der trockenen Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung. Im Folgenden soll die Frage beantwortet werden, wie sich Aufbauschneiden auf die Verschleißigenschaften des Zerspanwerkzeugs auswirken. Durch die extremen Bedingungen (Spannungszustand, Temperatur, Dehnraten, Dehnungen) innerhalb der Spanbildungszone sind Auswirkungen auf die Mikrostruktur zu erwarten, was detailliert abgebildet werden soll. Hierzu wird der Zerspanprozess bezüglich Temperatur, Kraft und Dehnrates bewertet. Damit gezielt die Aufbauschneidenbildung verfolgt werden kann, wird ein System (Werkzeug: Hartmetall, Werkstück: C45E im normalisierten Zustand) gewählt, das die Aufbauschneide bei möglichst praxisrelevanten Zerspanbedingungen absichtlich hervorruft. Der verwendete Zerspanprozess (Außenlängsdrehen) muss so beschaffen sein, dass die Aufbauschneidenentwicklung (Bildung, Wachstum und Abbruch) mittels geeigneter Methoden abbildbar ist. Durch Verwendung einer Prozessführung, die es ermöglicht, die Aufbauschneide nach Schneidenaustritt aus dem Werkstück auf dem Werkzeug zu konservieren, können verschiedene neueste Methoden zur Mikrostrukturanalytik verwendet werden. Da sich innerhalb der Aufbauschneide aller Voraussicht nach nanokristallines Material befinden wird, muss die Mikrostruktur global durch neue Ätzmethoden entwickelt werden, damit eine erste Untersuchung mittels lichtmikroskopischer Methoden möglich wird. Zur detaillierten, lokalen mikrostrukturellen Analytik innerhalb der Aufbauschneide werden FIB (Focused-Ion-Beam), REM, TEM und analytische TEM verwendet.

Dadurch können strukturelle Unterschiede innerhalb der Aufbauschneide bezüglich Morphologie und chemischer Zusammensetzung untersucht werden.

Für die in-situ Analyse der Mikrostruktur und Dehnungsentwicklung können, wie schon durch [39] gezeigt wurde, röntgenographische Methoden eingesetzt werden. Dabei werden mittels eines eigens angefertigten Versuchsaufbaus Diffraktionsexperimente und Radiographieuntersuchungen durchgeführt. Dadurch wird die Aufbauschneide mit hoher Zeitauflösung untersucht werden (direkt über Radiographieabbildung und indirekt über Linienprofilanalyse der Beugungsreflexe bezüglich der Mikrostruktur). Neben diesen neuen Methoden werden zum Abgleich auch optische Hochgeschwindigkeitskamerauntersuchungen verwendet. Nur durch diese in-situ Betrachtungen können die ex-situ Ergebnisse bewertet werden, da die zeitliche Entwicklung der Aufbauschneide im Zerspanprozess selbst von großer Bedeutung für Werkzeugverschleiß und Werkstückrandschichteigenschaften ist. Neben der Morphologie- und Mikrostrukturuntersuchung der Aufbauschneide soll die Spanfläche der Wendeschneidplatte gezielt mikrotexturiert werden. Diese Mikrotexturierung soll die Aufbauschneidenanhaftung auf der Wendeschneidplatte entsprechend der Texturform beeinflussen. Zur Texturierung werden verschiedene Lasertexturen verwendet, die eine systematische Stabilisierung der Aufbauschneide ermöglichen sollen. Zur Bewertung der Anhaftung der Aufbauschneide auf dem Werkzeug werden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ausgewertet und zudem die Adhäsionskraft durch gezieltes Abscheren untersucht.

Verschleißuntersuchungen bei unterschiedlichen Zerspanbedingungen (dabei Variation der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$ ) und verschiedenen Werkzeugzuständen (unbeschichtet und untexturiert, unbeschichtet und texturiert, TiN-beschichtet) sollen den Effekt der Aufbauschneidenbildung auf den (lokalen) Verschleißzustand des Werkzeugs erschließen.

Die Wechselwirkungen des Werkzeugzustandes (Ausbildung der Aufbauschneide, Verschleißzustand) auf den resultierenden Werkstückzustand wer-

den bezüglich Eigenspannungen, Rauheit und Verfestigung abschließend geklärt. Schließlich soll ein Modell abgeleitet werden, das den Verschleißzustand des Werkzeugs mit der Zerspantemperatur, der Aufbauschneidenausbildung und der Stabilität der Aufbauschneide korreliert. Zusammenfassend ist festzustellen, dass eine übergreifende systematische Untersuchung der Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung bislang fehlt und in dieser Arbeit neue Erkenntnisse zu diesem Themenkomplex erzielt werden sollen.



## 4 Material und Geometrie von Werkzeug- und Werkstückwerkstoff

### 4.1 Werkzeugmaterial

Die Zerspanung im Außenlängsdrehprozess erfolgte mittels Wendeschneidplatten mit der Bezeichnung SNMA 120408 (Hersteller: Fa. Walter AG) nach Norm DIN ISO 1832 mit einfacher Geometrie ohne Spanbrecher und Spanleitstufen, die auf einem Klemmhalter des Typs PSSNR2020K12 (nach DIN-Norm 4984-12) montiert wurden. Der verwendete Werkstoff ist Feinstkornhartmetall der Klasse K10. Das Hartmetall besteht aus 94 vol-% WC und 6 vol-% Co. Die Werkzeuge wurden im unbeschichteten und beschichteten Zustand verwendet. Neben unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten wurden auch mit 3  $\mu\text{m}$  dicker TiN-Schicht versehene Hartmetallwendeschneidplatten verwendet. Die TiN-Schicht wurde bewusst gewählt, da sie zu einer stark verminderten Aufbauschneidenbildung führt und somit einen Referenzzustand zur unbeschichteten Wendeschneidplatte darstellt. Die Abscheidung der TiN-Schicht (Hersteller: Balzers Coating) erfolgte mittels PVD-Verfahren (engl.: Physical Vapour Deposition). Neben unbeschichteten und TiN-beschichteten Wendeschneidplatten wurden zudem mikrotexturierte Werkzeuge verwendet. Die eingebrachten Mikrotexturen sollen gezielt die Anhaftung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte beeinflussen. Die texturierten Werkzeuge wurden am Institut für Angewandte Materialien - Zuverlässigkeit von Bauteilen und Systemen (IAM-ZBS) in der Tribologie-Arbeitsgruppe von Dr. Johannes Schneider lasertexturiert. Die Texturen wurden dabei mittels Yb-Faserlaser des Typs Piranha II eingebracht. Es wurden drei verschiedene Texturen untersucht: eine Näpfchen-

textur und zwei Kanaltexturen. Für die Herstellung der Näpfchen- und Kanaltexturen wurde die Laserleistung zwischen 17,6 W und 19,5 W variiert bei einer Frequenz von 20 kHz. Die Laserpulsdauer betrug in allen Fällen 100 ns. Aufgrund von sich ausbildenden Materialanhäufungen aus dem Lasertexturierungsprozess, wurden die texturierten Wendeschneidplatten mit einem feinem SiC-Schleifpapier (Körnung P4000) und einer Diamantpaste (Korngröße: 6  $\mu\text{m}$ ) poliert.

In Abbildung 4.1 ist das Gefüge (endpoliert mit OPS mit anschließender Ätzung in Salzsäure (10-%)) der Hartmetallwendeschneidplatten dargestellt. Die WC-Körner als Hartstoffphase des Hartmetalls sind deutlich zu erkennen. Die Kobalt-Bindephase wurde durch die Endpolitur und das Ätzmittel angegriffen und ist partiell herausgeätzt.

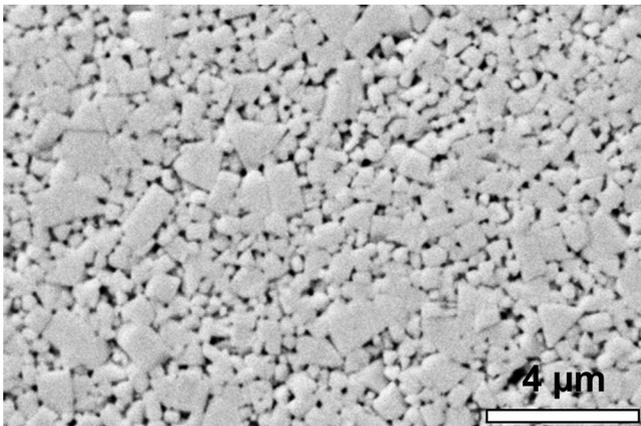


Abbildung 4.1: Darstellung des Hartmetallgefüges der verwendeten Wendeschneidplatte.

Durch die verwendeten Zerspanparameter wird die Aufbauschneidenbildung gezielt hervorgerufen, wobei mit den verwendeten Texturierungen gezielt die Haftung zwischen Aufbauschneide und Spanfläche des Werkzeugs be-

einflusst werden soll. Eine Darstellung der Texturen ist in Abbildung 4.2 gegenübergestellt.

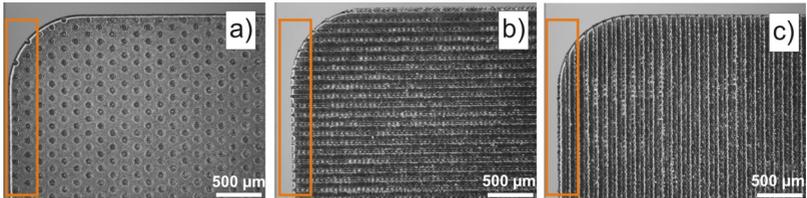


Abbildung 4.2: Übersichtsabbildung der Spanflächen, welche mittels Lasertexturierung strukturiert wurden (a) Näpfchentextur, b) Kanäle senkrecht zur SK, c) Kanäle parallel zur SK). Die Schneidkante, die während der Zerspaltung im Eingriff ist, ist mit einem rechteckigen Kasten gekennzeichnet (nach [94]).

Die Übersichtsdaten der Texturen (Strukturtiefe, Breite bzw. Durchmesser, Flächenanteil) sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

Tabelle 4.1: Daten zur Charakterisierung der Spanflächentexturen für die lasertexturierten Wendeschneidplatten.

Näpfchentextur	Durchmesser [ $\mu\text{m}$ ]	50
	Tiefe [ $\mu\text{m}$ ]	20
	texturierter Flächenanteil [%]	10
	Abstand zwischen Näpfchenmittelpunkten [ $\mu\text{m}$ ]	100
Kanaltextur	Breite [ $\mu\text{m}$ ]	50
	Tiefe [ $\mu\text{m}$ ]	20
	texturierter Flächenanteil [%]	50

Der Einfluss des Lasertexturierens auf die Werkzeugrandschicht ist als gering einzustufen, was sich anhand von FIB-Schnitten in die entstehenden Näpfchen zeigt (siehe Abbildung 4.3).

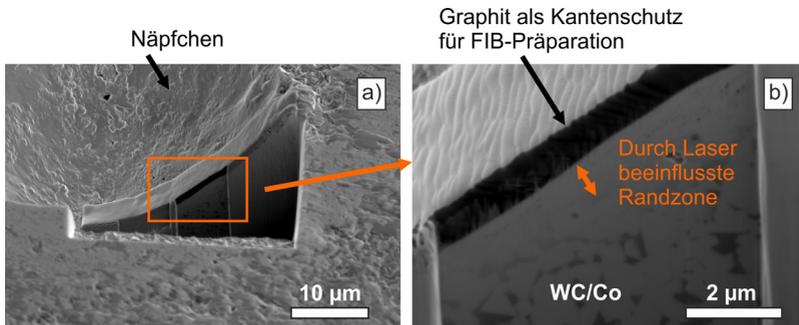


Abbildung 4.3: Darstellung des Randbereichs eines Näpfchens mittels FIB-Abbildung a). In b) ist ein Detail der laserinduzierten Veränderung der Hartmetallmikrostruktur zu erkennen (in den ersten 600 nm).

In Abbildung 4.3 wird deutlich, dass nur die oberste Randschicht des Hartmetalls mikrostrukturelle Veränderungen aufweist (ca. 600 nm). Dadurch kann geschlossen werden, dass nur die Texturform selbst einen Einfluss auf das Anhaftungsverhalten der Aufbauschneide besitzt.

## 4.2 Werkstückmaterial

Als Werkstückwerkstoff wurde, aufgrund der bekannten guten adhäsiven Eigenschaften zu unbeschichtetem Hartmetall, C45E im normalisierten Zustand verwendet [6]. Die chemische Zusammensetzung des Stahls gemäß Emissionsspektralanalyse (ESA) ist in Tabelle 4.2 dargestellt.

Das Grundgefüge des normalisierten C45E-Stahls ist ferritisch-perlitisch mit einer Härte von ca. 194 HV1 und einer mittleren Korngröße der Ferrit- und Perlitkörner von ca. 16 µm (bestimmt über Linearanalyse). Mittels instrumentierter Mikrohärteprüfung bei einer gewählten Last von 30 mN wurde in den jeweiligen Gefügebestandteilen (Ferrit und Perlit) ein Härtewert von 2131 N/mm<sup>2</sup> in den ferritischen Bereichen und ein Wert von 2766 N/mm<sup>2</sup> in der Perlitphase ermittelt. Eine Darstellung des Ausgangsge-

füges ohne verformte Randzone a) und mit Kennzeichnung der zerspanbedingt, verformten Randzone ist in Abbildung 4.4 gezeigt.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung des Werkstückmaterials C45E gemäß ESA-Analyse in Ma-% (dargestellt sind die Begleitelemente neben dem Hauptbestandteil Fe).

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Cr
0,430	0,285	0,660	0,021	0,034	<0,001	0,181	0,154
Ni	Mo	Ti	Al	Sn	Co	Ta	V
0,110	0,021	0,002	0,053	0,014	0,012	<0,01	<0,001
Nb	B	W					
<0,001	0	<0,01					

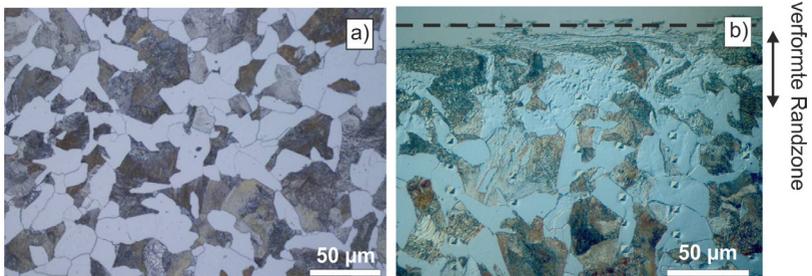


Abbildung 4.4: Darstellung des Ausgangsgefüges des normalisierten C45E-Stahls in lichtmikroskopischer Aufnahme a). In b) Darstellung der verformten Randzone des C45E nach Zerspannung mit Härteeindrücken. Die ferritisch-perlitische Gefügestruktur ist erkennbar (Ätzmittel: Nital); (nach [95]).

Die Proben für die Außenlängsdrehversuche sind Zylinder mit einer Auskraglänge von 50 mm bzw. 100 mm und einem Durchmesser von  $d = 58$  mm. Die Einspannung erfolgte an der Einspannlänge mit einer Länge von 50 mm und einem Durchmesser von 25 mm. Die Wahl der zylindrischen Proben

wurde gezielt für die Außenlängsdrehversuche gewählt, damit ein für anschließende Verschleißversuche ausreichend langer Schnittweg möglich war. Eine Darstellung der verwendeten Probengeometrien ist in den Abbildungen 4.5 und 4.6 gezeigt.

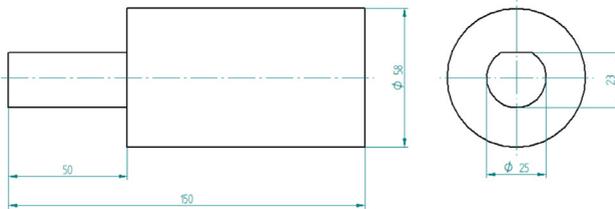


Abbildung 4.5: Probengeometrie des Werkstücks mit einer Auskraglänge von 100 mm und Einspannlänge von 50 mm, welches zur Zerspanung verwendet wurde.

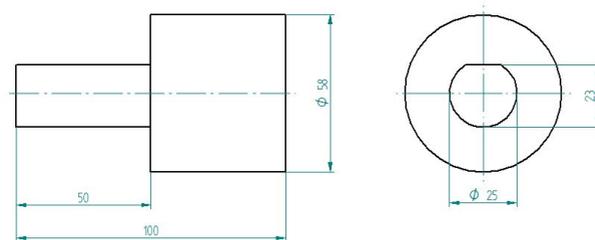


Abbildung 4.6: Probengeometrie des Werkstücks mit einer Auskraglänge von 50 mm und Einspannlänge von 50 mm, welches zur Zerspannung im Aufbauschneidenbereich und zu Verschleißuntersuchungen verwendet wurde.

Neben den Vollproben (siehe Abbildungen 4.5 und 4.6) zur Erzeugung gezielter Aufbauschneiden und zur Durchführung von Verschleißversuchen, wurden auch hohlzylindrische Proben aus normalem C45E verwendet. Mit einem Außendurchmesser von 54 mm und einem Innendurchmesser von

52 mm ergibt sich dadurch eine Wandstärke von 1 mm. Diese Hohlzylinder wurden für die in-situ Untersuchungen der Spanbildungszone bzw. der Aufbauschneidenbildung am Synchrotron verwendet. Eine Zeichnung des Hohlzylinders ist in der folgenden Abbildung 4.7 dargestellt:

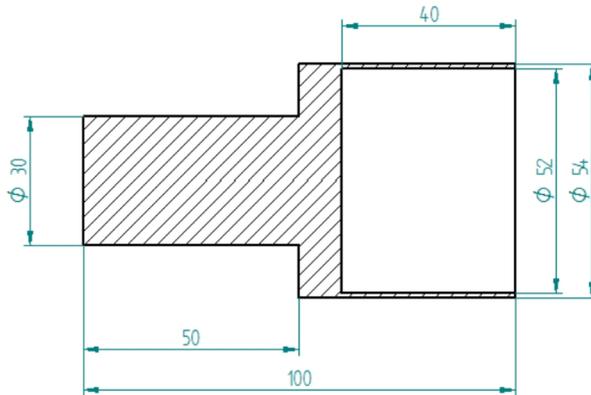


Abbildung 4.7: Geometrie der Hohlzylinderproben mit Auskraglänge 50 mm, welche zur in-situ Untersuchung der Aufbauschneidenbildung am Synchrotron verwendet wurden.

Aufgrund der Transmissionsanordnung der in-situ Analyse der Aufbauschneide am Synchrotron musste ein Hohlzylinder verwendet werden, der keine Strahlabschattung und geringe Strahlabsorption herbeiführte. Das Messvolumen beschränkte sich dabei auf die Wandstärke des Hohlzylinders.



## 5 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführungen

### 5.1 Zerspanexperimente

Für die durchgeführten Zerspanexperimente wurde ein Bearbeitungszentrum des Typs Heller MC 16 verwendet. Der für die Zerspanexperimente verwendete Versuchsaufbau ist in Abbildung 5.1 dargestellt. Die auf die Schneide wirkenden Kräfte (Passivkraft  $F_p$ , Vorschubkraft  $F_f$  und Schnittkraft  $F_c$ ) wurden mittels einer Kraftmessplattform der Firma Kistler (Arbeitsweise nach dem piezoelektrischen Prinzip) gemessen. Die Zerspankraft  $F_z$  wurde mittels vektorieller Addition bestimmt, welche die resultierende Kraft auf die Schneide des Werkzeugs darstellt. Gemäß DIN 6584 gilt für die Zerspankraft  $F_z$ :

$$F_z = \sqrt{F_p^2 + F_f^2 + F_c^2}. \quad (5.1)$$

Zur Temperaturmessung während der Zerspanung wurde in die Wende-schneidplatte mittels Senkerodieren eine Sacklochbohrung eingebracht. Der Durchmesser der Bohrung beträgt 0,3 mm zur Einführung einer Glasfaser (Dicke ca. 0,25 - 0,29 mm) bzw. eines Fühlerthermoelements mit Durchmesser 0,3 mm. Zur Temperaturmessung wurde in dem Temperaturbereich  $T > 300^\circ\text{C}$  ein Zweifarbenpyrometer Typ FIRE-2 verwendet (entwickelt am Lehrstuhl für Wärme- und Stoffübertragung an der RWTH Aachen [96]). Dieses konnte mit einer schnellen Ansprechzeit (2 Mikrosekunden) Temperaturen messen. Unterhalb von  $300^\circ\text{C}$  wurde ein Fühlerthermoelement Typ K verwendet. Dieses Thermoelement besitzt eine längere An-

sprechdauer (Ansprechzeit im Bereich 0,15 - 0,5 s) und wurde zur Temperaturmessung im Bereich kleiner Schnittgeschwindigkeiten eingesetzt. Zur besseren Ankopplung an die Wendeschneidplatte wurde das Thermoelement mit einer Wärmeleitpaste an die Wendeschneidplatte kontaktiert. Das Zweifarbenpyrometer mit angeschlossener Glasfaser zur Ermittlung der Zerspantemperaturen funktionierte im Verhältnisprinzip. Dabei kann ohne genaue Kenntnis des Emissionsgrades der Werkstoffoberfläche eine genaue Aussage über die lokalen Temperaturen getroffen werden. Die Temperatur wird dabei aus dem Verhältnis zweier Strahlungsintensitäten verschiedener Wellenlängen bestimmt. Das Verhältnisprinzip hat somit große Vorteile, da nicht wie im Falle klassischer Thermographie, der (temperatur- und oberflächenabhängige) Emissionsgrad des zu untersuchenden Materials bekannt sein muss.

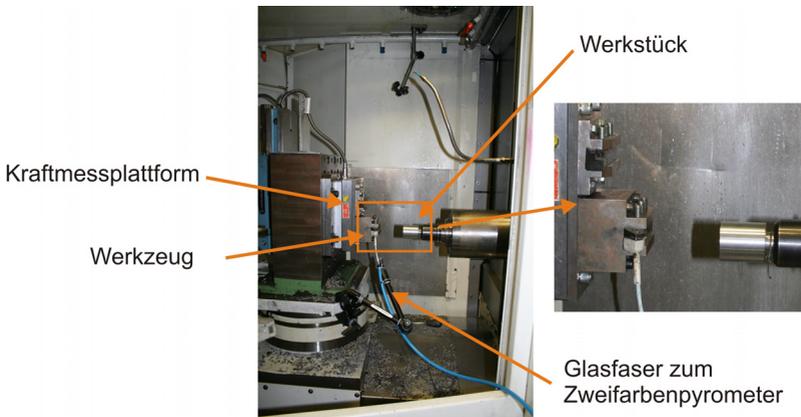


Abbildung 5.1: Übersichtsdarstellung des Versuchszustandes am Institut für Produktionstechnik (wbk) am KIT. Es sind Werkstück, Werkzeug, die Kraftmessplattform und die Glasfaser des Zweifarbenpyrometers gekennzeichnet.

Für die direkte Abbildung der Aufbauschneide während der Zerspanung wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera der Firma MotionBLITZ Cube verwendet. Die Aufnahme­frequenz der Kamera zur Bestimmung der Ablöse­frequenz der Aufbauschneide lag zwischen 500 Hz und 720 Hz. Dadurch konnten Änderungen im Spanbildungsprozess und der Aufbauschneiden­bildung in einem Zeitintervall von minimal 1,39 ms - 1,99 ms abgebildet werden. Aufgrund der extrem kleinen Struktur (Höhen im Bereich von 10 - 700  $\mu\text{m}$ ) der sich bildenden Aufbauschneide mussten die Aufnahmen mit Hilfe eines Mikroskopobjektivs des Typs INFINIPROBE S-80 T58-809 mit einer Vergrößerung von 0x - 8x vergrößert werden. Der minimale Arbeits­abstand betrug dabei 18 mm. Zur Beleuchtung wurde eine Halogenlampe mit Schwanenhalsaufsatz der Firma Zeiss verwendet. Damit konnte die not­wendige hohe lokale Lichtintensität zur Beleuchtung der Spanbildungszone und der Aufbauschneide erzielt werden, was für die Hochgeschwindigkeits­aufnahmen essenziell war.

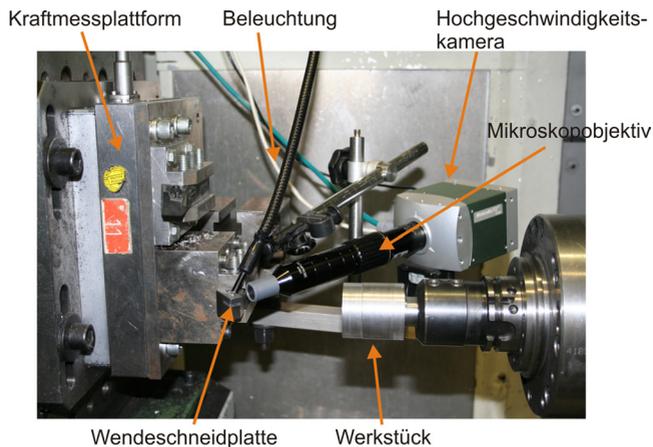


Abbildung 5.2: Detaillierte Darstellung des Versuchsstandes am Institut für Produktionstechnik (wbk) am KIT mit Verwendung des Messaufbaus mit Hochgeschwindigkeitskamera und Mikroskopobjektiv.

Die verwendeten Zerspanparameter und die Zerspangeometrie sind in der folgenden Abbildung dargestellt:

Schnittgeschwindigkeit $v_c$ [m/min]	<b>50 - 150</b>
Vorschub $f$ [mm/rev]	<b>0,05</b>
Schnitttiefe $a_p$ [mm]	<b>1,0</b>
Spanwinkel $\gamma$ [°]	<b>-8</b>
Freiwinkel $\alpha$ [°]	<b>8</b>
Keilwinkel $\beta$ [°]	<b>90</b>
Eckenradius $r_e$ [mm]	<b>0,8</b>
Schneidkantenradius $r_\beta$ [ $\mu\text{m}$ ]	<b>30</b>
Einstellwinkel $\kappa_r$ [°]	<b>45</b>

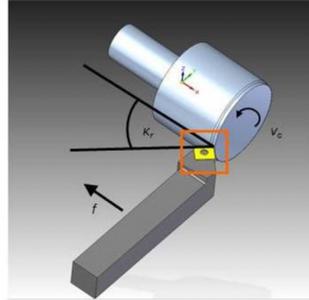


Abbildung 5.3: Übersichtstabelle der verwendeten Zerspanparameter (links) mit Überblick des Außenlängsdrehprozesses für die Verschleißversuche und zur definierten Konservierung der Aufbauschneiden nach Beendigung des Zerspanens (rechts); (nach [97]).

Die Zerspanparameter ergaben sich aus umfangreichen Vorversuchen und auf Basis der Literatur zur Aufbauschneidenbildung. Insofern sind Aufbauschneiden bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten in einem Bereich von 50 - 150 m/min zu erwarten. Der Vorschub wurde gezielt zu 0,05 mm/rev gewählt, der im Bereich der Schneidkantenverrundung der Wendeschneidplatte von 30  $\mu\text{m}$  liegt. Diese Parameterkombination ermöglichte eine gezielte Aufbauschneidenbildung. Des Weiteren wurde ein negativer Spanwinkel  $\gamma$  von  $-8^\circ$  eingestellt, der das Auftreten der Aufbauschneide im Zerspanprozess fördert. Die Konservierung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte konnte durch einen Einstellwinkel  $\kappa_r$  von  $45^\circ$  gewährleistet werden. Das Werkzeug fährt dadurch „sanft“ aus dem Werkstück (siehe Abbildung 5.3) und ermöglicht die ex-situ Untersuchung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte.

Die Zerspanversuche für die detaillierten Mikrostrukturuntersuchungen der Aufbauschneiden wurden an den Vollproben (siehe Abbildungen 4.5 und 4.6) durchgeführt. Nach kurzen Zerspanwegen  $l_c$  im Bereich 80-180 m wurden die im anfänglich unverschlissenen Zustand verwendeten Wendeschneidplatten ausgebaut und die konservierten Aufbauschneiden mikrostrukturell untersucht. Als veränderlicher Zerspanparameter wurde die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  im Bereich 50 - 150 m/min variiert. Dieselbe Vorgehensweise wurde zudem für die Herstellung von Proben angewandt, die bezüglich der Haftfestigkeit der Aufbauschneiden auf den Wendeschneidplatten untersucht wurden. Die relativ kleinen Schnittwege im Bereich 80 - 180 m ermöglichten Aufbauschneidenuntersuchungen auf nahezu unverschlissenen Wendeschneidplatten.

## 5.2 Verschleißuntersuchungen

Für die Betrachtung der Verschleißentwicklung des eingesetzten Werkzeugs wurden die Verschleißstellen an der Freifläche und am Eckenradius betrachtet (siehe Abbildung 5.4). Da sich während der Zerspanung unterschiedliche Entwicklungen des Freiflächen- und Eckenradienverschleißes zeigten, wurden diese Verschleißstellen getrennt betrachtet und vermessen. Zur Auswertung wurde in Anlehnung an die Norm ISO 3685 [70] für den Eckenradienverschleiß eine Messstelle gewählt, zur Bestimmung des Freiflächenverschleißes wurde dieser mit 3-4 Messlängen vermessen und der arithmetische Mittelwert gebildet (siehe Abbildung 5.4). Aufgrund der gewählten Zerspanbedingungen konnte die während des Zerspanprozesses entstehende Aufbauschneide auf dem Hartmetallwerkzeug konserviert werden. Dadurch war es möglich, die generierte Aufbauschneide im Anschluss an die Zerspannung bezüglich der Höhe und der Fläche, welche die Aufbauschneide auf dem Zerspanwerkzeug einnimmt, zu charakterisieren. Die Höhe wurde lichtmikroskopisch mittels 3-4 Messstellen bestimmt, wohingegen die Fläche, die die Aufbauschneide auf der Spanfläche belegt, durch Rückstreu-

elektronenaufnahmen im REM und anschließender bildanalytischer Auswertung bestimmt wurde (siehe Abbildung 5.5).

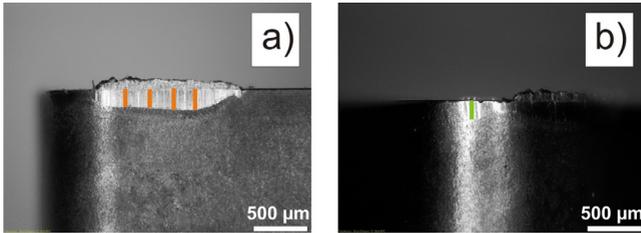


Abbildung 5.4: Übersichtsdarstellung der verschiedenen Messstellen zur Bestimmung des Freiflächenverschleißes a) (orangene Messstellen) und des Eckenradienverschleißes b) (grüne Messstelle); (nach [94]).

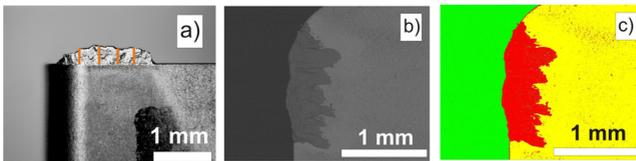


Abbildung 5.5: Übersichtsdarstellung der Vermessung der Aufbauschneidenhöhe mittels Lichtmikroskopie a) und Flächenbestimmung durch Auswertung mittels Grauwertunterschieden und anschließender bildanalytischer Auswertung durch analySIS pro der Firma Olympus b)-c); (nach [97]).

Zur Verschleißbetrachtung der eingesetzten Wendeschneidplatten wurden die in den Abbildungen 4.5 und 4.6 dargestellten Proben ausgehend vom ursprünglichen Ausgangsdurchmesser von  $d_{\text{Beginn}} = 58 \text{ mm}$  weiter zerspannt auf den Enddurchmesser von  $d_{\text{Ende}} = 24 \text{ mm}$ . Ein Zerspanvorgang entspricht einem kompletten Zerspanvorgang über das Werkstück, was zu einer Durchmesserabnahme an der Auskraglänge von 2 mm führte. Eine Übersicht der Zerspandurchgänge, des Schnittwegs und der Durchmesseränderung ist in Tabelle 5.1 dargestellt. Die Wendeschneidplatte wurde nach definierten Zer-

spanvorgängen aus dem Klemmhalter entnommen und die Verschleißmarken und Aufbauschneidenhöhen gemäß der in Abbildung 5.4 und 5.5 dargestellten Vorgehensweise licht- und rasterelektronenmikroskopisch vermessen. Die Verschleißversuche wurden nach der Zerspaltung einer Vollprobe (siehe Abbildung 4.5) der Auskraglänge von 100 mm bzw. von zwei Vollproben (siehe Abbildung 4.6) der Auskraglänge von 50 mm beendet. Daraus resultiert ein durchschnittlicher Schnittweg  $l_c$  von 4030 m bei Beendigung der Verschleißversuche bei einem Vorschub  $f = 0,05$  mm/rev und einer Schnitttiefe von  $a_p = 1,0$  mm. Für die Proben mit 100 mm Auskraglänge ergeben sich damit 17 Zerspandurchgänge. Für die Analyse der Oberflächeneigenschaften des Werkstücks wurden von den Vollproben mit 100 mm Auskraglänge Scheiben von 1 mm an der Stirnseite abgetrennt und bezüglich Eigenspannungen und Oberflächenrauheit untersucht. Dabei konnte der Verschleißeinfluss des Werkzeugs auf die Werkstückrandzone untersucht werden.

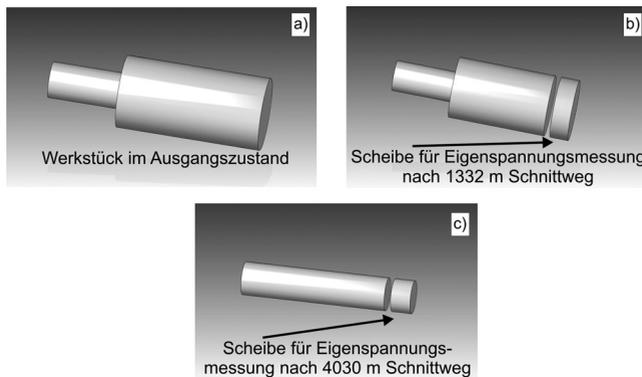


Abbildung 5.6: Schematische Darstellung der Verfahrensweise zur Eigenspannungsmessung innerhalb der Werkstückrandzone nach verschiedenen Schnittwegen (a) im Ausgangszustand, b) nach 1332 m Schnittweg, c) nach 4030 m Schnittweg), die zu entsprechend unterschiedlichen Verschleißzuständen des Werkzeugs korrespondieren (nach [98]).

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung der Zerspandurchgänge  $n$ , des Werkstückdurchmessers  $d$  und des Schnittwegs  $l_c$  für die Betrachtung des Werkstücks in Abbildung 4.5 (Auskraglänge von 100 mm) und in Abbildung 4.6 (Auskraglänge von 50 mm).

Werkstück mit 100 mm Auskraglänge					
$n$	$d$ [mm]	$l_c$ [m]	$n$	$d$ [mm]	$l_c$ [m]
0	58	0	9	40	2709
1	56	364	10	38	2908
2	54	716	11	36	3098
3	52	1056	12	34	3278
4	50	1332	13	32	3448
5	48	1696	14	30	3608
6	46	1966	15	28	3758
7	44	2225	16	26	3898
8	42	2472	17	24	4030
Werkstück mit 50 mm Auskraglänge					
$n$	$d$ [mm]	$l_c$ [m]	$n$	$d$ [mm]	$l_c$ [m]
0	58	0	9	40	1354
1	56	182	10	38	1454
2	54	358	11	36	1549
3	52	527	12	34	1639
4	50	666	13	32	1724
5	48	848	14	30	1804
6	46	983	15	28	1879
7	44	1112	16	26	1949
8	42	1236	17	24	2014

Die Verfahrensweise zum Abtrennen der einzelnen Scheiben zur Eigenspannungsmessung ist in Abbildung 5.6 dargestellt. Dabei wurde durch Vorversuche geklärt, dass es keine Umlagerungseffekte der Eigenspannungen (in Bezug auf die Spannungskomponente in Umfangsrichtung) durch den Trennprozess gab. Nach einem kurzen Schnittweg von  $l_c = 1332$  m (was vier Zerspandurchgängen entspricht) und einem längeren Schnittweg von  $l_c = 4030$  m (entspricht 17 Zerspandurchgängen) wurden mittels Nasstrenn-

maschine einzelne Scheiben des Werkstücks abtrennt. Die Randschicht der Scheiben wurde mittels röntgenographischer Methoden ( $\sin^2\psi$  - Verfahren) auf zerspanbedingte Eigenspannungen untersucht.

### 5.3 Mikrostrukturelle Analyse der Aufbauschneiden

Zur detaillierten Analyse der Aufbauschneiden wurden diese metallographisch präpariert und mittels Nital (Zusammensetzung: 2% Salpetersäure, 98% Ethanol) bzw. Beraha 1 (Zusammensetzung: 100 ml dest. Wasser; 20 ml HCl; 2,4 g  $\text{NH}_4\text{HF}_2$ ; 1 g  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) Ätzmittel angeätzt. Zur detaillierten Strukturanalyse wurde ein Rasterelektronenmikroskop der Firma Zeiss (Leo Evo 50) verwendet. Die Beschleunigungsspannung für den Elektronenstrahl lag bei 15 kV. Für die TEM-Analysen wurde ein TEM (Transmissions-elektronenmikroskop) des Typs FEI-TITAN 80-300 mit einer Beschleunigungsspannung von 300 kV verwendet. Mittels TEM wurden Hellfeld-, Dunkelfeld- und Beugungsaufnahmen erstellt. Ebenso wurde chemische Analytik mittels EELS (engl.: electron energy loss spectroscopy) und EF-TEM (engl.: energy filtered transmission electron microscopy) am TEM durchgeführt. Für die lokale chemische Analyse wurde ein „Gatan imaging energy filter (GIF) Tridiem 865 HR“ verwendet, welcher EELS- und EFTEM-Analysen ermöglichte. Die TEM-Lamellen wurden zuvor aus Schliffen der mit Aufbauschneiden behafteten Hartmetallwendeschneidplatten mittels FIB (dual-beam FIB FEI Strata 400) herauspräpariert. Zur lokalen quantitativen Analyse des Kohlenstoffgehalts wurde an einer ausgewählten Aufbauschneide (hergestellt bei  $v_c = 100$  m/min) mittels FIB eine Spitze herauspräpariert und mit einer Atomsonde (engl.: atom probe tomography) (Hersteller CAMECA) analysiert.

Die Härteverteilung innerhalb der Aufbauschneide wurde mit instrumentierter Mikrohärteprüfung nach ISO EN 14577 durchgeführt. Zur lokalen Härtemessung der Aufbauschneiden wurde eine Last von 150 mN gewählt.

## 5.4 Bestimmung der Aufbauschneidenhaftfestigkeit

Die Bestimmung der Haftfestigkeit der Aufbauschneide auf dem Werkzeug wurde mittels einer in-situ-Belastungseinheit der Firma Kammrath und Weiß des Typs „Modul 10'000N“ durchgeführt. Diese für Zug- und Druckprüfungen konzipierte Prüfeinrichtung wurde zu einer Abschereinheit umfunktioniert, die es ermöglichte, Aufbauschneiden, welche gezielt auf dem Hartmetallwerkzeug erzeugt wurden, definiert abzuscheren. Dazu wurde ein spezieller Halter entwickelt und gebaut, der zum einen aus einer Befestigung für eine Abscherplatte und andererseits aus einem Halter für die zu untersuchende Wendeschneidplatte mit Aufbauschneide besteht (siehe Detailabbildung in Abbildung 5.7). Während des Scherprozesses wurde die Scherkraft gemessen. Neben der Bestimmung der Haftfestigkeit der Aufbauschneiden auf Hartmetallwendeschneidplatten wurde mittels der Abschereinheit zudem die Schädigungsentwicklung beim Abscheren der Aufbauschneide im Rasterelektronenmikroskop verfolgt.

Die in Abbildung 5.7 dargestellte Abschereinheit ermöglicht die zielgenaue Abscherung von anhaftenden Aufbauschneiden auf Wendeschneidplatten. Durch die vorhandene Kraftmessdose wurden die Scherkräfte gemessen und in maximale Scherspannungen umgerechnet. Dazu wurde die von der Aufbauschneide belegte Fläche nach Abbildung 5.5 ausgewertet und die Scherspannung  $\tau$  nach Gleichung 5.2 bestimmt.

$$\tau = \frac{|F|}{A}. \quad (5.2)$$

Dabei beschreibt  $F$  die mittels Kraftmessdose ermittelte Scherkraft und  $A$  die von der Aufbauschneide belegte Fläche auf der Wendeschneidplatte. Für einen Vergleich der Haftfestigkeiten der Aufbauschneiden auf den unterschiedlichen texturierten Wendeschneidplatten wurde der Maximalwert der Scherspannung  $\tau_{\max}$  für den jeweiligen Scherspannungs-Zeit-Verlauf verwendet.

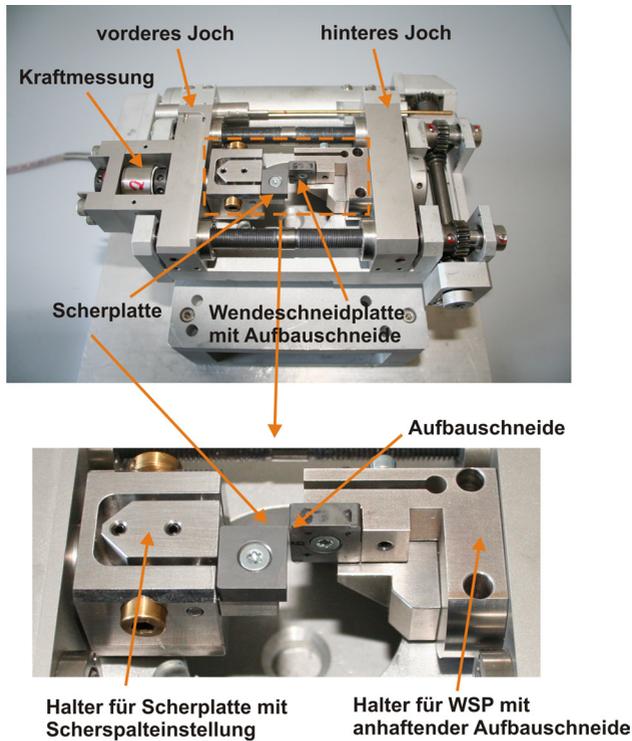


Abbildung 5.7: Darstellung der in-situ-Belastungseinheit zur Abscherung von Aufbauschneiden auf Wendeschneidplatten (WSP) mit der Beschriftung der einzelnen Bestandteile.

## 5.5 In-situ-Analyse der Spanbildungszone

Die in-situ Analysen der Aufbauschneidenbildung und der Entwicklung der Spanbildungszone mittels Synchrotronstrahlung (Beugungsanalyse und Radiographie) wurde an einer eigens für diese Untersuchungen entwickelten, konstruierten und gefertigten Drehmaschine durchgeführt. Da die Zerspaltung einen sehr schnellen Prozess darstellt und die Aufbauschneidenbildung sich in einem Bereich von 100 - 600  $\mu\text{m}$  abspielt, muss eine mög-

lichst energiereiche Synchrotronstrahlung mit kleinem Strahlquerschnitt verwendet werden. Zur Untersuchung wurde somit die Synchrotronstrahllinie ID 15A an der „European Synchrotron Radiation Facility“ (ESRF) in Grenoble ausgewählt. Damit möglichst ausschließlich die Spanbildungs- bzw. Aufbauschneidenbildungzone abgebildet werden kann, wurde aus Gründen der Zugänglichkeit und der Aufnahmedauer über einen längeren Zeitraum (ca. 10 s - 100 s) derselbe Aufbau gewählt wie schon in Abbildung 5.3 dargestellt. Zur winkeldispersiven röntgendiffraktometrischen Analyse der Aufbauschneiden und der Spanbildungszonen wurde eine Energie der verwendeten Synchrotronstrahlung von 91 keV eingestellt. Dies entspricht einer Wellenlänge der Röntgenstrahlung von  $\lambda = 0,0133725$  nm. Die Strahlgröße für die Beugungsanalysen lag im Bereich von  $300 \times 300 \mu\text{m}$ . Für eine zeitlich hochaufgelöste Untersuchung der Aufbauschneidenbildung wurde ein Flächendetektor von Perkin Elmer des Typs 1621 bei einer nominellen Aufnahmefrequenz von 14 Hz verwendet. Dieser wurde im  $2 \times 2$  Binning mode verwendet, was einer Pixelgröße von  $400 \mu\text{m}$  entspricht. Beim sogenannten Binning werden einzelne Pixelbereiche zusammengefasst, wodurch die Empfindlichkeit des neuen virtuellen Bildpunkts erhöht wird und somit das Signal-Rausch-Verhältnis verbessert wird. Dies ermöglicht eine zeitlich bessere Auflösung zu Lasten der Pixeldichte des Detektors. Eine Neukonstruktion der verwendeten Drehmaschine war nötig, da innerhalb der Messkammer der Synchrotronbeamline nur ein beschränkter Platz zur Verfügung stand und eine konventionelle Drehmaschine, mit welcher man das gewünschte Parameterfeld abbilden könnte, einen zu großen Einbauraum beansprucht hätte. Des Weiteren musste die Maschine so gebaut werden, dass diese bezüglich ihrer Abmaße und des Gewichts mit dem am Synchrotron vorhandenen Diffraktometertisch vereinbar ist. Die Maschine musste aus Gründen der längeren Beobachtungsdauer der Spanbildungszone (s.o.) einen ortsfesten Werkzeughalter besitzen, wodurch der Vorschub durch eine lineare Werkstückverschiebung realisiert werden musste. Kommerzielle

Drehmaschinen besitzen einen beweglichen Werkzeugschlitten, der während des Drehprozesses aus dem Synchrotronstrahl fahren würde.

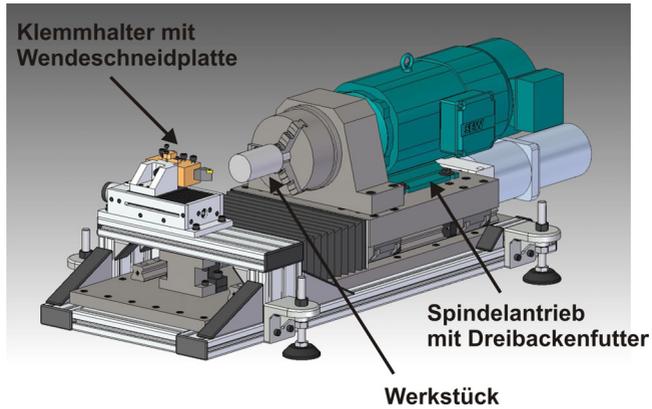


Abbildung 5.8: CAD-Zeichnung der Drehmaschine für die in-situ Untersuchungen der Spanbildungszone bzw. der Aufbauschneide.

Tabelle 5.2: Technische Daten der Drehmaschine für in-situ Untersuchungen.

Drehzahlbereich [ $\text{min}^{-1}$ ]	80 - 6000
Drehmoment bei $2100 \text{ min}^{-1}$ [Nm]	25
Verfahrweg in z-Richtung (automatisiert) [mm]	160
Verfahrweg in x-Richtung (automatisiert) [mm]	50

Eine schematische Übersicht der Drehmaschine ist in Abbildung 5.8 dargestellt. Einige wichtige technischen Daten sind in Tabelle 5.2 aufgelistet. Die Vermeidung von Abschattungseffekten wurde durch einen Einstellwinkel  $\kappa_r$  von  $45^\circ$  (siehe Tabelle in Abbildung 5.3) und durch Verwendung hohlzylindrischer Proben erreicht (siehe Abbildung 4.7). Der schematische Strahlengang ist in der folgenden Abbildung 5.9 dargestellt.

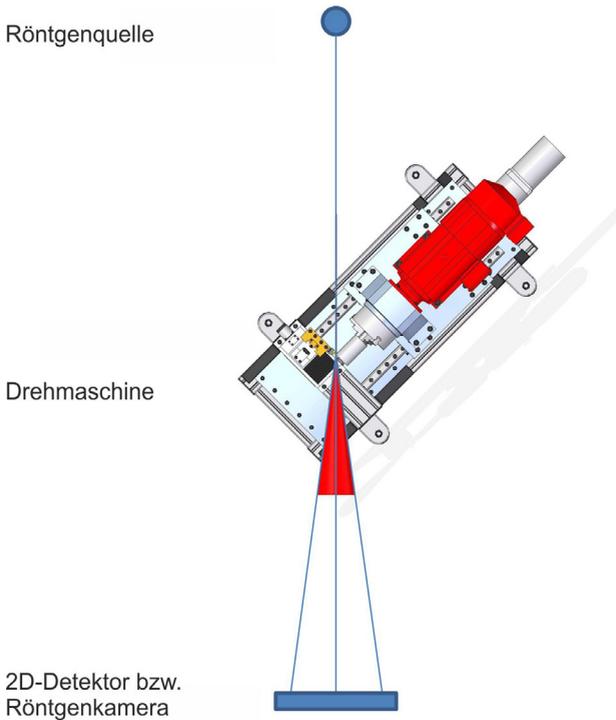


Abbildung 5.9: Schematischer Strahlengang des Aufbaus zur in-situ Untersuchung der Span- und Aufbauschneidenbildung mittels Synchrotronstrahlung unter Verwendung einer eigens konstruierten Drehmaschine.

Entstehende Späne, die sich im Strahlengang des Röntgenstrahls anlagerten, sollen über Druckluft von der Wendeschneidplatte entfernt werden. Der

in Abbildung 5.10 gezeigte Aufbau ermöglicht die Untersuchung der Spanbildungszone abschattungsfrei durch die Drehmaschine und durch ein ortsfestes Werkzeug, wodurch die Untersuchung mittels Synchrotronstrahlung möglichst kontinuierlich möglich war. Die Darstellung des Strahlengangs am Werkstück in der Draufsicht und Seitenansicht ist in Abbildung 5.10 gezeigt.

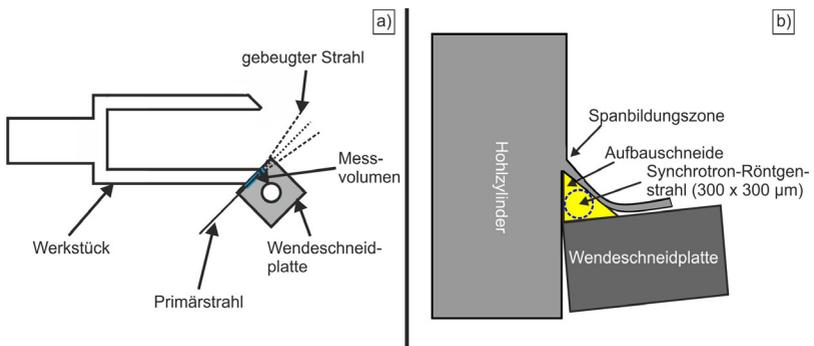


Abbildung 5.10: Schematische Darstellung des Strahlengangs am Synchrotron mit Werkstück und Wendeschneidplatte. In a) sind primärer und gebeugter Röntgenstrahl gekennzeichnet, ebenso das Messvolumen in der Spanbildungszone bzw. im Bereich der Aufbauschneide (blau). In b) ist die Seitenansicht dargestellt mit Spanbildungszone, Aufbauschneide und Messstelle des Synchrotronstrahls.

Aufgrund der speziellen Verhältnisse bezüglich der mechanischen Stabilität des Messaufbaus wurde ein angepasster Parametersatz für die Zerspanparameter verwendet, der eine annähernd schwingungsfreie Aufbauschneiden- und Spanbildungszoneuntersuchung ermöglichte. Dies war insofern von Bedeutung, da lokale Röntgenbeugungsuntersuchungen mit einem Synchrotronstrahlquerschnitt von  $300\ \mu\text{m} \times 300\ \mu\text{m}$  durchgeführt wurden. Für die Versuche wurden die in Tabelle 5.3 angegebenen Zerspanparameter verwendet.

Tabelle 5.3: Angewandte Zerspanparameter für die in-situ Untersuchungen der Aufbauschneidenbildung.

Drehzahl $n$ [ $\text{min}^{-1}$ ]	Vorschub- geschwindigkeit $v_f$ [mm/min]	Schnitt- geschwindigkeit $v_c$ [m/min]	Vorschub $f$ [mm/rev]
140	16	24	0,11

Aus Tabelle 5.3 wird ersichtlich, dass im Gegensatz zu den für die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen verwendeten Zerspanparameter die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  auf 24 m/min reduziert wurde bei gleichzeitiger Erhöhung des Vorschubs auf 0,11 mm/rev. Beide Parameter ergaben die beste Stabilität des Zerspanprozesses, die für die zeit- und orts aufgelöste Untersuchung der Spanbildungszone notwendig war.

Durch die Anwendung von Synchrotronstrahlung war es möglich, lokale Beugungsanalysen während des Zerspanvorgangs durchzuführen. Dabei wird die Probe durchstrahlt und die von der Probe gebeugte Strahlung mittels 2D-Flächendetektor registriert. Aus den 2D-Beugungsbildern werden 1D-Diffraktogramme erstellt (Intensität über  $2\theta$ ), die anschließend durch Profillinienanalyse [99] ausgewertet werden. Damit konnte die Mikrostruktur und Dehnung innerhalb der Aufbauschneide während des Zerspanens zeitaufgelöst verfolgt werden.

Eine bis heute noch bedeutende Methode zur Auswertung kompletter Röntgendiffraktogramme wurde 1953 von Williamson und Hall entwickelt [100]. Bei dieser Methode zur Trennung von „Korngröße“ (Bereich kohärent beugender Domänen) und Dehnung wird die Integralbreite  $\beta^*$  in reziproker Einheit wie folgt definiert:

$$\beta^* = \beta \cdot \cos \frac{\theta}{\lambda}. \quad (5.3)$$

Dabei ist  $\beta$  die Integralbreite des Beugungsreflexes,  $\theta$  der Bragg-Winkel und  $\lambda$  die Wellenlänge der verwendeten Röntgenstrahlung.

$\beta^*$  kann in Abhängigkeit von  $d^*$  ( $=1/d$  mit  $d$  als Netzebenenabstand) aufgetragen werden. Die sich ergebende Geradengleichung stellt sich wie folgt dar:

$$\beta^* = \frac{1}{\varepsilon_\beta} + \left(\frac{\eta}{2}\right) \cdot d^*. \quad (5.4)$$

Aus der in Gleichung 5.4 dargestellten Geradengleichung kann aus dem y-Achsenabschnitt  $\frac{1}{\varepsilon_\beta}$  die Korngröße  $\varepsilon_\beta$  als Bereich kohärent beugender Domänen und aus der Steigung  $\frac{\eta}{2}$  die Mikrodehnung  $\eta$  ermittelt werden.

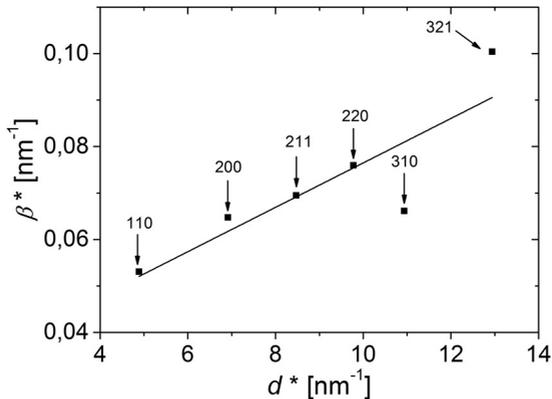


Abbildung 5.11: Beispielhafter Williamson-Hall-Plot für die Auswertung eines Diffraktogramms für  $\alpha$ -Eisen mit Auftragung von  $\beta^*$  über  $d^*$  und Kennzeichnung der jeweiligen Reflexe (110, 200, 211, 220, 310 und 321).

Ein schematischer Williamson-Hall-Plot ist in Abbildung 5.11 dargestellt. Hierbei ist  $\beta^*$  in Abhängigkeit von  $d^*$  für sechs Reflexe für  $\alpha$ -Eisen aufge-

tragen. Über die eingezeichnete Ausgleichsgerade kann die Größe der kohärent beugenden Domänen und Mikrodehnung bestimmt werden.

Neben den Beugungsanalysen im Bereich der Aufbauschneide konnte der Strahlengang in Abbildung 5.9 sekundärseitig statt der Verwendung eines Flächendetektors mit einer Röntgenkamera ausgestattet werden. Die Verwendung einer Röntgenkamera ermöglichte hierbei radiographische Untersuchungen der Aufbauschneide. Durch Anwendung dieser Methoden kann die Aufbauschneide und Spanbildungszone in ihrer inneren Struktur detailliert in-situ untersucht werden. Auch das Abbrechen und Bilden der Aufbauschneide kann mittels Röntgendurchstrahlanalyse detaillierter und mit höherer Zeitauflösung als für die Untersuchung mit optischer Hochgeschwindigkeitskamera abgebildet werden. Für diese Untersuchungen der im Zerspanprozess generierten Aufbauschneiden wurde eine Röntgenkamera (pco.dimax S4 der Firma pco AG) mit einer Pixelgröße von  $5,1 \mu\text{m}$  und einer Strahlgröße von  $2 \times 2 \text{ mm}$  verwendet. Die Bildfrequenz der Kamera lag bei  $1000 \text{ Hz}$ .

### 5.6 Methoden zur Werkstückrandschichtuntersuchung

Die Eigenspannungen in den Werkstückrandbereichen (siehe Scheiben in Abbildung 5.6) wurden in Schnittrichtung (Umfangsrichtung) ermittelt, wobei eine eigens erstellte Halterung für die Bestimmung der Eigenspannungstiefenprofile angefertigt wurde. Die Halterung ermöglichte das seitliche Einspannen der abgetrennten Scheiben und das positionsgenaue Einrichten der Proben im Diffraktometer. Für die Bestimmung des Tiefenprofils wurde mit einer Lochmaske (Durchmesser ca.  $10 \text{ mm}$ ) in Schritten von ca.  $10 \mu\text{m}$  Material mittels Elektropolierens (Elektrolyt A2 der Firma Struers mit Zusammensetzung 60-80 % Ethanol, 10-15 % 2-Butoxy-ethanol und 1-5 % Perchlorsäure; Gerät: LectroPol-5 Fa. Struers) abgetragen. Die Gesamttiefe des Abtragens betrug ca.  $200 \mu\text{m}$ . Die Tiefe des Subschichtabtrags wurde durch eine Messuhr dokumentiert. Zur Messung der Eigenspannungen in

der Bauteilrandschicht wurde ein Diffraktometer Karlsruher Bauart verwendet mit durch Vanadium gefilterter  $\text{CrK}\alpha$  Röntgenstrahlung der Wellenlänge  $\lambda = 0,22897263 \text{ nm}$  [101]. Die Messungen wurden am  $\{211\}$ -Reflex der Ferritphase durchgeführt bei einem Beugungswinkel  $2\theta_0 = 156,394^\circ$ . Zur Eigenspannungsanalyse wurden 13  $\psi$ -Winkel im Intervall  $\psi = -60^\circ - +60^\circ$  gewählt, wobei die einzelnen Schritte in  $\psi$  so gewählt wurden, dass äquidistante Punkte für die Ausgleichsgerade nach der  $\sin^2\psi$ -Methode [102] erhalten wurden. Zur Abschätzung der Eindringtiefe wurde der in [103] angegebene Wert für Vanadium-gefilterte  $\text{CrK}\alpha$ -Strahlung in  $\alpha$ -Fe verwendet. Hierbei ergibt sich eine mittlere Eindringtiefe für die Ferritphase bei einem Kippwinkel von  $\psi = 0^\circ$  von ca.  $5,4 \mu\text{m}$ . Zur Berechnung der Eigenspannung wurde als Elastizitätsmodul  $E\{211\} = 219911 \text{ MPa}$  und als Querkontraktionszahl  $\nu\{211\} = 0,28$  verwendet (aus [103]). Der Primärstrahl wurde durch eine 1 mm Rundblende gebildet, wohingegen sekundärseitig eine Symmetrisierungsblende (Breite = 4 mm) nach [104] eingesetzt wurde. Zur Härteuntersuchung der Werkstückrandschicht wurde die instrumentierte Kleinlasthärteprüfung nach ISO EN 14577 angewandt und im konkreten Fall das Messgerät Typ Fischerscope verwendet. Die aufgebrachte Last zur Messung der Mikrohärtigkeit wurde zu 30 mN gewählt. Zur Bestimmung der Oberflächenrauigkeit und der Oberflächenkenngrößen wurde ein konfokales Weißlichtmikroskop (Typ: Nanofocus) verwendet und anschließend mittels der Auswertesoftware „Mountains Map“ ausgewertet. Neben der optischen Analyse des Oberflächenzustandes wurde ergänzend ein Perthometer des Typs Mahr zur taktilen Bestimmung von  $R_z$  und  $R_a$  angewandt.



## 6 Experimentelle Ergebnisse

### 6.1 Kraft- und Temperaturmessung während der Zerspangung

Abbildung 6.2 zeigt den exemplarischen Temperatur- und Kraftverlauf für die Zerspangung eines Werkstücks mit Außendurchmesser 26 mm bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min. Die Zerspangung erfolgte mit unbeschichteten Hartmetall-Wendeschneidplatten. Zur Temperaturmessung stehen dabei zwei verschiedene Messinstrumente zur Verfügung. Das Mantelthermoelement konnte aufgrund seines Ansprechverhaltens in einem Temperaturbereich von Raumtemperatur (25°C) bis 400°C eingesetzt werden. Das Ansprechverhalten ist jedoch verzögert, was messtechnisch auf die Verwendung von Thermoelementen zurückzuführen ist. Für höhere Temperaturen ( $T > 400^\circ\text{C}$ ) konnte ein Zwei-Farben-Pyrometer verwendet werden, welches eine schnellere Ansprechzeit (von wenigen Millisekunden) im Vergleich zum Mantelthermoelement (Typ K) besitzt. Durch Vorversuche konnte festgestellt werden, in welchem Schnittgeschwindigkeitsbereich welches Temperaturmessgerät verwendet werden konnte. Für  $v_c = 50$  m/min wurde zur Temperaturmessung ein Mantelthermometer verwendet, wohingegen für  $v_c \geq 100$  m/min aufgrund der höheren Temperaturen, das Zweifarbenpyrometer eingesetzt werden konnte. Die Messung erfolgte an der Unterseite der Spanfläche, was durch eine Sacklochbohrung (Durchmesser 0,3 mm) realisiert wurde. Die Lage der Sacklochbohrung für das Thermoelement / Glasfaser für Zwei-Farben-Pyrometer ist in Abbildung 6.1 dargestellt. Der Temperatur- und Kraftverlauf in Abbildung 6.2 ist repräsentativ für alle anderen Zerspandurchgänge.

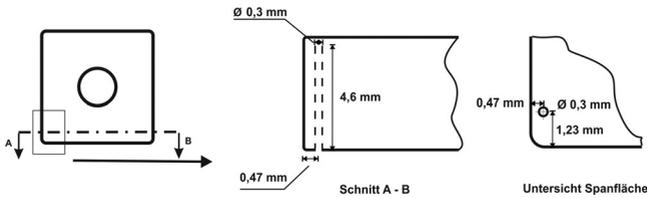


Abbildung 6.1: Darstellung der Lage der Sacklochbohrung für die Temperaturmessung mittels Thermoelement bzw. Zwei-Farben-Pyrometer in der Wendeschneidplatte.

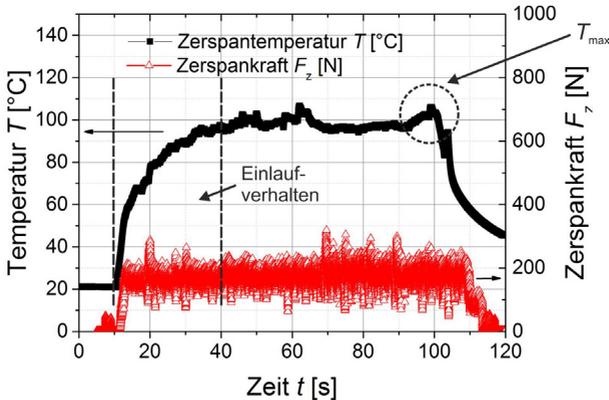


Abbildung 6.2: Verlauf der Temperatur und Zerspankraft  $F_z$  während eines Zerspanvorgangs bei  $v_c = 50$  m/min mit Kennzeichnung der Maximaltemperatur (Auskräglänge Werkstück: 50 mm).

In Abbildung 6.2 ist zu erkennen, dass der Temperaturverlauf durch die Wahl eines Thermoelements ein Einlaufverhalten zeigt, was auf die niedrigere Ansprechgeschwindigkeit des Thermoelements im Vergleich zum Pyrometer zurückzuführen ist. Das Kraftsignal der Zerspankraft  $F_z$  in Abbildung 6.2 streut während eines Zerspanvorgangs um den Mittelwert von  $F_z = 169 \pm 22$  N. In Abbildung 6.3 ist ein Vergleich der gemessenen Maximaltemperaturen  $T_{\max}$  und mittleren Zerspankräfte  $F_z$  im Bereich der Zer-

spanung für  $v_c = 50$  m/min dargestellt. Für die verschiedenen Schnittwege von 200 m - 2200 m ergibt sich der in Abbildung 6.3 dargestellte Verlauf.

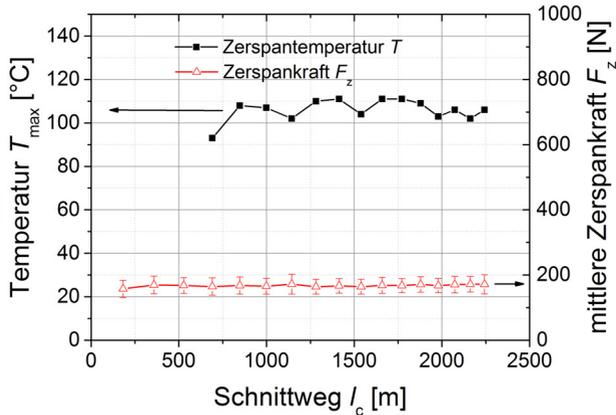


Abbildung 6.3: Zerspantemperatur- und Zerspantemperaturverlauf während der 17 Zerspandurchgänge als Funktion des Schnittwegs  $l_c$  (entspricht einem Gesamtschnittweg von 2243 m) für  $v_c = 50$  m/min bei Verwendung eines unbeschichteten Hartmetallwerkzeugs und einer Werkstückausraglänge von 50 mm.

Für die Auftragung in Abbildung 6.3 ist nach jedem Zerspandurchgang (Abdrehen von Durchmesser  $d_i = 58$  mm auf  $d_{i-1} = 56$  mm) die Maximaltemperatur bestimmt worden. Dies wurde für jeden der Einzel-Zerspandurchgänge von  $d_{\text{Ausgang}} = 58$  mm bis  $d_{\text{Ende}} = 24$  mm durchgeführt. Es wird dabei ersichtlich, dass die gemessenen Maximaltemperaturen  $T_{\text{max}}$ , die an der Spanflächenunterseite im Laufe des Zerspantprozesses ermittelt wurden, einen konstanten Wert von ca.  $106 \pm 5^\circ\text{C}$  zeigen. Einen ähnlich konstanten Verlauf zeigen die Kraftmessungen. Hierbei ergibt sich ein mittlerer Wert der Zerspantkraft  $F_z$  im Bereich von etwa  $168 \pm 4$  N.

Der schematische Verlauf einer Temperaturmessung im Schnittgeschwindigkeitsbereich 50 m/min - 150 m/min ist exemplarisch in Abbildung 6.4 dargestellt. Die Ansprechzeit liegt im Falle des Pyrometers bei wenigen Mil-

lisekunden und es ergibt sich kein ausgedehntes Einlaufverhalten wie im Falle der Mantelthermoelementmessung. Die Messdaten zeigen den Temperaturverlauf bei der Zerspanung eines Werkstücks von  $d_{\text{Anfang}} = 58 \text{ mm}$  auf  $d_{\text{Ende}} = 56 \text{ mm}$ . In diesen Zerspanbereichen konnte keine signifikante Änderung in der Spanformart beobachtet werden. Die Temperatur steigt mit hohen Aufheizraten ( $\dot{T} = 160\text{-}200 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ) für die drei gewählten Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  von 100 m/min, 125 m/min und 150 m/min auf jeweils unterschiedlich hohe Temperaturniveaus.

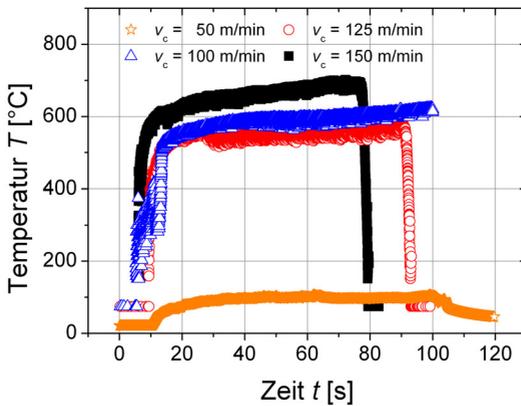


Abbildung 6.4: Darstellung der Temperaturentwicklung während des ersten Zerspanvorgangs für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  von 100 m/min; 125 m/min und 150 m/min (pyrometrische Temperaturmessung). Vergleichend ist zudem der Temperaturverlauf für  $v_c = 50 \text{ m/min}$  dargestellt (Messung mit Mantelthermometer).

Aus Abbildung 6.4 wird ersichtlich, dass die Temperatur für die Zerspannung in Maximaltemperaturen von ca.  $550^{\circ}\text{C}$  für  $v_c = 100 \text{ m/min}$ , ca.  $580^{\circ}\text{C}$  für  $v_c = 125 \text{ m/min}$  und ca.  $700^{\circ}\text{C}$  für  $v_c = 150 \text{ m/min}$  liegen. Im weiteren Verlauf der Zerspannung von großem ( $d = 58 \text{ mm}$ ) auf kleinere Durchmesser ( $d = 26 \text{ mm}$ ) der Werkstücke wechselte die Spanform für die Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 125 \text{ m/min}$  von Spiralwendelspan zum Fließ-

span, was auf die steigenden Temperaturen zurückzuführen ist [9]. Im ersten Schnittwegbereich wurden Spiralwendelspäne beobachtet, wohingegen ab einem Temperatursprung von ca. 220 K Fließspäne auftraten. Dieses Verhalten wurde ab einem Schnittweg von ca. 1200 m beobachtet. Ein Vergleich der Temperaturmesskurven, wie sie nach den 16. Zerspandurchgang ermittelt wurden, ist in Abbildung 6.5 dargestellt.

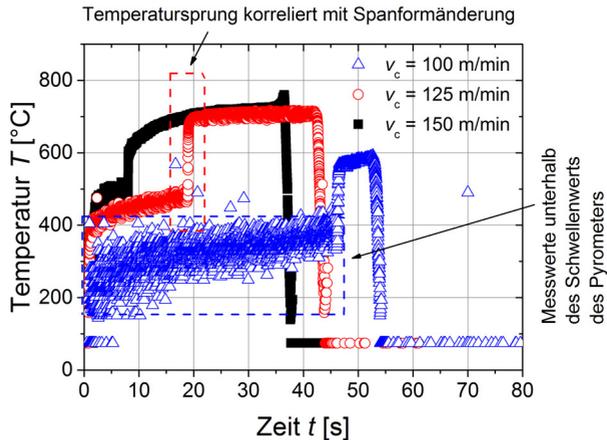


Abbildung 6.5: Darstellung der Temperaturentwicklung während des 16. Zerspandurchgangs für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  von 100 m/min; 125 m/min und 150 m/min. Der Temperatursprung für  $v_c = 125$  m/min ist gekennzeichnet.

In Abbildung 6.5 ist das Sprungverhalten im Temperaturverlauf innerhalb eines Zerspandurchgangs dargestellt. Für die gewählte Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 100$  m/min ist die Temperatur, die als Schwellenwert zum Ansprechen des Pyrometers notwendig ist, erst nach 47 s Schnittzeit erreicht. Für die Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 125$  m/min zeigt sich der schon erwähnte Temperatursprung ab einer Schnittzeit von 20 s. Für  $v_c = 150$  m/min ist ein kleinerer Temperatursprung nach ca. 8 s zu beobachten. Die Zerspantemperaturen zeigen in diesem Fall einen schnelleren Temperaturan-

stieg, was auf die Schnittgeschwindigkeit von 150 m/min zurückzuführen ist. Im Laufe des Zerspanvorgangs kommt es zu einer leichten kontinuierlichen Erwärmung, bis zu dem Punkt, an dem das Zerspanwerkzeug aus dem Werkstück austritt und abkühlt. Daraus ergeben sich aus jedem Temperaturverlauf über der Zeit Maximaltemperaturen  $T_{\max}$ , die kurz vor Ende der Zerspannung erreicht werden. Der in Abbildung 6.5 markierte Temperatursprung für die Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 125$  m/min ist in ähnlicher Weise ebenfalls für  $v_c = 100$  m/min und  $v_c = 150$  m/min beobachtbar. Zurückzuführen ist dieses Verhalten auf die Spanformänderung von einem Spiralwendelspan mit einer relativ kurzen Kontaktlänge auf der Spanfläche der Wendeschneidplatte hin zu einem Fließspan mit einer vergleichsweise großen Kontaktfläche auf der Wendeschneidplatte. Der (heiße) Fließspan mit flächigem Kontakt auf der Spanfläche führt zu einem mittels Pyrometer messbaren Anstieg der Zerspantemperatur. Für  $v_c = 100$  m/min tritt der Sprung mit der Ansprechschwelle (Schwellenwert) des Pyrometers auf, wohingegen bei  $v_c = 150$  m/min der Sprung schon während den ersten Sekunden ( $t < 10$  s) der Zerspannung auftritt und mit dem zeitabhängigen Anstieg der Zerspantemperatur zusammenfällt (siehe auch exemplarische T-Verläufe in Abbildung 6.5).

Der Verlauf der Maximaltemperaturen (bestimmt aus einzelnen Zerspandurchgängen) als Funktion des Schnittwegs ist in Abbildung 6.6 dargestellt. Die ermittelten Maximaltemperaturen  $T_{\max}$  zeigen für die Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 100$  m/min; 125 m/min und 150 m/min einen ansteigenden Trend. Für die Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 100$  m/min wird ein Temperaturanstieg von 570°C auf ca. 610°C beobachtet, wobei ab einem Schnittweg von 1700 m ein Abfall von  $T_{\max}$  festgestellt werden kann (von 610°C auf 560°C). Für  $v_c = 125$  m/min liegen die maximal gemessenen Zerspantemperaturen im Vergleich zu  $v_c = 100$  m/min leicht höher und weisen ab einem Schnittweg von  $l_c = 1300$  m einen Sprung auf. Ab  $l_c = 1400$  m werden Werte für  $T_{\max}$  von ca. 700°C gemessen. Das Sprungverhalten im Verlauf der Maximaltemperaturen ist darauf zurückzuführen, dass am

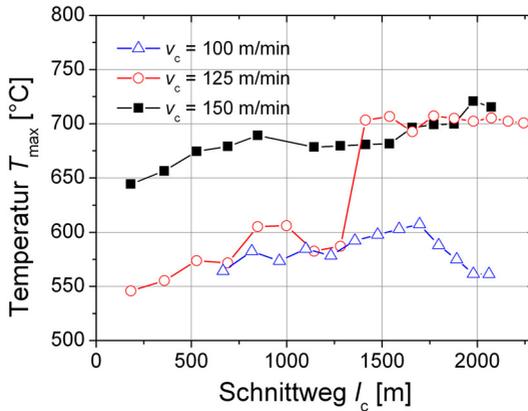


Abbildung 6.6: Verlauf der Maximaltemperatur  $T_{\max}$  während der einzelnen Zerspaltungsvorgänge als Funktion des Schnittwegs für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 100$  m/min; 125 m/min und 150 m/min.

Beginn der Zerspaltung (größere Werkstückdurchmesser, kleinerer Werkzeugverschleiß) für  $v_c = 125$  m/min kein Wechsel der Spanform auftritt. Mit zunehmendem Schnittweg tritt das im vorigen Abschnitt beschriebene Sprungverhalten auf, was durch die Spanformänderung erklärt werden kann. Bei der Bestimmung der Maximaltemperaturen nach Abbildung 6.2 wirkt sich das Sprungverhalten aus den Einzel-Temperaturverläufen somit auch auf den Verlauf der Maximaltemperaturen  $T_{\max}$  aus, da für kleinere Schnittwege ( $l_c < 1300$  m) Maximaltemperaturen im Bereich der Spiralwendelspane ermittelt werden, wohingegen für größere Schnittwege ( $l_c > 1300$  m) im Fließspan-Bereich höhere Werte für  $T_{\max}$  bestimmt wurden. Für  $v_c = 150$  m/min zeigt sich ein gleichmäßiger ansteigender Trend der Maximaltemperaturen von  $650^\circ\text{C}$  auf  $725^\circ\text{C}$ .

Ein Verlauf der Zerspalkraft während der Zerspaltungsdurchgänge 2 und 17 für die Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 100$  m/min; 125 m/min und 150 m/min ist in der folgenden Abbildung 6.7 dargestellt.

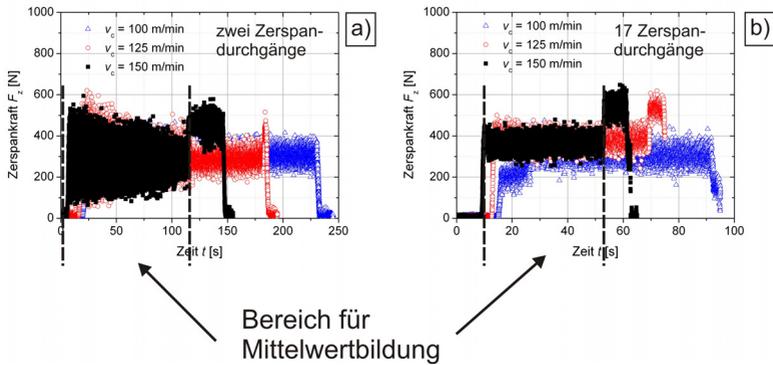


Abbildung 6.7: Verlauf der Kraftmessung bei Zerspanung der Vollproben mit 100 mm Auskraglänge nach zwei a) und 17 b) Zerspanndurchgängen für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 100$  m/min; 125 m/min und 150 m/min. Der Bereich für die Mittelwertbildung ist gekennzeichnet.

Der Mittelwert der Zerspankraft  $F_z$  wurde aus den Einzelkraftmessungen ermittelt (verwendeter Bereich der Einzelmessungen siehe Abbildung 6.7) und im Weiteren über dem Schnittweg  $l_c$  aufgetragen. Für die Einzelmessungen während eines Zerspanndurchgangs wurde derjenige Bereich der Zerspankraftmessung für die Mittelwertbildung gewählt, welcher den größten homogenen Zerspankraftbereich aufwies. Dadurch konnte der Zerspankraftmittelwert für eine möglichst aussagekräftige Schnittzeit  $t$  ermittelt werden. Die Bereiche für die Mittelwertbildung der Zerspankraft sind in Abbildung 6.7 dargestellt. Während der Zerspannung stellt sich ein Anstieg der Zerspankraft ein, was unter anderem auf die Zunahme des Werkzeugverschleißes zurückzuführen ist. Aufgrund der integralen Betrachtungsweise der Zerspannung (hinsichtlich des Werkzeugverschleißes (Kolk-, Freiflächen- und Eckenradienverschleiß) und der Aufbauschnneidenbildung) wird zur Bewertung der mechanischen Belastung der Wendeschneidplatte die Summe aus Passiv-, Vorschub- und Schnittkraft verwendet. Die resultierende Zerspan-

kraft  $F_z$  wird bei der Zerspangung über die Freifläche, die Spanfläche und den Eckenradius in das Werkzeug eingeleitet. Änderungen an den Kontaktbedingungen an Freifläche und Spanfläche und auch der Ausprägung der Aufbauschneide lassen sich integral am besten über die Vektorsumme aller Kraftkomponenten  $F_f$ ,  $F_p$  und  $F_c$  (siehe Gleichung 5.1) verfolgen. Aus diesem Grund wird für alle weiteren Bewertungen der mechanischen Belastung des Werkzeugs die Zerspangkraft  $F_z$  verwendet.

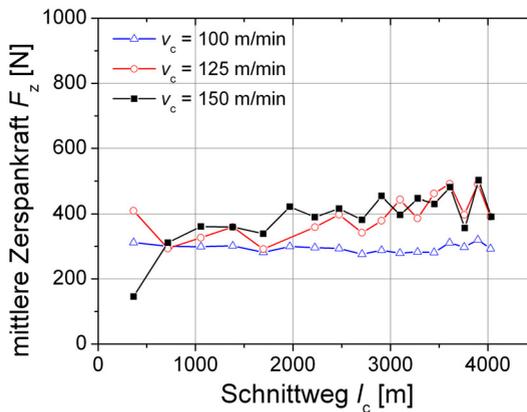


Abbildung 6.8: Verlauf der Mittelwerte der Kraftmessung in Abhängigkeit des Schnittwegs für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 100$  m/min; 125 m/min und 150 m/min.

In Abbildung 6.8 ist die Zunahme der Zerspangkraft mit zunehmendem Schnittweg erkennbar. Für die höchste gewählte Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 150$  m/min zeigt sich ein Zerspangkraftanstieg von ca. 200 N auf etwa 445 N. Der Zerspangkraftverlauf für  $v_c = 125$  m/min zeigt einen ähnlichen Verlauf jedoch mit kleineren absoluten Werten (Anstieg von ca. 300 N auf etwa 440 N). Für die Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 100$  m/min ergibt sich eine annähernd konstante Zerspangkraft  $F_z$  von ca.  $295 \pm 20$  N.

## **6.2 Werkzeug- und Aufbauschneidencharakterisierung nach definierten Schnittwegen**

Im vorangegangenen Abschnitt wurde der Zerspanprozess durch Kraft- und Temperaturmessung charakterisiert. Durch die verschiedenen thermomechanischen Belastungen während der Zerspanung sollen diese Auswirkungen auf die bei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten auf der Wendschneidplatte anhaftenden Aufbauschneiden näher untersucht werden. Dabei liegt ein Hauptaugenmerk auf der Mikrostruktur und den chemischen Eigenschaften der Korngrenzen innerhalb der Aufbauschneide, da diese unter anderem einen wichtigen Einfluss auf das Erholungs- und Rekristallisationsverhalten des Materials haben [105], [106]. Im Folgenden werden klassische metallographische Methoden und detaillierte Analytik (REM, FIB, TEM, EFTEM, Atomsonde) zur Untersuchung der Mikrostruktur verwendet.

### **6.2.1 Randzonen- und Aufbauschneidenbetrachtung bei unbeschichteten Werkzeugen**

Für die detaillierte Betrachtung der Aufbauschneidenbildung beim Außenlängsdrehen wurden gezielte Versuche zur Konservierung der Aufbauschneiden bei einer Schnitttiefe  $a_p$  von 1,0 mm und einem konstanten Vorschub  $f$  von 0,05 mm/rev durchgeführt. Mit einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min konnte die im Hinblick auf die Aufbauschneidenhöhe und belegte Fläche auf der Wendschneidplatte größte Aufbauschneide erzielt werden. In der folgenden Abbildung 6.9 sind Aufnahmen der Aufbauschneiden nach kurzen Schnittwegen (im Bereich von 80 - 180 m) gegenübergestellt.

Die Auswertung der Aufbauschneidenhöhe und der auf dem Werkzeug belegten Fläche zeigt, dass Höhe und Fläche mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit abnimmt und einem linearen Trend folgt.

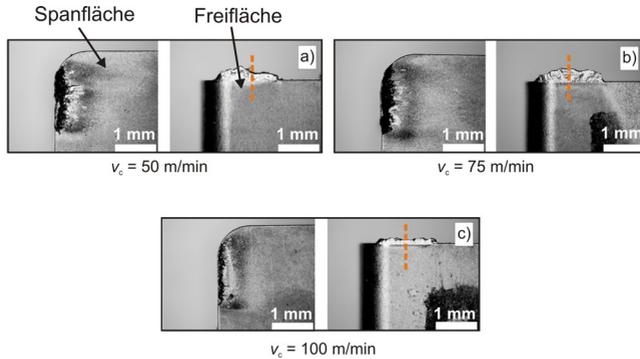


Abbildung 6.9: Darstellung der auf dem Werkzeug konservierten Aufbauschneiden auf dem unbeschichteten Hartmetallwerkzeug, a) für  $v_c = 50$  m/min, b) für  $v_c = 75$  m/min und c) für  $v_c = 100$  m/min. Es ist jeweils die Span- und die Freifläche des Werkzeugs sichtbar (exemplarisch in a) gekennzeichnet); (nach [97]).

Dabei kann die Höhe der Aufbauschneide  $h_{\text{abs}}$  (in  $\mu\text{m}$ ) in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  im Intervall  $v_c = [50; 100]$  (in m/min) wie folgt beschrieben werden (mit den Koeffizienten  $i_{\text{abs}} = -4,30 \frac{\mu\text{m}}{\text{m/min}}$  und  $h_{\text{abs}0} = 567 \mu\text{m}$ ):

$$h_{\text{abs}} = i_{\text{abs}} \cdot v_c + h_{\text{abs}0}. \quad (6.1)$$

Für die belegte Fläche  $A_{\text{abs}}$  kann analog zur Aufbauschneidenhöhe eine lineare Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  bestimmt werden:

$$A_{\text{abs}} = j_{\text{abs}} \cdot v_c + A_{\text{abs}0}. \quad (6.2)$$

Dabei sind  $j_{\text{abs}}$  und  $A_{\text{abs}0}$  Koeffizienten, die aus der Datenauftragung in Abbildung 6.10 bestimmt wurden (mit  $j_{\text{abs}} = -0,00478 \frac{\text{mm}^2}{\text{m/min}}$  und für  $A_{\text{abs}0}$  ergibt sich  $A_{\text{abs}0} = 0,873 \text{ mm}^2$ ).

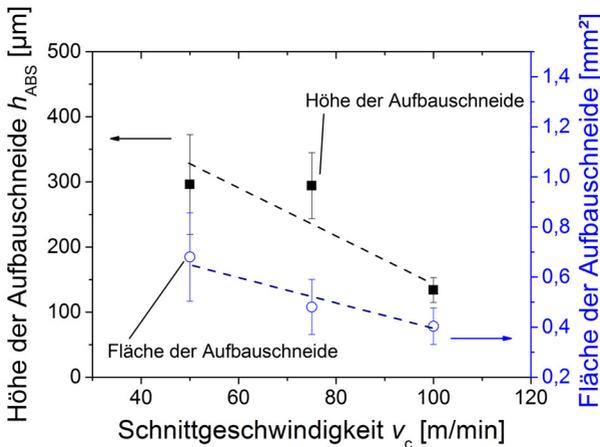


Abbildung 6.10: Aufbauschneidenhöhe und auf der Spanfläche belegte Fläche in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$ . Der lineare Trend von Höhe und Fläche in Abhängigkeit von  $v_c$  ist durch Ausgleichsgeraden gekennzeichnet (nach [97]).

Durch sorgfältige metallographische Präparation wurde die Aufbauschneide bezüglich ihrer Gefügestruktur untersucht und im Hinblick auf ihre innere Struktur abgebildet. Aufgrund der kleinen Struktur der Aufbauschneide (Höhe im Bereich 100 - 400  $\mu\text{m}$ ) und der Problematik der Spaltbildung zwischen Aufbauschneide bzw. Hartmetallwerkzeug und dem Einbettmittel wurde diese vor der Präparation mittels chemischer Vernickelung beschichtet bzw. durch Infiltration spaltfrei eingebettet und präpariert. Kantenabrundungen an Aufbauschneiden konnten dadurch vermieden werden.

Aufgrund der stark verformten Gefügestruktur konnte Nital als Ätzmittel nicht verwendet werden. Durch aufwändige Ätzversuche wurde das Farbätzmittel Beraha 1 als geeignetes Ätzmittel identifiziert und mit diesem die Ätzung durchgeführt [97], [107].

Zum Vergleich sind zwei mit Nital geätzte Aufbauschneiden (aus Zerspanprozess bei  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 100$  m/min hergestellt) in Abbildung 6.11 dargestellt. Es wird deutlich, dass Nital für eine stark verformte Struk-

tur aus C45E als Ätzmittel zur Entwicklung der Mikrostruktur auf lokaler (in Bereich weniger Mikrometer) und globaler Ebene (Aufbauschneide als Ganzes) ungeeignet erscheint.

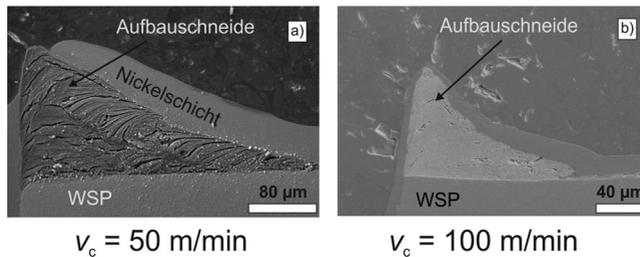


Abbildung 6.11: Mit Nital geätzte Aufbauschneiden aus Zerspanung mit  $v_c = 50 \text{ m/min}$  a) und  $v_c = 100 \text{ m/min}$  b). Es ist keine klare Entwicklung des Gefüges innerhalb der Aufbauschneidenmorphologie erkennbar.

Die Ätzung nach Beraha 1 erfolgte hierbei als Nassätzung nach der Politur mit Masterprep (Aluminiumoxid - Suspension der Firma Buehler) und destilliertem Wasser unter Luftabschluss bei einer Ätzdauer von ca. 3 - 50 s. Erste Hinweise, dass Beraha 1 Farbätzmittel zur Strukturentwicklung von hochverformten Stählen anwendbar ist, finden sich in [108].

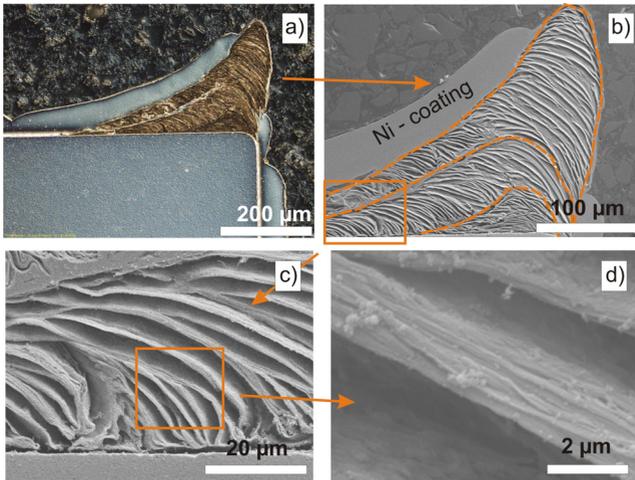


Abbildung 6.12: Übersichtsdarstellung a) über den metallographischen Schriff (geätzt mit Beraha 1) einer Aufbauschneide generiert bei  $v_c = 50 \text{ m/min}$ . Eine feinlamellare Anordnung kann innerhalb der Aufbauschneide beobachtet werden (b), c)), welche einer hohen Verformung zugeordnet werden kann. Es zeigen sich lamellare, komprimierte Gefügebereiche. In Teilbild c) erkennt man die Gefügestruktur an der Grenzfläche zur Hartmetallwendeschneidplatte (nach [97]).

In Abbildung 6.12 ist deutlich die geätzte Aufbauschneide erkennbar. Das Gefüge ist als eine verformte und „gebogene“ Struktur zu erkennen (im Gegensatz zum Ausgangszustand des normalisierten C45E-Grundmaterials, welches in Abbildung 4.4 dargestellt ist). Eine ähnliche Struktur ist des Weiteren in einer Spanwurzelprobe erkennbar, in welcher der Spanprozess abrupt (die Verzögerung dieses „Quick-stop ähnlichen“ Anhaltens des Zerspanvorganges beträgt bei  $v_c = 50 \text{ m/min}$  und einer mittleren Dauer für das totale Abbremsen von  $12,7 \text{ ms}$  ca.  $65 \text{ m/s}^2 - 70 \text{ m/s}^2$ ) unterbrochen wurde. Es sind die primäre und sekundäre Scherzone erkennbar, in welcher Ferrit- und Perlitkörner das Aussehen haben, als wären sie stark verformt worden

und sich in einer lamellaren Struktur als einzelne Schichten auf die wachsende und sich abbauende Aufbauschneide legen.

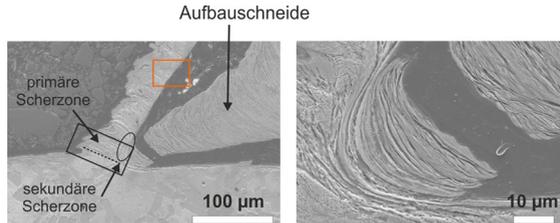


Abbildung 6.13: Übersichtsdarstellung über den metallographischen Schliff einer Aufbauschneide generiert bei  $v_c = 50$  m/min. Eine feinlamellare Anordnung kann innerhalb der Aufbauschneide erkannt werden, was mit einer hohen Verformung korreliert. Die primäre und sekundäre Scherzone sind gekennzeichnet, zudem ist der Bereich an der Spanunterseite durch ein oranges Rechteck markiert (nach [107]).

Die in Abbildung 6.12 dargestellte Lamellenstruktur ist anhand Abbildung 6.13 nochmals an der Spanunterseite zu erkennen. Der Ausschnitt des orangefarbenen Rechtecks aus Abbildung 6.13 ist in Abbildung 6.14 stark vergrößert abgebildet.

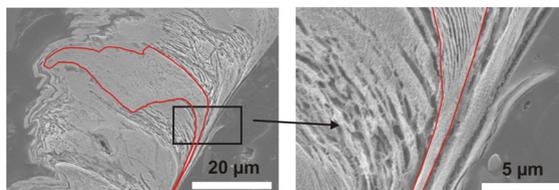


Abbildung 6.14: Ausschnitt aus Abbildung 6.13 mit vergrößerter Darstellung der Spanunterseite. Das Perlitkorn (im mittleren Spanbereich weniger verformt (lamellare Struktur) als an der Spanunterseite und somit als Perlit identifiziert), welches im linken Bild zu erkennen ist (rot umrandet) und sich scheinbar zu einem kompakten Band zusammensetzt, ist in einer vergrößerten Darstellung in der rechten Abbildung zu erkennen (nach [107]).

Es wird deutlich, dass bei der plastischen Verformung des Grundgefüges die Perlitkörner und Ferritkörner offenbar stark verformt werden.

Aus den gezeigten Abbildungen der verformten ferritischen-perlitischen Gefügestruktur lassen sich Aussagen über die Dehnraten während der Zerspannung machen. Als Abschätzung soll die von Oxley und Stephenson [12] angeführte Gleichung 2.2 dienen.

In Gleichung 2.2 wird die Dehnrade, welche in der primären und sekundären Scherzone wirkt (siehe Abbildung 6.13) durch die Schergeschwindigkeit  $v_s$  und die Größe der primären bzw. sekundären Scherzone  $h$  beschrieben. Aus den Spanwurzelproben (siehe Abbildungen 6.13 und 6.14) lassen sich folgende Abschätzungen bzgl. der Dehnrade für eine Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min bestimmen.

Die maximale Dehnrade  $\dot{\epsilon}$  beträgt  $6,11 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$  bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min.

Im Vergleich ergibt sich nach Gleichung 2.2 bei doppelter Schnittgeschwindigkeit von 100 m/min eine Dehnrade von  $1,22 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Die Aufbauschneide, welche bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100 \text{ m/min}$  erzeugt wurde, ist in Abbildung 6.15 dargestellt.

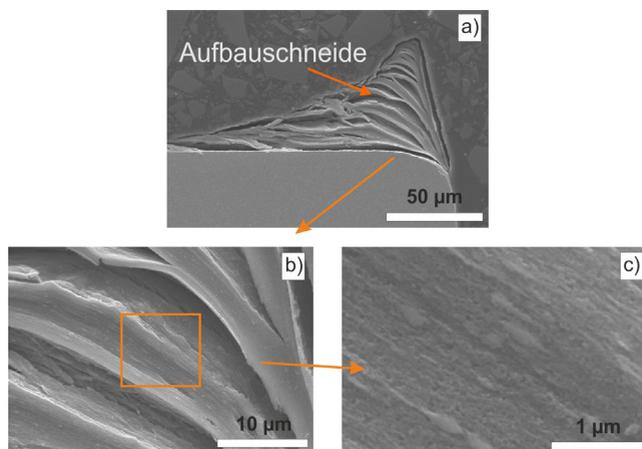
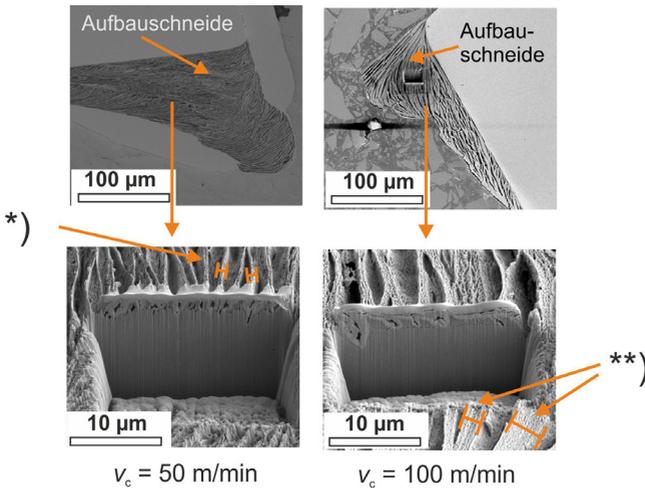


Abbildung 6.15: Darstellung der Aufbauschneide bei einer Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  von 100 m/min geätzt mittels Beraha 1 Ätzmittel (nach [97]).

In Abbildung 6.15 ist zu erkennen, wie stark sich hierbei die Aufbauschneide von jener in Abbildung 6.12 unterscheidet, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min hergestellt wurde. Im Gegensatz zur Aufbauschneide in Abbildung 6.12 sind keine feinen Lamellen (Dicke der Lamellen  $\approx 0,5 - 2 \mu\text{m}$ ) erkennbar. Als größte Strukturmerkmale sind 5 - 10  $\mu\text{m}$  breite, grobe Lamellen nach der Beraha 1 Ätzung erkennbar. Die Struktur innerhalb einer Lamelle hat einen homogenen Charakter ohne Zeichen von feinlamellaren Bereichen. Die höhere Dehnrates (Abschätzung nach Gleichung 2.2:  $\dot{\epsilon} = 1,22 \cdot 10^5 \text{s}^{-1}$ ) und höheren Temperaturen im Wirkungsbereich der Schneidzone ( $T \approx 400 - 600^\circ\text{C}$ ) führen offensichtlich zu einer stärkeren plastischen Verformung der ferritisch-perlitischen Struktur des Werkstückmaterials als im Falle der kleineren Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min. Zur Überprüfung der in den Abbildungen 6.12 und 6.15 dargestellten Mikrostrukturen und zum Ausschließen von Ätzartefakten wurden in diesen geätzten Gefügebereichen ergänzend FIB-Untersuchungen durchgeführt. In Abbildung 6.16 sind die aus Abbildung 6.12 und 6.15 mittels Beraha 1 geätzten Mi-

krostrukturen in vergleichender FIB-Abbildung in der Übersicht dargestellt. Die fein- und groblamellaren Bereiche sind jeweils gekennzeichnet. Aufgrund der Abrasterung der Probe im FIB mit einem Ga-Ionenstrahl werden die oberflächennahen lamellaren Bereiche leicht abgetragen und die Lamellenbreite nimmt leicht ab, wobei es zu Abrundungen der Kanten kommt.



\*) : feinlamellare Bereiche aus Beraha 1 Ätzung (50 m/min)

\*\*): groblamellare Bereiche aus Beraha 1 Ätzung (100 m/min)

Abbildung 6.16: Übersichtsdarstellung der mit Beraha 1 geätzten Aufbauschneiden (erstellt bei  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 100$  m/min) mittels FIB-Abbildung. In der unteren Bildreihe (unpolierte FIB-Schnitte) sind die Auswirkungen des Ga-Ionen-Beschusses auf die Lamellenstruktur erkennbar.

Zur Untersuchung der Mikrostruktur innerhalb der Aufbauschneiden wurde die Kornstruktur unterhalb der geätzten Oberfläche näher im FIB-Schnitt untersucht (siehe Abbildung 6.17).

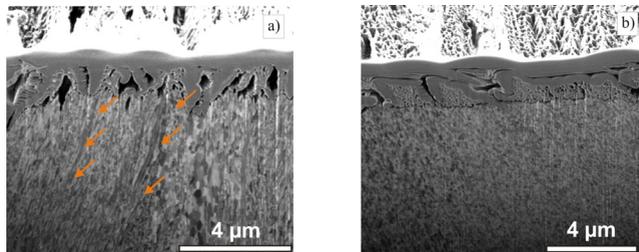


Abbildung 6.17: Polierter FIB-Schnitt in mit Beraha 1 geätzte Aufbauschneide, hergestellt bei  $v_c = 50$  m/min a) und  $v_c = 100$  m/min b). In a) Kennzeichnung der lamellaren Struktur (orangene Pfeile), die sich aus der Ätzung in die Tiefe des Schlifffes fortsetzt (nach [107]).

In Abbildung 6.17 sind deutliche Unterschiede innerhalb der Mikrostruktur erkennbar. In Abbildung 6.17 a) ist die lamellar herausgeätzte Struktur, offensichtlich einem feinlamellaren Gefügebereich zuzuordnen. Dies ist auch ersichtlich an der lamellenartigen Oberfläche, die mittels Platin-Schicht abgedeckt wurde, die jedoch vom Ga-Ionen-Beschuss im FIB stark beeinflusst wurde (siehe auch Abbildung 6.16). In oberflächennahen Bereichen, wo sich die lamellare Struktur in der Schlifffläche zeigt, ist eine Fortsetzung in die Tiefe des Werkstoffgefüges erkennbar (siehe orangene Pfeile in Abbildung 6.17 a)). Im Gegensatz dazu ist für die bei  $v_c = 100$  m/min generierte Aufbauschneide eine homogene, nanokristalline Kornstruktur unterhalb der oberflächennah geätzten Gefügebereiche erkennbar. Die Körner erscheinen im zweidimensionalen Anschnitt nanokristallin (Größe = 100 - 200 nm) und haben eine äquiaxiale Kornstruktur. Die mittels klassischer Metallographie präparierten Schlifffproben mit Spanwurzel und konservierten Aufbauschneiden und gleichermaßen die durch die FIB-Methode untersuchten Bereiche geben erste Hinweise über den Verformungsgrad und die globale Mikrostruktur, jedoch fehlen Informationen über den Gefügezustand. Es stellt sich die Frage, wo ferritische und perlitische Gefügebereiche lokalisiert sind. Zudem sind aus den gezeigten Abbildungen keine Details über die

lokale Mikrostruktur der nanokristallinen Werkstoffbereiche und die chemische Zusammensetzung, vor allem an den Korngrenzen, zugänglich.

Für eine detaillierte Strukturuntersuchung (Lokalisation der ferritischen und perlitischen Gefügebereiche) und chemische Analyse zur Bewertung von Segmentations- bzw. Segregationseffekten innerhalb der Aufbauschneide wurden ungeätzte Schlitze durch kombinierte FIB-REM-Untersuchungen bezüglich ihrer Mikrostruktur untersucht und anschließend mittels TEM-Methoden detailliert analysiert. Dabei kommen Hellfelduntersuchungen zur Mikrostrukтураufklärung, SAED-Untersuchungen (engl.: selected area electron diffraction) zur Bewertung der kristallinen Struktur und EELS/EFTEM-Untersuchungen zur Bestimmung der Elementverteilung innerhalb der Aufbauschneide zum Einsatz.

Als Übersichtsbeispiel einer solchen Untersuchung wird eine FIB-Untersuchung an einer Aufbauschneide, die bei den Zerspanbedingungen von  $v_c = 100$  m/min;  $f = 0,05$  mm/rev;  $a_p = 1,0$  mm erstellt wurde, gezeigt (siehe Abbildung 6.18).

Die ICCI-Darstellung aus den FIB-Untersuchungen in Abbildung 6.18 zeigen deutlich die verschiedenen Lagen der Mikrostruktur der Aufbauschneide auf der Hartmetall-Wendeschneidplatte. In Abbildung 6.18 b) (außen) und c) (mittlerer Bereich) sind Verformungsstrukturen innerhalb der Aufbauschneide erkennbar, wohingegen am Randbereich zur WC/Co-Wendeschneidplatte (siehe Kasten in Abbildung 6.18 d)) eine eher äquiaxiale Kornstruktur sichtbar ist (siehe Abbildung 6.18 d)). Die Mikrostruktur zeigt sich äquivalent zur FIB-Untersuchung in Abbildung 6.17 b), wobei ein homogenes nanokristallines Gefüge erkennbar ist. Im Gegensatz zur rein lichtmikroskopischen globalen Betrachtung in Abbildung 6.15 können durch die gezielten FIB-Schnitte im Bereich von  $10 \mu\text{m}$  lokale Mikrostrukturuntersuchungen durchgeführt werden, die die nanokristalline Kornstruktur zeigen. Der ICCI-Kontrast macht die Kornorientierung deutlich, was durch die unterschiedliche Eindringtiefe der Ga-Ionen in die verschiedenen orientierten

Körner herrührt. Die detektierten Sekundärelektronen zeigen je nach Kor-  
 rientierung unterschiedlichen Kontrast der einzelnen Körner im Gefüge  
 an.

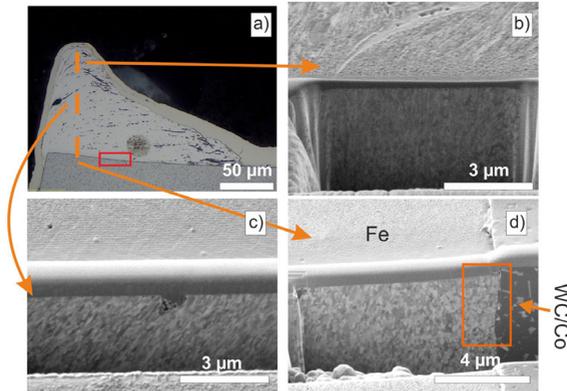


Abbildung 6.18: Übersicht a) eines Querschliffs einer Hartmetallwendeschneidplatte mit Darstellung der FIB-Schnitte (ICCI-Bild: Ion Channeling Contrast Image) in verschiedenen Zonen b) - d) der Aufbauschneide. Im äußeren Bereich der Aufbauschneide (b) und c)) sind stärkere Verformungen der Körner erkennbar als in d); (nach [97]).

Aufgrund des aus tribologischer Sicht sehr wichtigen Bereichs der Grenzfläche zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte wird diese Zone im Weiteren detailliert betrachtet. Der genannte Kontaktbereich bestimmt einerseits den Kolkverschleiß der Wendeschneidplatte, andererseits ist diese Grenzschicht von Bedeutung für die Anhaftung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte. Innerhalb der Grenzschicht (rotes Rechteck in Abbildung 6.18) wurde eine TEM-Lamelle präpariert, die anschließend mittels Hellfeldabbildung untersucht wurde. Daneben wurden SAED-Bilder zur Strukturuntersuchung bezüglich der vorhandenen Phasen und der Gitterstruktur durchgeführt. Die Beugungsabbildungen sollen Auskunft über die vorliegende Kristallstruktur der untersuchten Phasen innerhalb der Auf-

bauschneide geben. Bezüglich der lokalen chemischen Zusammensetzung der TEM-Proben wurden EELS- (engl.: electron energy loss spectroscopy) und EFTEM- (engl.: energy filtered transmission electron microscopy) Untersuchungen durchgeführt. Die chemische Analytik konzentrierte sich vor allem auf die Bestimmung des Eisen- und Kohlenstoffgehalts innerhalb der Aufbauschneide zur Aufklärung des Zustands des Zementits. Mittels FIB-Untersuchungen konnte nur eine morphologische Untersuchung der Mikrostruktur (inkl. Orientierungskontrast) erfolgen (siehe Abbildungen 6.17 und 6.18) wohingegen die Analyse mittels analytischer Transmissionselektronenmikroskopie eine gezielte qualitative Bestimmung des Eisen- und Kohlenstoffgehalts liefert. Durch die EFTEM-Abbildungen können kohlenstoffreiche und eisenreiche Bereiche innerhalb der Aufbauschneidenmikrostruktur mit einer Auflösung von wenigen Nanometern sichtbar gemacht werden. Ein exemplarisches Beispiel einer EFTEM-Untersuchung ist in Abbildung 6.19 dargestellt. Es wird dabei die Leistungsfähigkeit der Methode deutlich, die eine lokale chemische Analyse kohlenstoffreicher Bereiche ermöglicht.

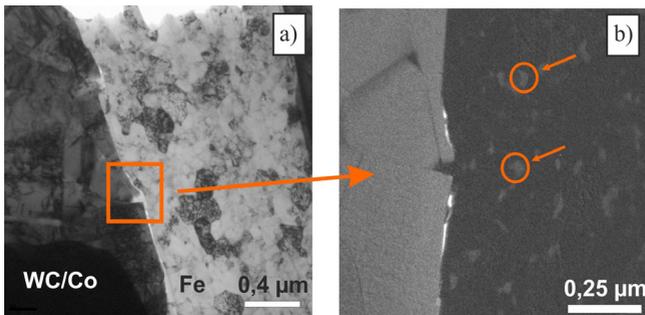


Abbildung 6.19: Darstellung des Grenzbereichs zwischen Aufbauschneide und Schneidwerkzeug in der TEM-Hellfeldabbildung a) und Darstellung der Element-Verteilung aus der EFTEM-Untersuchung des zu untersuchenden Grenzflächenbereichs. Die hellen Fragmente in b) stellen kohlenstoffreiche Bereiche innerhalb der nanokristallinen Kornstruktur dar (exemplarisch hervorgehoben mit Kreis); (nach [97]).

In Abbildung 6.19 wird deutlich, dass neben der nanokristallinen Ferrit-Mikrostruktur (abgebildet in Hellfeldabbildung in Teilbild a)) auch der Zustand bzw. die Morphologie der kohlenstoffreichen Bereiche erkennbar ist (mittels EFTEM-Abbildung). Diese sind in Teilbild b) als helle Bereiche abgebildet und zeigen keine lamellenartige Struktur.

Zur Untersuchung der Auswirkung der verschiedenen hohen Dehnraten und Zerspantemperaturen bezüglich der Mikrostruktur wurden TEM-Lamellen bei Proben entnommen, die bei drei stark unterschiedlichen Zerspanparametern erzeugt wurden. Die Gegenüberstellung der Dehnrates  $\dot{\epsilon}$ , Temperatur  $T$ , Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  und Zerspankraft  $F_z$  für die drei untersuchten Zustände ist in Tabelle 6.1 zusammengestellt.

Tabelle 6.1: Prozessparameter und Kenngrößen der zur detaillierten Analyse verwendeten Aufbauschneiden.

Schnittgeschwindigkeit $v_c$ [m/min]	Zerspankraft $F_z$ [N]	Temperatur $T$ [°C]	Dehnrates $\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]
50	169 ± 22	106 ± 5	6,11 · 10 <sup>4</sup>
100	295 ± 53	550	1,22 · 10 <sup>5</sup>
150	403 ± 93	700	1,83 · 10 <sup>5</sup>

Aus Tabelle 6.1 wird ersichtlich, dass mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit die Dehnrates, Temperatur, sowie die Zerspankraft ansteigen. Die daraus resultierenden unterschiedlichen Mikrostrukturen bei  $v_c$  von 50 m/min, 100 m/min und 150 m/min sind in Abbildung 6.20 als TEM-Hellfeld-Aufnahmen gegenübergestellt.

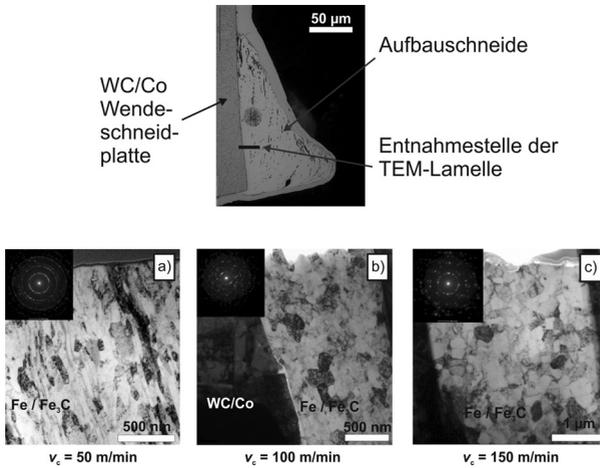


Abbildung 6.20: Darstellung der verschiedenen Mikrostrukturen der Aufbauschneiden bzw. Materialübertragsschichten bei  $v_c = 50$  m/min a),  $v_c = 100$  m/min b) und  $v_c = 150$  m/min c) in TEM-Hellfeldabbildung (unten) und exemplarische Kennzeichnung der TEM-Lamellenentnahme im Schlibfbild für  $v_c = 100$  m/min (nach [107]).

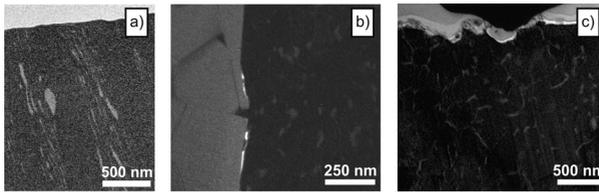


Abbildung 6.21: Darstellung der Mikrostrukturen aus Abbildung 6.20 im EFTEM-Modus zur Betrachtung der lokalen Kohlenstoffverteilung (hell) für  $v_c = 50$  m/min a),  $v_c = 100$  m/min b) und  $v_c = 150$  m/min c); (nach [107]).

In Abbildung 6.20 wird die nanokristalline Mikrostruktur innerhalb der Aufbauschneide deutlich. Es sind zudem verschiedene Morphologien von kohlenstoffreichen Bereichen innerhalb der Aufbauschneidenmikrostruktur zu erkennen, was ausgeprägt in der analytischen Untersuchung der Mikro-

strukturen durch Spektroskopie der Probe mittels EFTEM veranschaulicht wird. Die niedrige thermische Belastung von ca. 100°C bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min verursacht offensichtlich nur eine geringe Veränderung der vorhandenen Mikrostruktur. Die geringe Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 6,11 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$  abgeschätzt nach [12] und niedrige Schnitttemperaturen verursachen demnach offenbar eine Kornfeinung des ferritisch-perlitischen Ausgangsgefüges mit Entstehung feinlamellarer kohlenstoffreicher Bereiche (siehe Abbildungen 6.20 a) und 6.21 a)). Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auf  $v_c = 100 \text{ m/min}$  und  $v_c = 150 \text{ m/min}$  bewirkt wohl temperatur- und dehnratenbedingt eine stärkere Veränderung der Mikrostruktur. Es zeigen sich in der Hellfeldabbildung im TEM nanokristalline Materialbereiche und zusätzlich kleine (Größe ca. 30 - 50 nm) kohlenstoffreiche Partikel (siehe Abbildungen 6.20 b) und 6.21 b)). Für die höchste gewählte Schnittgeschwindigkeit von 150 m/min besteht die Mikrostruktur aus äquiauxialen, nanokristallinen Körnern mit Segregaten von kohlenstoffreichen Bereichen an den Korngrenzen (siehe Abbildungen 6.20 c) und 6.21 c)). Im Vergleich zu den Mikrostrukturen bei  $v_c = 50 \text{ m/min}$  und  $100 \text{ m/min}$  befinden sich C-reiche Bereiche entlang der nanokristallinen Kornstruktur. Aus den in Abbildung 6.20 dargestellten SAED-Bildern wird ersichtlich, dass es sich um die Phasen Ferrit und Zementit handelt. Die Bewertung der Mikrostrukturen erfolgte hierbei an ca. 10  $\mu\text{m}$  breiten TEM-Lamellen, die im Grenzbereich Aufbauschneide-Wendeschneidplatte mittels FIB herauspräpariert wurden. Eine Vergleichbarkeit der Mikrostrukturen in Abbildung 6.20 kann allerdings nur innerhalb des in Abbildung 6.20 untersuchten Bereichs gewährleistet werden.

Im Vergleich zu den nanokristallinen Gefügebereichen innerhalb der konservierten Aufbauschneiden stellt sich die Ausgangsmikrostruktur des ferritisch-perlitischen Gefüges als grobkristallin dar (Korngröße bestimmt mittels Linienanalyse ca. 16  $\mu\text{m}$  (siehe Abbildung 4.4). Zur Ausgangscharakterisierung wurde aus dem Grundwerkstoff C45E (dargestellt in Abbildung 4.4) eine TEM-Lamelle gezielt aus dem Perlit herauspräpariert und diese mittels

Hellfeld und EFTEM-Untersuchung charakterisiert. Man erkennt deutlich die globulammellare Struktur des Perlits mit den breiten Zementitlamellen (Lamellenabstand ca. 300 - 400 nm; Zementitlamellenbreite ca. 50 - 100 nm). Die Bestimmung der Lamellenabstände und Lamellenbreiten wurde über Linienanalyse durchgeführt.

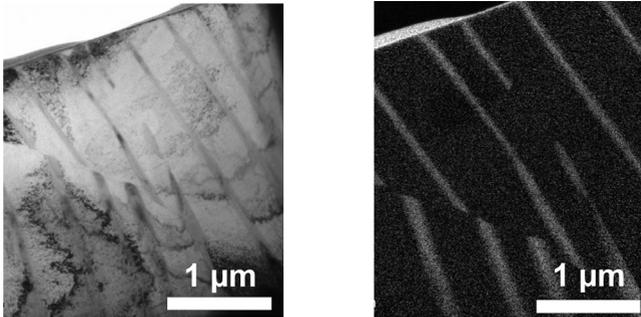


Abbildung 6.22: Übersichtsabbildung des C45E-Stahls im unverformten Ausgangszustand. Die TEM-Hellfeldabbildung (links) zeigt Perlitkörner, wobei die lamellare Anordnung von Ferrit und Zementit erkennbar ist. Die EFTEM-Aufnahme des gleichen Bereichs (rechts) verdeutlicht die lamellare Struktur mit hell dargestelltem kohlenstoffreichen Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) und dunkel dargestelltem Ferrit.

Es wird deutlich, dass sich das Gefüge des normalisierten C45E zwischen dem Ausgangszustand in Abbildung 6.22 und den verschiedenen Zuständen nanokristalliner Gefüge (Korngrößen im Bereich 50 - 500 nm) innerhalb der Aufbauschneide gravierend voneinander unterscheiden. Die dargestellte Mikrostruktur innerhalb der Aufbauschneide bzw. der Materialübertragungsschicht ist für alle gewählten Zerspanparameter nanokristallin ausgeprägt. Die Verteilung des Zementits (kohlenstoffreicher Bereiche) innerhalb der Mikrostruktur ist entsprechend der Schnittgeschwindigkeit (und damit entsprechend der Zerspanntemperatur und Dehnrates) sehr verschieden. Von der Darstellung feinlamellarer Zementitmorphologien (mit entsprechender Lamellenfeinung (siehe Abbildung 6.21)) bei  $v_c = 50$  m/min über die Frag-

mentierung zu kleinen Partikeln ( $v_c = 100$  m/min) bis zur Segregation an die Korngrenzen ( $v_c = 150$  m/min) sind dies die wichtigsten mikrostrukturellen Ergebnisse.

Für die Mikrostruktur für  $v_c = 100$  m/min konnte mittels EFTEM-Analyse nicht eindeutig geklärt werden, inwieweit schon eine Segregationstendenz der kohlenstoffreichen Bereiche an die Korngrenzen vorliegt. In Abbildung 6.21 sind lediglich kleine kohlenstoffreiche Partikel erkennbar ohne Segregationserscheinungen an die Korngrenzen. Aufgrund dieser unzureichenden Auflösung mittels EFTEM wurde dieser Zustand zusätzlich mittels Atomsondentomographie untersucht, um mögliche Segregationstendenzen der kohlenstoffreichen Bereiche zu identifizieren. Die Atomsondentomographie ermöglicht an kleinen Materialspitzen (Länge: ca. 100 - 1000 nm, Durchmesser: ca. 10 - 50 nm) die atomare Auflösung durch Zerstäuben des Materials in einem elektrischen Feld, wobei die geladenen Partikel im Massenspektrometer detektiert werden und somit durch Rekonstruktion eine 3D-Karte der Elementverteilung möglich ist. Im nanokristallinen Materialbereich in Abbildung 6.20 b) können dadurch mögliche Konzentrationsunterschiede im Kohlenstoffgehalt innerhalb der Kristallite und der Korngrenzen analysiert werden.

Ein Beispiel einer Atomsondenuntersuchung an einer Aufbauschneide, welche bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100$  m/min hergestellt wurde, ist in Abbildung 6.23 dargestellt.

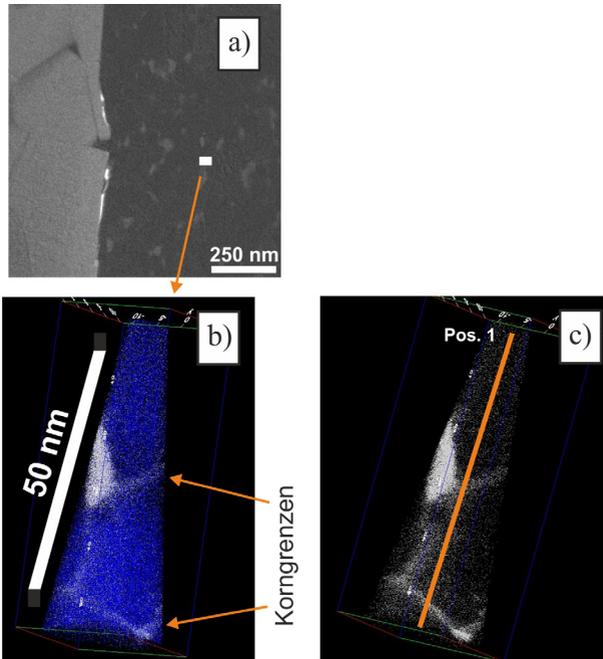


Abbildung 6.23: Darstellung der örtlichen Konzentrationsverhältnisse von Eisen- (blau) und Kohlenstoffatomen (weiß) (Teilbilder b) und c)) innerhalb einer Aufbauschneide, die durch eine Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100$  m/min erstellt wurde. In a) ist das Gefüge / örtliche Verteilung von Kohlenstoff im Gefüge der Aufbauschneide durch EFTEM in der Übersicht dargestellt.

In Abbildung 6.23 ist die lokale Verteilung der Kohlenstoff- und Eisenatome (C weiß, Fe blau) in einem kleinen Ausschnitt der Aufbauschneide bei  $v_c = 100$  m/min veranschaulicht (Länge der Atomsondenspitze beträgt ca. 50 nm - 100 nm). Es wird deutlich, dass sich kohlenstoffreiche Partikel innerhalb der Aufbauschneide befinden. Nach [109] hat Zementit die stöchiometrische Zusammensetzung von  $Fe_3C$ . Eine quantitative Analyse entlang der Richtung innerhalb der untersuchten Spitze zeigt folgendes Konzentrationsprofil des Kohlenstoffs innerhalb des Gefüges:

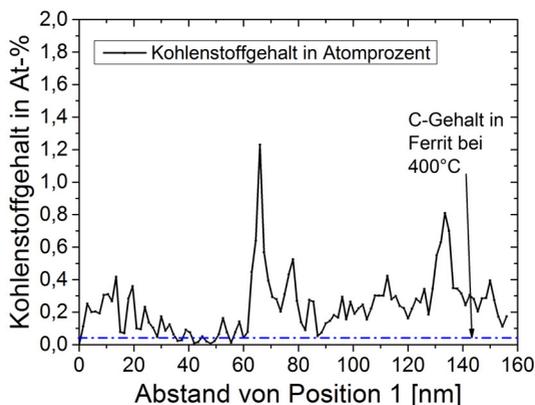


Abbildung 6.24: Darstellung des Linienscans der Kohlenstoffkonzentration innerhalb der Aufbauschneide entlang der in Abbildung 6.23 c) dargestellten orangenen Linie.

Aus Abbildung 6.24 wird deutlich, dass es entlang der gewählten Auswertelinie zu einer starken lokalen Änderung in der Kohlenstoffkonzentration kommt. Neben dem dargestellten Kohlenstoffprofil, welches mittels Atomsonde erhalten wurde, ist des Weiteren die Grenzkonzentration des Kohlenstoffs innerhalb des Ferrits bei 400°C eingezeichnet, wie sie sich aus dem klassischen Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm ergibt [109]. Innerhalb der homogenen nanokristallinen Ferritmikrostruktur zeigt sich ein erhöhter Wert der Kohlenstoffkonzentration (bis zu 0,2 at%), was auf eine Übersättigung des Ferrits an Kohlenstoff hindeuten kann. An den Korngrenzen ist zudem eine Kohlenstoffkonzentration von 0,8 - 1,2 at% zu beobachten. Bei rein qualitativer Betrachtung des Kohlenstoffgehalts innerhalb der Mikrostruktur kann eine relative Änderung um den Faktor sechs entlang der in Abbildung 6.23 c) eingezeichneten Auswertelinie beobachtet werden.

Neben der skalenübergreifenden Analyse der lokalen Mikrostruktur der Aufbauschneiden mittels abbildender Methoden wurden zudem die lokalen mechanischen Eigenschaften mittels instrumentierter Eindringprüfung bestimmt.

Die Härteverteilung innerhalb der Aufbauschneide bei verschiedenen Zerspanparametern (Schnittgeschwindigkeitsvariation bei den Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 50$  m/min,  $v_c = 100$  m/min) ist in den Abbildungen 6.25 und 6.26 dargestellt.

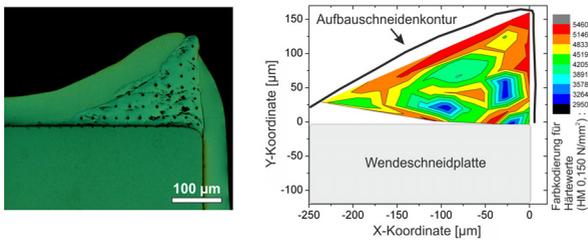


Abbildung 6.25: Darstellung der Ergebnisse der Härtemessungen an der Aufbauschneide, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min generiert wurde (rechts) und lichtmikroskopische Aufnahme der mit Härteeindrücken versehenen Aufbauschneide (links).

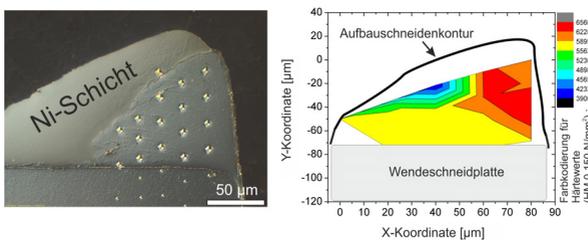


Abbildung 6.26: Darstellung der Ergebnisse der Härtemessungen an der Aufbauschneide, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100$  m/min generiert wurde (rechts) und lichtmikroskopische Aufnahme der mit Härteeindrücken versehenen Aufbauschneide (links); (nach [97]).

Die Verteilungen der Härtewerte in den Abbildungen 6.25 und 6.26 sind exemplarische Darstellungen für die Aufbauschneiden, welche bei Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 100$  m/min erstellt wurden. Es ist zu erkennen, dass die Aufbauschneiden, welche bei 100 m/min generiert wurden, höhere Maximalhärtewerte (Härte ca. 5891 N/mm<sup>2</sup> HM 0,150) aufweisen als die Aufbauschneiden, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min erzeugt wurden (Härte von ca. 4664 N/mm<sup>2</sup> HM 0,150). Im Falle der Schnittgeschwindigkeiten von 125 m/min und 150 m/min konnte in der sehr kleinen Aufbauschneide bzw. Materialübertragungsschicht keine sinnvolle Härtemessung durchgeführt werden, da die Schichten nur wenige Mikrometer dick sind.

In Tabelle 6.2 sind die Vergleichswerte der mittleren Härte innerhalb der Aufbauschneide und des Ausgangsmaterials zusammengefasst.

Tabelle 6.2: Vergleich der mittleren Härte der Aufbauschneide im Vergleich aus den Abbildungen 6.25 und 6.26.

Zustand	Härte (Martenshärte) [N/mm <sup>2</sup> ]
Härte Aufbauschneide ( $v_c = 50$ m/min) HM 0,150	4664 ± 554
Härte Aufbauschneide ( $v_c = 100$ m/min) HM 0,150	5891 ± 325

Ursächlich für die verhältnismäßig hohen Martenshärtewerte kann die starke Kornfeinung innerhalb der Aufbauschneide angesehen werden. Dadurch werden Härtewerte des Aufbauschneidegefüges von 4664 N/mm<sup>2</sup> bzw. 5891 N/mm<sup>2</sup> ermittelt. Ein Vergleich mit der Härtemessung innerhalb des unverformten Ausgangsmaterials zeigt eine deutliche Steigerung der Härte für den Bereich der Aufbauschneide. Die Last wurde für die Werkstückuntersuchung auf 30 mN verringert aufgrund der Anpassung der Härteeindruckgröße bezüglich der Korngröße des Ferrits und Perlits von 16  $\mu$ m.

Im Ausgangszustand des Werkstückmaterials (C45E) konnte lediglich eine mittlere Härte von  $2131 \text{ N/mm}^2$  für Ferrit und  $2766 \text{ N/mm}^2$  für die Perlitphase gemessen werden.

### **6.3 Aufbauschneidencharakterisierung während des Zerspanprozesses**

#### **6.3.1 Analyse der Aufbauschneiden- und Spanbildung mittels Hochgeschwindigkeitskamera für unbeschichtete Werkzeuge**

Wie in Abbildung 5.2 dargestellt ist, wurde gezielt ein Einstellwinkel  $\kappa_r$  von  $45^\circ$  gewählt, um die Spanbildungszone im Außenlängsdrehprozess direkt mittels Hochgeschwindigkeitskamera im Bearbeitungszentrum untersuchen zu können. Dies war notwendig, um die optische Zugänglichkeit der Messstelle (Bereich der Aufbauschneidenbildung) zu gewährleisten. Als Zerspanparameter wurden die angegebenen Werte aus der in Abbildung 5.3 dargestellten Tabelle gewählt. Die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  wurde systematisch im Bereich 50 - 150 m/min variiert. Eine exemplarische Abfolge von verschiedenen Aufbauschneidensequenzen bei drei unterschiedlichen Zeiten (0 ms; ca. 8 ms und ca. 26 ms) ist in Abbildung 6.27 dargestellt. In den Teilbildern a) - e) in Abbildung 6.27 sind das Werkstück, die Aufbauschneide (ABS), der abfließende Span und die Wendeschneidplatte (WSP) erkennbar.

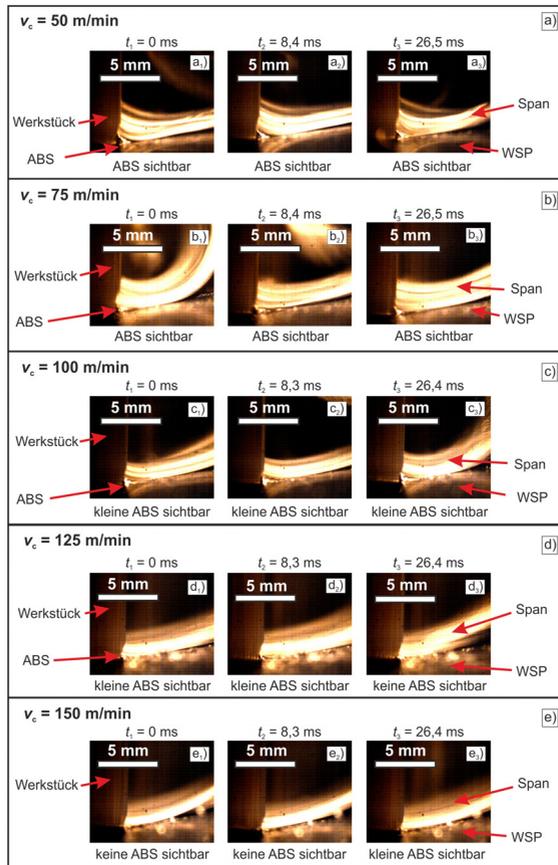


Abbildung 6.27: Ausgewählte Bilder verschiedener Aufnahmesequenzen der Analyse der Aufbauschneidenbildung mittels Hochgeschwindigkeitskamera bei untexturierten, unbeschichteten Wendeschneidplatten: a) 50 m/min; b) 75 m/min; c) 100 m/min; d) 125 m/min; e) 150 m/min.

Die Teilbilder a) - e) in Abbildung 6.27 zeigen deutlich die Auswirkung der Schnittgeschwindigkeitserhöhung von 50 m/min auf 150 m/min auf die Geometrie (Größe, Höhe) und Verweildauer der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte. Die Zerspannung läuft in Abbildung 6.27 a) nahezu aus-

schließlich über die gebildete Aufbauschneide bei  $v_c = 50$  m/min. Die Höhe der Aufbauschneide ist im Vergleich zu allen anderen Schnittgeschwindigkeiten von 75 - 150 m/min maximal (Höhe der Aufbauschneide konnte aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen auf 400 - 600  $\mu\text{m}$  bestimmt werden). Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit (im Bereich 75 m/min - 100 m/min in Abbildung 6.27 b) und c)) wird die im Prozess gebildete Aufbauschneide kleiner und offensichtlich instabiler. Für die höchsten gewählten Schnittgeschwindigkeiten (für die Schnittgeschwindigkeiten 125 m/min und 150 m/min in Abbildung 6.27 d) und e)) zeigen sich nahezu keine Aufbauschneiden, die, wenn doch kurzzeitig sichtbar, nur sehr kurze Verweildauern auf der Wendeschneidplatte haben. Der gebildete Span läuft in diesen Fällen häufig direkt über die Spanfläche ab. Aus der großen Datenmenge der erhaltenen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen (aufgenommen mit einer Bildfrequenz von 500 - 700 Hz) wurden jeweils 500 - 1000 Bilder einer jeden Sequenz ausgewertet und die mittlere Verweildauer  $t_v$  bzw. der Reziprokwert  $f_v = t_v^{-1}$  als Ablösefrequenz der Aufbauschneide auf dem Werkzeug bestimmt. Die Werte für Ablösefrequenz und Verweildauer wurden durch Auswertung der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bestimmt. Es wurden Aufnahmen herangezogen, die den Zustand der Aufbauschneide zeigen (vorhanden oder nicht vorhanden), wodurch über die Anzahl der Bilder (Anzahl der Bilder mit vorhandener Aufbauschneide ( $n_{\text{mit ABS}}$ ), Anzahl der Bilder ohne Aufbauschneide ( $n_{\text{ohne ABS}}$ )) eine Verweildauer durch Kenntnis der Bildaufnahme­frequenz  $b$  der Hochgeschwindigkeitskamera bestimmt werden konnte.

Es gilt folgender Zusammenhang:

$$t_v = \frac{((n_{\text{mit ABS}} + n_{\text{ohne ABS}}) - 1) \cdot b^{-1}}{n_{\text{mit ABS}}}. \quad (6.3)$$

Die Ergebnisse dieser Auswertung nach Gleichung 6.3 sind in Tabelle 6.3 zusammengefasst. Als Ablösung der Aufbauschneide wurden neben Totalablösungen von der Wendeschneidplatte auch Teilablösungen (bei Abbre-

chen kleiner Aufbauschneidenpartikel) gewertet. Dies wurde vor allem für niedrige Schnittgeschwindigkeiten von 50 m/min beobachtet.

Tabelle 6.3: Ablösefrequenzen und mittlere Verweildauern der Aufbauschneiden auf untexturierten, unbeschichteten Wendeschneidplatten.

$v_c$ [m/min]	Ablösefrequenz $f_v$ [Hz]	mittlere Verweildauer $t_v$ [ms]
50	60,6	16,5
75	73,5	13,6
100	127,5	7,4
125	146,0	6,8
150	164,4	6,1

Aus Tabelle 6.3 wird ersichtlich, dass die Aufbauschneiden eine mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit ansteigende Ablösefrequenz zeigen (Zunahme von ca. 60,6 Hz bei 50 m/min bis etwa 164,4 Hz bei 150 m/min). Die mittlere Verweildauer fällt entsprechend ab von 16,5 ms (für  $v_c = 50$  m/min) auf 6,1 ms (für  $v_c = 150$  m/min).

### 6.3.2 Analyse der Aufbauschneidenbildung für unbeschichtete, texturierte Wendeschneidplatten mittels Hochgeschwindigkeitskamera

Die in Abbildung 4.2 gezeigten texturierten Wendeschneidplatten wurden ebenfalls für Zerspanversuche im Aufbauschneidenbereich verwendet. Da die eingebrachten Texturen im Wesentlichen die Anhaftung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte beeinflussen, wurden die Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen zur Detektion von Änderungen im Adhäsionsverhalten verwendet. Für die ausschließliche Bewertung des Textureinflusses auf die Stabilität der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte musste die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  konstant gehalten werden, da sie im

Fälle von untexturierten Wendeschneidplatten den größten Einfluss auf die Zerspantemperatur (siehe Abbildung 6.4) und die Aufbauschneidenstabilität (siehe Abbildung 6.27) aufweist. Durch sonst konstante Zerspanbedingungen ( $f = 0,05$  mm/rev und  $a_p = 1$  mm) können somit Änderungen in der Aufbauschneidenbildung, detektiert durch Hochgeschwindigkeitsaufnahmen, allein dem Textureffekt zugeschrieben werden. Als geeignete Schnittgeschwindigkeit wurde  $v_c = 100$  m/min gewählt.

Anhand dieser Untersuchung konnte gezielt die Auswirkung von verschiedenen Spanflächentexturen auf die zeitliche Entwicklung der Aufbauschneidenbildung aufgeklärt werden. Dabei konnte die Bildung, das Wachstum und das Abbrechen der Aufbauschneide detailliert betrachtet werden. Eine quantitative Betrachtung der mittleren Verweildauer und mittleren Ablösefrequenz erfolgte nach gleichen Kriterien wie für die untexturierten unbeschichteten Wendeschneidplatten.

Ein exemplarischer Ausschnitt der Untersuchung mittels Hochgeschwindigkeitskamera und Mikroskopobjektiv ist in Abbildung 6.28 dargestellt.

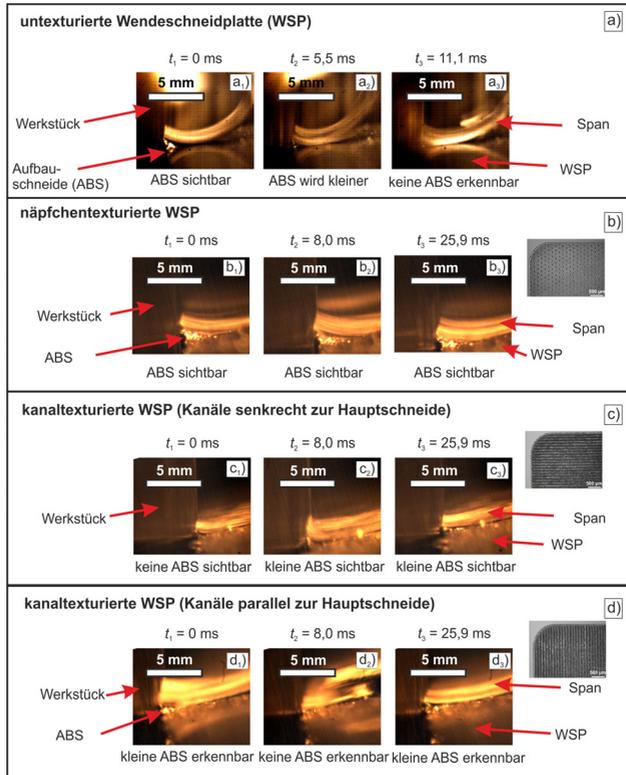


Abbildung 6.28: Ausgewählte Bilder verschiedener Aufnahmesequenzen der Aufbauschneidenbildung mittels Hochgeschwindigkeitskamera bei texturierten Wendeschneidplatten für  $v_c = 100$  m/min (a): untexturierte Referenzwendeschneidplatte b): näpfchentexturierte Wendeschneidplatte c) und d): kanaltexturierte Wendeschneidplatte (Kanäle senkrecht c) und parallel d) zur Hauptschneide); (nach [94]).

Aus den Bildsequenzen in Abbildung 6.28 wird ersichtlich, inwieweit Spanflächentexturen die Anhaftung der Aufbauschneiden auf der Wendeschneidplatte beeinflussen. Für die untexturierte Wendeschneidplatte in Abbildung 6.28 a) ist die Aufbauschneidenbildung entsprechend Teilbild c) in Abbil-

dung 6.27 dargestellt. In den Teilbildern b) - d) werden die unterschiedlichen Auswirkungen der Spanflächentexturen auf die Aufbauschneidenbildung deutlich. In Abbildung 6.28 b) zeigt sich eine stabilere Aufbauschneide auf der näpfchentexturierten Wendeschneidplatte, wohingegen für die Teilbilder c) und d) in Abbildung 6.28 eine destabilisierte Aufbauschneide zu erkennen ist. Die Kanaltexturen bewirken eine schlechtere Aufbauschneidenstabilität.

Eine Übersicht der Ablösefrequenzen  $f_v$  und durch Reziprokwert bestimmte mittlere Verweildauern der Aufbauschneiden auf den texturierten Wendeschneidplatten  $t_v$  ist in Tabelle 6.4 dargestellt.

Tabelle 6.4: Ablösefrequenzen und mittlere Verweildauern der Aufbauschneiden auf unbeschichteten, untexturierten und unbeschichteten, texturierten Wendeschneidplatten.

Textur	$v_c$ [m/min]	Ablösefrequenz $f_v$ [Hz]	Verweildauer $t_v$ [ms]
untexturiert	100	127,5	7,4
Näpfchen	100	65,8	15,2
Kanäle senkrecht SK	100	222,2	4,5
Kanäle parallel SK	100	105,3	9,5

Aus Tabelle 6.4 wird ersichtlich, dass die mittlere Verweildauer der Aufbauschneiden unterschiedliche Werte je nach Spanflächentextur aufweist. Die eingebrachten Texturierungen, welche den Näpfchen- und Kanaltexuren in Abbildung 4.2 entsprechen, zeigen unterschiedliche Verhalten der Aufbauschneidenstabilität. So konnte die Näpfchentextur die mittlere Aufbauschneidenverweildauer auf der Spanfläche im Vergleich zur untexturierten Wendeschneidplatte deutlich erhöhen (annähernd eine Verdopplung von 7,4 ms auf 15,2 ms). Somit kann eine stabilisierende Wirkung der Näpf-

chentextur bezüglich der Aufbauschneide bestätigt werden, wohingegen die kanaltexturierten Wendeschneidplatten mit Kanälen senkrecht zur Schneidkante die Aufbauschneide in ihrer Bildung behindern. Die Kanäle parallel zur Schneidkante führen zu einer leichten Erhöhung der Verweildauer auf 9,5 ms im Vergleich zur untexturierten Wendeschneidplatte. Die Verweildauern für die kanaltexturierten Proben lagen im Bereich von 4,5 ms - 9,5 ms (für Kanäle senkrecht und parallel zur Schneidkante) bei einer Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  von 100 m/min.

### 6.3.3 Analyse der Aufbauschneidenbildung für TiN-beschichtete Wendeschneidplatten mittels Hochgeschwindigkeitskamera

Für die Untersuchung des Verhaltens der TiN-Schicht bzgl. der Aufbauschneidenstabilität im Zerspanprozess im Vergleich zum Spanen mit unbeschichteten Wendeschneidplatten wurde gezielt eine Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min gewählt. Für  $v_c > 50$  m/min konnte im Falle der TiN-beschichteten Wendeschneidplatte keine Aufbauschneidenbildung mittels Hochgeschwindigkeitskamera beobachtet werden. Eine repräsentative Bildsequenz der Aufbauschneidenbildung bei der Zerspanung mit TiN-beschichtetem Werkzeug ist in Abbildung 6.29 dargestellt.

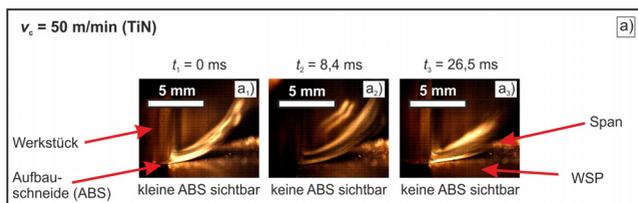


Abbildung 6.29: Darstellung einer Bildersequenz der Zerspanung mit TiN-beschichteten Wendeschneidplatten bei  $v_c = 50$  m/min.

In Abbildung 6.29 ist eine deutlich verringerte Aufbauschneidenbildung im Gegensatz zur sehr ausgeprägten Aufbauschneidenbildung im Falle der untexturierten, unbeschichteten Hartmetallwendeschnidplatten bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min (siehe Abbildung 6.27) zu erkennen. Die komplette Auswertung von ca. 100 - 200 Abbildungen der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ergibt eine Ablösefrequenz  $f_v$  von ca. 549 Hz, was einer mittleren Verweildauer von etwa 1,8 ms entspricht. Ein Vergleich der Ablösefrequenzen und Verweildauern von beschichteten und unbeschichteten Wendeschnidplatten ist in Tabelle 6.5 gegenübergestellt.

Tabelle 6.5: Ablösefrequenzen und mittlere Verweildauern der Aufbauschneiden auf unbeschichteten und TiN-beschichteten Wendeschnidplatten.

Beschichtung	$v_c$ [m/min]	Ablösefrequenz $f_v$ [Hz]	mittlere Verweildauer $t_v$ [ms]
unbeschichtet	50	60,6	16,5
TiN	50	548,6	1,8

Durch die TiN-Beschichtung wurde die Ablösefrequenz deutlich um den Faktor 9 von ca. 60,6 Hz auf ca. 548,6 Hz bezüglich der unbeschichteten Hartmetallwendeschnidplatte erhöht.

Zusammenfassend kann aus den Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen in Abbildung 6.27 festgehalten werden, dass die Schnittgeschwindigkeit einen bedeutenden Einfluss auf die Ausprägung der Aufbauschneide auf der unbeschichteten, untexturierten Wendeschnidplatte hat. Je höher die Schnittgeschwindigkeit gewählt wird, desto kleiner ist die Aufbauschneide auf der Wendeschnidplatte. Der entstehende Span läuft dadurch direkt über die Spanfläche ab. Verschiedene Spanflächentexturierungen (siehe Abbildung 6.28) verursachen stabilisierende bzw. destabilisierende Effekte bei konstanter Schnittgeschwindigkeit. Dadurch kann die Ausbildung der Aufbau-

schneide gezielt gesteuert werden, wobei eine stabilere Aufbauschneide für die Näpfchentextur beobachtet wird. Die Hartstoffschicht TiN bewirkt eine stark verringerte Aufbauschneidenbildung im Gegensatz zur unbeschichteten Wendeschneidplatte (siehe Abbildung 6.29).

### 6.3.4 Adhäsionsverhalten von Aufbauschneiden

Neben der Verweildauer der Aufbauschneiden auf der Wendeschneidplatte wurden für den Fall der texturierten Wendeschneidplatten die Haftfestigkeiten der Aufbauschneiden auf ausgebauten Wendeschneidplatten mittels der in Abbildung 5.7 dargestellten Abschereinheit bestimmt. Die Anhaftung definiert, inwieweit die Aufbauschneide auf dem Werkzeug für längere Zeit stabil verbleibt und die Schnittwirkung dauerhaft durchführen kann. Zur Scherkraftuntersuchung wurden untexturierte, unbeschichtete Hartmetallwendeschneidplatten und lasertexturierte Wendeschneidplatten (Mikrotexturen siehe Abbildung 4.2) verwendet. Dadurch konnte gezielt die Grenzflächeneigenschaft zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte beeinflusst werden. Da sich der Zustand der Aufbauschneidenmikrostruktur hauptsächlich durch die Schnittgeschwindigkeit (und damit über Zerspankraft, Dehnung, Dehnrage, Temperatur) definiert (siehe Abbildung 6.20), wurde die Schnittgeschwindigkeit konstant gehalten. Durch umfangreiche Vorversuche konnte gezeigt werden, dass die Aufbauschneiden bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100$  m/min eine sehr hohe Stabilität auf der Wendeschneidplatte aufweisen und eine Größe haben, die zudem für die Abschereinheit in Abbildung 5.7 geeignet ist. Bei allen weiteren Schnittgeschwindigkeiten konnten keine geeigneten Aufbauschneiden für die Haftfestigkeitsuntersuchungen generiert werden. Für eine quantitative Analyse der Adhäsionskräfte wurden die mit Aufbauschneiden versehenen Proben gezielt abgeschert und die notwendige Scherkraft durch die integrierte Kraftmessdose gemessen.

Untersucht wurden auf diese Weise Aufbauschneiden, die durch Außenlängsdrehen nach kurzen Schnittwegen von 80 - 180 m an der Hartmetall-Wendeschnidplatte stabil anhaftend erzeugt wurden (siehe Abbildung 6.9). Aus den Daten zur belegten Fläche der Aufbauschneide auf dem Werkzeug (siehe Abbildung 6.10) und der aus der in-situ-Einrichtung bestimmten Kraft zur Abscherung der Aufbauschneiden wurden Scherspannungen  $\tau$  nach Gleichung 5.2 für die Aufbauschneiden bestimmt. Den daraus berechneten Scherspannungs-Zeit-Verlauf der Aufbauschneiden auf untexturierten und unterschiedlich texturierten Wendeschnidplatten zeigt Abbildung 6.30.

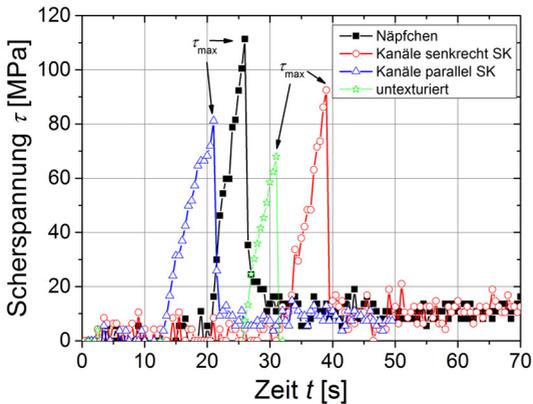


Abbildung 6.30: Darstellung der Scherspannung  $\tau$  gegen die Zeit  $t$  für unterschiedlich texturierte Wendeschnidplatten (näpfchentexturiert, kanaltexturiert (parallel und senkrecht zur Schneidkante)).

In Abbildung 6.30 sind die Scherspannungen  $\tau$  für die näpfchen- und kanaltexturierten Wendeschnidplatten abgebildet. Zum Vergleich ist zudem die Scherspannungs-Zeit-Kurve für die untexturierte Hartmetallwendeschnidplatte dargestellt.

Tabelle 6.6: Maximale Scherspannungen  $\tau_{\max}$ , maximale Scherkräfte  $F_{\max}$  und Flächen  $A$  von Aufbauschneiden auf Wendeschneidplatten bei verschiedenen Spanflächentexturierungen. Der Fehler für  $\tau$  liegt für alle bestimmten Werte im Bereich von ca. 10 MPa.

Textur	$v_c$ [m/min]	$F_{\max}$ [N]	$A$ [mm <sup>2</sup> ]	$\tau_{\max}$ [MPa]
untexturiert	100	-36	0,5294	68
Näpfchen	100	-42	0,3681	114
Kanäle senkrecht SK	100	-44	0,4755	92
Kanäle parallel SK	100	-44	0,5417	81

Die durchgeführten Versuche zur Bestimmung der maximalen Scherspannung zeigen, dass die eingebrachten Texturen (Näpfchen- und Kanalt Texturen) die Haftfestigkeit der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte im Gegensatz zum untexturierten Zustand erhöhen. Die Haftfestigkeit der Aufbauschneide auf der näpfchentexturierten Probe zeigt den höchsten Wert (ca. 114 MPa), im Vergleich zu den kanaltexturierten Proben von 92 MPa und 81 MPa ist dies eine Steigerung der Haftfestigkeit von 20 - 30 % bezüglich des untexturierten Referenzzustandes (Grenzflächenhaftfestigkeit von  $\tau_{\max} = 68$  MPa).

## 6.4 Aufbauschneidenuntersuchung mittels Synchrotronstrahlung

Die in-situ Untersuchungen am Synchrotron wurden winkeldispersiv durchgeführt, wodurch mittels Flächendetektor 2D-Beugungsbilder aufgenommen wurden, welche über die von der ESRF zur Verfügung gestellten Auswertesoftware „fit2D“ über den kompletten Kreisumfang integriert wurden und diese anschließend in klassische Diffraktogramme (Auftragung Intensität  $I$  über Beugungswinkel  $2\theta$ ) überführt wurden. Eine schematische Darstellung der so gewonnenen Ergebnisse ist in Abbildung 6.31 gezeigt.

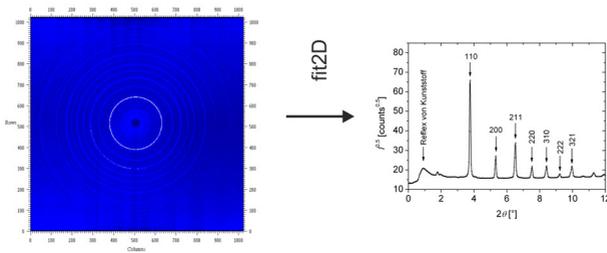


Abbildung 6.31: Darstellung eines schematischen 2D-Beugungsbildes aus einer Transmissionsmessung mit den Beugungsrings für  $\alpha$ -Eisen (links); extrahiertes Diffraktogramm aus Integration über den kompletten Kreisumfang mittels „fit2D“ (rechts).

In Abbildung 6.31 wird deutlich, dass neben den schmalen und intensiven Reflexen von  $\alpha$ -Eisen (110, 200, 211, 220, 310, 222, 321) zudem ein relativ intensiver und breiter Reflex bei kleinen Beugungswinkeln (ca.  $1^\circ$ ) auftritt. Dieser ist auf den verwendeten amorphen Kunststoff (Polymethylmethacrylat) für die Abdeckung der Prozesszone (Schutz der Detektoren vor heißen Spänen) zurückzuführen. Zur Auswertung der in-situ Daten wurden die Reflexe 110, 200, 211, 220, 310 und 321 mit Pearson VII-Funktionen mittels MATLAB angefitet.

### 6.4.1 In-situ Untersuchung an unbeschichteten Werkzeugen

Aus den Diffraktogrammen wurde die Breite der Röntgenreflexe (anhand der Integralbreite IB) und die Linienlage  $2\theta$  als Funktion der Prozesszeit  $t$  bestimmt. Die Auftragung von IB und der Linienlage über der Schnittzeit  $t$  erlaubt die Bewertung der wichtigsten mikrostrukturellen Eigenschaften des gemessenen Probenvolumens. Mithilfe der Integralbreite IB sind Aussagen über die kohärent streuenden Bereiche („Korngröße“) möglich. Des Weiteren geben die Höhe der Röntgenbeugungsreflexe Hinweise auf vorhandene Texturen und zudem erlaubt die Auswertung der Linienlage die Bestimmung von thermischen und elastischen, mechanischen Dehnungen.

Einen beispielhaften und repräsentativen Verlauf des Wertes für  $2\theta$  über der Prozesszeit und der Integralbreite IB der Röntgeninterferenzlinien zeigt die folgende Abbildung:

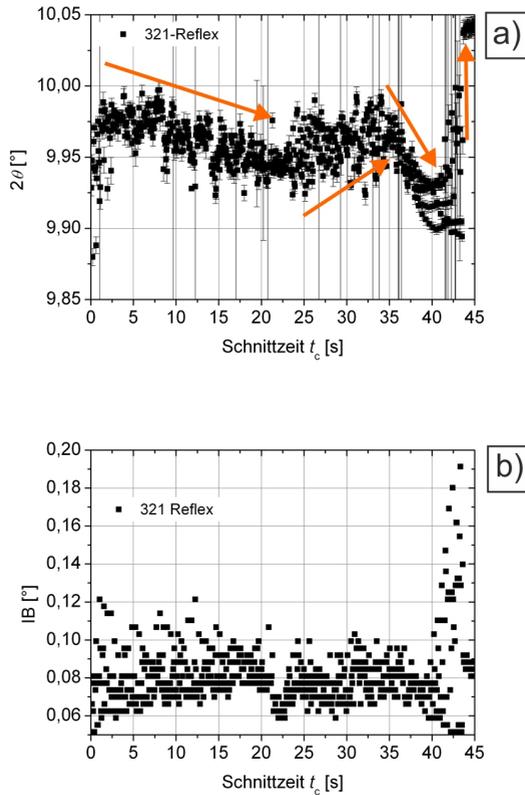


Abbildung 6.32: Zeitliche Entwicklung des Beugungswinkels  $2\theta$  a) und der Integralbreite IB b) für den {321}-Reflex von Ferrit während des Zerspanprozesses. In a) ist die unterschiedliche Veränderung in  $2\theta$  mit Pfeilen gekennzeichnet ( $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

In Abbildung 6.32 ist der Verlauf von  $2\theta$  und der Integralbreite des  $\{321\}$ -Reflexes von  $\alpha$ -Fe über der Prozesszeit dargestellt. Mit zunehmender Zeit (ab  $t_c = 2$  s) fällt der Wert für  $2\theta$  zunächst monoton ab (von  $9,975^\circ$  auf  $9,95^\circ$ ) und erreicht bei 22 s Schnittzeit ein Minimum. Nach kurzem Anstieg von  $2\theta$  (von  $9,95^\circ$  auf  $9,975^\circ$ ) bis  $t_c = 33$  s fällt der Wert von  $2\theta$  zum Ende des Zerspanvorgangs wieder ab (auf  $9,90^\circ$ ) bis  $t_c = 40$  s. Ab diesem Zeitpunkt ist die Wendeschneidplatte nicht mehr im Eingriff und es kommt zu einem starken Anstieg des Wertes in  $2\theta$  von  $9,9^\circ$  auf  $10,05^\circ$ . Bezüglich der Integralbreite kann ebenfalls ein leichter Anstieg von  $0,06^\circ$  auf  $0,08^\circ$  beobachtet werden, was unter anderem mit zunehmender plastischer Verformung korreliert werden kann.

#### **6.4.2 Linienprofilanalyse mittels Williamson-Hall-Plot (unbeschichtete WSP)**

Neben der reinen Bewertung der Verläufe der Linienlage  $2\theta$  und Integralbreite IB über der Schnittzeit ist über die Linienprofilanalyse nach Williamson-Hall [100] die Möglichkeit gegeben, Aussagen über die „Korngröße“ (Bereich kohärent beugender Domänen) und die Mikrodehnung zu treffen. Da hierbei alle auswertbaren Röntgenreflexe (110, 200, 211, 220, 310, 321) verwendet werden, können zur Erstellung des Williamson-Hall-Plots eventuelle Fehler beim Anfitten eines Reflexes ausgemittelt werden. Eine Kornfeinung wurde in [39] beschrieben, jedoch wurde keine Linienprofilanalyse an den Beugungsdiagrammen durchgeführt. In der hier vorliegenden Arbeit wird durch die Anwendung der Methode des Williamson-Hall-Plots die Mikrostruktur näher betrachtet. Die zeitliche Entwicklung der kohärent beugenden Domänen bzw. der Dehnungen innerhalb der Aufbauschneide während des Zerspanens wurde detailliert durch die in-situ-Untersuchungen am Synchrotron realisiert. Die Entwicklung der Integralbreite IB in Abhängigkeit der Schnittzeit ist in Abbildung 6.32 dargestellt. Es kommt dabei zu geringen Änderungen (Schwankung der Integralbrei-

te um  $0,07^\circ \pm 0,02^\circ$  innerhalb des Wertes für die Integralbreite). Mittels Williamson-Hall Plot ist die Größe der kohärent beugenden Domänen und die Mikrodehnung zugänglich, was am Beispiel der Zerspanung von Stahl mit unbeschichteten Hartmetallwendschneidplatten gezeigt ist.

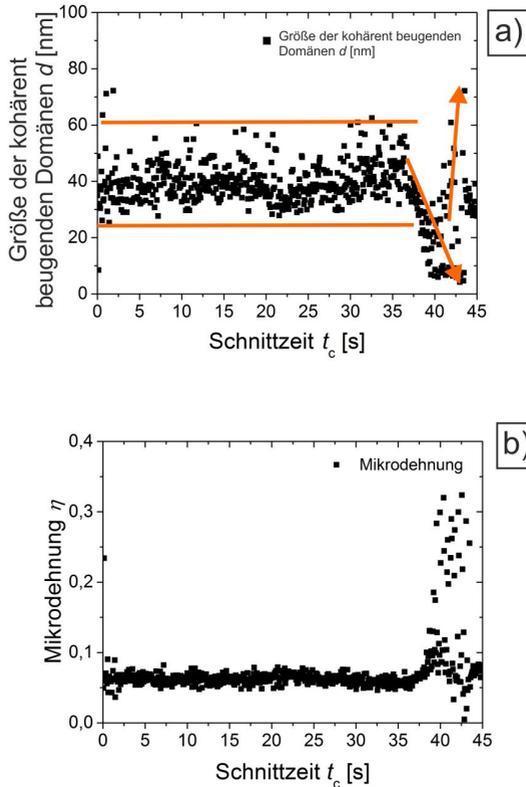


Abbildung 6.33: Darstellung des Verlaufs der Größe der kohärent beugenden Domänen (a) und der Mikrodehnung (b) in Abhängigkeit der Schnittzeit  $t_c$  ausgewertet nach der Methode des Williamson-Hall-Plots für die Kombination Werkstückmaterial C45E und unbeschichtete WC/Co-Wendschneidplatte ( $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

In Abbildung 6.33 a) ist zu erkennen, dass die „Korngröße“ bzw. der Bereich kohärent beugender Domänen einen annähernd konstanten Wert von 30 - 50 nm im Verlauf der Schnittzeit bis  $t_c = 35$  s aufweist. Ab ca. 35 s Schnittzeit kommt es zu einem leichten Abfall des Wertes der Korngröße und dann zu einem Anstieg. Dieses Verhalten kann ebenfalls mit den Daten aus der Integralbreitenbetrachtung korreliert werden. Der Anstieg der Mikrodehnung ab ca. 35 s - 40 s kann auf eine längere Phase der Zerspannung ohne Aufbauschneide zurückzuführen sein bzw. auf eine Phase, in welcher der entstehende Span im Messvolumen des Synchrotronstrahls liegt.

### **6.4.3 Radiographische Untersuchung der Aufbauschneidenbildung (unbeschichtete WSP)**

Neben der Abbildung mittels Diffraktion wurden Aufnahmen mit ansonsten identischem Aufbau (siehe Abbildung 5.9) mit einer Röntgenkamera erstellt, die eine zerstörungsfreie Strukturanalyse der Aufbauschneide mittels radiographischer Methoden ermöglicht. Hierüber konnte die Morphologie und die Struktur der Aufbauschneide in der Projektion längs der Synchrotronröntgenstrahlung anhand von Radiographiebildern abgebildet werden. Dabei wurde eine höhere Zeitauflösung (Aufnahmefrequenz: 1000 Hz) im Vergleich zur Untersuchung mit klassischer optischer Hochgeschwindigkeitskamerauntersuchung (Aufnahmefrequenz: 500 - 700 Hz) erreicht. Darüberhinaus ist durch die radiographische Betrachtung der Aufbauschneide eine zeitlich und örtlich hochaufgelöste innere Strukturaufklärung möglich, was mittels optischer Hochgeschwindigkeitskameraabbildung nicht durchführbar ist (siehe z.B. Abbildung 6.27).

Eine Sequenz der Aufbauschneidenbildung von normalem C45E-Stahl bei Verwendung unbeschichteter Hartmetallwendschneidplatten ist in Abbildung 6.34 dargestellt. Es sind Werkstück, Aufbauschneide (ABS), Span und Wendschneidplatte (WSP) gekennzeichnet.

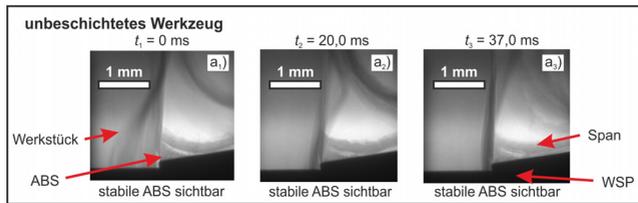


Abbildung 6.34: Zeitliche Entwicklung der Spanbildungszone und der Aufbauschneide bei Kombination von C45E als Werkstückmaterial und unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten in einem Zeitraum von 37 ms (Spanparameter:  $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev) bestimmt mittels Radiographie-Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen.

Im Gegensatz zu der Untersuchung der Spanbildungszone mittels Hochgeschwindigkeitskamera ist die innere Struktur der Spanbildungszone erkennbar, welche sehr homogen ausgebildet ist. In Abbildung 6.34 ist eine zeitlich und örtlich hochaufgelöste radiographische Untersuchung der Spanbildungszone erkennbar. Die Aufbauschneide zeigt unter den gewählten Zerspanbedingungen eine sehr hohe Stabilität. Innerhalb der Aufnahmezeit von ca. 40 ms in Abbildung 6.34 ist kein Totalabbruchen erkennbar. Über den Zeitraum von 30 s wurden für den dargestellten Versuch für  $v_c = 24$  m/min und  $f = 0,11$  mm/rev 10 Abbrüche beobachtet, wodurch eine mittlere Verweildauer von 3 s bestimmt werden konnte. Der zeitliche detaillierte Verlauf einer Abbruchsequenz ist in Abbildung 6.35 dargestellt.

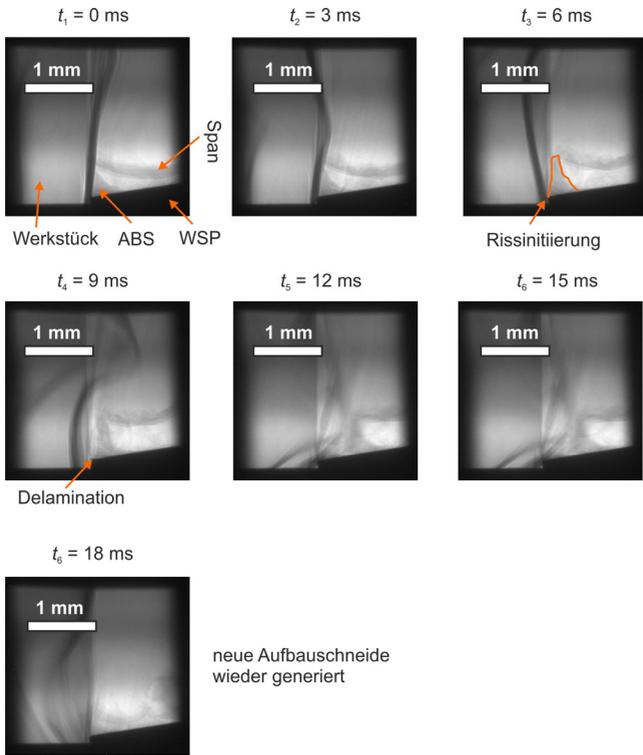


Abbildung 6.35: Zeitlicher Verlauf eines Abbruchs eines Großteils der Aufbauschneide während der Zerspanung am Synchrotron mit  $v_c = 24$  m/min mit anschließender Wiedernukleierung.

In Abbildung 6.35 sind radiographische Aufnahmen des Zerspanprozesses im Intervall von 18 ms bei einer Zeitdifferenz von  $\Delta t = 3$  ms abgebildet. Die Aufbauschneide hat im Teilbild bei 6 ms eine kritische Höhe (in speziellen Fall ca.  $560 \mu\text{m}$ ) während der Zerspanung erreicht. Es wurde dabei ein Riss an der Grenzfläche zwischen Hartmetallwendeschneidplatte und Aufbauschneide initiiert, der zu einem Versagen führte und eine Delamination zwischen Werkzeug und Aufbauschneide bewirkt. Die Grenzflächenscherfestigkeit wurde durch die zu große Aufbauschneide überschritten und för-

derte einen Teilabbruch. Nach 18 ms ist eine kleine Aufbauschneide wieder auf dem Werkzeug erkennbar, die wiederum die Schnittwirkung im Zerspanprozess übernimmt.

Im Gegensatz zur ausgeprägten Aufbauschneidenbildung für die Werkzeug-Werkstück-Kombination (unbeschichtetes Hartmetall - C45E) wurde für die Kombination TiN-beschichtetes Werkzeug - C45E eine deutlich verringerte Aufbauschneidenbildung beobachtet.

### **6.4.4 In-situ Untersuchung an TiN-beschichteten Werkzeugen**

Für die TiN-beschichtete Wendeschneidplatte wurden ebenfalls Diffraktionsdaten ausgewertet als Vergleichszustand zur provozierten Aufbauschneidenbildung bei Verwendung von unbeschichteten Hartmetall-Wendeschneidplatten. Die Auswertung der Diffraktionsdaten ist in Abbildung 6.36 dargestellt.

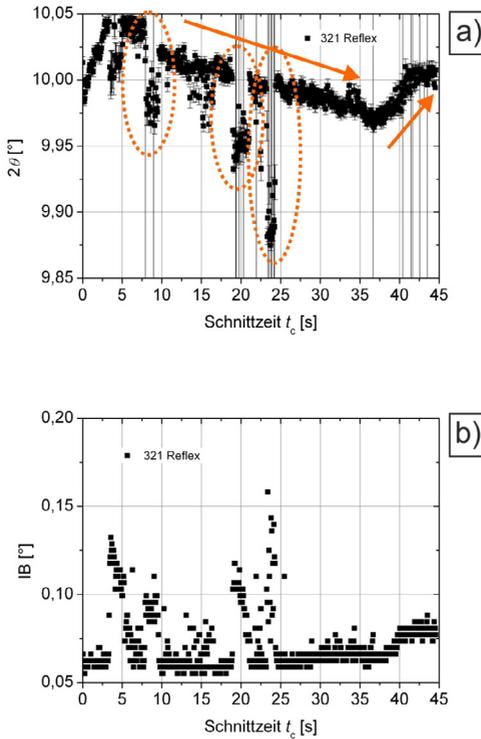


Abbildung 6.36: Zeitliche Entwicklung des Beugungswinkels  $2\theta$  a) und der Integralbreite IB b) für den  $\{321\}$ -Reflex von Ferrit während des Zerspanprozesses. Der Trend des Verlaufs des Beugungswinkels  $2\theta$  über der Schnittzeit  $t_c$  ist in a) mit Pfeilen verdeutlicht (Spanparameter:  $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

Im Gegensatz zur Entwicklung von  $2\theta$  und der Integralbreite IB in Abhängigkeit von  $t_c$  bei unbeschichteten Wendeschneidplatten in Abbildung 6.34 ist in Abbildung 6.36 eine stärkere Änderung in  $2\theta$  mit der Zeit zu erkennen. Der Gradient in  $2\theta$  über der Schnittzeit ist größer und es treten bei  $t_1 = 7$  s,  $t_2 = 20$  s und  $t_3 = 22$  s sprunghafte Änderungen auf. Außerhalb dieser Bereiche ist ein sehr homogener Verlauf von 5 s bis 38 s erkennbar.

Ab  $t_c = 38$  s ist der Zerspanprozess beendet und es kommt zu einem Anstieg in  $2\theta$  von  $9,93^\circ$  auf den Ausgangswert von ca.  $10,0^\circ$ . Die zeitliche Entwicklung der Integralbreite IB, die in Abbildung 6.36 dargestellt ist, zeigt einen sehr uneinheitlichen Verlauf über der Schnittzeit. Für  $t_1 = 7$  s,  $t_2 = 20$  s und  $t_3 = 22$  s werden wie schon für die  $2\theta$ -Linienlagen starke Sprünge (zu größeren Werten in IB) beobachtet (von  $0,07^\circ$  auf  $0,1^\circ - 0,15^\circ$ ). Ab dem Ende der Zerspannung bei  $t = 38$  s ist ein Anstieg von  $0,06^\circ$  auf  $0,075^\circ$  erkennbar.

#### **6.4.5 Linienprofilanalyse mittels Williamson-Hall-Plot (TiN-beschichtete WSP)**

Auch im Bereich der Zerspannung mit TiN-beschichteten Wendeschneidplatten wurden aus den Daten der Integralbreite und des Beugungswinkels eine Linienprofilanalyse nach Williamson-Hall durchgeführt. In Abbildung 6.37 ist die Größe der kohärent beugenden Domänen und die Mikrodehnung innerhalb der Aufbauschneide / Spanbildungszone für den Fall einer TiN-beschichteten Wendeschneidplatte in Abhängigkeit der Schnittzeit dargestellt.

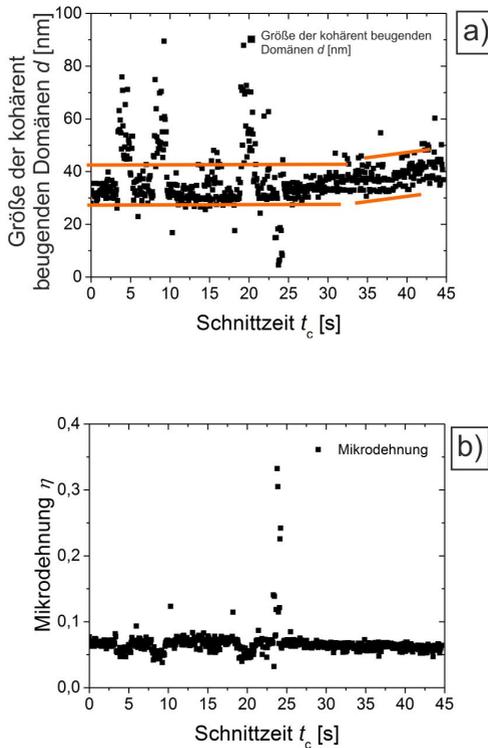


Abbildung 6.37: Darstellung des Verlaufs der Größe der kohärent beugenden Domänen (a)) und der Mikrodehnung (b)) in Abhängigkeit der Schnittzeit  $t_c$  ausgewertet nach der Methode des Williamson-Hall-Plots für die Kombination Werkstückmaterial C45E und TiN-beschichtete WC/Co-Wendeschneidplatte ( $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

In Abbildung 6.37 ist zu erkennen, dass die mittlere „Korngröße“ (ausgedrückt in Bereiche kohärent beugender Domänen) einen ähnlichen Wert aufweist wie für die Zerspanung mit WC/Co ( $d = 30 - 40$  nm). Zu den Zeitpunkten 8 s; 10 s und 20 s ergeben sich Sprünge im zeitlichen Verlauf der Größe der kohärent beugenden Domänen. Diese Sprünge sind auf Ratterschwin-

gungen zurückzuführen, wobei die sonst definierte Spanbildungszone aus dem Fokus des Synchrotronstrahls gerät. Kleine Abstandsänderungen im Bereich von nur 1-2 Millimeter führen zu Linienverschiebungen, die den gemessenen starken Änderungen zuzuordnen sind. Die Verläufe der Mikrodehnungen innerhalb der Aufbauschneide zeigen keine klaren Tendenzen. Eine mittlere Dehnung von 0,60 (siehe Abbildung 6.33 b)) konnte für die Betrachtung der Aufbauschneide auf Hartmetall beobachtet werden, wohingegen die Mikrodehnung für die Aufbauschneide bei TiN-beschichteten Wendeschneidplatten einen leicht höheren Wert von 0,69 (siehe Abbildung 6.37 b)) zeigt.

#### 6.4.6 Radiographische Untersuchung der Spanbildungszone (TiN-beschichtete WSP)

Für die direkte Abbildung der Spanbildungszone wurden Teilsequenzen der Spanbildung extrahiert und entsprechend Abbildung 6.34 zusammengestellt. Abbildung 6.38 zeigt im Gegensatz zur Sequenz in Abbildung 6.34 eine deutlich verminderte Aufbauschneidenbildung bei Verwendung von TiN-beschichteten Wendeschneidplatten. Dieser Befund deckt sich sehr gut mit den Ergebnissen, die mittels optischer Hochgeschwindigkeitskamera-Untersuchung erhalten wurden (siehe Abbildung 6.29).

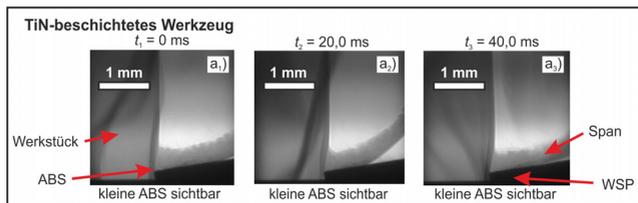


Abbildung 6.38: Zeitliche Entwicklung der Spanbildungszone und der Aufbauschneide bei Kombination von C45E als Werkstückmaterial und TiN-beschichteten Hartmetallwendeschneidplatten im Zeitraum von 40 ms (Spanparameter:  $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

Durch die gewählten Zerspanparameter kann hierbei ebenfalls eine leichte Aufbauschneidenbildung erreicht werden, jedoch ist diese deutlich kleiner ausgeprägt als in der Zerspanung mit unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten. Die Aufbauschneide hat auch hier einen begünstigenden Effekt im Hinblick auf die Spanbildung. Die Ergebnisse zeigen, dass die Bildung der Aufbauschneide einen besseren Spanabfluss ermöglicht. Bei Abwesenheit der Aufbauschneide kommt es zu stärkeren Ratterschwingungen.

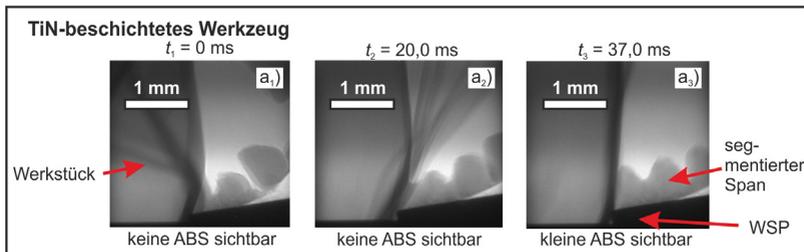


Abbildung 6.39: Zeitliche Entwicklung der Spanbildungzone bei Kombination von C45E als Werkstückmaterial und TiN-beschichteten Hartmetallwendeschneidplatten im Zeitraum von 37 ms bei temporären Ratterschwingungen und ungleichmäßiger Spanbildung (Spanparameter:  $v_c = 24$  m/min;  $f = 0,11$  mm/rev).

In der Bildabfolge in Abbildung 6.39 ist die Spanbildung mit stark segmentierten Spänen zu erkennen mit gleichzeitig komplett unterdrückter Aufbauschneidenbildung. Im Falle der TiN-beschichteten Wendeschneidplatte bewirkt die gebildete Aufbauschneide einen besseren Spanfluss über die Wendeschneidplatte.

Durch die Anwendung von in-situ Methoden konnte der Zerspanprozess detailliert untersucht werden und es konnten Änderungen der Mikrostruktur indirekt über die Auswertung der Integralbreite aufgelöst werden. Bei unterschiedlichen Zerspanwerkzeugen (unbeschichtet und TiN-beschichtet) konnte keine eindeutige Änderung im mikrostrukturellen Zustand beobachtet werden, wohingegen die Entwicklung von  $2\theta$  über der Schnittzeit

den Dehnungsverlauf innerhalb der Aufbauschneide aufzeigt. Abbrüche der Aufbauschneide sind durch Sprünge im Verlauf  $2\theta$  über  $t_c$  gekennzeichnet.

## 6.5 Verschleißuntersuchungen mit Aufbauschneidenbildung

Für die Betrachtung der Wechselwirkung der erzwungenen Aufbauschneidenbildung mit der Verschleißausbildung am Schneidwerkzeug wurden die Schnittwege im Bereich bis ca. 4000 m gewählt. Für die Versuche sind alle Verschleißstellen der Wendeschneidplatte, die in Abbildung 6.40 dargestellt sind, zu bewerten. Dabei ist im gewählten Außenlängsdrehprozess (siehe Abbildung 5.3) der Eckenradius und die Freifläche von großer Bedeutung, da diese Bereiche mit der entstehenden Werkstückoberfläche im Kontakt sind. Die Vermessung der Verschleißstellen erfolgte anhand der in Abbildung 5.4 gezeigten Vorgehensweise. Dabei wurde der arithmetische Mittelwert der Messstellen des Freiflächenverschleißes, der arithmetische Mittelwert der Messstellen der Aufbauschneidenhöhe und der Maximalwert des Eckenradienverschleißes verwendet.

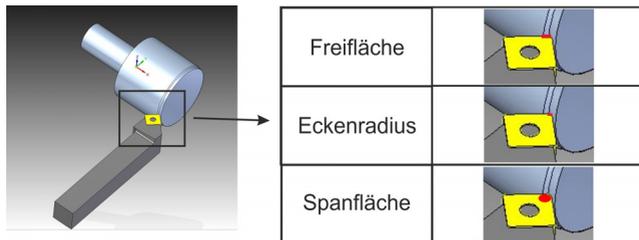


Abbildung 6.40: Übersichtsdarstellung der wichtigsten Kontaktstellen der Wendeschneidplatte (rot gekennzeichnet) mit der Werkstückoberfläche (Freifläche und Eckenradius) und dem abfließenden Span (Spanfläche) beim Außenlängsdrehen (nach [97]).

Neben den zwei Kontaktstellen zwischen Werkstück und Werkzeug, die in Abbildung 6.40 dargestellt sind, ist als weitere wichtige tribologisch beanspruchte Zone die Spanfläche zu nennen. Diese Zone beschreibt die Stelle

des Spanabflusses auf der Wendeschneidplatte und der Aufbauschneidenbildung und erfährt bei hohen Schnittgeschwindigkeiten Kolkverschleiß durch den Spanfluss [1], [4].

### 6.5.1 Unbeschichtetes Werkzeug

Die Durchführung der Verschleißversuche erfolgte mit denselben Zerspanparametern, die schon im Falle der detaillierten Untersuchung der Aufbauschneiden angewendet wurden (siehe auch Tabelle in Abbildung 5.3). Nach definierten Schnittwegen von jeweils ca. 200 - 300 m wurde die Wendeschneidplatte mittels Lichtmikroskopie untersucht und die Verschleißstellen und die Aufbauschneidenhöhe vermessen.

Der Verlauf des Freiflächenverschleißes und des Eckenradienverschleißes mit zunehmendem Schnittweg ist in den Abbildungen 6.41 und 6.42 für das Spanen mit unbeschichteten Wendeschneidplatten für die Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 50 - 150$  m/min dargestellt. Nach [1] kann der Werkzeugverschleiß beim Zerspanen in drei Stadien eingeteilt werden. Diese Bereiche beschreiben die unterschiedlichen schematischen Stadien der Verschleißentwicklung (degressiver Verschleiß (I), linearer Verschleiß (II) und progressiver Verschleiß (III)). Wie in Abbildung 6.41 zu erkennen ist, wurde die Verschleißentwicklung im gesamten Schnittwegbereich ( $l_c = 0 - 4000$  m) mit einer linearen Verschleißkurve approximiert, wodurch nur der Bereich II von Bedeutung ist.

Der in Abbildung 6.41 dargestellte Verschleißverlauf des Freiflächenverschleißes zeigt eine Zunahme der Verschleißintensität  $h_i = \frac{dVB}{dl_c}$  mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit (Steigung der linearen Anpassungen der Daten in Abbildung 6.41).

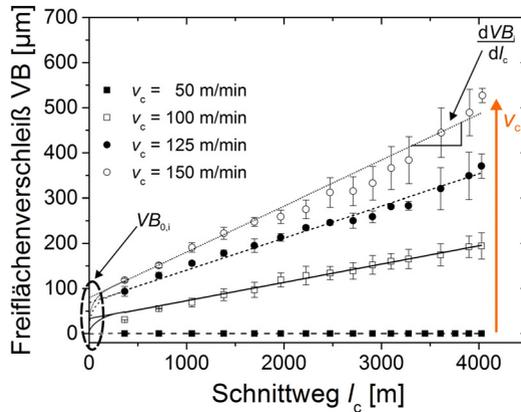


Abbildung 6.41: Gegenüberstellung des arithmetischen Mittelwerts des Freiflächenverschleißes  $VB$  über dem Schnittweg  $l_c$  im Schnittgeschwindigkeitsbereich  $v_c = 50 - 150$  m/min (nach [97]).

Die Verschleißkurven können mit der linearen Beziehung nach folgender Gleichung angepasst werden (Index  $i$  beschreibt die jeweilige Schnittgeschwindigkeit):

$$VB_i = h_{VB} \cdot l_c + VB_{0,i}. \quad (6.4)$$

In Gleichung 6.4 kann durch Kenntnis der Verschleißintensitäten  $h_i$  und der (extrapolierten) Verschleißausgangswerte  $VB_{0,i}$  der Verschleißzustand des Freiflächenverschleißes einer Wendeschneidplatte bei einer vorab gewählten Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  bestimmt werden. Die Verschleißintensitäten  $h_i$  sind, wie in Abbildung 6.41 zu erkennen ist, abhängig von der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$ . Der Wert  $VB_{0,i}$  stellt den extrapolierten  $VB_0$ -Wert der Ausgleichsgerade dar (y-Achsenabschnitt). In Abbildung 6.41 ist zudem der extrapolierte wahre Verlauf der Verschleißkurven für Schnittwege  $l_c$  kleiner 300 m eingetragen. Der jeweilige Kurvenverlauf ist auf den Verschleißwert des Werkzeugs im Ausgangszustand ( $VB = 0 \mu\text{m}$ ) für  $l_c = 0$  m extrapoliert.

Eine entsprechende Auftragung kann für den Eckenradienverschleiß erstellt werden, was diejenige Verschleißstelle am Zerspanwerkzeug darstellt, die im direkten Kontakt mit der entstehenden neuen Werkstückoberfläche steht (siehe Abbildung 6.40). Eine Auftragung des Eckenradienverschleißes über dem Schnittweg ist in Abbildung 6.42 dargestellt.

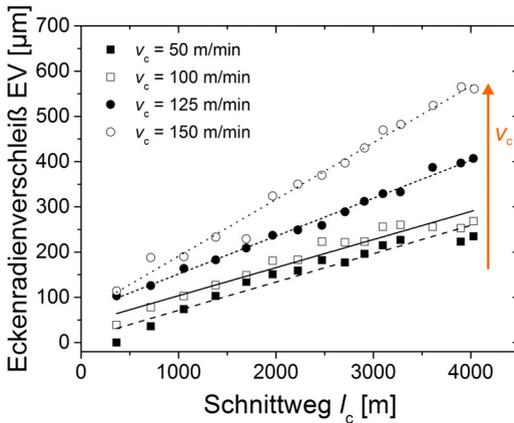


Abbildung 6.42: Gegenüberstellung des Maximalwerts des Eckenradienverschleißes  $EV$  im Schnittgeschwindigkeitsbereich  $v_c = 50 - 150$  m/min über dem Schnittweg  $l_c$  (nach [97]).

In Abbildung 6.42 wird deutlich, dass der Eckenradienverschleiß in weiten Bereichen linear mit zunehmendem Schnittweg ansteigt und entsprechend der Schnittgeschwindigkeit zunimmt. Der Verschleißverlauf des Eckenradius lässt sich durch eine lineare Regression entsprechend Gleichung 6.4 beschreiben mit der Steigung  $h_E$  und dem y-Achsenabschnitt  $EV_0$ . Es ergibt sich somit analog zu Gleichung 6.4:

$$EV_i = h_E \cdot l_c + EV_{0,i}. \tag{6.5}$$

Ein wichtiges Ergebnis ist die Tatsache, dass die Verschleißintensität des Eckenradienverschleißes für die kleinste gewählte Schnittgeschwindigkeit

von 50 m/min deutlich größer ist ( $h_E = 0,06262 \mu\text{m}/\text{m}$ ) als für die Messstellen des Freiflächenverschleißes ( $h_{VB} = 0 \mu\text{m}/\text{m}$ ). Die Verschleißintensitäten für alle gewählten Schnittgeschwindigkeiten sind in Tabelle 6.7 zusammengefasst dargestellt.

Entlang der Hauptschneide ergeben sich unterschiedliche Ausprägungen der Aufbauschneide und des Verschleißzustandes, was in Abbildung 6.43 dargestellt ist.

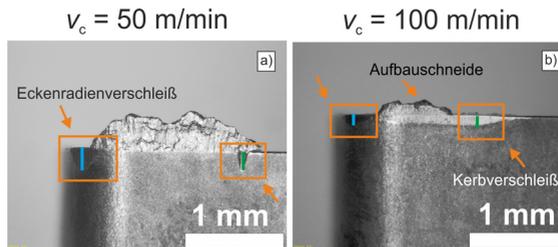


Abbildung 6.43: Exemplarische Darstellung zweier Wendeschneidplatten nach einem Schnittweg von ca. 4000 m bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50 \text{ m/min}$  a) bzw.  $100 \text{ m/min}$  b). Es sind die Aufbauschneide, der Eckenradienverschleiß (blau) und der Kerbverschleiß (grün) gekennzeichnet (nach [97]).

Bei Annahme einer homogenen Temperaturverteilung im Bereich der Schneidzone können Änderungen im Freiflächen-, Eckenradien-, Kerb-, oder Kolkverschleiß auf Änderungen in der Höhe, Fläche oder Stabilität der Aufbauschneide auf dem Werkzeug zurückzuführen sein. Bei stabilerer und höherer Aufbauschneide wäre damit ein potentiell größerer Verschleißschutz gegeben, der den Spanfluss bzw. den Werkstückkontakt von der eigentlichen Schneidplatte wegverlagern würde. Die mittels Lichtmikroskopie (ex-situ) bestimmte Aufbauschneidhöhe in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit ist in Abbildung 6.44 dargestellt als Funktion des Schnittweges.

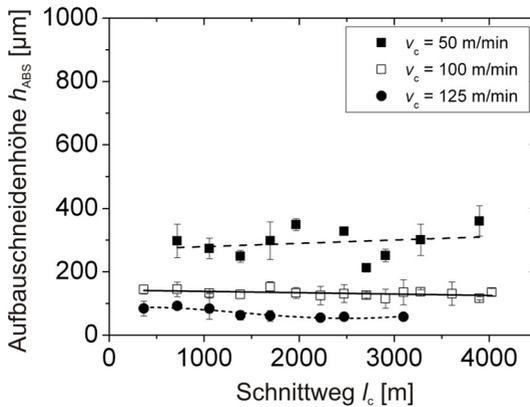


Abbildung 6.44: Darstellung der Aufbauschneidenhöhe für die unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 50 - 125$  m/min in Abhängigkeit des Schnittwegs  $l_c$ . Die Aufbauschneidenhöhe für die Zerspaltung bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 150$  m/min war mittels lichtmikroskopischer Methoden nicht messbar und ist im Diagramm folglich nicht dargestellt.

In Tabelle 6.7 erfolgt eine Gegenüberstellung der Koeffizienten  $h_{VB}$ ,  $h_E$ ,  $VB_0$ ,  $EV_0$  der Gleichungen 6.4 und 6.5 und der Werte  $h_{ABS}$ .

Tabelle 6.7: Gegenüberstellung der Verschleißintensitäten des Freiflächen- und Eckenradienverschleißes ( $h_{VB}$  bzw.  $h_E$ ) und Gegenüberstellung der mittleren Aufbauschneidenhöhen  $h_{ABS}$ . Zusätzlich sind die Werte für  $VB_0$  und  $EV_0$  dargestellt.

$v_c$ [m/min]	$h_{VB}$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$VB_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$h_E$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$EV_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$h_{ABS}$ [ $\mu\text{m}$ ]
50	0	0	0,06262	8,6	$292 \pm 32$
100	0,04062	32,3	0,06209	41,5	$133 \pm 19$
125	0,07096	69,7	0,08383	67,7	$69 \pm 17$
150	0,10163	69,3	0,12543	65,5	0*)

(\*): Aufbauschneidenhöhe mittels Lichtmikroskopie nicht bestimmbar.)

Zur besseren Übersicht sind die Daten aus Tabelle 6.7 in einem Diagramm (Auftragung Verschleißraten bzw. Aufbauschneidenhöhe über der Schnittgeschwindigkeit) in Abbildung 6.45 dargestellt.

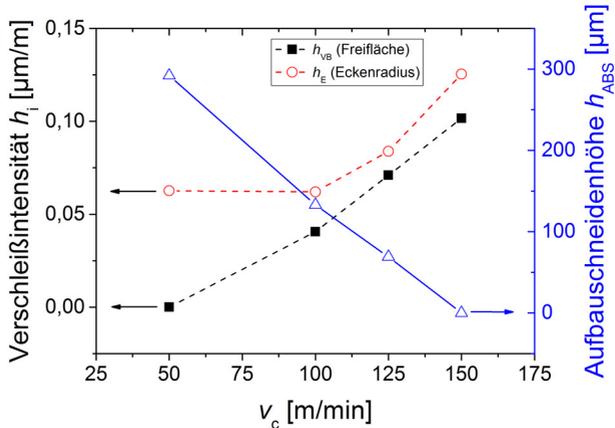


Abbildung 6.45: Darstellung der Verschleißintensitäten  $h_{\text{VB}}$ ,  $h_E$  und Aufbauschneidenhöhen  $h_{\text{ABS}}$  aus den Verschleißversuchen mit unbeschichteten Hartmetall-Wendeschneidplatten.

In den Abbildungen 6.44 und 6.45 wird deutlich, dass die Aufbauschneidenhöhe für die niedrigste gewählte Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min zur durchgehend höchsten Aufbauschneide von ca.  $292 \pm 32 \mu\text{m}$  führt. Aus den Hochgeschwindigkeitskamerauntersuchungen aus Abbildung 6.27 geht hervor, dass das Auftreten der Aufbauschneide bei 50 m/min im Vergleich zu der Aufbauschneidenanhaftung bei höheren Schnittgeschwindigkeiten relativ stabil ist (mittlere Verweildauer im Bereich von 16,5 ms) und die Aufbauschneidenhöhe und belegte Fläche auf der Wendeschneidplatte für die untersuchten Spanparameter am größten ist (siehe Abbildung 6.10). Die größte Aufbauschneide ist mit dem kleinsten Freiflächenverschleiß korreliert, wobei sich mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  die Verschleißraten  $h_{\text{VB}}$  und  $h_E$  einander annähern (siehe Abbildung 6.45). Die Ver-

schleißrate  $h_{VB}$  steigt mit zunehmendem  $v_c$  (50 - 150 m/min) von 0  $\mu\text{m}/\text{m}$  auf 0,10  $\mu\text{m}/\text{m}$ , wohingegen die Verschleißintensität des Eckenradienverschleißes  $h_E$  im gleichen Schnittgeschwindigkeitsbereich von 0,06  $\mu\text{m}/\text{m}$  bis 0,12  $\mu\text{m}/\text{m}$  ansteigt.

### 6.5.2 Texturiertes unbeschichtetes Werkzeug

Neben den Verschleißuntersuchungen, die mit untexturierten, unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten durchgeführt wurden, wurden zudem die in Abbildung 4.2 dargestellten texturierten Wendeschneidplatten ebenfalls zu Verschleißversuchen verwendet.

Für die Verschleißversuche der texturierten Wendeschneidplatten wurde als Schnittgeschwindigkeit gezielt  $v_c = 100$  m/min gewählt. Für diese Schnittgeschwindigkeit ist eine Änderung im Verschleißverhalten und im Aufbauschneidenverhalten am besten messbar (siehe Ergebnisse für untexturierte Wendeschneidplatte in den Abbildungen 6.41, 6.42 und 6.44). Je nach eingebrachter Spanflächentextur ergeben sich Änderungen im Aufbauschneiden- und Verschleißverhalten der Wendeschneidplatte im Zerspanprozess.

Für die Vermessung der Verschleißstellen (Freiflächen- und Eckenradienverschleiß) und der Aufbauschneidhöhe wurde dieselbe Vorgehensweise entsprechend der Auswertung der untexturierten Wendeschneidplatten verwendet. Die Verschleißwerte und Aufbauschneidhöhen sind für die texturierten Wendeschneidplatten im Folgenden dargestellt. Des Weiteren sind die Differenzwerte (bezüglich Verschleiß und Aufbauschneidhöhe) zwischen dem untexturierten Werkzeug und der jeweils texturierten Wendeschneidplatte im Diagramm dargestellt.

Die Differenzwerte sind nach folgender Gleichung 6.6 berechnet:

$$\Delta(\text{Verschleiß, ABS}) = \text{Verschleißwert}_{\text{untexturiert}} - \text{Verschleißwert}_{\text{texturiert}}. \quad (6.6)$$

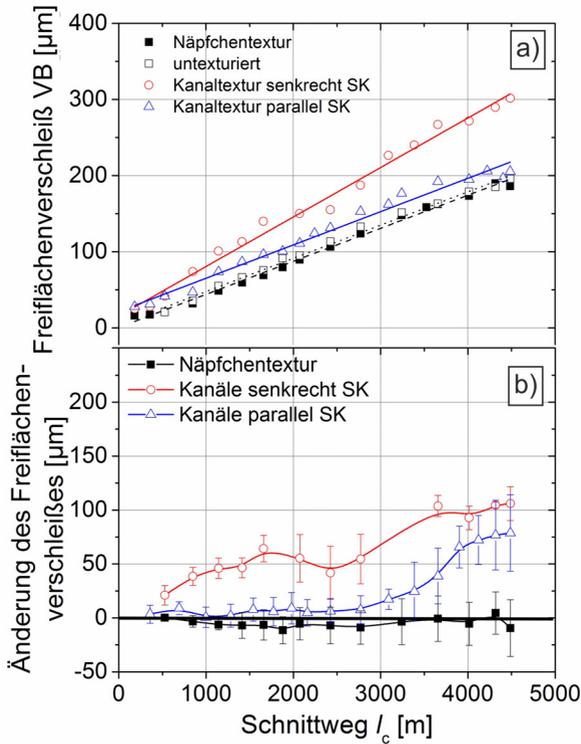


Abbildung 6.46: Darstellung der Freiflächenverschleißentwicklung mit zunehmendem Schnittweg für texturierte Wendeschneidplatten mit zusätzlicher Darstellung des untexturierten Vergleichszustandes a). Zudem ist in b) die Änderung des Freiflächenverschleißes im Vergleich zur untexturierten Wendeschneidplatte dargestellt ( $v_c = 100 \text{ m/min}$ ); (nach [94]).

Die Verschleißentwicklung des Freiflächenverschleißes folgt für alle texturierten und untexturierten Wendeschneidplatten einem linearen Trend (siehe Abbildung 6.46). Dabei zeigen die Verschleißraten ein ansteigendes Verhalten von  $0,043 \mu\text{m/m}$  für die untexturierte und näpfchentexturierte Wendeschneidplatte bis  $0,065 \mu\text{m/m}$  für die kanaltexturierte Wendeschneidplatte

(Kanäle senkrecht zu Schneidkante). Der Endzustand des Freiflächenverschleißes liegt für die untersuchten texturierten Wendeschneidplatten im Bereich 190 - 300  $\mu\text{m}$ . Den größten Unterschied (schlechteres Verschleißverhalten) zum untexturierten Referenzzustand zeigt die Wendeschneidplatte mit Kanälen senkrecht zur Schneidkante.

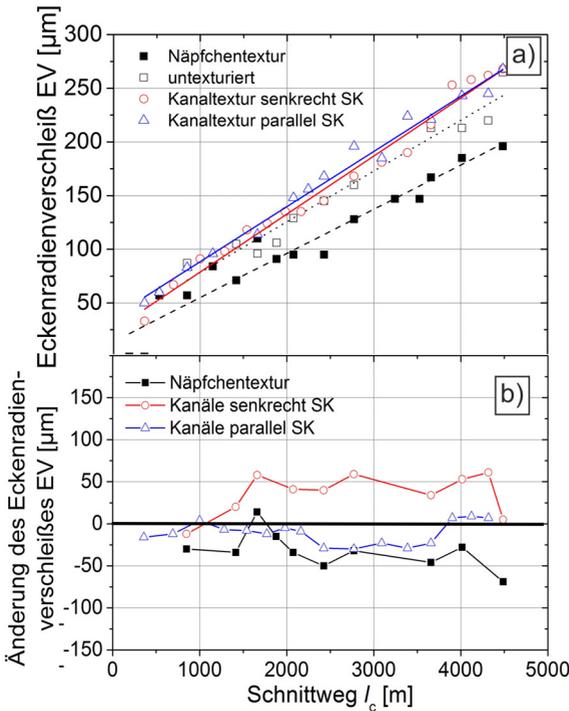


Abbildung 6.47: Auftragung des Eckenradienverschleißes über dem Schnittweg  $l_c$  für die texturierten Wendeschneidplatten mit zusätzlicher Darstellung des untexturierten Vergleichszustandes a) für  $v_c = 100$  m/min. Zudem sind die Änderungen des Eckenradienverschleißes bzgl. der untexturierten Wendeschneidplatte dargestellt b); (nach [94]).

Die Auftragung des Eckenradienverschleißes über dem Schnittweg (siehe Abbildung 6.47) zeigt ebenfalls eine lineare Verschleißentwicklung mit zunehmendem Schnittweg. Aus Abbildung 6.47 wird deutlich, dass die näpfchentexturierte Wendeschneidplatte die geringste Eckenradienverschleißintensität aufweist ( $h_E = 0,04113 \mu\text{m}/\text{m}$ ). Dies ist eine Verbesserung im Vergleich zur untexturierten Probe von ca. 13 %. Die kanaltexturierten Wendeschneidplatten zeigen in der Auswertung der Verschleißintensität eine Zunahme auf  $0,05136 \mu\text{m}/\text{m}$  für Kanäle parallel zur Schneidkante bzw.  $0,05403 \mu\text{m}/\text{m}$  für die Kanäle senkrecht zur Schneidkante.

In den Abbildungen 6.46 b) und 6.47 b) sind die Verläufe des Freiflächenverschleißes und des Eckenradienverschleißes für die Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 100 \text{ m}/\text{min}$  dargestellt. Aus den Kurvenverläufen wird ersichtlich, dass die durch Lasertexturierung eingebrachten Strukturierungen einen großen Einfluss auf die Aufbauschneidenstabilität und die Verschleißigenschaften der Wendeschneidplatte besitzen. Je nach Texturform (Näpfchentextur, Kanaltextrur etc.) und Texturorientierung werden unterschiedliche Verschleißwerte gemessen. Dabei zeigt sich, dass die kanaltexturierten Wendeschneidplatten einen negativen Effekt (größere absolute Verschleißwerte bzw. größere Verschleißintensität) bezüglich des Freiflächen- und Eckenradienverschleißes haben. Die Kanaltextruren senkrecht bzw. parallel zur Schneidkante führten zu einem um  $106 \mu\text{m}$  bzw.  $79 \mu\text{m}$  größeren Freiflächenverschleiß im Endzustand der Verschleißversuche. Die Wendeschneidplatte mit eingebrachten Näpfchen konnte das Verschleißverhalten verbessern (Verringerung des Freiflächenverschleißes um  $19 \mu\text{m}$ ). Für den Eckenradienverschleiß ergibt sich eine Verschleißverbesserung von  $-69 \mu\text{m}$  (negative Werte beziehen sich auf den Referenzwert der untexturierten Wendeschneidplatte und bedeuten, dass weniger Verschleiß gemessen wurde). Der Einfluss der Texturierungen der Wendeschneidplatte auf das Aufbauschneidenverhalten, das durch Vermessen der Aufbauschneide nach Schneidenaustritt durchgeführt wurde (siehe auch Auswertung für untexturierte Wendeschneidplatten in den Abbildungen 6.10 und 6.44) zeigt einen mit

den Verschleißwerten korrespondierenden Effekt. Die Höhe der auf den Wendeschneidplatten gemessenen Aufbauschneide nimmt durchschnittlich für die kanaltexturierten Wendeschneidplatten ab (Abnahme im Mittel um  $17 \mu\text{m}$  bzw.  $31 \mu\text{m}$ ).

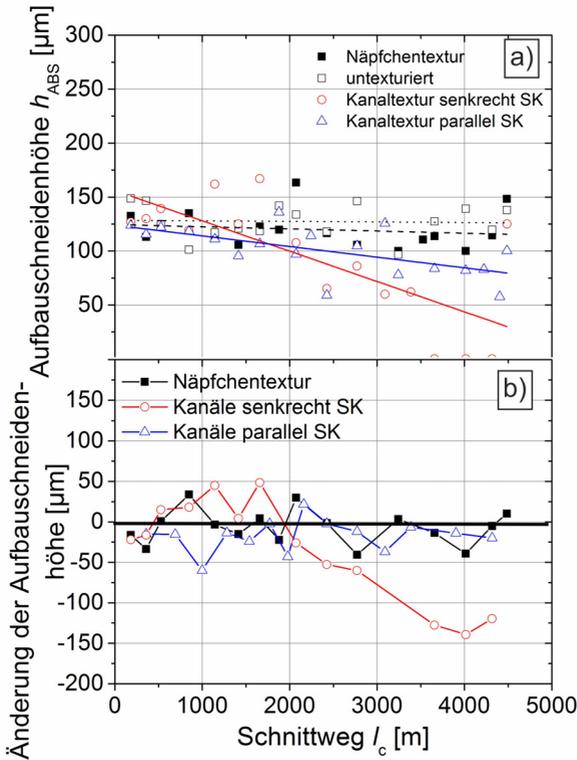


Abbildung 6.48: Darstellung der Aufbauschneidhöhen  $h_{\text{ABS}}$  auf den texturierten Wendeschneidplatten im Vergleich zum untexturierten Referenzzustand a) mit zusätzlicher Gegenüberstellung der Differenzwerte der Aufbauschneidhöhen b) für  $v_c = 100 \text{ m/min}$  (nach [94]).

Die gemessenen Aufbauschneidenhöhen variieren ähnlich stark wie für den untexturierten Vergleichszustand, wobei in Abbildung 6.48 a) die linearen Trendlinien des Aufbauschneidenhöhenverlaufs eingezeichnet sind. Die auf den näpfchentexturierten Wendeschneidplatten anhaftenden Aufbauschneiden zeigen eine mittlere Aufbauschneidenhöhe von ca.  $127 \mu\text{m}$  (arithmetischer Mittelwert aller über einen Schnittweg von 4030 m gemessenen Aufbauschneiden). Für die untexturierte Referenzwendeschneidplatte ergibt sich ein Wert der mittleren Aufbauschneidenhöhe von  $120 \mu\text{m}$ . Im Falle der kanaltexturierten Wendeschneidplatte ergibt sich ein auf ca.  $100 - 110 \mu\text{m}$  verringerter Wert der Aufbauschneidenhöhe. Die Änderung der Aufbauschneidenhöhe über dem Schnittweg zeigt Abbildung 6.48 b). Hierbei wird deutlich, dass die gemessenen Höhen der Aufbauschneiden im Falle der kanaltexturierten Proben und näpfchentexturierten Probe leichte Änderungen zur untexturierten Wendeschneidplatte aufzeigen. Die näpfchentexturierte Probe zeigt dabei im Mittel eine Erhöhung der mittleren Aufbauschneidenhöhe von  $9 \mu\text{m}$  im Vergleich zu untexturierten Wendeschneidplatte. Die kanaltexturierten Proben verursachen eine Verringerung der gemessenen Aufbauschneidenhöhe (Kanäle senkrecht zu SK: Verringerung im Mittel um  $12 \mu\text{m}$  und für die Kanäle parallel zu SK: Verringerung um  $17 \mu\text{m}$ ). In Tabelle 6.8 sind die Verschleißraten und die Aufbauschneidenhöhen nochmals gegenübergestellt.

Tabelle 6.8: Gegenüberstellung der Verschleißintensitäten des Freiflächen- und Eckenradienverschleißes ( $h_{VB}$  bzw.  $h_E$ ) und Gegenüberstellung der mittleren Aufbauschneidhöhen  $h_{ABS}$  für texturierte Wendeschneidplatten bei  $v_c = 100$  m/min.

Textur	$h_{VB}$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$h_E$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$h_{ABS}$ [ $\mu\text{m}$ ]
untexturiert	0,04368	0,04727	$120 \pm 17$
näpfbentexturiert	0,04340	0,04113	$127 \pm 16$
Kanäle parallel zu SK	0,04373	0,05136	$100 \pm 22$
Kanäle senkrecht zu SK	0,0650	0,05403	$113 \pm 37$

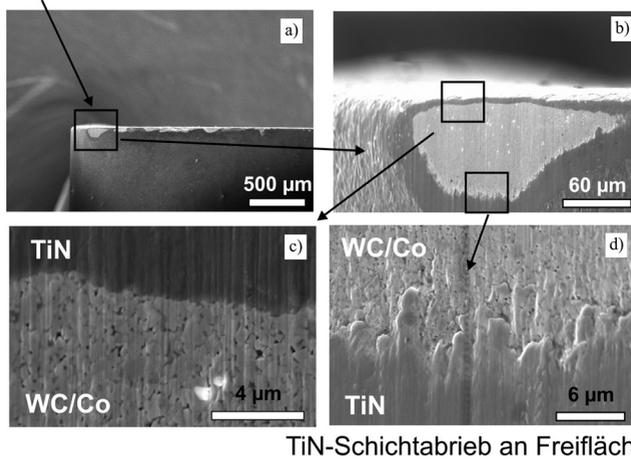
Die Daten in Tabelle 6.8 zeigen, dass die kanaltexturierten Wendeschneidplatten über einen längeren Zeitraum betrachtet die Aufbauschneidenaufhaltung destabilisieren und über einen Schnittweg von ca. 4000 m hinweg eine Zunahme der Verschleißintensitäten verursachen. Einzig mittels der Näpfbentextur konnte eine stabilisierende Wirkung der Aufbauschneide erzielt werden und der Endverschleißzustand bzw. die Verschleißintensitäten verringert werden.

### 6.5.3 TiN-beschichtetes Werkzeug

Als Referenzuntersuchung zu den Verschleißuntersuchungen mit unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten werden diese mit Untersuchungen im gleichen Parameterbereich ( $v_c = 50 - 150$  m/min;  $f = 0,05$  mm/rev;  $a_p = 1,0$  mm) mit TiN-beschichteten Wendeschneidplatten verglichen.

Nach einem Schnittweg von ca. 4000 m wurden die sehr gering verschlissenen TiN-beschichteten Wendeschneidplatten mittels Lichtmikroskopie und REM untersucht. Die Betrachtungen richteten sich hierbei insbesondere auf die Schneidkante, die Freifläche und die Spanfläche der beschichteten Wendeschneidplatte.

Lokaler Verschleiß der TiN-Schicht  
an Schneidkante



TiN-Schichtabrieb an Freifläche

Abbildung 6.49: REM-Darstellung der Schneidkante der TiN-beschichteten WC/Co-Wendeschnidplatte nach einem Schnittweg von ca. 4000 m. An einigen Stellen der Schneidkante sind Schichtverschleißstellen erkennbar.

In Abbildung 6.49 ist die mit TiN beschichtete Wendeschnidplatte nach einem Schnittweg von ca. 4000 m zu erkennen. In Teilbild 6.49 a) ist die Hauptschneide mit Freiflächen- und Eckenradienverschleiß erkennbar. Dabei zeigen sich in den Detailabbildungen in den Teilbildern c) - d) lokale Verschleißstellen, an denen die TiN-Schicht degradiert ist und das Hartmetallsubstrat zu erkennen ist. In d) sind zudem Ausbrüche von WC-Körnern aus dem Hartmetall zu erkennen. Als Referenzzustand der verschleißschützenden Eigenschaften der Aufbauschneide ist in Abbildung 6.49 die Schneidkante der TiN-beschichteten Wendeschnidplatte bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min dargestellt. Es wird deutlich, dass für die niedrige Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min Verschleiß erkennbar ist, jedoch ist dieser im Falle der Schnittgeschwindigkeiten von 50 - 150 m/min ähnlich groß. Die Verschleißversuche mittels TiN-beschichteter

Wendeschneidplatten ergeben sehr langsam ansteigende Verschleißwerte bis annähernd konstante Freiflächen- und Eckenradienverschleißwerte im Bereich von 10 - 50  $\mu\text{m}$  über den kompletten Schnittweg von ca. 4000 m. Dies unterstreicht den verschleißschützenden Charakter der TiN-Schicht in der trockenen Zerspanung.

## **6.6 Werkstückcharakterisierung nach definierten Schnittwegen**

Aus den vorangegangenen Analysen der Werkzeugrandschicht ergeben sich deutliche Unterschiede im Bezug auf die Werkzeuggestalt bei unterschiedlichen Schnittparametern. Die Aufbauschneide und der sich entwickelnde Verschleiß am Werkzeug führen dazu, dass sich die effektive Zerspangeometrie ändert, der Wärmeeintrag erhöht wird, die Zerspankraft verschleißbedingt ansteigt und die Kontaktfläche zwischen Werkzeug und Werkstück variiert. Aus diesem Grunde ist der resultierende Effekt auf die Ausbildung des jeweiligen Randschichtzustandes des Werkstücks im Hinblick auf die Verfestigung, die Oberflächenrauigkeit und die Eigenspannungszustände von besonderem Interesse.

### **6.6.1 Analyse der Oberflächenrauheit**

Die Rauigkeit der Werkstücke wurde nach verschiedenen Verschleißzuständen und Parametersätzen der Schnittbedingungen (Schnittgeschwindigkeit, Spanflächentexturierung) untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchungen, die mit konfokaler Weißlichtinterferometrie erhalten wurden, sind in der folgenden Tabelle zusammengefasst:

Tabelle 6.9: Rauheitskenngrößen  $R_z$  und  $R_a$  der Werkstücke nach verschiedenen Schnittbedingungen.

Textur	$v_c$ [m/min]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]
untexturiert	50	$11,3 \pm 1,2$	$2,0 \pm 0,3$
untexturiert	100	$11,8 \pm 1,8$	$2,4 \pm 0,3$
untexturiert	125	$13,2 \pm 0,5$	$2,8 \pm 0,3$
untexturiert	150	$9,7 \pm 0,2$	$1,8 \pm 0,1$
Näpfchen	100	$18,8 \pm 0,7$	$2,8 \pm 0,1$
Kanäle senkrecht SK	100	$15,4 \pm 0,8$	$2,3 \pm 0,1$
Kanäle parallel SK	100	$16,6 \pm 0,7$	$2,4 \pm 0,1$
TiN-beschichtet	50	$7,75 \pm 0,7$	$1,2 \pm 0,1$

In Tabelle 6.9 wird der Einfluss der Aufbauschneidenbildung auf die Oberflächenrauheit der untersuchten Proben deutlich. Hierbei zeigen sich ähnliche Rauigkeitskenngrößen  $R_a$  für die gewählten Schnittgeschwindigkeiten und Spanflächentexturen. Die beste Oberflächenqualität im Bereich der unbeschichteten (texturierten und nicht texturierten) Wendeschneidplatten wird mit  $R_a = 1,8 \mu\text{m}$  für  $v_c = 150$  m/min erreicht. Für die Zerspanung im Bereich der Aufbauschneidenbildung, d.h. für  $v_c$  im Bereich von 50 m/min - 125 m/min, streuen die Werte von  $R_a$  im Bereich von 2,0 - 2,8  $\mu\text{m}$ . Im Gegensatz zu den unbeschichteten Wendeschneidplatten bewirkt die TiN-beschichtete Wendeschneidplatte durch eine verringerte Aufbauschneidenbildung eine verbesserte Oberflächenqualität des Werkstücks ( $R_z = 7,75 \mu\text{m}$  bzw.  $R_a = 1,2 \mu\text{m}$ ). Eine Abbildung der Oberflächenstruktur (Ausschnitt der Werkstückoberfläche im Bereich 1 x 1,5 mm), die die Drehriefen durch den Außenlängsdrehprozess und abgelagerte Aufbauschneidenpartikel zeigt, ist in Abbildung 6.50 für den Fall von  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 150$  m/min dargestellt.

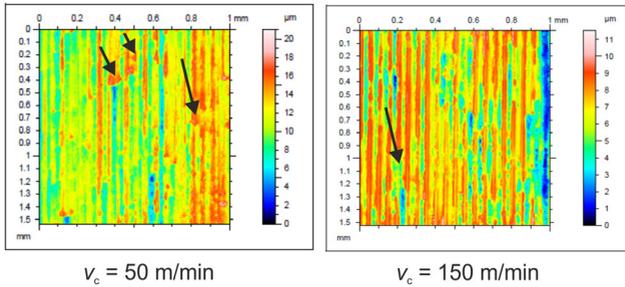


Abbildung 6.50: Vergleichende Darstellung der Oberflächentopographien der Werkstückoberflächen nach ca. 2000 m Schnittweg für  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 150$  m/min. Die Pfeile kennzeichnen die abgelagerten Aufbauschneidenpartikel.

In Abbildung 6.50 ist ein Vergleich zwischen den Oberflächen eines bei  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 150$  m/min bearbeiteten Werkstücks dargestellt. Es ist in beiden Fällen die Auswirkung der Aufbauschneidenbildung auf die Werkstückrandschicht erkennbar. Kleine Partikel der Aufbauschneiden lagern sich auf der Oberfläche des Werkstücks ab (siehe Pfeile in Abbildung 6.50). Dadurch zeigt sich eine Sägezahnstruktur innerhalb der jeweiligen Drehriefen auf dem Werkstück. Die Drehriefen sind aufgrund des sehr klein gewählten Vorschubs von 0,05 mm/rev sehr dicht und sind vor allem im Bild der Werkstückoberfläche für  $v_c = 150$  m/min zu erkennen. Die größere Rautiefe bei Zerspanung mit ausgeprägter Aufbauschneidenbildung im Falle für  $v_c = 50$  m/min ist des Weiteren in Abbildung 6.50 erkennbar. Neben der Beeinflussung der Oberflächenqualität des Werkstücks ist zu beachten, dass durch die Verlagerung der Schnittwirkung von der eigentlichen Schneidkante der Wendeschneidplatte an die „Schneidkante“ der Aufbauschneide die Maßhaltigkeit beeinflusst wird. Es kommt je nach Zerspanverfahren zu einer tieferen Schnittwirkung beim Zerspanen, was berücksichtigt werden muss. Im Falle des Außenlängsdrehens ist dieser Effekt jedoch gering, da die Hauptschneide im 45°-Winkel zur Werkstückoberfläche eingreift.

## 6.6.2 Eigenspannungs- und Verfestigungszustand im Werkstück

Zur Betrachtung der Wechselwirkung der Aufbauschneidenbildung und Werkzeugverschleißausbildung auf die Werkstückrandschicht wurden gezielt zwei Schnittwegzustände ausgewählt, wonach zu einem bestimmten Weg der Werkzeugverschleißzustand dokumentiert wurde und der dazu korrelierte Werkstückrandschichtzustand bezüglich Eigenspannungen detailliert untersucht wurde. Es wurde dabei nach einem definierten Schnittweg ( $l_c = 1332$  m) und nach dem Ende der Verschleißversuche ( $l_c = 4030$  m) der Verschleißzustand des Werkzeugs dokumentiert und die Werkstückrandschicht untersucht. Dadurch ergeben sich acht verschiedene Zustände der Wendeschneidplatten, deren korrespondierende Werkstückrandschicht detailliert bzgl. der Eigenspannungstiefenprofile untersucht wurden. Die verwendeten Werkzeuge zeigen unterschiedlich stark verschlissene Aufbauschneiden und Aufbauschneidenzustände. Es wurden zylindrische Scheiben von 10 mm vom Werkstück getrennt und über die Eigenspannungsanalyse entsprechend der  $\sin^2\psi$ -Methode untersucht.

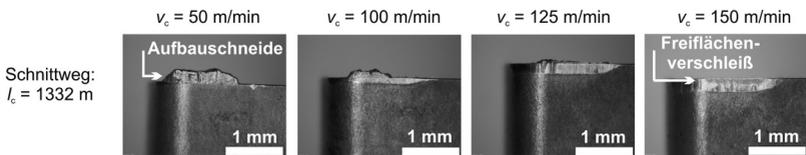


Abbildung 6.51: Übersichtsabbildung der Freiflächen der Werkzeuge mit Aufbauschneiden und Werkzeugverschleiß (die auf dem Werkzeug befindlichen Aufbauschneiden und der Freiflächenverschleiß sind gekennzeichnet) nach 1332 m Schnittweg. Für vier verschiedene Schnittgeschwindigkeiten ( $v_c = 50$  m/min, 100 m/min, 125 m/min und 150 m/min) zeigen sich unterschiedliche Werkzeugverschleißzustände (Wendeschneidplatten sind unbeschichtet und untexturiert); (nach [98]).

In Abbildung 6.51 ist ein Überblick der vier verschiedenen Aufbauschneiden- und Verschleißzustände nach 1332 m Schnittweg dargestellt. Es wird deutlich, dass die Aufbauschneiden im Falle für 50 m/min und 100 m/min ausgeprägt vorhanden sind. Für die höheren Schnittgeschwindigkeiten von 125 m/min und 150 m/min ist vorwiegend Freiflächenverschleiß erkennbar. In Abbildung 6.52 sind die Eigenspannungstiefenverläufe und die mittleren Integralbreitenwerte (IB) der Röntgeninterferenzlinien für die zerspannte Randschicht nach einem Schnittweg von 1332 m dargestellt.

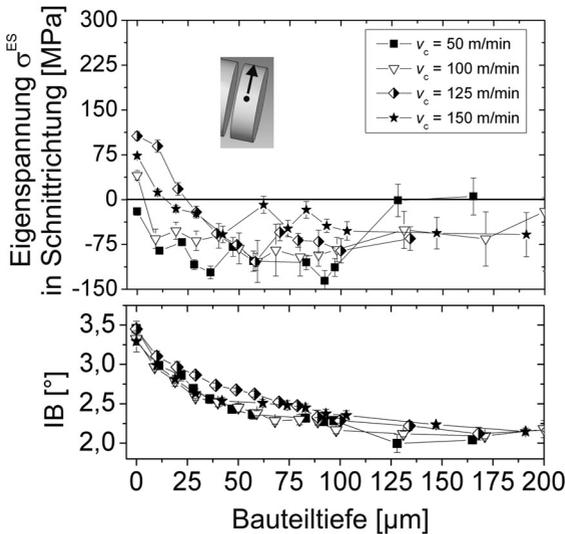


Abbildung 6.52: Eigenspannungs- und Integralbreitentiefenprofile in Werkstückrandschicht (für  $v_c = 50$  m/min, 100 m/min, 125 m/min und 150 m/min) nach 1332 m Schnittweg. Der Messpunkt und die Messrichtung in Schnittrichtung (Pfeil) sind gekennzeichnet (Zerspanung mit den in Abbildung 6.51 dargestellten Wendeschneidplatten (nach [98]).

Abbildung 6.52 zeigt für  $v_c = 100 - 150$  m/min zunehmende Zugeigenspannungen an der Oberfläche des zerspannten Werkstücks. Es wird ein zuneh-

mender Wert von 40 MPa für  $v_c = 100$  m/min (bei einer Aufbauschneidenhöhe von  $129 \mu\text{m}$ ) bis ca. 80 - 100 MPa für die höchsten Schnittgeschwindigkeiten von 125 m/min und 150 m/min beobachtet. Die kleinste Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min, die zu einer sehr ausgeprägten Aufbauschneidenbildung führt (siehe Abbildung 6.51), bewirkt die Ausbildung eines Druckeigen Spannungszustands von -20 MPa in der Werkstückrandschicht. Der Eigenspannungstiefenverlauf hat für 50 m/min nahezu einen einheitlichen mittleren Druckeigen Spannungszustand von etwa -87 MPa in einer Tiefe von 20 - 80  $\mu\text{m}$ . Der ermittelte Eigenspannungsgradient von der Oberfläche bis ca. 80  $\mu\text{m}$  Tiefe wird insofern mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit (100 - 150 m/min) größer. Die Integralbreitenprofile in Abbildung 6.52 lassen keinen signifikanten Einfluss der gewählten Schnittgeschwindigkeiten auf den mikrostrukturellen Zustand in der Werkstückrandschicht erkennen. Der Maximalwert der Integralbreite von ca.  $3,3^\circ$  tritt an der Oberfläche der Werkstückrandschicht auf. Dieser Wert nimmt kontinuierlich ab auf einen Wert von ca.  $IB = 2,3^\circ$  für die von der Zerspanung unbeeinflussten Bereiche im Werkstück.

Nach einem Schnittweg von 4030 m wurden weitere Scheiben der zylindrischen Werkstückproben zur Eigenspannungsmessung abgetrennt. Die zugehörigen Werkzeugzustände mit Aufbauschneiden- und Verschleißausbildung sind in Abbildung 6.53 dargestellt.

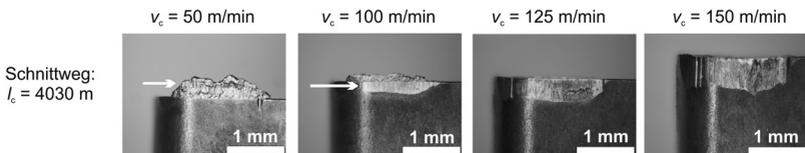


Abbildung 6.53: Übersichtsabbildung der Freiflächen der Werkzeuge mit Aufbauschneiden und Werkzeugverschleiß (die auf dem Werkzeug befindlichen Aufbauschneiden und der Freiflächenverschleiß sind gekennzeichnet) nach 4030 m Schnittweg. Die verwendeten Wendschneidplatten sind unbeschichtet und untexturiert (nach [98]).

In Abbildung 6.53 sind die Verschleiß- und Aufbauschneidenzustände der verwendeten Wendeschneidplatten für  $v_c$  im Bereich 50 m/min - 150 m/min dargestellt. Für  $v_c = 50$  m/min zeigt sich im Vergleich zu Abbildung 6.51 keine Änderung im Freiflächenverschleißzustand. Für diesen Zustand ist auch nach einem Schnittweg von 4030 m eine ausgeprägte Aufbauschneide auf dem Werkzeug zu erkennen. Für  $v_c = 100$  m/min, 125 m/min und 150 m/min zeigt sich hingegen zunehmender Freiflächenverschleiß.

Die zu den Werkzeugzuständen in Abbildung 6.53 korrespondierenden Werkstückrandschichtzustände wurden mittels röntgenographischer Eigenspannungsanalyse untersucht. Dabei zeigt sich für die Eigenspannungs- und Integralbreitentiefenverläufe folgendes Bild (siehe Abbildung 6.54):

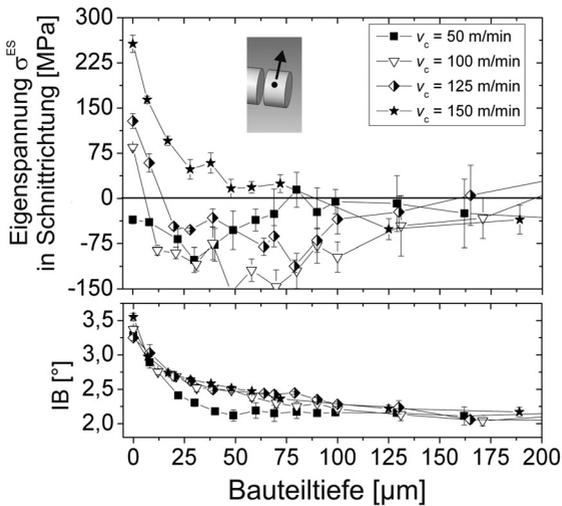


Abbildung 6.54: Eigenspannungs- und Integralbreitentiefenprofile in der Werkstückrandschicht für ( $v_c = 50$  m/min, 100 m/min, 125 m/min und 150 m/min) nach ca. 4030 m Schnittweg. Der Messpunkt und die Messrichtung in Schnittrichtung (Pfeil) sind gekennzeichnet (nach [98]).

Im Vergleich zu Abbildung 6.52 ergeben sich für die Schnittgeschwindigkeiten mit höherem Freiflächenverschleiß (Schnittgeschwindigkeitsbereich  $v_c = 100$  m/min, 125 m/min und 150 m/min) deutlich höhere Zugeigenspannungen an der Bauteiloberfläche. Für die beiden höchsten Schnittgeschwindigkeiten von 125 m/min und 150 m/min ergibt sich an der Werkstückoberfläche eine Erhöhung der Zugeigenspannung auf ca. 128 MPa bzw. 257 MPa. Für 100 m/min zeigt sich ebenfalls ein Anstieg der Zugeigenspannung auf ca. 85 MPa. Für den Zerspanparametersatz für  $v_c = 50$  m/min zeigt sich kein Freiflächenverschleiß an der Wendeschneidplatte (nur Eckenradien- und Kerbverschleiß). Der Eigenspannungszustand in der Werkstückrandschicht resultiert in leichten Druckeigenspannungen von etwa  $-60 \pm 25$  MPa. Die Druckeigenspannungen sind dabei verhältnismäßig homogen bis zu einer Bauteiltiefe von ca.  $75 \mu\text{m}$ . Die Gradienten der Eigenspannungstiefenverläufe für die weiteren Schnittgeschwindigkeiten von 100 m/min, 125 m/min und 150 m/min sind im Vergleich zu den Zuständen bei kleinerem Schnittweg von 1332 m (siehe Abbildung 6.52) steiler und haben im Bereich  $50 - 100 \mu\text{m}$  der Bauteiltiefe ein Eigenspannungsminimum im Bereich  $0 - -150$  MPa. Der Verlauf der mittleren IB über die Bauteiltiefe, der in Abbildung 6.54 dargestellt ist, hat einen Maximalwert von ca.  $3,3^\circ$  an der Werkstückoberfläche, welcher anschließend auf einen Wert von ca.  $2,3^\circ$  im Bereich der nicht durch Zerspannung beeinflussten Werkstückrandschichtbereiche von etwa  $200 \mu\text{m}$  kontinuierlich abfällt.



## 7 Diskussion

### 7.1 Schematische Betrachtung der Zerspanung im Bereich der Aufbauschneidenbildung

Die im Ergebnisteil gezeigten Charakteristika der Aufbauschneidenbildung sollen in Bezug auf die Aufbauschneide und die Werkstückrandschicht näher betrachtet werden, wobei der Einfluss der Aufbauschneide auf den Werkzeugverschleiß mitberücksichtigt wird. In Anlehnung an die schematische Darstellung der Aufbauschneidenbildung von Jacobsen et al. [16] (siehe Abbildung 2.4) wurden einzelne Einflussfaktoren (resultierend aus den Zerspanparametern) für die Aufbauschneidenbildung aus den vorangegangenen Untersuchungen ersichtlich. Durch die gewählten Zerspanbedingungen (u. a. unbeschichtete Hartmetallwendeschneidplatte als Werkzeug und normalisierter C45E-Stahl) konnte die Aufbauschneidenbildung erzwungen werden, was mit bisherigen Untersuchungen zur Aufbauschneidenbildung korrespondiert [2], [3]. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen der unbeschichteten Wendeschneidplatten in dieser Arbeit zeigen im Schnittgeschwindigkeitsbereich 50 - 125 m/min eine klar sichtbare Aufbauschneide nach Ende der Zerspanung. Dies wird ermöglicht durch die niedrigen Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 50 - 150$  m/min, den kleinen Vorschub von  $f = 0,05$  mm/rev und den Schneidkantenradius von  $r_\beta = 30$   $\mu$ m. Das schematische Bild der Zerspanung im orthogonalen Schnitt aus Abbildung 2.3 ohne ausgeprägte Aufbauschneide muss somit für die Diskussion der eigenen Ergebnisse abgeändert dargestellt werden und die provoziert hervorgerufene Aufbauschneidenbildung diskutiert werden.

Es ergibt sich aus den Ergebnissen der Hochgeschwindigkeitskamera-Aufnahmen und den radiographischen Untersuchungen am Synchrotron folgendes Bild des orthogonalen Schnitts mit einem eingestellten Spanwinkel von  $\gamma = -8^\circ$ :

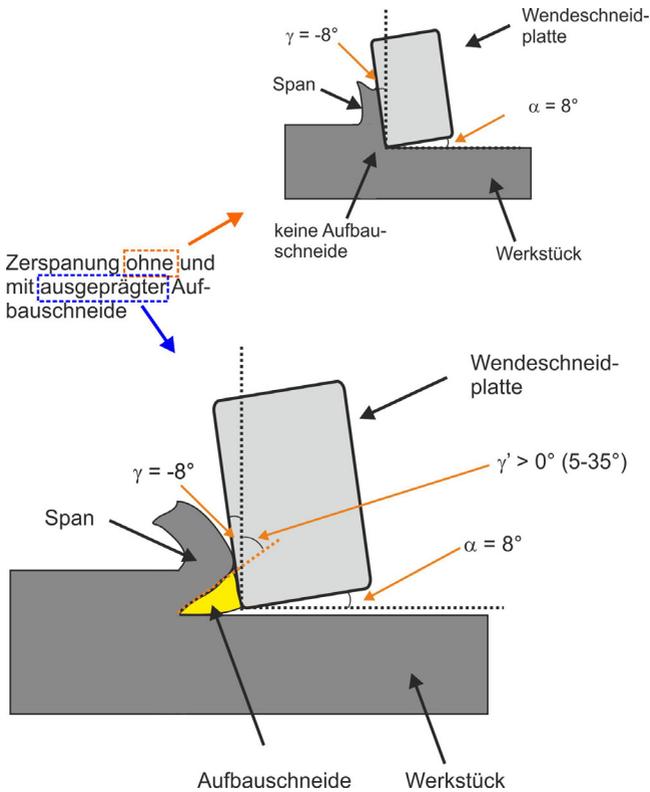


Abbildung 7.1: Schematische Darstellung der Zerspanung im Bereich der Aufbauschneidenbildung im orthogonalen Schnitt (unten) mit der vergleichenden Abbildung der Zerspanung ohne Aufbauschneide (oben). Es sind Freiwinkel  $\alpha$ , Spanwinkel  $\gamma$  und effektiver Spanwinkel  $\gamma'$  gekennzeichnet.

In Abbildung 7.1 zeigt sich eine schematisch dargestellte stark ausgeprägte Aufbauschneide, die in Anlehnung an die Schlibfbilder (siehe Abbildung 6.13), die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen (siehe Abbildung 6.27 a)) und die radiographischen Untersuchungen am Synchrotron (siehe Abbildung 6.34) bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 24$  m/min (am Synchrotron) bzw.  $v_c = 50$  m/min (am Bearbeitungszentrum Heller MC 16) eingezeichnet ist.

Wie in Abbildung 7.1 dargestellt ist, ergibt sich eine hochfeste Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte, die die eigentliche Schnittwirkung durchföhrt. Die tatsäclich wirksame Schneidkante befindet sich nun an der „Schneidkante“ der Aufbauschneide und der eingestellte negativ gewählte Spanwinkel von  $\gamma = -8^\circ$  wird im Zerspanprozess zu einem positiven Spanwinkel  $\gamma' > 0^\circ$ . Aus den Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen (siehe Abbildung 6.27) wird deutlich, dass dieser für die kleinste Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min einen Wert während der Zerspanung mit Aufbauschneide von 20 - 35° einnimmt.

Ein Ausschnitt aus Abbildung 6.27 mit der Spanwinkelvermessung für die Schnittgeschwindigkeiten von 50 m/min und 150 m/min ist in Abbildung 7.2 gezeigt.

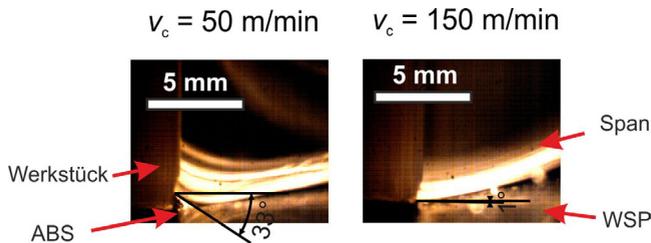


Abbildung 7.2: Darstellung der Vermessung des tatsäclich wirksamen Spanwinkels  $\gamma'$  bei Zerspanung während einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min und 150 m/min mit voreingestelltem Spanwinkel  $\gamma = -8^\circ$  und unbeschichteten, untexturierten Wendeschneidplatten.

In Abbildung 7.2 ist die Vermessung des effektiven Spanwinkels  $\gamma'$  dargestellt. Dabei wurden Aufnahmen aus der Hochgeschwindigkeitsuntersuchung bei  $v_c = 50$  m/min und 150 m/min verwendet und der Spanfluss über die Aufbauschneide analysiert.

Bei kontinuierlicher Zunahme der Schnittgeschwindigkeit nähert sich der effektive positive Spanwinkel  $\gamma'$  dem voreingestellten Spanwinkel  $\gamma$  von  $-8^\circ$  an. Beispielhaft ist dies anhand der Abbildung 7.2 für den Bildausschnitt für eine Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  von 50 m/min und 150 m/min dargestellt. Für die Momentaufnahme aus der Videosequenz, die mittels Hochgeschwindigkeitskamera aufgenommen wurde, konnte ein effektiver Spanwinkel für  $v_c = 50$  m/min von  $\gamma'(50) = 33^\circ$  ermittelt werden. Im Falle der höheren Schnittgeschwindigkeit ( $v_c = 150$  m/min) ergibt sich ein effektiver Spanwinkel  $\gamma'(150) \approx 1^\circ$ .

Der bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten  $v_c$  effektive positive Spanwinkel  $\gamma'$  stellt sich je nach gewählter Zerspanbedingung so ein, dass ein einfacher Spanabfluss gewährleistet ist. Dieser ist hauptsächlich abhängig von der gewählten Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  (siehe Abbildung 6.27). Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit verringert sich die Höhe und auch die auf der Spanfläche belegte Fläche der Aufbauschneide wie sie entsprechend Abbildung 5.5 mittels Bildanalyse bestimmt wurde. Die Schnittgeschwindigkeitszunahme bewirkt eine Zerspankraft- und Temperaturerhöhung (siehe Abbildungen 6.7 und 6.4) was zu einer höheren thermo-mechanischen Belastung in der Spanbildungszone führt und die Aufbauschneide verkleinert. Die Verkleinerung der Aufbauschneide hat zur Folge, dass der Spanfluss in größerem Maße über die Spanfläche läuft und die Wendeschneidplatte in Kontakt mit dem Werkstück und Span kommt. Dies ist in Abbildung 7.3 schematisch für die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min auf  $v_c = 150$  m/min dargestellt.

## 7.1 Schematische Betrachtung der Zerspantung im Bereich der Aufbauschneidenb.

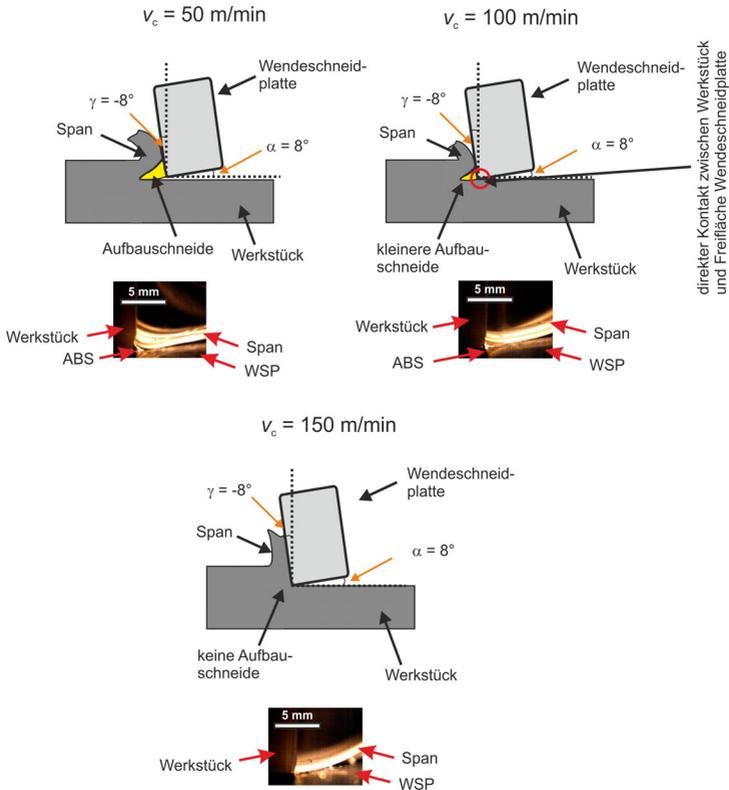


Abbildung 7.3: Vergleichende schematische Darstellung des Effekts abnehmender Aufbauschneidenbildung bei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten von 50 m/min, 100 m/min und 150 m/min auf die effektive Spanbildung im Vergleich mit den korrespondierenden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen (für untexturierte, unbeschichtete WSP).

Aus Abbildung 7.3 wird deutlich, dass die Aufbauschneide mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  in ihrer Ausprägung kleiner wird. Zum Vergleich wird jeweils eine Abbildung aus den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen gezeigt, was die schematische Darstellung des orthogonalen Schnitts mit Aufbauschneidenbildung stützt. Der Wert des effektiv wirksamen Span-

winkels  $\gamma'$  geht dabei graduell von positiven Werten für  $v_c = 50$  m/min bis zum Wert des tatsächlich eingestellten Spanwinkel von  $\gamma = -8^\circ$  über (für  $v_c = 150$  m/min).

Aus der vorangegangenen Darstellung soll der verschleißschützende Effekt der Aufbauschneide bezüglich der Freifläche der verwendeten Wendeschneidplatte näher erläutert werden. Die für den Verschleißschutz maßgebliche Aufbauschneide wird mit drei Faktoren charakterisiert, die für die Gesamtstabilität der Aufbauschneide wichtig sind:

- Die Gestalt (Größe) und Morphologie der Aufbauschneide
- Die Stabilität / Anhaftung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte bei unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheit (Texturen)
- Der mikrostrukturelle Zustand und die Mikrostrukturentwicklung in der Aufbauschneide während der Zerspanung

Aus diesen drei Punkten können Beziehungen zwischen dem Vorhandensein der Aufbauschneide und lokaler Verschleißbetrachtung an der Wendeschneidplatte abgeleitet werden. Die genannten Parameter (Geometrie bzw. Morphologie, Mikrostruktur, Stabilität in der Anhaftung zum Werkzeug) sind wiederum abhängig von den gewählten Zerspanbedingungen ( $v_c$ ,  $f$ ,  $a_p$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $r_\beta$ , Werkstückmaterial, Werkzeugmaterial). Aus diesen Beziehungen soll ein Modell des lokalen Werkzeugverschleißes bei der Zerspanung mit Aufbauschneide erstellt werden. Die wichtigsten Einflussparameter zum Zustand der Aufbauschneide sind nochmals in Abbildung 7.4 schematisch dargestellt.

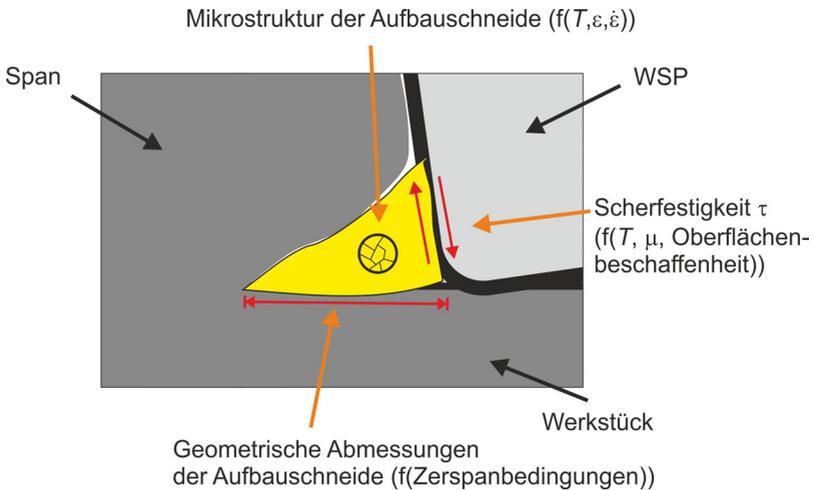


Abbildung 7.4: Darstellung der wichtigsten Einflussfaktoren zur Beschreibung der Aufbauschneide während des trockenen Zerspanens.

In Abbildung 7.4 ist der Bereich der Aufbauschneide bzw. der Spanbildung aus Abbildung 7.1 vergrößert dargestellt. Die einzelnen Einflussfaktoren (Aufbauschneidenmorphologie, Mikrostruktur und Anhaftung) sind vor allem abhängig von den eingestellten Zerspanparametern und den daraus resultierenden Kräften  $F$ , den lokalen Temperaturen  $T$ , den Dehnungen  $\varepsilon$  und den Dehnraten  $\dot{\varepsilon}$ . Die ermittelten Kraft- und Temperaturdaten während der Zerspanung sollen im Folgenden bewertet werden.

## 7.2 Bewertung der Kraft- und Temperaturmessdaten mit Verschleißbetrachtung

Die Schnittkraft- und Temperaturdaten in den Abbildungen 6.3 und 6.4 können mit den gewählten Zerspanparametern erklärt werden. Als einziger Zerspanparameter wurde die Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  im Bereich 50 - 150 m/min variiert, wobei die Schnittkräfte von ca. 169 N auf 403 N

zunehmen (bei Steigerung der Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min auf 150 m/min). Eine ähnliche Steigerung der Schnittkräfte im Bereich der Aufbauschneidenbildung konnte von Arsecularatne et al. [110] beschrieben werden. Dort wurde die Zerspankraft im Bereich der Aufbauschneidenbildung untersucht und mit Modellvorhersagen verglichen. Die Zerspanung (Außenlängsdrehen) von niedrig legiertem Stahl (AISI 1022) zeigte in [110] im Schnittgeschwindigkeitsbereich 50 - 100 m/min ebenfalls einen ansteigenden Trend.

Die starken Streuungen der Kraftmessdaten der eigenen Untersuchungen (dargestellt in Abbildung 6.2 und 6.7) können mit der gezielt hervorgerufenen Aufbauschneidenbildung korreliert werden. Durch die sich im Zerspanprozess ausbildenden Aufbauschneiden ist die Spanbildung nicht eindeutig definiert, da z. B. der sich effektiv einstellende Spanwinkel  $\gamma'$  je nach Auftreten und Ausprägung der Aufbauschneide variiert (siehe schematische Darstellung der Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung in den Abbildungen 7.1 und 7.3). Für eine Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min wurden Schwankungen von  $\gamma'$  im Bereich 15 - 35° beobachtet. Zudem ist die starke Adhäsionsneigung von Hartmetall zum C45E-Stahl zu berücksichtigen, wodurch es zu Verklebungen von stark verformtem Werkstückmaterial auf der Wendeschneidplatte und sequentiellen Ablösungen dessen kommen kann. Neben diesen Änderungen im Kontaktverhalten bei der trockenen Zerspanung während der Aufbauschneidenbildung ist zudem die sich verändernde Temperatur im Zerspanprozess von Bedeutung (siehe Abbildungen 6.4 und 6.5). Die Schwankungen der Einzel-Kraftmessung liegen dadurch im Bereich von  $\Delta F = 22 - 93$  N (siehe z.B. Kraftverlauf in Abbildung 6.2). Neben der Aufbauschneidenbildung ist als weiterer Faktor die einseitige Einspannung des Werkstücks ein möglicher Grund für die schwankenden Kraftmessdaten. Diese Fehlerquelle konnte in dieser Arbeit jedoch durch Vergleichsmessungen an einer Drehmaschine, die eine Einspannung zwischen zwei Spitzen ermöglichte, ausgeschlossen werden. Einen Vergleich der Kraftmessung während der Zerspanung eines zylindrischen Werkstücks

auf der Maschine Heller MC 16 (Bearbeitungszentrum) und der Drehmaschine des Typs Harrison (Maschinenpark des wbk am KIT) zeigt Abbildung 7.5.

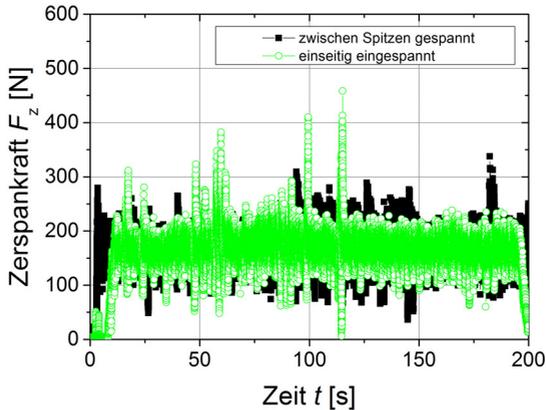


Abbildung 7.5: Vergleich der Kraftmessungen durchgeführt am Bearbeitungszentrum Heller MC 16 (einseitige Einspannung) und an der Drehmaschine des Typs Harrison (zweiseitige Einspannung) mit der Möglichkeit zur Spannung zwischen Spitzen (Zerspanparameter:  $v_c \approx 50$  m/min,  $f \approx 0,05$  mm/rev,  $a_p = 1,0$  mm, unbeschichtete und untexturierte WSP).

In Abbildung 7.5 wird deutlich, dass die Streuung der Kraftmessdaten während der Zerspannung bei einseitiger bzw. zweiseitiger Einspannung des Werkstücks ähnlich groß ist. Die auftretenden Zerspankraftschwankungen sind daher größtenteils den eingestellten Zerspanparametern zuzuordnen und der damit verbundenen Aufbauschneidenbildung und schwankender Zerspangeometrie. Die Streuung der Kraftmessdaten liegt für die Zerspannung mit einseitiger Einspannung im Mittel bei ca.  $\Delta F \approx 140$  N und bei zweiseitiger Einspannung bei  $\Delta F \approx 125$  N.

Im Verlauf der Verschleißversuche für unbeschichtete Hartmetall-Wendeschneidplatten stellte sich für die Kraftmessung im Laufe des zunehmenden

Schnittwegs ein Anstieg der Zerspankraft  $F_z$  ein (siehe Abbildung 6.8).  $F_z$  steigt für die mit starkem Verschleißanstieg gekennzeichneten Werkzeugschneiden für  $v_c = 125$  m/min und 150 m/min von ca. 300 N auf etwa 400 N. Für die kleinsten Schnittgeschwindigkeiten von 50 m/min und 100 m/min sind keine bzw. sehr geringe Zerspankraftanstiege festzustellen. Für  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 100$  m/min bleibt die Zerspankraft annähernd konstant bei  $F_z = 169$  N bzw. 295 N. Für die höchsten gewählten Schnittgeschwindigkeiten zeigt sich ein Anstieg des Verschleißes in Form von Eckenradien- und Freiflächenverschleiß (siehe Abbildungen 6.41 und 6.42). Der Anstieg des gemessenen Freiflächenverschleißes kann mit der beobachteten Zerspankfterhöhung korreliert werden. Die Auftragung des Freiflächenverschleißes  $VB$  und des Eckenradienverschleißes  $EV$  über der Zerspankraft  $F_z$  ist in Abbildung 7.6 dargestellt. In der Literatur wird von verschiedenen Autoren über den Anstieg der Zerspankraft mit zunehmendem Verschleiß der Werkzeugschneide berichtet [111], [112], [113].

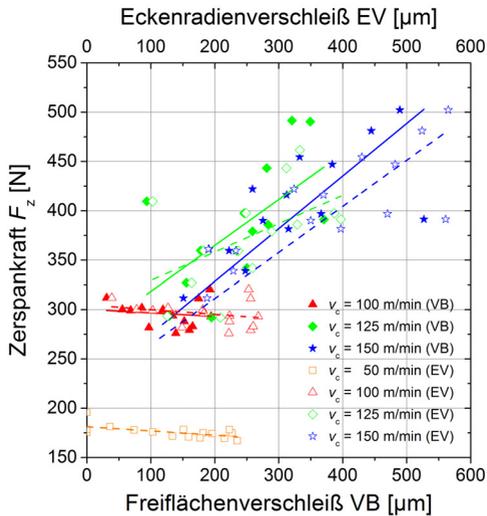


Abbildung 7.6: Auftragung der Zerspankraft  $F_z$  über dem gemessenen Werkzeugverschleiß (Freiflächenverschleiß VB und Eckenradienverschleiß EV). Die linearen Trendlinien für den Kraftverlauf über dem Freiflächenverschleiß (VB) (durchgezogene Linie) und über dem Eckenradienverschleiß (EV) (gestrichelte Linie) sind im Diagramm eingezeichnet (für unbeschichtete, untexturierte WSP).

In Abbildung 7.6 wird deutlich, dass die Zunahme des Eckenradienverschleißes EV und des Freiflächenverschleißes VB für die Schnittgeschwindigkeiten von 125 m/min und 150 m/min einem stark streuenden Verlauf folgt, der durch einen linearen Trend angepasst werden kann. Diese Abhängigkeit der Verschleißerscheinung mit der Zerspankraft wurde ebenfalls von Davim et al. bei der Zerspannung von MMC-Werkstoffen beobachtet [113].

In der eigenen Untersuchung wird für  $v_c = 50$  m/min und  $v_c = 100$  m/min auch mit zunehmendem Verschleiß der Wendeschneidplatte eine annähernd konstante Zerspankraft beobachtet. Dies weist darauf hin, dass die eigentliche Schnittwirkung in hohem Maße die anhaftende Aufbauschneide vollführt, wodurch der eigentliche Kontakt zwischen Wendeschneidplatte und

Werkstück geringer ist und Verschleißerscheinungen der Wendeschneidplatte nicht in dem Maße die Zerspankraft beeinflussen. Für die höchsten Schnittgeschwindigkeiten von  $v_c = 125$  m/min und  $v_c = 150$  m/min wird keine bzw. nur eine minimale Aufbauschneide beobachtet (siehe Abbildung 6.44), wodurch sich Änderungen in der Schneidengestalt der Wendeschneidplatte direkt auf die Zerspankraft auswirken. Bei der Betrachtung des Zerspankraftverlaufs über dem Verschleißzustand der Wendeschneidplatte wird zudem der stark streuende Charakter der Zerspankraftmessung deutlich. Diese starken Schwankungen sind auf die gewählten Zerspanparameter (negativer voreingestellter Spanwinkel, trockene Zerspanung, unbeschichtete Wendeschneidplatte) und auf das verwendete Zerspansystem (Außenlängsdrehen) zurückzuführen. Durch den kontinuierlichen Schnitt ist im Gegensatz zum Fräsen bspw. ein immerwährender Schneidenkontakt zum Werkstück vorhanden, was zu einer Temperaturerhöhung führt.

Im Gegensatz zur Messung der Zerspankraft konnte die Ermittlung der Zerspanntemperatur nicht mittels einer einzigen Messmethode realisiert werden, da sich die Temperatur der Wendeschneidplatten von Raumtemperatur bis ca.  $700^\circ\text{C}$  bewegt. Das eingesetzte Zwei-Farben-Pyrometer konnte die Temperaturen im Bereich ab ca.  $300 - 400^\circ\text{C}$  erfassen. Der Temperaturverlauf wurde dabei detailliert aufgrund der schnellen Ansprechzeiten von wenigen Millisekunden des Pyrometers verfolgt. Da die Temperaturen in einer Sacklochbohrung gemessen wurden, ist die in den Abbildungen 6.4 und 6.6 dargestellte Temperatur als gemittelte Temperatur über den Messbereich der an das Zweifarbenpyrometer angeschlossenen Glasfaser zu verstehen. Die gemessenen Temperaturen steigen mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit. Als Erklärung hierfür spielen zwei Faktoren eine Rolle. Neben der höheren Belastung der Schneide durch größere Zerspankräfte (siehe Abbildungen 6.7 und 6.8) werden zudem die Dehnraten größer, was zu einer stärkeren Wärmeentwicklung führt. Die Bewertung der Anlauffarben des abfließenden Spans ergeben des Weiteren eine Möglichkeit die an der Unterseite der Spanfläche gemessene Temperatur mit der Spantemperatur zu vergleichen.

Neben den Einflussfaktoren (Zerspankraft, Dehnrage, Temperatur) kommt es durch die Aufbauschneidenbildung zu einer Veränderung der Kontaktverhältnisse an der Wendeschneidplatte. Bei ausgeprägter Aufbauschneidenbildung im Bereich von  $v_c = 50$  m/min kommt es zu einem Wegverlagern des Spanflusses weg von der Spanfläche / Schneidkante der Wendeschneidplatte. Dabei ist der Kontakt zwischen heißem ( $T = 300^\circ\text{C} - 1000^\circ\text{C}$ ) und sehr abrasivem Span mit der Wendeschneidplatte sehr unterschiedlich. Bei ausgeprägter Aufbauschneidenbildung wird der Span hauptsächlich über die Aufbauschneide abgeführt, wohingegen bei geringer Aufbauschneidenbildung der Span direkt über die Spanfläche abläuft. Die Aufbauschneide bietet somit einen gewissen Abriebschutz der Spanfläche vor dem abrasiven und heißen Span.

Die stark unterschiedlichen Kontaktverhältnisse sind anhand Abbildung 7.7 aus den vergleichenden Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen im Schnittgeschwindigkeitsbereich 50 - 150 m/min nochmals klar ersichtlich.

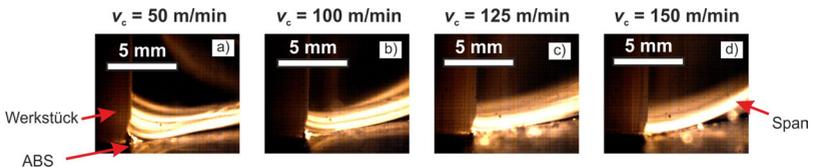


Abbildung 7.7: Vergleich der unterschiedlichen Span- und Aufbauschneidenbildung für die Schnittgeschwindigkeiten 50 - 150 m/min für untexturierte, unbeschichtete WSP.

In Abbildung 7.7 wird deutlich, dass die Aufbauschneidenbildung den Span unterschiedlich über die Spanfläche der Wendeschneidplatte führt und die Temperaturentwicklung zum einen und auch die Temperaturmessung zum anderen beeinflusst. Im Falle fehlender Aufbauschneide wird der Span direkt über die Wendeschneidplatte geführt. Für die Temperaturmessung bei  $v_c = 50$  m/min muss das langsame Ansprechverhalten des Fühlerthermoelements berücksichtigt werden. Zur Diskussion der Kraft- und Temperatur-

messungen ist zudem ein Vergleich des Reibungskoeffizienten anhand der einschlägigen Literatur notwendig.

Bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit kommt es temperaturbedingt zu einer entfestigenden Wirkung innerhalb der Aufbauschneide und zu schlechterer Stabilität der Aufbauschneide. Neben der geometrischen Abmessung der Aufbauschneide (Höhe, Fläche) und dem mikrostrukturellen Zustand (definiert durch die Gefüge-Eigenschafts-Korrelation) ist auch die Anhaftung der Aufbauschneide auf dem Schneidwerkzeug von Bedeutung. Je kleiner der Reibkoeffizient  $\mu$  zwischen Aufbauschneide und Spanfläche des Werkzeugs ist, desto schwächer ist die Anbindung der Aufbauschneide zur Spanfläche und umso kleiner ist die induzierte Temperatur. Die Bewertung des Reibungskoeffizienten in der Zerspanung ist bis heute nicht eindeutig definiert. Für Zerspannsimulationen müssen meist immer noch Annahmen zum Reibungskoeffizient getroffen werden [114]. Für TiN-beschichtete Werkzeuge entwickelten Rech et al. [115] ein spezielles Tribometer, welches Bedingungen ähnlich dem Zerspanen erzeugen konnte. Aus den Untersuchungen [114], [115] konnte eine lineare Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Relativgeschwindigkeit beobachtet werden.

In einer Untersuchung zur Mikrozerspanung von C45E mit unbeschichteten Hartmetallwedgeschneidplatten zeigten Weber et al. [116], dass der Reibungskoeffizient stark temperaturabhängig ist. Bei Raumtemperatur wurden Werte von  $\mu = 0,2 - 0,3$  ermittelt, wohingegen für höhere Temperaturen im Bereich von  $600^{\circ}\text{C}$  ein starker Anstieg zu verzeichnen ist ( $\mu = 0,5 - 0,7$ ). Ein großes Problem ist dabei die gleichzeitige Betrachtung von Haftreibung (zwischen Aufbauschneide und Spanfläche) und Gleitreibung. Teile des abgeführten Spans bleiben auf der Spanfläche kurzzeitig haften und verursachen dabei die Bildung der Aufbauschneide. Da sich der Zyklus aus „1. Haften, 2. Abreißen, 3. Gleiten, 1. Haften ...“ ständig wiederholt, kann dies im tribologischen Sinne als Stick-Slip-Bewegung angesehen werden [117]. Darüberhinaus ist auch ein Sprag-Slip-Verhalten [117] vor allem im Falle der Ratterschwingungen bei der Zerspanung von C45E mit

TiN-beschichteten Wendeschneidplatten zu erkennen, da hierbei das Gleiten des Spans auf der Wendeschneidplatte zu Schwingungen senkrecht dazu (Werkzeug schwingt in vertikaler Richtung) führt (siehe Ausschnitt der Zerspanung mit TiN-beschichtetem Werkzeug in Abbildung 6.38). Eine mögliche Erklärung zu einer möglichst stabilen Aufbauschneide resultiert aus der Hypothese, dass bei einer bestimmten Temperatur  $T_{\text{opt}}$  der größte Gleitreibungskoeffizient auftritt und dieser eine Stabilisierung der Aufbauschneide ermöglicht [6]. Eine experimentelle Bestätigung fehlt bisher allerdings aufgrund der großen, lokalen mechanischen Spannungen innerhalb der Spanbildungszone und immer frisch erzeugter Oberfläche, die eine sehr hohe Affinität zu chemischen Reaktionen (Oxidation etc.) besitzt. Durch einfache Tribometerversuche können die Verhältnisse bei der Zerspanung nur schwer abgebildet werden. Kutsnetsov [6] stellt hierbei die Frage, inwieweit das Materialverhalten einen großen Einfluss hat. Dies wurde in einer Untersuchung von Williams et al. [20] ebenfalls betrachtet. Hier wurde gezeigt, dass eine Zweiphasigkeit des untersuchten Werkstoffs notwendig sei, damit eine Aufbauschneide während der Zerspanung entsteht. Begründet wurde dies durch die Notwendigkeit einer zweiten Bruchstelle der Spanbildung und einer damit vorauslaufenden Spanzone [20].

Da im Rahmen dieser eigenen Untersuchung aufgrund der trockenen Zerspanung eine Temperaturspanne von  $\Delta T$  von Raumtemperatur ( $25^{\circ}\text{C}$ ) bis  $700^{\circ}\text{C}$  abgedeckt wird, ist eine detaillierte Aussage zum lokalen temperaturabhängigen Reibkoeffizienten ( $\mu(T)$ ) nur mit sehr aufwendigen Methoden möglich (spezielle Tribometeraufbauten und Hochtemperaturtribometer). Des Weiteren kommt hinzu, dass es zwischen Span und Aufbauschneide und Werkstück und Aufbauschneide zu einem Kontakt C45E - C45E kommt („Selbstpaarung“).

### **7.3 Diskussion der Morphologie und Mikrostruktur der Aufbauschneide**

#### **7.3.1 Morphologie mittels ex-situ Methoden und in-situ Hochgeschwindigkeitsaufnahmen**

Die Methoden zur Bestimmung der Aufbauschneidenmorphologie und deren Größen beruhen auf ex-situ und in-situ Methoden. Im Rahmen der eigenen Untersuchungen wurden die Werkzeuggrandschichtzustände nicht mit der Quick-Stop-Methode [37], [118] durchgeführt. Vielmehr wurde der Zerspanprozess so gewählt, dass die generierte Aufbauschneide nach Schneidenaustritt aus dem Werkstück möglichst auf der Wendeschneidplatte verbleibt. Deshalb wurde das zylindrische Werkstück im Außenlängsdrehprozess unter einem Einstellwinkel von  $45^\circ$  bearbeitet. Wie in den Abbildungen 6.9 und 6.10 gezeigt ist, werden die Aufbauschneiden von der Höhe wie auch von der Fläche auf der Wendeschneidplatte mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit kleiner. Die Streuung der Ergebnisse in Abbildung 6.10 zeigen, dass relativ große Unbestimmtheiten im Bereich der Abmessungen der Aufbauschneiden vorliegen (Streuung der Höhe und Fläche um 26 % bei  $v_c = 50$  m/min und 14 % bei  $v_c = 100$  m/min). Dieser Umstand ist darauf zurückzuführen, dass die Aufbauschneide selbst vor allem bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten aus einem sehr stabilen „inneren“ Bereich besteht, was z.B. anhand des metallographischen Schlicfs in Abbildung 6.12 dargestellt ist, und es größere Schwankungen in der Bewertung der Aufbauschneiden gibt. Dadurch ist auch der abnehmende Fehler in der Bestimmung der Höhe und Fläche bei höheren Schnittgeschwindigkeiten ( $v_c = 100$  m/min) zu erklären. Eine Fehlerquelle der Bestimmung der Aufbauschneidenparameter könnte im speziellen Versuchsaufbau liegen (definierte Konservierung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte), was jedoch durch die Hochgeschwindigkeitskamerauntersuchungen ausgeschlossen werden konnte. Für die in-situ Untersuchungen konnten ähnliche

Abhängigkeiten der während des Zerspanprozesses dargestellten Aufbauschneidenbildung und der Schnittgeschwindigkeit beobachtet werden. Ein Vergleich zwischen der Größe der Aufbauschneiden, die im Zerspanprozess und nach dem Zerspanprozess beobachtet wurden, zeigt, dass es ähnliche Abhängigkeiten innerhalb der Schnittgeschwindigkeitsvariation gibt. Nach Kutsnetsov [6] konnte die Aufbauschneidenbildung ebenfalls mittels optischer Methoden abgebildet werden und es wurden ähnliche Ergebnisse erzielt, was die Höhe der Aufbauschneide im Zerspanprozess betrifft. In der vorliegenden Arbeit konnte ein Maximum der Aufbauschneidenbildung für die Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min beobachtet werden. Die Höhe der Aufbauschneide und auch die auf der Wendeschneidplatte belegte Fläche zeigt ihr Maximum bei dieser Schnittgeschwindigkeit.

Neben der Schnittgeschwindigkeit spielt auch die chemische Zusammensetzung des verwendeten Stahls sowie dessen Wärmebehandlung eine wichtige Rolle. In [6] konnte gezeigt werden, dass die Aufbauschneidenhöhen im maximalen Fall im Bereich 300 - 500  $\mu\text{m}$  liegen. Dies wurde für rostfreie austenitische Stähle im Schnittgeschwindigkeitsbereich 20 - 100 m/min beobachtet. Für die Bewertung der Aufbauschneidenmorphologie während der Zerspanung liegen verschiedene Untersuchungen mittels optischer Methoden [6] und elektronenmikroskopischer Methoden vor [24]. In der vorliegenden Untersuchung konnte in ergänzender Art und Weise die Aufbauschneidenbildung hochaufgelöst mittels Bildraten von 500 - 700 Hz abgebildet werden. Die Verweildauern, die aus einer großen Anzahl von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen hervorgehen, können als Abschätzung der Gesamterscheinung der Aufbauschneidenbildung im Schnittgeschwindigkeitsbereich 50 - 150 m/min betrachtet werden. Die im Ergebnisteil getroffenen Aussagen müssen unter Berücksichtigung einer Mittelung über ca. 1 - 5 s Schnittzeit betrachtet werden. Aufgrund der trockenen Zerspanung kommt es während eines Zerspandurchgangs über das Werkstück von Schneideneintritt bis Schneidenausritt zu einer Erhöhung der Temperatur (Die Temperatur steigt von Raumtemperatur bis ca. 700°C am Ende der Zerspanung

für die Schnittgeschwindigkeit von 150 m/min). Die Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen erfolgten dabei im ersten Drittel des Zerspanvorgangs. Die Bilderanzahl zur Bewertung der Stabilität der Aufbauschneide war mit ca. 100 - 500 genügend hoch, auch wenn dabei nur eine Schnittzeit von etwa 0,1 - 1 s abgebildet werden konnte. Aufgrund bislang unzureichend ausgereifter Möglichkeiten zur digitalen Bildanalyse und schwieriger Schwellenwertsetzung (die Aufbauschneide und der abfließende Span haben nahezu gleiche Farbwerte) musste die Auswertung per menschlichem Auge durchgeführt werden, was zu einem systematischen Fehler führt. Für eine Abschätzung der mittleren Verweildauer ist jedoch diese Auswertung ausreichend, da der subjektive Einfluss dadurch minimiert wurde, indem die Auswertung stets von derselben Person durchgeführt wurde. Die erhaltenen Werte für die Ablösefrequenzen sind über der Schnittgeschwindigkeit im folgenden Diagramm in Abbildung 7.8 im Vergleich aufgetragen.

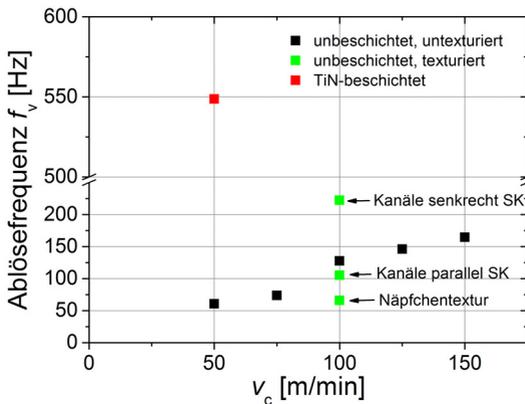


Abbildung 7.8: Auftragung der Ablösefrequenzen der Aufbauschneiden über der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  bei unterschiedlichen Werkzeugzuständen (unbeschichtet, texturiert, TiN-beschichtet).

In Abbildung 7.8 ist die Ablösefrequenz, die über die Auswertung der Hochgeschwindigkeitskamera bestimmt wurde, für unbeschichtete untexturierte, unbeschichtete texturierte und TiN-beschichtete untexturierte Werkzeuge aufgetragen. Es zeigt sich, dass mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit eine Abnahme der Verweildauer festzustellen ist. Ähnliche Untersuchungen von [6] zeigen ebenfalls eine stetige Verringerung der Verweildauer auf der Spanfläche mit Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit. Die Auswirkungen von Spanflächentexturierungen auf die Anhaftung der Aufbauschneide sind in der vorliegenden Arbeit zum ersten Mal umfangreich untersucht worden. Durch die unterschiedlichen Strukturen innerhalb der Spanfläche kommt es zu Veränderungen im Verhalten der Aufbauschneidenstabilität, wobei stabilisierende und destabilisierende Tendenzen zu erkennen sind. Die TiN-beschichtete Wendeschneidplatte zeigt die adhäsionsmindernden Eigenschaften [119] der Schutzschicht und es kommt zu einer stark verminderten Aufbauschneidenbildung (siehe Abbildung 6.29). In Untersuchungen von Kawasegi et al. [79] konnte durch Texturierungen der Wendeschneidplatte die Adhäsion gezielt verändert werden und eine geringe Adhäsion erzielt werden. Des Weiteren konnten texturierte Wendeschneidplatten bessere Verschleißigenschaften erzielen, was nach [82] u. a. durch eine Rückhaltefunktion von Verschleißpartikeln in den Vertiefungen der Texturen ermöglicht wird. In der eigenen Arbeit wurde im Gegensatz zu den Untersuchungen von [79] und [82] ein Spanverfahren (Außenlängsdrehen) gewählt, das die Aufbauschneidenbildung gezielt mit Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen abbildbar machte. In [79] und [82] wurde das Stirnplanfräsen für die Zerspanversuche verwendet, das ungeeignet ist zur gezielten Betrachtung der Aufbauschneide im Zerspanprozess.

### 7.3.2 Morphologiebetrachtung in-situ mittels Radiographieuntersuchungen

Für detailliertere Einblicke in die Morphologie der Aufbauschneide wurde der Zerspanaufbau am Synchrotron realisiert. Die Aufnahmen mittels Radiographiekamera zeigen aufgrund der im Experiment gewählten Zerspanparameter ( $v_c = 24$  m/min,  $f = 0,11$  mm/rev) eine deutlich stabilere Aufbauschneide im Gegensatz zur Aufbauschneidenuntersuchung bei einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min aufgenommen mit optischen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen (siehe Abbildung 6.27 a)). Darüberhinaus ist durch die Radiographieuntersuchung eine zeitlich und örtlich hochaufgelöste innere Strukturauflklärung innerhalb der Aufbauschneide möglich. Ein Vergleich mit den ex-situ Untersuchungen zeigt, dass auch bei den Zerspanbedingungen, die für die Synchrotronuntersuchungen angewandt wurden, ebenfalls lamellare Strukturen innerhalb der Aufbauschneide auftreten.

In Abbildung 7.9 ist der Unterschied in der Darstellung der Aufbauschneide zwischen optischer und radiographischer Aufnahme sichtbar.

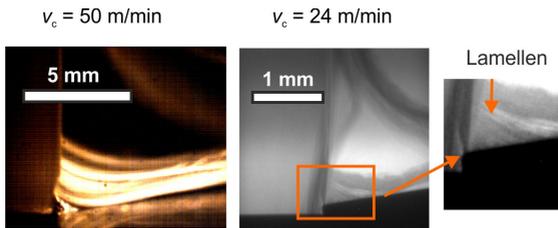


Abbildung 7.9: Unterschiedliche Darstellung der Morphologien der Aufbauschneiden, die mittels optischer Methoden (bei  $v_c = 50$  m/min) und radiographischer Methoden (bei  $v_c = 24$  m/min) aufgenommen wurden.

Aus dem Vergleich in Abbildung 7.9 wird deutlich, dass die optische Analyse der Aufbauschneidenbildung nur eine seitliche Draufsicht in die Entwicklung der Aufbauschneide gibt. Die radiographischen Aufnahmen als Projektion in Strahlrichtung konnten die innere Struktur als lamellenartige

Struktur identifizieren, des Weiteren war durch die höhere Zeitauflösung bei 1000 Hz Bildaufnahmefrequenz (im Gegensatz zu 500 - 700 Hz bei optischen Aufnahmen) auch die Möglichkeit das Schädigungsverhalten, also das Ablösen von der Spanfläche, detailliert zu verfolgen.

Diese in der vorliegenden Arbeit vorgestellten Untersuchungen der radiographischen Analyse der Aufbauschneidenbildung stellen einen Einblick in die Zerspanung dar. In der eigenen Untersuchung wurde die Zerspanung mit Aufbauschneidenbildung zeitlich und örtlich hochaufgelöst wiedergeben, wohingegen das Auftreten der Aufbauschneide in [38] und [39] nicht berücksichtigt wird und zudem keine Radiographieergebnisse präsentiert wurden. Wie im Ergebnisteil gezeigt wurde, ist die innere Struktur der Aufbauschneide entlang der Strahlrichtung detektierbar und zudem ist im Gegensatz zur rein optischen Hochgeschwindigkeitskameraabbildung ein zeitlicher Verlauf des Abbrechens einer Aufbauschneide im Zerspanprozess sichtbar. Das Schädigungsverhalten im untersuchten Fall in Abbildung 6.35 ist dadurch gekennzeichnet, dass es zur Delamination, also dem Versagen an der Grenzfläche zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte, kommt.

### **7.3.3 Mikrostrukturuntersuchung der Aufbauschneide mittels ex-situ Methoden**

Neben den Abmessungen bzw. der Morphologie der Aufbauschneide ist nach Abbildung 7.4 auch die Mikrostruktur und damit auch die Härteentwicklung bei unterschiedlichen Zerspanparametern von zentraler Bedeutung für ein Grundverständnis der Aufbauschneide, die sich bei verschiedenen Schnittgeschwindigkeiten beim Außenlängsdrehen ausbildet. Aufgrund der im Ergebnisteil präsentierten Mikrostrukturaufnahmen ist es notwendig, die plastische Verformung von Ferrit- und Perlitbereichen genauer zu betrachten. Die Verformungsmechanismen der Ferritphase (homogen) sind entsprechend der Verformungsmechanismenkarte nach [13] in Abhängig-

keit der Temperatur und Dehnrate bestimmbar. Dabei ist jedoch der Bereich, welcher für die Zerspannung von Relevanz ist, nicht detailliert genug abgebildet. Bei hohen Dehnraten ( $10^2 \text{ s}^{-1}$  -  $10^6 \text{ s}^{-1}$ ) sind die klassischen „Deformation mechanisms maps“ nicht geeignet zur Bewertung der Verformungsmechanismen. Für hohe Dehnraten wurden die klassischen Verformungsmechanismen-Karten angepasst. Häufig tritt in diesem Zusammenhang mit hohen Dehnungen und Dehnraten die adiabatische Scherbandbildung auf ([13]). Eine detaillierte Analyse bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung von AISI 1045 (entspricht C45E-Stahl) von Duan et al. [120] zeigt die mikrostrukturelle Entwicklung auf. Das Anätzen der Scherbänder und die detaillierte mikrostrukturelle Untersuchung zeigen in [120] Korngrößen im Bereich von 100 - 200 nm. Detaillierte Analysen mit TEM lassen Phasenumwandlungen, Zwillingsbildung und auch Amorphisierung vermuten. In der eigenen Untersuchung wurden keine ausgeprägten adiabatischen Scherbänder beobachtet. Einzige Hinweise auf die adiabatische Scherbandbildung ist die radiographische in-situ-Untersuchung am Synchrotron. Hier wurde beobachtet, dass sich in Abbildung 6.39 Segmentspäne ausbilden und eine Scherbandbildung auftritt, was im physikalischen Sinne plausibel ist, da durch die TiN-Beschichtung mehr Wärme über den Span abgeführt wird und somit dort adiabatische Scherbandbildung erfolgen kann.

Die in Abbildung 6.20 gezeigten Gefügestände stellen eine wichtige Betrachtung in der mikrostrukturellen Änderung im Verformungsverhalten von ferritisch-perlitischen Stählen dar. Nach Abbildung 7.4 ist die Mikrostruktur abhängig von der Temperatur  $T$ , Dehnung  $\varepsilon$  und Dehnrate  $\dot{\varepsilon}$ . Die genannten Parameter können im vorliegenden Fall der Zerspannung nur abgeschätzt werden. Die Dehnung / Scherung kann aus den Schlifffbildern des abrupt angehaltenen Zerspanprozesses anhand von Abbildung 6.14 bestimmt werden. Die in Gleichung 2.2 dargestellte lineare Abhängigkeit der Dehnrate von der Schergeschwindigkeit innerhalb der Scherzone und eine reziproke Abhängigkeit von der Scherzonenhöhe stellen allerdings stark vereinfachende Annahmen dar. Es gibt jedoch nur Arbeiten, die aufbauend auf FEM-

Simulationen [32] eine in erster Näherung genauere Lösung erbringen, wodurch der Ansatz in Gleichung 2.2 anwendbar ist. Die im Falle der niedrigsten gewählten Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min dargestellte Änderung der Perlitstruktur bei einer Dehnrates von  $6,11 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$  und einer Temperatur von  $106^\circ\text{C}$  ergibt eine feinlamellare Struktur innerhalb des verformten ferritisch-perlitischen Gefüges, was in den Abbildungen 6.12, 6.13 und 6.14 dargestellt ist. Diese lamellare Struktur kann auf eine „Komprimierung“ der Zementitplatten zurückgeführt werden. Der Perlit im Ausgangszustand des Werkstücks hat im normalisierten Zustand einen Zementitlamellenabstand von ca. 300 - 500 nm und eine Zementitlamellenbreite im Bereich von ca. 100 - 200 nm (siehe Abbildung 4.4 im lichtmikroskopischen Schlibbild und in Abbildung 6.22 im TEM-Hellfeld-Bild). Durch die Verformung während der Zerspannung werden die homogenen ferritischen und perlitischen Bereiche stark geschert. Dies ist vor allem an den im abrupt angehaltenen Zerspanversuch abgebildeten Spanwurzelproben in den Abbildungen 6.13 und 6.14 zu erkennen. Durch die Beraha 1 Ätzung sind feinlamellare Bereiche (Dicke ca. 2 - 5  $\mu\text{m}$ ) für die niedrigste gewählte Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min erkennbar. Für 100 m/min sind breitlamellare Bereiche (Dicke ca. 10 - 20  $\mu\text{m}$ ) erkennbar. Als Nachweis, dass im Falle der Aufbauschneide bei  $v_c = 50 \text{ m/min}$  die lamellare Struktur kein Ätzartefakt darstellt, wurden die geätzten Schlibbe mittels FIB-Mikroskopie untersucht. Die FIB-Schnitte zeigen in Abbildung 6.17, dass sich die feinlamellare Struktur in die Tiefe fortsetzt. Eine beginnende Zerkleinerung der Zementitplatten, kann anhand Abbildung 6.20 zusätzlich zur Kompaktierung beobachtet werden. Für das Weichglühen von ferritisch-perlitischen Gefügeständen ist typischerweise eine Temperatur von ca.  $700 - 750^\circ\text{C}$  notwendig [109]. Hierbei wird der aus dem Normalisieren hervorgegangene lamellare Zementit im Perlit als kugelige Bereiche eingeformt. Die in dieser Arbeit durchgeführten EFTEM-Untersuchungen zeigen in Abbildung 6.20 die kohlenstoffreichen Bereiche hell, wobei die Morphologie der nanokristallinen Kornstruktur innerhalb der Aufbauschneide und die Zementitmorphologie erkennbar wird.

Bei  $v_c = 50$  m/min sind lamellare kohlenstoffreiche Bereiche erkennbar. Für  $v_c = 100$  m/min sind feine ca. 20 nm große kohlenstoffreiche Partikel zu erkennen. Im Falle der höchsten Schnittgeschwindigkeit ( $v_c = 150$  m/min) zeigt sich ein nanokristallines Ferritgefüge mit kohlenstoffreichen Bereichen entlang der Korngrenzen.

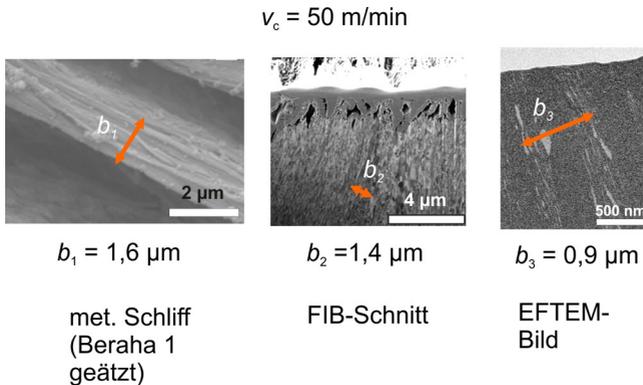


Abbildung 7.10: Vergleich der verschiedenen Methoden der Mikrostrukturuntersuchung der Aufbauschneiden bei  $v_c = 50$  m/min;  $f = 0,05$  mm/rev;  $a_p = 1,0$  mm mit Bestimmung der Strukturgröße der lamellaren Bereiche.

Der Zustand des Zementits bei  $v_c = 50$  m/min ist im Vergleich in Abbildung 7.10 mittels unterschiedlicher Methoden (metallographischer Schliff, FIB-Untersuchung, TEM-Untersuchung) dargestellt. Es wird deutlich, dass die lamellaren Gefügemerkmale eine Breite von  $0,9 - 1,6 \mu\text{m}$  aufweisen. Dies weist darauf hin, dass durch die verschiedenen Methoden die lamellare, kompakte Zementitstruktur für die niedrigste Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 50$  m/min erkennbar ist. Der ca.  $5 \mu\text{m}$  große Bereich der TEM-Lamelle ist allerdings ein sehr kleiner Bereich im untersuchten Aufbauschneidenvolumen. Durch die Gefügebestandteile im Ausgangszustand (Ferrit und Perlit) sind Inhomogenitäten in der Aufbauschneide zu erwarten, was auch in den FIB-Schnitten in Abbildung 6.17 gezeigt wird. Dies ist deutlich an den

metallographischen Schlibfbildern zu erkennen. Auch im FIB-Schnitt ist für  $v_c = 50$  m/min eine inhomogene Mikrostruktur erkennbar, die durch lamellare Bereiche umgeben von äquiauxialen Körnern in einer Größenordnung von 100 - 500 nm umgeben sind. Für  $v_c = 100$  m/min ist im metallographischen Schliff (geätzt mit Beraha 1 - Ätzmittel) eine groblamellare Struktur erkennbar. Diese setzt sich jedoch nicht im Gegensatz zu  $v_c = 50$  m/min in die Tiefe fort. Die Mikrostruktur erscheint im FIB-Schnitt weitgehend homogen nanokristallin mit äquiauxialen Körnern im Größenbereich 100 - 200 nm. Der Zustand des Zementits bzw. der kohlenstoffreichen Bereiche konnte nur mittels spektroskopischer Methoden (EFTEM) ermittelt werden. Dabei wurde deutlich, dass es Unterschiede in der Zementit-Morphologie gibt. In dieser Arbeit konnten unterschiedliche Zementitzustände beobachtet werden. In der Literatur ist beschrieben, dass für sehr hohe Dehnungen und Dehnraten von rein perlitischen Stählen nanokristalline Gefüge entstehen und der Zementit durch Umformgrade / Dehnungen von  $\epsilon = 100 - 300$  teilweise aufgelöst wird, wobei es zu einem mit Kohlenstoff übersättigten Fe-C-Mischkristall kommt [47], [48] [121]. In der Literatur wird ebenfalls berichtet, dass durch Anwendung von Methoden der „severe plastic deformation“ (SPD) von rein perlitischen Stählen sehr hohe Zugfestigkeiten nach hohen Umformgraden (Dehnungen im Bereich von 100 - 300) entstehen. Es ist hierbei von Zugfestigkeiten von  $R_m = 5$  GPa berichtet worden [122]. Neben den bekannten Methoden (SPD, ECAP, HPT) zur Herstellung nanokristalliner Gefügebereiche ist es möglich, durch Anwendung geeigneter Zerspanparameter nanokristalline Gefügebereiche einzustellen [43], [123], [124]. Dabei wurde meist Augenmerk auf die durch die Zerspanung hergestellte nanokristalline Randschicht des produzierten Werkstücks gelegt. Mittels der in dieser Arbeit beschriebenen Methode der gezielten Generierung von Aufbauschneiden durch die Anwendung geeigneter Schnittparameter konnte die Aufbauschneide als Ganzes durch metallographische Methoden gezielt untersucht werden. Mittels FIB- und TEM-Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Aufbauschneide eine nanokristalline Struktur auf-

weist mit Korngrößen von etwa 100 - 300 nm. Der Zerspanprozess selbst kann als abgewandeltes ECAP-Verfahren betrachtet werden, da der Span in dem in dieser Arbeit betrachteten Prozess um ca.  $98^\circ$  umgelenkt wird. In der Stauzone an der Schneidkante der Wendeschneidplatte entsteht die Aufbauschneide, die aus ähnlich stark verformten Material wie das Gefüge an der Spanunterseite besteht (siehe Abbildung 7.3).

Die sehr hohen Zugfestigkeiten bei Verformung von Perlit, über die in [46] und [122] berichtet wird, sind durch die Zerkleinerung und teilweise Auflösung des Zementits möglich. Zur Theorie der atomistisch betrachteten Zementitauflösung und Zerkleinerung existieren verschiedene Modellannahmen [122], [48], [47], [122]. Nach [48] bewirkt die hohe Verformung bei Raumtemperatur eine Auflösung des Zementits (Verringerung des Kohlenstoffgehalts) von bis zu 20 - 50 vol%. Dadurch kommt es zu einer starken Übersättigung des nach dem metastabilen Fe-Fe<sub>3</sub>C-Zustandsdiagramms [109] bei 25°C nur ca. 0,002 gew.-% in Lösung gehenden Kohlenstoffs im Ferrit. Für den in dieser Untersuchung verwendeten Stahl C45E mit insgesamt ca. 0,45 gew.-% Kohlenstoffgehalt (siehe Tabelle 4.2) befindet sich im Ausgangszustand der Großteil des Kohlenstoffs im Zementit (Fe<sub>3</sub>C)) des lamellaren Perlits. Für hohe Verformungen ist es nach [50] für den Kohlenstoff thermodynamisch günstiger sich an Versetzungen innerhalb des Ferrits zu binden (die Bindungsenergie ist nach [50] für die Bindung von Kohlenstoff zu Ferritversetzung im Bereich von 0,75 eV). Die Bindungsenergie von C im Zementit wird dagegen zu 0,40 - 0,42 eV abgeschätzt. Aufgrund dieser energetischen Betrachtung lässt sich die Struktur der Aufbauschneidenmikrostrukturen in den Abbildungen 6.20 und 6.21 verstehen. Bei höheren Dehnraten (im Bereich von  $10^5 \text{ s}^{-1}$ ) und höheren Schnitttemperaturen werden die bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min noch im lamellaren Zustand vorhandenen Zementitplatten zu einzelnen Partikeln zerkleinert bis hin zu einer Segregation des Zementits bei Anwendung der höchsten Schnittgeschwindigkeit von 150 m/min an die nanokristalline Kornstruktur des Ferrits. Dabei wird auch deutlich, dass neben den Verset-

zungen auch Korngrenzen energetisch günstige Bereiche für den Zementit darstellen. Einen genauen Einblick in die chemische Struktur der Korngrenze bekommt man durch die EFTEM-Untersuchungen bei den gewählten Schnittgeschwindigkeiten  $v_c = 50$  m/min; 100 m/min und 150 m/min. Darüberhinaus konnte durch die Untersuchungen mittels Atomsonde ein bei  $v_c = 100$  m/min betrachteter Zustand identifiziert werden, der schon bei Temperaturen und Dehnraten von  $550^\circ\text{C}$  bzw.  $1,22 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$  eine Segregation von kohlenstoffreichen Bereichen bzw. Zementit an die Ferritkorngrenzen zeigt. Die Atomsondenuntersuchung hat dabei den grundsätzlichen Nachteil eines noch kleineren Probenvolumens als im Falle der TEM-Lamellen. Die Größe der untersuchten Probe in Abbildung 6.23 liegt im Bereich kleiner 100 nm. Die Aussagekraft im Hinblick auf die Bewertung der Mikrostruktur der Aufbauschneide ist deshalb um ein Vielfaches geringer. Im Falle des Zustands bei  $v_c = 100$  m/min liegt aufgrund der FIB-Untersuchung in Abbildung 6.17 eine weitgehend homogene, äquiaxiale nanokristalline Ferrit-Mikrostruktur vor. Die Atomsonde ermöglicht chemische Variationen innerhalb geringster Längen (wenige Nanometer) zu detektieren. Im Falle für  $v_c = 100$  m/min konnte nachgewiesen werden, dass der Zementit sich offensichtlich beginnt aufzulösen und teilweise ein erhöhter C-Gehalt innerhalb der Ferritkörner zu finden ist. Der Unterschied zur Gleichgewichtskonzentration nach dem Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm beträgt dabei 0,2 - 0,3-Prozentpunkte. Es wird deutlich, dass es durch die thermomechanische Belastung innerhalb der Aufbauschneide zu einer beginnenden Übersättigung des Ferritmischkristalls mit Kohlenstoff kommt. Die Bewertung der Temperaturen für die Schnittgeschwindigkeit zeigt, dass Temperaturen unterhalb der Spanfläche von  $500 - 600^\circ\text{C}$  erreicht wurden. Da im Span durchaus höhere Temperaturen möglich sind und damit Temperaturen im Bereich  $700 - 800^\circ\text{C}$  vorhanden sein können, sind thermische Effekte ebenfalls von Bedeutung. Diese Temperaturen liegen im Bereich des Rekrystallisationsglühens und erklären zudem die gleichförmige äquiaxiale Ferrit-Mikrostruktur innerhalb der Materialübertragsschicht bei  $v_c = 150$  m/min.

Die mikrostrukturellen Änderungen können auch als Erklärung für die Gefüge-Eigenschafts-Beziehung der Aufbauschneiden angesehen werden. Durch die instrumentierte Eindringprüfung konnten Härtewerte im Bereich von  $4664 \pm 554 \text{ N/mm}^2$  für die Aufbauschneide bei  $v_c = 50 \text{ m/min}$  beobachtet werden (siehe Abbildung 6.25). Für die höhere Dehnrates von  $1,22 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$  konnte ca.  $5891 \pm 325 \text{ N/mm}^2$  als Härtewert innerhalb der Aufbauschneide bestimmt werden (siehe Abbildung 6.26). Diese beiden Härtemesswerte gelten exemplarisch für die Aufbauschneiden, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min und 100 m/min generiert wurden. Aufgrund der Inhomogenität der Aufbauschneiden kommt es zu stärkeren Schwankungen der Härtemesswerte innerhalb der Aufbauschneide. Zudem sind bei den sehr kleinen Abmessungen der Aufbauschneiden die normgerechten (nach Norm DIN EN ISO 14577) Messungen mit ca. 2,5 - 3-fachem Abstand der Härteeindrücke untereinander und vom Probenrand nur mit Schwierigkeiten möglich. Ein direkter Vergleich mit Zugfestigkeiten ist allein aus diesem Grund nicht möglich, jedoch zeigen Untersuchungen von Li et al. [122] dass Zugfestigkeiten von 5 GPa bei stark verformten perlitischen Gefügen möglich sind. Diese durch Korngrenzenverfestigung nach Hall-Petch und Versetzungsverfestigung bedingte Festigkeitszunahme im Vergleich zur Härte des Ausgangsmaterials (Ferrit:  $2131 \text{ N/mm}^2$ ; Perlit:  $2766 \text{ N/mm}^2$ ) reicht bei stabiler Aufbauschneide aus, um die Schnittwirkung im Zerspanprozess zu bewerkstelligen. Dies ist anschaulich in den in-situ Analysen der Aufbauschneidenuntersuchung bei  $v_c = 24 \text{ m/min}$  und  $v_c = 50 \text{ m/min}$  zu erkennen.

Nach Hall [125] und Petch [126] gilt mit der korngößenabhängigen Streckgrenze  $\sigma_y$ , der Streckgrenze im grobkörnigen Zustand  $\sigma_0$ , der Korngröße  $d$  und dem Hall-Petch-Koeffizienten  $k_y$ :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (7.1)$$

wobei im betrachteten Korngrößenbereich von 100 - 200 nm kein sogenannter „Hall-Petch-Breakdown“ zu erwarten ist [5]. Aufgrund der nanokristallinen Mikrostruktur mit einem Korndurchmesser von ca. 100 - 300 nm ist die Hall-Petch-Gleichung (Gleichung 7.1) gültig. Für den Hall-Petch-Koeffizienten  $k_y$  kann aus der Literatur [127] ein ungefährer Wert für niedriglegierte Kohlenstoffstähle (wie für den verwendeten C45E) ermittelt werden. Dieser liegt bei ca.  $22 \pm 5 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{0.5}$ . Damit erhält man mit einem Wert für  $\sigma_0$  von ca. 300 MPa eine Streckgrenze von 2096 MPa, was einer Festigkeitssteigerung um den Faktor 7 entspricht.

Durch die Daten aus der in-situ Analyse mittels Hochgeschwindigkeitskamera wird deutlich, dass eine bestimmte optimale Schnittbedingung bzw. ein Zerspanparametersatz existiert, der eine stabile Aufbauschneide ermöglicht. Die mikrostrukturelle Stabilität ist dabei abhängig von den gewählten Zerspanparametern, wobei die Temperatur innerhalb der Spanbildungszone einen wichtigen Einfluss hat. Mit den vorliegenden Untersuchungen zur Elementverteilung innerhalb der Aufbauschneide kann gezeigt werden, dass die Verteilung des Kohlenstoffs und die Zementitusbildung eine bedeutende Rolle spielt. Mit zunehmender Verformung (Erhöhung der Dehnrates von  $10^4 \text{ s}^{-1}$  auf  $10^5 \text{ s}^{-1}$ ) wird die Zementitphase in hohem Maße strukturell verändert. Hierbei wird durch thermomechanische Beanspruchung die Ausgangsmikrostruktur stark verformt (siehe Abbildung 6.22). Die sehr kleinen (ca. 20 nm) Zementitteilchen innerhalb der Aufbauschneide bei  $v_c = 100 \text{ m/min}$  und die Kongrenzensegregate bei  $v_c = 150 \text{ m/min}$  können mikrostrukturell dazu beitragen, dass die nanokristalline Mikrostruktur stabilisiert werden kann. Theorien zu dem behinderten Kornwachstum sind auf thermodynamische Betrachtungen von Kirchheim [51] und auf kinetische Betrachtungen von Shvindlerman et al. ([52]) zurückzuführen. Der genaue Mechanismus des behinderten Kornwachstums ist im vorliegenden Fall nicht genau geklärt. Das Vorhandensein von feinverteilten Teilchen zur Stabilisierung von nanokristallinen Kornstrukturen ist auch von Aluminiumlegierungen bekannt und ist in [53] näher ausgeführt. Sehr viele

fein verteilte Teilchen konnten das Kornwachstum in stark verformten Aluminiumlegierungen weitgehend unterbinden. Aus dieser Sichtweise kann eine (mikrostrukturell) stabile Aufbauschneide erreicht werden, wenn es durch die hohen Dehnungen und Dehnraten zu feinverteilten Partikeln innerhalb des nanokristallinen Werkstückmaterials kommt, die Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge verhindern bzw. verlangsamen. Eine nanokristalline Konstruktur wäre über längere Zeiten stabil und könnte die Schnittwirkung vollführen. Dies ist jedoch wiederum mit dem Zerspannsystem zu korrelieren, da eine stabile Aufbauschneide nur dann möglich ist, wenn keine Ratterschwingungen vorliegen und im nicht unterbrochenen Schnitt zerspannt wird. Schwingungen während der Zerspannung würden keine mechanische Stabilität bieten, die zu einer längerfristigen im Zerspanprozess nutzbaren Aufbauschneide führen würde. Die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Eigenschaften des mikrostrukturellen Zustands der Aufbauschneide bezieht sich immer auf den Endzustand der Zerspannung, da die Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte konserviert werden konnte. Die Entwicklung der Mikrostruktur innerhalb der Aufbauschneide konnte in dieser Arbeit nur indirekt mittels Auswertung von Röntgenbeugungsdiagrammen dargestellt werden, was im Folgenden diskutiert werden soll.

### **7.3.4 Mikrostrukturbeobachtung mittels in-situ Methoden**

In den Ergebnisdarstellungen zur in-situ Betrachtung des Zerspanprozesses am Synchrotron konnte beobachtet werden, dass sich charakteristische Änderungen im Verlauf des Beugungswinkels  $2\theta$  über der Zeit  $t$  ergibt. Für beide untersuchten Werkzeugzustände (unbeschichtetes Hartmetall und TiN-beschichtetes Hartmetall) ist der Verlauf von  $2\theta$  im Rahmen der Zerspannung direkt untersucht worden. Die Änderung der Linienlage ist hauptsächlich auf den Temperatureinfluss (steigende Zerspanntemperatur mit zunehmender Zeit) zurückzuführen. Mit zunehmender Dauer des Zerspanversuchs über ein Werkstück kommt es zu einer Zunahme der Zerspanntemperatur (siehe

bspw. Abbildung 6.2). Im konkreten Fall der in-situ-Zerspanung zeigt sich ein bis  $t_c = 22$  s kontinuierlicher Abfall des Beugungswinkels  $2\theta$ , was u.a. auf die thermische Ausdehnung zurückzuführen ist.

Bei einer angenommenen Temperaturerhöhung im Bereich der Zerspanung mit einer Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 24$  m/min kann auf eine Zerspanntemperatur von ca.  $225^\circ\text{C}$  geschlossen werden. Der spannungsfreie Gitterparameter  $a_0$  von alpha-Eisens kann mit  $0,286645$  nm angegeben werden. Mit einem linearen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha_T$  von  $0,0000119\text{ K}^{-1}$  ergibt sich bei einer Temperaturänderung  $\Delta T$  von  $200$  K eine Änderung in  $2\theta$  für den  $\{321\}$ -Reflex von  $\alpha$ -Fe von ca.  $0,024^\circ$ . Dabei wurde zur Berechnung die Bragg'sche Gleichung und die Beziehung zur thermischen Ausdehnung verwendet. Für die Abschätzung wurden mechanische (Eigen-)Spannungen vernachlässigt. Man erhält folgende Beziehung zwischen Temperaturerhöhung  $\Delta T$  und der relativen Verschiebung der Linienlage  $\Delta(2\theta)$ :

$$\Delta(2\theta) = 2 \cdot \left[ \arcsin \frac{\lambda}{2 \cdot d_0} - \arcsin \frac{\lambda}{2 \cdot ((\alpha_T \cdot \Delta T \cdot d_0) + d_0)} \right]. \quad (7.2)$$

Der Netzebenenabstand  $d_0$  kann für den jeweiligen Beugungsreflex  $hkl$  über Gleichung 7.3 bestimmt werden.

$$d_0 = \frac{a_0}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (7.3)$$

Durch Kenntnis von  $hkl$  (Beugungsreflex),  $a_0$ ,  $\alpha_T$ ,  $\Delta T$  und  $\lambda$  (Wellenlänge der Synchrotronstrahlung) kann mittels Gleichung 7.2 auf die temperaturbedingte Linienlageverschiebung von  $2\theta$  geschlossen werden.

Diese temperaturbedingte Längenausdehnung innerhalb der Aufbauschneide wird durch den Abfall in  $2\theta$  deutlich. Der kontinuierliche Abfall im Beugungswinkel bis  $t_c = 20$  s kann teilweise auf die Temperaturentwicklung zurückgeführt werden. Der anschließende Anstieg kann mit einer Ablösung der Aufbauschneiden begründet werden, da hierbei die Kontaktverhältnisse zwischen Aufbauschneide, Span und Wendeschneidplatte unterschied-

lich sind und es dann zu einem veränderten Wärmefluss kommt. Ab einer Zeit von 35 s kommt es zu einem starken Abfall in  $2\theta$ , was durch weiteres Erwärmen innerhalb der Spanbildungszone erklärt werden kann. Der anschließende Anstieg (im Bereich  $t_c = 40 - 45$  s) in  $2\theta$  kann mit einer leichten Abkühlung erklärt werden.

Die Position des Beugungsvolumens kann sich durch Schwingungen leicht verändern und resultiert in einer scheinbaren Verschiebung der Linienlagen der jeweiligen Beugungslinien. Neben der Temperaturentwicklung sind des Weiteren noch als mögliche Erklärungen für die Verringerung der Beugungswinkel mechanische Spannungen im Material zu berücksichtigen. Die Zerspanung mittels TiN-beschichteter Hartmetallwendeschneidplatten zeigt ein ähnliches Bild im Verhalten der Änderung des Beugungswinkels mit der Zeit. Die drei starken Schwankungen bei  $t_c = 8$  s, 20 s und 22,5 s sind auf starke Ratterschwingungen im Zerspanprozess zurückzuführen. Durch die unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten von Hartmetall (WC/Co)  $\lambda_{WC/Co} = 68,9 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  und Titanitrid  $\lambda_{TiN} = 29 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  wird im Falle für die TiN-beschichteten Wendeschneidplatten mehr Wärme über den Span abgeführt als im Fall der unbeschichteten Wendeschneidplatte.

Die Verläufe der Integralbreiten in den Abbildungen 6.32 und 6.36 haben unterschiedliche Streubreiten. Der Wert für  $IB$  schwankt in Abbildung 6.32 b) um  $0,08^\circ$  mit einem verbundenen Anstieg ab 40 s Schnittzeit bis  $0,19^\circ$ . Die Schwankungsbreite liegt dabei im Bereich von  $0,02^\circ$ . Da mittels der Integralbreite die Kaltverformung abgeschätzt werden kann, ist anhand der Integralbreitenverläufe zu erkennen, dass sich in den ersten 40 s der Zerspannung keine grundlegenden Änderungen in der mikrostrukturellen Entwicklung zeigen. Für die Integralbreite ergibt sich ein „Grundniveau“ von ca.  $0,06 - 0,08^\circ$  im Verlauf der Zerspannung bis ca. 40 s Schnittzeit. Wie schon in Abbildung 6.36 a) gezeigt, spiegeln sich die Ratterschwingungen auch in der Integralbreiten-Betrachtung wider. Für  $t_c = 8$  s, 20 s und 22,5 s sind starke Integralbreitenanstiege zu verzeichnen, wobei dies nicht mit einer mikrostrukturellen Korrelation verknüpft werden kann. Zu den in-situ Versuchen

sind Änderungen in der Reflexlinienlage zu erwarten, was durch Erhöhung der Temperatur und Auftreten von inneren Spannungen möglich ist. Die Einflussfaktoren sind grundsätzlich die Zerspanbedingungen und die Maschinenstabilität. Ratterschwingungen, die durch den negativen Spanwinkel, die trockene Zerspanung und die einseitige Einspannung herrühren können, sind im realen Experiment unvermeidlich und treten unvorhergesehen auf. Die Auswirkungen dieser mechanischen Instabilitäten können in den gezeigten Diagrammen in den Abbildungen 6.32 und 6.36 beobachtet werden. Durch die sehr hohe Aufnahmefrequenz des verwendeten Flächendetektors von 14 Hz und dem 2 x 2 Binning ergeben sich bei der Auswertung der Diffraktogramme nur sehr wenige Datenpunkte (3 - 15) für das Fitten der Röntgenreflexe. Dadurch entstehen beim Anpassen der Pearson VII-Funktion zur Bestimmung der Peaklage und Integralbreite ebenfalls Fehler beim Fitten. Durch die Ratterschwingungen werden die Peaklagen stark verschoben. Mit dem gewählten Versuchsaufbau wurde versucht, das Beugungsvolumen auf die Aufbauschneide und die Spanbildungszone zu begrenzen. Durch den Röntgenstrahl mit einer Größe von  $300 \times 300 \mu\text{m}$  muss jedoch der integrierende Charakter der Messungen betrachtet werden. Entstehende Späne konnten durch die Verwendung von Druckluft weitgehend aus dem Strahlengang entfernt werden. Es ist jedoch nicht auszuschließen, dass Späne, die transient im Strahlengang auftreten, zusätzliche Informationen zum Diffraktogramm beitragen.

#### **7.3.5 Bewertung der Ergebnisse der Linienprofilanalyse**

Aus den Diagrammen in den Abbildungen 6.33 und 6.37 ergibt sich, dass die Aufbauschneidenmikrostruktur durch Linienprofilanalyse der Beugungsreflexe beschrieben werden kann. Eine starke Änderung innerhalb der Mikrostruktur konnte hierbei nicht beobachtet werden. Aufgrund der Vielzahl an Methoden zur Linienprofilanalyse („Single-line analysis“ [128], [129]; Williamson-Hall-Plot [100]; Warren-Averbach-Methode [99], Whole Pow-

der Pattern Modelling) können je nach Auswertemethode unterschiedliche Werte für Korngröße und Dehnung erhalten werden. Für einen Vergleich der mittels Williamson-Hall-Plot verwendeten Methode zur Abschätzung der Korngröße durch kohärent beugende Bereiche (hierbei gilt die Annahme, dass die Röntgenbeugungsreflexe eine Lorentz-Form besitzen) ist der Vergleich mit den Mikrostrukturaufnahmen notwendig, die über TEM erhalten wurden. Das TEM-Hellfeld-Bild zeigt in Abbildung 6.20 eine Korngröße des Ferrits im Bereich von 100 - 200 nm, was ungefähr 3-6 x größere Werte darstellt als im Falle der mit Linienprofil-Analyse bestimmten Werte. Dadurch wird ersichtlich, dass die mittels Linienprofilanalyse bestimmten Werte die tatsächliche Korngröße unterschätzen. Es ist zu beachten, dass die TEM-Untersuchungen jedoch nur ex-situ, also nach dem Zerspanen, möglich sind und können keinen Einblick in die zeitliche Entwicklung der Korngröße innerhalb der Aufbauschneide geben. Da sich bei den gewählten Zerspanbedingungen von  $v_c = 24$  m/min eine stabile Aufbauschneide (nur wenige Teilabbrüche innerhalb einer Aufnahmezeit von ca. 30 s Schnittzeit) einstellt, kann diese Stabilität auch auf eine „stabile“ nanokristalline Mikrostruktur zurückgeführt werden. Dies zeigt den Vorteil dieser Auswert- und Analysemethode, da hierbei nachgewiesen wurde, dass sich im Lauf der Zerspanung mit stabiler Aufbauschneide keine gravierende Änderungen im mikrostrukturellen Zustand der Aufbauschneide ergeben. Für den Fall der TiN-beschichteten Wendeschneideplatte sind die Aussagen aus der Linienprofilanalyse (siehe Abbildung 6.37) schwieriger zu bewerten. Hierbei spielen vor allem die Ratterschwingungen eine Rolle, die zu scheinbar starken Änderungen im Bereich der kohärent beugenden Domänen führen. Zusammenfassend kann für die Zerspanung mit stabiler Aufbauschneide bei unbeschichteten Wendeschneidplatten eine zeitlich stabile Mikrostruktur im Lauf der Zerspanung mittels Integralbreitenbewertung / Linienprofilanalyse erreicht werden. Die Größe der kohärent beugenden Domänen stimmt dabei qualitativ gut mit den Ergebnissen der Korngrößenanalyse mittels FIB und TEM überein.

## **7.4 Wirkung der Texturen auf die Stabilität der Aufbauschneide und Auswirkungen auf den Werkzeugverschleiß**

Zur Identifizierung eines verschleißschützenden Effekts der Aufbauschneide wurde die Verweildauer, Morphologie und die Mikrostruktur mittels in-situ und ex-situ Methoden detailliert betrachtet. Nach Abbildung 7.4 ist neben der Morphologie und der Mikrostruktur auch die Spanflächenoberfläche für die Anhaftung der Aufbauschneide auf der Wendeschneidplatte von großer Bedeutung für den verschleißschützenden Effekt. Die Spanfläche wurde gezielt mittels verschiedener Spanflächentexturen versehen, die einen verankernden Effekt bewerkstelligen sollen. Dabei zeigten schon die Auswertungen der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen eine Erhöhung der Verweildauer bei näpfchentexturierten Wendeschneidplatten (siehe Abbildung 7.8). Neben den Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen wurden durch Abscherexperimente an mit Aufbauschneiden versehenen Wendeschneidplatten Abscherkräfte gemessen. Diese zeigen für die näpfchentexturierte Wendeschneidplatte einen Maximalwert von 114 MPa im Gegensatz zu den maximalen Scherspannungen im Bereich 68 - 92 MPa für die kanaltexturierten und untexturierten Wendeschneidplatten. Hierbei muss die Methode kritisch betrachtet werden, da die Aufbauschneiden bei Raumtemperatur abgeschert wurden und die Abscherkraft parallel zur Spanfläche einwirkte, was nicht direkt mit der Belastung im Zerspanprozess und dem Spanfluss korreliert. Jedoch sind die Tendenzen zu erkennen, dass Oberflächentexturen die Anhaftung beeinflussen können.

Die verankernde Wirkung der Aufbauschneide in der Näpfchentextur ist in folgender Abbildung im FIB-Schnitt gezeigt:

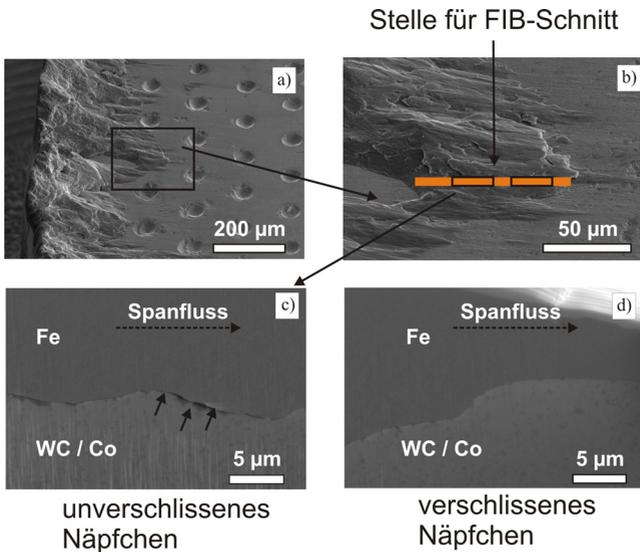


Abbildung 7.11: Darstellung der näpfchentexturierten Wendeschneidplatte mit nach Zerspanung anhaftender Aufbauschneide a) und Übersicht des mit Werkstückmaterial „verschmierten“ Näpfchens mit Kennzeichnung der Lage des FIB-Schnitts in b). In c) ist der unverschlissene Bereich des Näpfchens zu erkennen, wohingegen in d) der leicht verschlissene Bereich zu erkennen ist ( $v_c = 100$  m/min;  $f = 0,05$  mm/rev); (nach [94]).

In Abbildung 7.11 ist klar zu erkennen, dass das Werkstückmaterial eine gute Anhaftung zum Hartmetall aufweist. In Abbildung 7.11 c) ist zwar ein kleiner Hohlraum zwischen Werkstückmaterial und Näpfchenboden zu erkennen, jedoch zeigt sich bei Betrachtung an der Rückseite des Näpfchens eine sehr gute Adhäsion und mechanische Verankerung (siehe Abbildung 7.11 d)). Diese mechanische Verankerung zwischen Aufbauschneide und Wendeschneidplatte, welche durch die gezielte Näpfchentexturierung erzielt wurde, erklärt die gemessene höhere maximale Scherspannung im Bereich von 114 MPa (siehe Tabelle 6.6 im Vergleich zur untexturierten

Wendeschnidplatte). Die Kanalt Texturen zeigen in den Versuchen zur Ermittlung der maximalen Scherspannung eine leichte Erhöhung, wobei diese nicht so ausgeprägt ist wie im Falle der Näpfchentextur. Da die angewandte Methode zur Beschreibung der maximalen Scherspannung verschiedene Fehler (im Bereich von 10 MPa) aufweisen kann (Schneidspalteinstellung, Reibung zwischen Scherplatte und eigentlicher untersuchter Wendeschnidplatte mit Aufbauschneide), sind diese Daten nur als Relativdaten zu bewerten. Im Zerspanversuch selbst kommt es zudem zu Veränderungen innerhalb der Texturstabilität, wodurch vor allem die Stege der Kanalt Texturen stark verschlissen werden, was in Abbildung 7.12 gezeigt ist. Dieser Verschleiß der Spanflächentextur bewirkt eine Änderung der Kontaktbedingungen zwischen Aufbauschneide und Wendeschnidplatte und verändert dadurch die Haftfestigkeit und die Aufbauschneidenstabilität im Zerspanprozess.

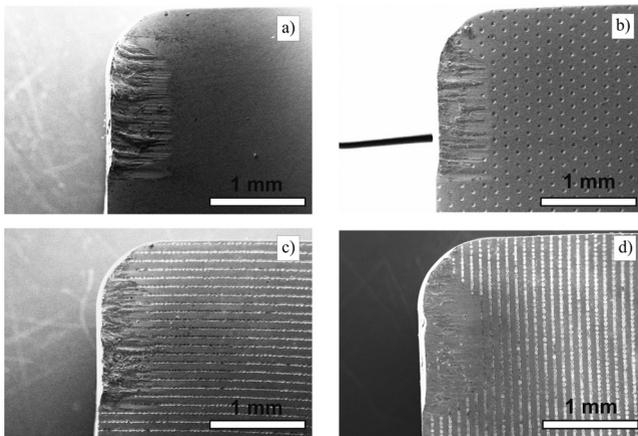


Abbildung 7.12: Darstellung der unterschiedlich texturierten Wendeschnidplatten nach einem Schnittweg von ca. 4000 m (a): untexturiert, b): näpfchentexturiert, c): kanaltexturiert senkrecht SK, d): kanaltexturiert parallel SK). Die Zerspanparameter sind  $v_c = 100$  m/min;  $f = 0,05$  mm/rev (nach [94]).

In Abbildung 7.12 wird deutlich, dass die Stege der kanaltexturierten Wendeschneidplatten nahe der Schneidkante versagen und es zu vermehrtem Kolkverschleiß kommt (siehe Abbildung 7.12 d)). Auch die Stege senkrecht zur Wendeschneidplatte haben durch die Kerbwirkung am Übergang der Stege zum Grundmaterial eine geringere Stabilität als die Näpfchen in Abbildung 7.12 b). In Abbildung 7.12 a) ist als Referenz die untexturierte Wendeschneidplatte ebenfalls dargestellt. In dieser Untersuchung wurde der trockene Kontakt zwischen Wendeschneidplatte und Werkstück betrachtet. In [78] wurde gezeigt, inwieweit die Ausrichtung von kanaltexturierten Oberflächen eine wichtige Rolle bei der tribologischen Bewertung des Systems spielt. Nicht nur der Abstand der mittels Laser eingebrachten Texturen, sondern auch die Orientierung unterschiedlicher Texturen (Kanaalausrichtung bezüglich Schneidkante) spielt eine Rolle bei der Betrachtung des tribologischen Systems. Es wird in der vorliegenden Untersuchung ebenfalls deutlich, dass die Art der Textur (Näpfchen, Kanäle) und die Orientierung einen Einfluss auf die Eigenschaften des Tribosystems haben und somit einen unterschiedlichen Effekt auf das Verschleißverhalten der Wendeschneidplatte zeigt.

### **7.5 Lokale Verschleißbetrachtung bei der Zerspangung mit Aufbauschneidenbildung**

Die Auswertung der Verschleißversuche zeigt in Abbildung 6.41, dass der Freiflächenverschleiß für die Schnittgeschwindigkeiten von 100 m/min - 150 m/min annähernd linear mit zunehmender Verschleißintensität anwächst. Für  $v_c = 50$  m/min wird kein Freiflächenverschleiß beobachtet, was aus den vorangegangenen Ausführungen auf die Verlagerung der Schnittwirkung auf die Aufbauschneide zurückzuführen ist. Das in Abbildung 7.4 gezeigte Modell kommt dabei komplett zum Tragen, wodurch die Aufbauschneide eine verschleißschützende Wirkung bzgl. der Freifläche bewirkt. Im Gegensatz dazu wird für den Eckenradius für alle gewählten Schnittgeschwin-

digkeiten von 50 - 150 m/min eine lineare Zunahme des Eckenradienverschleißes bestimmt. Eine Erklärung bietet hierfür Abbildung 6.43, wonach die Aufbauschneide am Eckenradius weniger stark ausgeprägt ist und nach Abbildung 7.4 eine geringere Schutzfunktion ausüben kann. Der lokale Verschleiß an der Freifläche (VB) bzw. dem Eckenradius (EV) kann in Anlehnung an die Gleichungen 2.5 und 2.6 mit folgender Formel beschrieben werden:

$$\frac{dW}{dl} = \underbrace{K \cdot e^{-\frac{E}{RT}}}_{\text{Temperaturabh. Faktor}} \cdot \underbrace{\text{Aufbauschneidenfaktor}(f(T))}_{\text{Auswirkung der ABS}} \cdot \underbrace{\text{Texturfaktor}}_{\text{Spanfl.textureinfluss}} \quad (7.4)$$

Gleichung 7.4 enthält alle notwendigen Einflussfaktoren zur Beschreibung des Werkzeugverschleißes in Abhängigkeit der Zerspanbedingungen (Temperatur), der Ausprägung der Aufbauschneide und der Spanflächentextur in Anlehnung an das Modell in Abbildung 7.4. Zur Bestimmung der Aktivierungsenergie im Arrheniusterm in Gleichung 7.4 wurden die logarithmierten Verschleißraten des Freiflächenverschleißes  $\log h_{VB}$  und des Eckenradienverschleißes  $\log h_{EV}$  über der reziproken Temperatur  $T^{-1}$  aufgetragen. Die Steigung der Ausgleichsgerade ergibt damit die Aktivierungsenergie  $E$  aus Gleichung 7.4. Die Arrhenius-Auftragung ist in Abbildung 7.13 dargestellt.

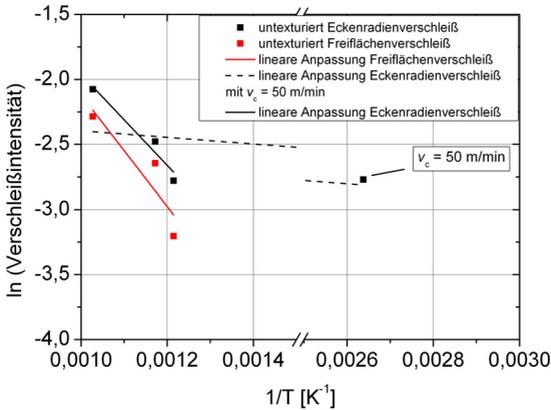


Abbildung 7.13: Arrhenius-Auftragung des Logarithmus der Verschleißintensitäten aus Tabelle 6.7 über  $T^{-1}$ .

Aus der Steigung  $m$  und dem Schnittpunkt mit der  $y$ -Achse lassen sich die Aktivierungsenergie  $E$  und der Vorfaktor  $K$  aus Gleichung 7.4 bestimmen. Hierbei werden folgende Daten zur Beschreibung der Gleichung verwendet. Die Daten wurden aus der Verschleißbetrachtung der unbeschichteten Wendeschneidplatten verwendet für die Schnittgeschwindigkeiten von 50 - 150 m/min.

Tabelle 7.1: Daten zur Bestimmung von  $E$  und  $K$  der Arrhenius-Gleichung.

	$v_c = 50$ m/min	$v_c = 100$ m/min	$v_c = 125$ m/min	$v_c = 150$ m/min
$h_{VB}$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	0	0,04062	0,07096	0,10163
$h_E$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	0,06262	0,06209	0,8383	0,12543
$T$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	106	550	580	700

Für die Auswertung der Daten nach Abbildung 7.13 ist die Annahme einer homogenen Temperaturverteilung entlang der Schneidkante notwendig. Da

im untersuchten System des Außenlängsdrehens ein zeitlich gesehen langer (im Bereich von 20 - 100 s) Kontakt von Werkzeugschneide zum Werkstück und dem Span vorhanden ist, kann die von Usui et al. [72] verwendete berechnete Temperaturverteilung beim Außenlängsdrehen verwendet werden.

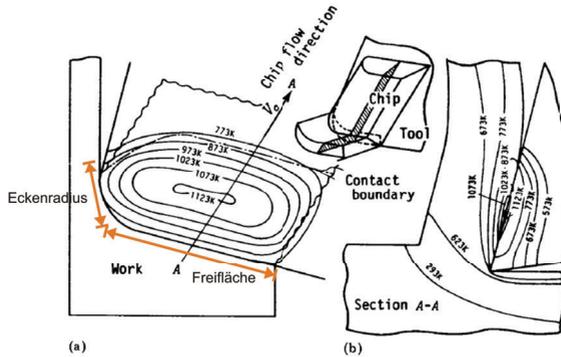


Abbildung 7.14: Berechnete Temperaturverteilung auf der Spanfläche einer Wende- schneidplatte (mit Änderungen übernommen aus [72]).

In Abbildung 7.14 ist die berechnete Temperaturverteilung auf der Span- fläche einer unbeschichteten Hartmetallwende- schneidplatte (Hartmetall- Sorte P20) dargestellt mit Werkstückmaterial C48, Schnitttiefe  $a_p = 2$  mm, Vorschub  $f$  von 0,25 mm/rev und einer Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  von 100 m/min ohne Betrachtung der Aufbauschneidenbildung. Die Berech- nung der Temperaturverteilung in [72] wurde für den Außenlängsdrehprozess durchgeführt. Da entlang der Schneidkante eine homogene Tempera- turverteilung vorliegt, kann geschlossen werden, dass der geringere Werk- zeugverschleiß an der Freifläche des Werkzeugs durch das Vorhandensein der Aufbauschneide erklärt werden kann. Die Werte unter Annahme homo- gener Temperatur im Schneidenbereich für den Eckenradienverschleiß  $EV$  und den Freiflächenverschleiß  $VB$  sind in der folgenden Tabelle zusammen- gefasst:

Tabelle 7.2: Daten aus Arrhenius-Auftragung für das Schnittgeschwindigkeitsintervall  $v_c = 100 - 150$  m/min.

$K_{VB}$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$E_{VB}$ [kJ/mol]	$K_{EV}$ [ $\mu\text{m}/\text{m}$ ]	$E_{EV}$ [kJ/mol]
8,69855	35,6	4,70646	29,2

Anhand der Daten in Tabelle 7.2 können für unbeschichtete Hartmetallwendeschneidplatten die Verschleißraten in Abhängigkeit der Temperatur  $T$  bestimmt werden. Dabei ist der schützende Effekt der Aufbauschneide aus der Differenz des Eckenradien- und Freiflächenverschleißes bestimmbar.

Im Falle texturierter unbeschichteter Hartmetallwendeschneidplatten kommt ein weiterer Korrekturfaktor hinzu, der die Wirksamkeit der Texturierung berücksichtigt. Dabei wird wieder eine homogene Temperaturverteilung entlang der Schneidkante vorausgesetzt. Diese Betrachtung kann nur in dem vorliegenden System mit den gewählten Zerspanparametern als gültig betrachtet werden. Die langen Verweildauern der Aufbauschneiden bei einem voreingestellten negativen Spanwinkel können nach Abbildung 7.4 zu einem verschleißschützenden Effekt bezüglich des Freiflächenverschleißes der Wendeschneidplatte führen. Eine Verallgemeinerung dieses Zusammenhangs lässt sich jedoch nicht herstellen, da sich für den unterbrochenen Schnitt (Fräsen) beispielsweise keine solch langen Kontaktzeiten zwischen Werkzeug und Werkstück ergeben. Die Gleichung 7.4 kann somit für die gewählten Zerspanbedingungen für unbeschichtete Hartmetallwendeschneidplatten (untexturiert und texturiert) angewandt werden.

## 7.6 Werkstückbetrachtung

Die Auswirkung der unterschiedlichen Zerspanbedingungen auf die Werkstückrandschicht wurde durch Eigenspannungsmessungen und Rauigkeitsmessungen bewertet. Dabei zeigte sich, dass die Rauigkeit über einen weiten Bereich ähnliche Werte aufweist ( $R_a$ -Werte liegen im Bereich von 2,8 -

2,0  $\mu\text{m}$ ) (siehe Tabelle 6.9). Für die höchste verwendete Schnittgeschwindigkeit bei unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten von 150 m/min konnte die beste Oberflächenqualität ( $R_a = 1,8 \mu\text{m}$ ) erreicht werden. Der Referenzzustand bei stark verminderter Aufbauschneidenbildung unter Verwendung von TiN-beschichteten Wendeschneidplatten zeigt eine noch bessere Oberflächenqualität von ( $R_a = 1,2 \mu\text{m}$ ). Dieses Ergebnis ist darauf zurückzuführen, dass bei Vorhandensein von Aufbauschneiden Teile der Aufbauschneide abbrechen können und sich auf der Werkstückoberfläche ablagern. Dadurch kommt es zu einer Erhöhung der Oberflächenrauheit [83]. Der beim Außenlängsdrehen zusätzliche Faktor des „Quetschens“ von Teilchen der Aufbauschneide auf die Werkstückoberfläche bewirkt eine Zunahme an stark verformten Bereichen auf dem Werkstück [130]. In [131] wurde von Simoneau et al. eine Theorie abgeleitet, dass die auf dem Werkstück abgelagerten Partikel auf die Mehrphasigkeit des ferritisch-perlitischen Werkstückwerkstoffs zurückzuführen sind. Durch die harte Perlitphase und die weiche Ferritphase kommt es zu wechselnden Verhältnissen innerhalb des abgeführten Spans und dadurch auch zu Oberflächendefekten auf der Werkstückoberfläche. In Abbildung 6.50 kann dadurch die schuppige Oberfläche erklärt werden.

Zu den Auswirkungen des Werkzeugzustandes auf die Werkstückrandschicht existieren verschiedenste Untersuchungen ([83], [132], [93]). Es wurde gezeigt, dass bei erhöhter Zerspanntemperatur eine Erhöhung der Zugeigenspannungen auftritt. Abbildung 6.52 zeigt eine zunehmende Zugeigenspannung an der Oberfläche (ansteigend von 40 MPa für  $v_c = 100 \text{ m/min}$  ( $h_{\text{ABS}} = 129 \mu\text{m}$ ) bis zu Zugeigenspannungen von 80 - 100 MPa für die höchsten Schnittgeschwindigkeiten (125 m/min und 150 m/min)). Die kleinste Schnittgeschwindigkeit von 50 m/min führt zu Druckeigenspannungen von -87 MPa in einer Tiefe von 20 - 80  $\mu\text{m}$ . Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit steigt der Gradient des Eigenspannungsverlaufs mit zunehmender Bauteiltiefe an. Als Grund für dieses Verhalten sind die erhöhten Schnitttemperaturen zu nennen. Die Integralbreitenverläufe zeigen keinen

ausgeprägten Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Verschleißzustandes des Werkzeugs. Der höchste Wert von  $3,3^\circ$  wurde direkt an der Oberfläche bestimmt. Dieser Wert fällt kontinuierlich auf  $2,3^\circ$  in das Bauteilinnere ab. Dabei ist die mittels Integralbreite bestimmte Verfestigung für alle Zustände innerhalb der Werkstückrandschicht ähnlich.

Mit Zunahme der Schnittgeschwindigkeit und mit zunehmendem Werkzeugverschleiß kommt es zu einem Anstieg der Zugeigenspannungen innerhalb der Werkstückrandschicht (Anstieg auf ca. 257 MPa) für die Zerspannung mit  $v_c = 150$  m/min bei einem Werkzeugverschleiß von ca. 527  $\mu\text{m}$ . Für die Zerspannung mit Aufbauschneide bei  $v_c = 50$  m/min wurden weiterhin leichte Druckeigenspannungen von -60 MPa bestimmt. Der Verlauf der Integralbreite zeigt keinen deutlichen Unterschied im Vergleich zur Zerspannung mit den weniger verschlissenen Werkzeugen.

Aus den dargestellten Eigenspannungstiefenverläufen wird deutlich, dass der Haupteinflussfaktor zur Bewertung der Eigenspannungen innerhalb der Randschicht (im Bereich der Tiefe von 0 bis ca. 200  $\mu\text{m}$ ) hauptsächlich durch einen thermischen Effekt hervorgerufen wird. Im Falle der untexturierten Wendeschneidplatten kommt es durch den zunehmenden Werkzeugverschleiß zur Zunahme der Zerspannkraft  $F_z$  und gleichzeitig der Zerspanntemperatur (siehe Abbildungen 6.8 und 6.6). Bei Betrachtung der Maximalwerte der Zerspannkraft und der Maximaltemperaturen zeigt sich eine eindeutige Korrelation mit den an der Oberfläche des Werkstücks bestimmten Eigenspannungen. Mit zunehmender Temperatur steigen die Zugeigenspannungen an der Bauteiloberfläche an. Eine Gegenüberstellung von maximaler Zugeigenspannung an der Werkstückoberfläche in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit bei weitgehend unverschlissenen Werkzeugzuständen (nach 1332 m Schnittweg siehe Abbildung 6.51) und verschlissenen Zuständen des Werkzeugs (nach 4030 m Schnittweg siehe Abbildung 6.53) ist in Abbildung 7.15 gezeigt. Dabei ist zu erkennen, dass die Zugeigenspannung mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit bei trockener Zerspannung zunimmt (im Bereich  $v_c$  von 50 - 150 m/min). Dieser Trend kann jeweils für

die sehr wenig verschlissenen und für die stärker verschlissenen Zustände aus dem Schaubild in Abbildung 7.15 abgelesen werden.

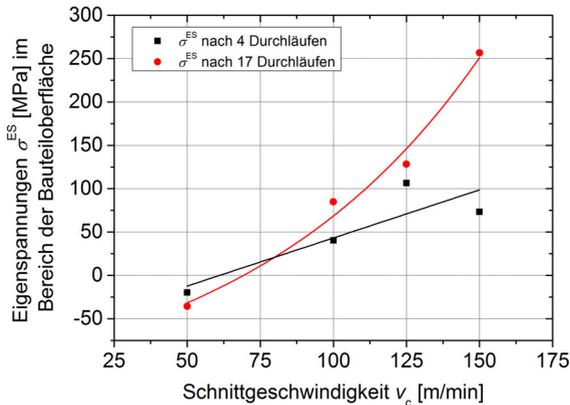


Abbildung 7.15: Gegenüberstellung der Eigenspannungen an der Oberfläche der Werkstückrandschicht in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit  $v_c$  für die Zerspanspannung mit unbeschichteten, untexturierten Wendeschneidplatten.

Wie in einer Untersuchung von Liu und Barash [88] gezeigt wurde, sind die entscheidenden Zerspanparameter, die die Eigenspannungsbildung in durch Zerspanspannung hergestellten Randschichten bestimmen: die Länge der Scherebene, der Freiflächenverschleiß, die Form der Schneidkante und die Schnitttiefe. Diese Parameter beeinflussen hauptsächlich die beim Zerspanspannen eingebrachte Wärme in die Bauteilrandschicht und die Zerspanspankraft (siehe Abbildungen 6.6 und 6.8). Ein effektiv negativer Freiwinkel, welcher Material an die Werkstückoberfläche drückt, bewirkt die Entstehung von kleineren Zugeigenspannungen bzw. leichten Druckeigenspannungen in der Werkstückrandschicht. In [88] wurde gezeigt, dass die Zugeigenspannungen an der Oberfläche mit zunehmendem Werkzeugverschleiß zunehmen. Dadurch kann auch der weitgehend unbeeinflusste Eigenspannungs-

zustand (kleine Druckeigenspannungen in der Werkstückrandschicht von ca. -60 - -87 MPa) für die Schnittgeschwindigkeit von  $v_c = 50$  m/min erklärt werden. Für die geringe Schnittgeschwindigkeit wurden Schnitttemperaturen ( $T = 106^\circ\text{C}$ ) und Zerspankräfte ( $F_z = 170$  N) gemessen (siehe Abbildung 6.3), die über lange Schnittwege und Schnittzeiten konstant blieben. Neben den niedrigen und relativ homogenen Druckeigenspannungen in der Werkstückrandschicht ist durch die größere Aufbauschneide ein zusätzlich zur erniedrigten Temperatur bedingter Verschleißschutz möglich. Durch die ausgeprägte Aufbauschneidenbildung kommt es jedoch zu einer Verschlechterung der Oberflächenqualität auf der Werkstückoberfläche (siehe Tabelle 6.9). Dadurch ist der Zielkonflikt zu erklären, dass es mit zunehmender Aufbauschneidenbildung einen zusätzlichen verschleißschützenden Effekt bezüglich der Wendeschneidplatte gibt, jedoch gleichzeitig eine Zunahme der Oberflächenrauheit eintritt. Der zunehmende Werkzeugverschleiß bewirkt eine erhöhte thermische Belastung und eine Zunahme der Zugeigenspannungen an der Werkstückoberfläche ([93]). Nach Untersuchungen in [83] sollte es durch die Anwendung von kleinen Vorschubraten ( $f = 0,04$  mm/rev) und sehr hohem Werkzeugverschleiß (Verschleißmarkenbreiten bzw. Freiflächenverschleiß  $VB > 300$   $\mu\text{m}$ ) zu Druckeigenspannungen in der Werkstückrandschicht kommen. In der eigenen Untersuchung wurden ähnliche Zerspanparameter verwendet ( $f = 0,05$  mm/rev, Freiflächenverschleiß von  $527$   $\mu\text{m}$ ), jedoch wurden für den Parametersatz mit verschlissenen Wendeschneidplatten von  $527$   $\mu\text{m}$  keine Druckeigenspannungen in der Werkstückrandschicht beobachtet. Druckeigenspannungen an der Oberfläche wurden lediglich bei  $v_c = 50$  m/min gemessen.

## 8 Zusammenfassung

Anhand der vorliegenden Arbeit wurde mittels neuer Methoden ein tiefergehendes Verständnis der Aufbauschneidenbildung entwickelt. Es wurde gezeigt, dass stark verfestigtes Werkstückmaterial, welches als Aufbauschneide im Zwischenbereich zwischen Span, Werkstück und Werkzeug vorliegt, als Abriebsschutz in bestimmten Zerspanparameterbereichen fungiert. Die Gestalt der Aufbauschneide konnte durch den speziell gewählten Aufbau gezielt untersucht und die Ablösefrequenz ermittelt werden. Zum ersten Mal konnte in einem relevanten Zerspanparameterbereich die Aufbauschneidenbildung in-situ radiographisch und röntgenographisch untersucht werden. Dabei zeigten sich je nach gewählten Zerspanparametern sehr stabile Aufbauschneiden, die die eigentliche Schnittwirkung im Spanprozess übernehmen konnten. Eine mikrostrukturelle Analyse der Aufbauschneiden bei verschiedenen Schnittparametern zeigte unterschiedliche Mikrostrukturen im Bezug auf die Zementitusbildung. Die nanokristalline Mikrostruktur bewirkte eine Härtesteigerung innerhalb der Aufbauschneide gegenüber dem Werkstückwerkstoffzustand. Bedingt durch die hohe lokale Höhe der Aufbauschneide, kann diese die Funktion der Schneidkante übernehmen. Eingebrachte Strukturen in die Spanfläche der Wendeschneidplatte ermöglichten eine gezielte Steuerung der Aufbauschneidenbildung. So konnten eingebrachte Nöpfchen die Aufbauschneide stabilisieren und den in der Arbeit abgeleiteten verschleißschützenden Effekt der Aufbauschneide verstärken. Die Auswirkungen auf die Werkstückrandschicht wurde im Hinblick auf Eigenspannungen und Rauheit aufgeklärt und mit den Zerspanparametern korreliert. In dem in dieser Arbeit vorgeschlagenen Modell zur Aufbauschneide mit den Hauptfaktoren Mikrostruktur, Anhaftung auf der Spanflä-

che und Aufbauschneidenmorphologie konnten neue Einblicke in die Aufbauschneide im System des trockenen Außenlängsdrehens gewonnen werden. Die vorgestellten Methoden zur ex-situ- und in-situ-Untersuchung der Aufbauschneidenbildung ermöglichten eine bessere Verständnisbildung der mikrostrukturellen Effekte innerhalb der Aufbauschneide. Durch Modifizierung bekannter Verschleißratengleichungen konnten weitere Einflussfaktoren (Aufbauschneidenstruktur und Haftfestigkeit der Aufbauschneide auf der Spanfläche der Wendschneidplatte) identifiziert werden, die den Werkzeugverschleiß beeinflussen.

Durch die Erkenntnisse dieser Arbeit ist es möglich, die neuen angewandten Methoden (in-situ-Untersuchung der Aufbauschneide, detaillierte Mikrostrukturanalyse, Verwendung texturierter Wendschneidplatten) auf andere Materialsysteme zu übertragen. Die sonst als unerwünschter Effekt auftretende Aufbauschneide kann somit besser verstanden werden und potentielle positive Eigenschaften wie verschleißschützende Effekte können gezielt genutzt werden.

## Literaturverzeichnis

- [1] V.P. Astakhov. *Tribology of metal cutting*. Tribology and interface engineering series; 52. Elsevier, 2006.
- [2] H. Opitz and M. Gappisch. *Die Aufbauschneidenbildung bei der spanabhebenden Bearbeitung*. Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen; 1405. Westdt. Verl., Köln, 1964.
- [3] H. Opitz and M. Gappisch. Some recent research on the wear behaviour of carbide cutting tools. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 2(1):43 – 73, 1962.
- [4] A. Gómez-Parra, M. Álvarez Alcón, J. Salguero, M. Batista, and M. Marcos. Analysis of the evolution of the built-up edge and built-up layer formation mechanisms in the dry turning of aeronautical aluminium alloys. *Wear*, 302(1-2):1209 – 1218, 2013.
- [5] M.A. Meyers, A. Mishra, and D.J. Benson. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 51(4):427 – 556, 2006.
- [6] V.D. Kuznecov. *Metal transfer and build-up in friction and cutting*. Pergamon Press, Oxford [u.a.], 1966.
- [7] DIN 8580 Fertigungsverfahren, Begriffe, Einteilung. 2003.
- [8] E. Paucksch, editor. *Zerspantechnik : Prozesse, Werkzeuge, Technologien*. Studium. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2008.
- [9] H. K. Tönshoff and B. Denkena. *Spanen : Grundlagen*. Springer, Berlin, 2004.

- [10] F. Klocke and W. König. *Fertigungsverfahren 1 : Drehen, Fräsen, Bohren*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [11] H. Czichos and K.-H. Habig. *Tribologie-Handbuch : Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*. Studium. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010.
- [12] M.G. Stevenson and P.L.B. Oxley. An experimental investigation of the influence of speed and scale on the strain-rate in a zone of intense plastic deformation. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 184:561 – 576, 1969.
- [13] H.J. Frost and M.F. Ashby. *Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics*. Pergamon Press, Oxford, 1982.
- [14] T.H.C. Childs. Ductile shear failure damage modelling and predicting built-up edge in steel machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(11):1954 – 1969, 2013.
- [15] P.K. Philip. Built-up edge phenomenon in machining steel with carbide. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 11(2):121 – 132, 1971.
- [16] S. Jacobson and P. Wallén. A new classification system for dead zones in metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 28(4):529 – 538, 1988.
- [17] N. Fang and P. Dewhurst. Slip-line modeling of built-up edge formation in machining. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(7):1079 – 1098, 2005.
- [18] N. Fang, P. Pai, and S. Mosquea. The effect of built-up edge on the cutting vibrations in machining 2024-T351 aluminum alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 49(1-4):63 – 71, 2010.

- [19] J. Wallbank. Structure of built-up edge formed in metal cutting. *Metals Technology*, 6:145 – 153, 1979.
- [20] J.E. Williams and E.C. Rollason. Metallurgical and practical parameters affecting built-up edge formation in metal cutting. *Journal of the Institute of Metals*, 98:145 – 153, 1970.
- [21] E.M. Trent. Metal cutting and the tribology of seizure: I seizure in metal cutting. *Wear*, 128(1):29 – 45, 1988.
- [22] E.M. Trent. Metal cutting and the tribology of seizure: II movement of work material over the tool in metal cutting. *Wear*, 128(1):47 – 64, 1988.
- [23] E.M. Trent. Metal cutting and the tribology of seizure: III temperatures in metal cutting. *Wear*, 128(1):65 – 81, 1988.
- [24] K. Iwata and K. Ueda. Fundamental analysis of the mechanism of built-up edge formation based on direct scanning electron microscope observation. *Wear*, 60(2):329 – 337, 1980.
- [25] N. Fang, P.S. Pai, and S. Mosquea. A comparative study of sharp and round-edge tools in machining with built-up edge formation: cutting forces, cutting vibrations, and neural network modeling. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 53:899 – 910, 2011.
- [26] B.P. Bandyopadhyay. Mechanism of formation of built-up edge. *Precision Engineering*, 6(3):148 – 151, 1984.
- [27] B. Mills. Recent developments in cutting tool materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 56(1-4):16 – 23, 1996. International Conference on Advances in Material and Processing Technologies.
- [28] H.S. Qi and B. Mills. On the formation mechanism of adherent layers on a cutting tool. *Wear*, 198(1-2):192 – 196, 1996.

- [29] U. Wiklund, S. Rubino, K. Kádas, N.V. Skorodumova, O. Eriksson, S. Hedberg, M. Collin, A. Olsson, and K. Leifer. Experimental and theoretical studies on stainless steel transfer onto a TiN-coated cutting tool. *Acta Materialia*, 59(1):68 – 74, 2011.
- [30] J. Gerth, F. Gustavsson, M. Collin, G. Andersson, L.-G. Nordh, J. Heinrichs, and U. Wiklund. Adhesion phenomena in the secondary shear zone in turning of austenitic stainless steel and carbon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(8):1467 – 1481, 2014.
- [31] S. Karagöz and H.F. Fischmeister. Metallographic observations on the wear process of TiN-coated cutting tools. *Surface and Coatings Technology*, 81(2-3):190 – 200, 1996.
- [32] T.H.C. Childs. Developments in simulating built up edge formation in steel machining. *Procedia CIRP*, 1:78 – 83, 2012.
- [33] T.H.C. Childs. Friction modelling in metal cutting. *Wear*, 260(3):310 – 318, 2006.
- [34] R. Ramaswami. The effect of the built-up-edge (BUE) on the wear of cutting tools. *Wear*, 18(1):1 – 10, 1971.
- [35] J.M. Brion, B. Sander, G. Pierson, J. Lepage, and J. Von Stebut. Mechanisms of built-up layer formation on turning tools: Influence of tool and workpiece. *Wear*, 154(2):225 – 239, 1992.
- [36] H. Jonsson. Turning of plain carbon steels with TiC-coated and uncoated WC-Co tools in the built-up-edge (BUE) speed range. *Wear*, 32(2):151 – 166, 1975.
- [37] P.K. Philip. Study of the performance characteristics of an explosive quick-stop device for freezing cutting action. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 11(2):133 – 144, 1971.

- [38] E. Uhlmann, R. Gerstenberger, S. Herter, T. Hoghé, W. Reimers, B. Camin, R. Martins, A. Schreyer, and T. Fischer. In situ strain measurement in the chip formation zone during orthogonal cutting. *Production Engineering Research and Development*, 5:1 – 8, 2010.
- [39] K. Brömmelhoff, S. Henze, R. Gerstenberger, T. Fischer, N. Schell, E. Uhlmann, and W. Reimers. Space resolved microstructural characteristics in the chip formation zone of orthogonal cut C45E steel samples characterized by diffraction experiments. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(12):2211 – 2216, 2013.
- [40] M.E. Merchant. Mechanics of the metal cutting process. I. orthogonal cutting and a type 2 chip. *Journal of Applied Physics*, 16(5):267–275, 1945.
- [41] M.C. Shaw. *Metal cutting principles*. Oxford series on advanced manufacturing; 5. Oxford Univ. Press, New York [u.a.], 2005.
- [42] N.P. Gurao, R. Kapoor, and S. Suwas. Effect of strain rate on evolution of the deformation microstructure and texture in polycrystalline copper and nickel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(11):2794 – 2804, 2010.
- [43] C. Saldana, S. Swaminathan, T.L. Brown, W. Moscoso, J.B. Mann, W.D. Compton, and S. Chandrasekar. Unusual applications of machining: Controlled nanostructuring of materials and surfaces. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 132(3):030908–1 – 030908–12, 2010.
- [44] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, and I.V. Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 45(2):103 – 189, 2000.
- [45] D.R. Maurice and T.H. Courtney. The physics of mechanical alloying: A first report. *Metallurgical Transactions A*, 21(1):289 – 303, 1990.

- [46] G. Langford. Deformation of pearlite. *Metallurgical Transactions A*, 8:861 – 875, 1977.
- [47] X. Sauvage and Y. Ivanisenko. The role of carbon segregation on nanocrystallisation of pearlitic steels processed by severe plastic deformation. *Journal of Materials Science*, 42(5):1615 – 1621, 2007.
- [48] Y. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev, and H.-J. Fecht. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Materialia*, 51(18):5555 – 5570, 2003.
- [49] Y.J. Li, P. Choi, C. Borchers, S. Westerkamp, S. Goto, D. Raabe, and R. Kirchheim. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*, 59(10):3965 – 3977, 2011.
- [50] V.G. Gavriljuk. Comment on effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wire. *Scripta Materialia*, 45(12):1469 – 1472, 2001.
- [51] R. Kirchheim. Grain coarsening inhibited by solute segregation. *Acta Materialia*, 50(2):413 – 419, 2002.
- [52] L. Shvindlerman and G. Gottstein. Efficiency of drag mechanisms for inhibition of grain growth in nanocrystalline materials. *Zeitschrift für Metallkunde*, 95(4):239 – 241, 2004.
- [53] F.J. Humphreys, P.B. Prangnell, J.R. Bowen, A. Gholinia, and C. Harris. Developing stable finegrain microstructures by large strain deformation. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A:Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 357(1756):1663 – 1681, 1999.
- [54] K.H. Zum Gahr. Tribologie: Reibung - Verschleiß - Schmierung. *Naturwissenschaften*, 72:260 – 267, 1985.

- [55] T. Akasawa, Y. Hashiguti, and K. Suzuki. Crater wear mechanism of WC-Co tools at high cutting speeds. *Wear*, 65(2):141 – 150, 1980.
- [56] J. Angseryd, E. Coronel, M. Elfwing, E. Olsson, and H.-O. André. The microstructure of the affected zone of a worn PCBN cutting tool characterised with SEM and TEM. *Wear*, 267(5-8):1031 – 1040, 2009.
- [57] P.A. Dearnley and E.M. Trent. Wear mechanisms of coated carbide tools. *Metals Technology*, 9:60 – 75, 1982.
- [58] M. Fallqvist, M. Olsson, and S. Rupp. Abrasive wear of multilayer  $\kappa$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Ti(C,N) CVD coatings on cemented carbide. *Wear*, 263(1-6):74 – 80, 2007.
- [59] H.O. Gekonde and S.V. Subramanian. Tribology of tool-chip interface and tool wear mechanisms. *Surface and Coatings Technology*, 149(2-3):151 – 160, 2002.
- [60] T. Kagnaya, C. Boher, L. Lambert, M. Lazard, and T. Cutard. Microstructural analysis of wear micromechanisms of WC-6-Co cutting tools during high speed dry machining. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 42(0):151 – 162, 2014.
- [61] T. Kagnaya, C. Boher, L. Lambert, M. Lazard, and T. Cutard. Wear mechanisms of WC-Co cutting tools from high-speed tribological tests. *Wear*, 267(5-8):890 – 897, 2009.
- [62] S.C. Lim and M.F. Ashby. Wear-mechanism maps. *Acta Metallurgica*, 35(1):1 – 24, 1987.
- [63] S.C. Lim. Recent developments in wear-mechanism maps. *Tribology International*, 31(1-3):87 – 97, 1998.
- [64] S.C. Lim, C.Y.H. Lim, and K.S. Lee. The effects of machining conditions on the flank wear of TiN-coated high speed steel tool inserts. *Wear*, 181-183(Part 2):901 – 912, 1995.

- [65] W. Schintlmeister, W. Wallgram, J. Kanz, and K. Gigl. Cutting tool materials coated by chemical vapour deposition. *Wear*, 100(1-3):153 – 169, 1984.
- [66] A. Molinari and M. Nouari. Modeling of tool wear by diffusion in metal cutting. *Wear*, 252(1-2):135 – 149, 2002.
- [67] H. Holleck. Möglichkeiten und Grenzen einer gezielten Stoffauswahl für verschleißfeste Hartstoffschichten. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 17(9):334 – 341, 1986.
- [68] M. Stueber, H. Holleck, H. Leiste, K. Seemann, S. Ulrich, and C. Ziebert. Concepts for the design of advanced nanoscale PVD multilayer protective thin films. *Journal of Alloys and Compounds*, 483(1-2):321 – 333, 2009.
- [69] P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, L. Hultman, and H. Clemens. Microstructural design of hard coatings. *Progress in Materials Science*, 51(8):1032 – 1114, 2006.
- [70] ISO 3685 Tool-life testing with single-point turning tools. 1993.
- [71] E. Usui, A. Hirota, and M. Masuko. Analytical prediction of three dimensional cutting process; part 1: Basic cutting model and energy approach. *Transactions of the ASME*, 100:222 – 228, 1978.
- [72] E. Usui, T. Shirakashi, and T. Kitagawa. Analytical prediction of cutting tool wear. *Wear*, 100(1-3):129 – 151, 1984.
- [73] H. Takeyama and T. Murata. Basic investigations on tool wear. *Journal of engineering for industry - Transactions of the ASME*, 78:33 – 38, 1963.
- [74] B. Li. A review of tool wear estimation using theoretical analysis and numerical simulation technologies. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 35(0):143 – 151, 2012.

- [75] A. Moufki, A. Molinari, and D. Dudzinski. Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependent friction law. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(10):2103 – 2138, 1998.
- [76] M. Calamaz, J. Limido, M. Nouari, C. Espinosa, D. Coupard, M. Sallaün, F. Girot, and R. Chieragatti. Toward a better understanding of tool wear effect through a comparison between experiments and SPH numerical modelling of machining hard materials. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(3):595 – 604, 2009.
- [77] I. Etsion. State of the art in laser surface texturing. *Journal of Tribology*, 127(1):248 – 253, 2005.
- [78] C. Gachot, A. Rosenkranz, L. Reinert, E. Ramos-Moore, N. Souza, M.H. Müser, and F. Mücklich. Dry friction between laser-patterned surfaces: Role of alignment, structural wavelength and surface chemistry. *Tribology Letters*, 49(1):193 – 202, 2013.
- [79] N. Kawasegi, H. Sugimori, H. Morimoto, N. Morita, and I. Hori. Development of cutting tools with microscale and nanoscale textures to improve frictional behavior. *Precision Engineering*, 33(3):248 – 254, 2009.
- [80] T. Sugihara and T. Enomoto. Improving anti-adhesion in aluminum alloy cutting by micro stripe texture. *Precision Engineering*, 36(2):229 – 237, 2012.
- [81] T. Enomoto and T. Sugihara. Improving anti-adhesive properties of cutting tool surfaces by nano-/micro-textures. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 59(1):597 – 600, 2010.
- [82] T. Sugihara and T. Enomoto. Crater and flank wear resistance of cutting tools having micro textured surfaces. *Precision Engineering*, 37(4):888 – 896, 2013.

- [83] J. P. Davim, editor. *Surface Integrity in Machining*. Springer, London, 2010.
- [84] B. Scholtes. *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen : Ursachen, Ermittlung und Bewertung*. DGM-Informationsges., Verl., Oberursel, 1991. Karlsruhe, Univ., Habil.-Schr.
- [85] V. Schulze. *Modern mechanical surface treatment : states, stability, effects*. Wiley-VCH, Weinheim, 2006.
- [86] W. Grzesik. *Advanced Machining Processes of Metallic Materials*. Elsevier, 2008.
- [87] K. Tsuchida, Y. Kawada, and S. Kodama. A study on the residual stress distributions by turning. *Bulletin of the JSME*, 18(116):123 – 130, 1975.
- [88] C.R. Liu and M.M. Barash. Variables governing patterns of mechanical residual stress in a machined surface. *Journal of Engineering for Industry*, 104:257 – 264, 1982.
- [89] C.R. Liu and M.M. Barash. The mechanical state of the sublayer of a surface generated by chip-removal process. *Journal of Engineering for Industry - Transactions of the ASME*, 98(4):1202 – 1208, 1976.
- [90] F. Biesinger. *Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Randschichtausbildung und Spannbildung beim Hochgeschwindigkeitsfräsen von Ck45*. Dissertation. Universität Karlsruhe (TH), 2005.
- [91] H. Autenrieth, M. Weber, M. Deuchert, and V. Schulze. Investigation of the surface characteristics for the micro-cutting process with finite element simulation. *Materials Science Forum*, 638-642:2531 – 2536, 2010.

- [92] F. Zanger. *Segmentspannbildung, Werkzeugverschleiß, Randschichtzustand und Bauteileigenschaften: Numerische Analysen zur Optimierung des Zerspanungsprozesses am Beispiel von Ti-6Al-4V*. Dissertation. KIT Karlsruhe, 2012.
- [93] Q. Xie, A.E. Bayoumi, and L.A. Kendall. On tool wear and its effect on machined surface integrity. *Journal of Materials Shaping Technology*, 8:255 – 265, 1990.
- [94] J. Kümmel, D. Braun, J. Gibmeier, J. Schneider, C. Greiner, V. Schulze, and A. Wanner. Study on micro texturing of uncoated cemented carbide cutting tools for wear improvement and built-up edge stabilisation. *Journal of Materials Processing Technology*, 215:62 – 70, 2015.
- [95] A. Ohl, J. Kümmel, K. Poser, V. Schulze, and A. Wanner. Metallographische Untersuchung von Randschichten bei der Zerspanung von normalisierten C45E Stahl mit Hartmetallwerkzeugen. In *Praktische Metallographie Sonderbände*, pages 319 – 324, 2012.
- [96] B. Müller and U. Renz. Development of a fast fiber-optic two-color pyrometer for the temperature measurement of surfaces with varying emissivities. *Review of Scientific Instruments*, 72(8):3366 – 3374, 2001.
- [97] J. Kümmel, J. Gibmeier, E. Müller, R. Schneider, V. Schulze, and A. Wanner. Detailed analysis of microstructure of intentionally formed built-up edges for improving wear behaviour in dry metal cutting process of steel. *Wear*, 311(1-2):21 – 30, 2014.
- [98] J. Kümmel, J. Gibmeier, V. Schulze, and A. Wanner. Effect of built-up edge formation on residual stresses induced by dry cutting of normalized steel. *Advanced Materials Research*, 996:603 – 608, 2014.
- [99] E.J. Mittemeijer and P. Scardi, editors. *Diffraction analysis of the microstructure of materials*. Springer, Berlin, 2004.

- [100] G.K. Williamson and W.H. Hall. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metallurgica*, 1:22 – 31, 1953.
- [101] L. Spieß, R. Schwarzer, H. Behnken, and G. Teichert, editors. *Moderne Röntgenbeugung : Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. Teubner, Wiesbaden, 2005.
- [102] E. Macherauch and P. Müller. Das  $\sin^2\psi$ -Verfahren in der röntgenographischen Spannungsmessung. *Zeitschrift für Angewandte Physik*, 13:305 – 316, 1961.
- [103] B. Eigenmann and E. Macherauch. Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil II. Fortsetzung von Matwiss. und Werkstofftechn. Heft 3/1995, S. 148 - 160. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 26(4):199 – 216, 1995.
- [104] U. Wolfstieg. Die Symmetrisierung unsymmetrischer Interferenzlinien mit Hilfe von Spezialblenden. *HTM - Härtereitechnische Mitteilungen*, 31:23 – 26, 1976.
- [105] A.P. Sutton and R.W. Balluffi. *Interfaces in crystalline materials*. Clarendon Press, Oxford, 1995.
- [106] F. J. Humphreys and M. Hatherly. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier, Amsterdam; Heidelberg, 2004.
- [107] J. Kümmel, A. Ohl, E. Müller, R. Schneider, and J. Gibmeier. Detaillierte Mikrostrukturanalyse stark verformter ferritisch-perlitischer Gefüge. In *Sonderbände der Praktischen Metallographie - Fortschritte in der Metallographie*, pages 95 – 100, 2014.
- [108] E. Weck and E. Leistner. *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren / Metallographic instructions for colour etching by immersion, Teil 2: Farbätzmittel nach Beraha und ihre Abwandlungen*. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1983.

- [109] H. Schumann and H. Oettel, editors. *Metallografie*. Wiley-VCH, Weinheim, 2011.
- [110] J.A. Arsecularatne, R.F. Fowle, and P. Mathew. Nose radius oblique tool: Cutting force and built-up edge prediction. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 36(5):585 – 595, 1996.
- [111] D. E. Dimla Snr. Correlation of cutting force features with tool wear in a metal turning operation. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers – Part B – Engineering Manufacture*, 215(3):435 – 440, 2001.
- [112] V.P. Astakhov. *Metal cutting mechanics*. CRC Press, 1999.
- [113] J.P. Davim and A.M. Baptista. Relationship between cutting force and PCD cutting tool wear in machining silicon carbide reinforced aluminium. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(3):417 – 423, 2000.
- [114] J.P. Davim, editor. *Machining : fundamentals and recent advances*. Springer, London, 2008.
- [115] J. Rech, C. Claudin, and E. D’Eramo. Identification of a friction model–Application to the context of dry cutting of an AISI 1045 annealed steel with a TiN-coated carbide tool. *Tribology International*, 42(5):738 – 744, 2009.
- [116] M. Weber, H. Autenrieth, J. Kotschenreuther, P. Gumbsch, V. Schulze, D. Löhe, and J. Fleischer. Influence of friction and process parameters on the specific cutting force and surface characteristics in micro cutting. *Machining Science & Technology*, 12(4):474 – 497, 2008.
- [117] V.L. Popov. *Kontaktmechanik und Reibung : von der Nanotribologie bis zur Erdbebendynamik*. Springer, Berlin, 2010.

- [118] R. M'Saoubi and L. Ryde. Application of the ebsd technique for the characterisation of deformation zones in metal cutting. *Materials Science and Engineering: A*, 405(1-2):339 – 349, 2005.
- [119] P. Hedenqvist, M. Olsson, P. Wallen, A. Kassman, S. Hogmark, and S. Jacobson. How TiN coatings improve the performance of high speed steel cutting tools. *Surface and Coatings Technology*, 41(2):243 – 256, 1990.
- [120] C.Z. Duan and L.C. Zhang. Adiabatic shear banding in AISI 1045 steel during high speed machining: Mechanisms of microstructural evolution. *Materials Science and Engineering: A*, 532:111 – 119, 2012.
- [121] F. Wetscher, R. Pippan, S. Sturm, F. Kauffmann, C. Scheu, and G. Dehm. TEM investigations of the structural evolution in a pearlitic steel deformed by high-pressure torsion. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(6):1963 – 1968, 2006.
- [122] Y.J. Li, P. Choi, C. Borchers, Y.Z. Chen, S. Goto, D. Raabe, and R. Kirchheim. Atom probe tomography characterization of heavily cold drawn pearlitic steel wire. *Ultramicroscopy*, 111(6):628 – 632, 2011.
- [123] V. Schulze, F. Zanger, and F. Ambrosy. Investigation of the impact of orthogonal cutting processes on nanocrystalline surface layer generation. *Key Engineering Materials*, 554-557:2009 – 2020, 2013.
- [124] M. Weber. *Numerische Untersuchung der Mikrozerspannung zur Analyse der Ursachen des Skalierungsverhaltens der spezifischen Schnittkraft*. Dissertation. KIT Karlsruhe, 2012.
- [125] E.O. Hall. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64(9):747, 1951.

- [126] N.J. Petch. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of Iron and Steel Institute*, 174:25, 1953.
- [127] M.-Y. Seok, I.-C. Choi, J. Moon, S. Kim, U. Ramamurty, and J.-I. Jang. Estimation of the Hall-Petch strengthening coefficient of steels through nanoindentation. *Scripta Materialia*, 87:49 – 52, 2014.
- [128] Th.H. de Keijser, J.I. Langford, E.J. Mittemeijer, and A.B.P. Vogels. Use of the voigt function in a Single-Line Method for the analysis of X-ray diffraction line broadening. *Journal of Applied Crystallography*, 15:308 – 314, 1982.
- [129] R. Delhez, Th.H. de Keijser, and E.J. Mittemeijer. Determination of crystallite size and lattice-distortions throughs X-ray-diffraction Line-Profile Analysis - recipes, methods and comments. *Fresenius' Zeitschrift für analytische Chemie*, 312(1):1 – 16, 1982.
- [130] M.S. Selvam and V. Radhakrishnan. Influence of side-flow and built-up edge on the roughness and hardness of the surface machined with a single point tool. *Wear*, 26(3):393 – 403, 1973.
- [131] A. Simoneau, E. Ng, and M.A. Elbestawi. Surface defects during microcutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(12-13):1378 – 1387, 2006.
- [132] H. Autenrieth. *Numerische Analyse der Mikrozerspanung am Beispiel von normalisiertem C45E*. Dissertation. KIT Karlsruhe, 2010.



# Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

---

ISSN 2192-9963

Die Bände sind unter [www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu) als PDF frei verfügbar  
oder als Druckausgabe bestellbar.

- Band 1 Prachai Norajitra  
**Divertor Development for a Future Fusion Power Plant.** 2011  
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop  
**Entwicklung von Spritzgießsondervverfahren zur Herstellung  
von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation.** 2011  
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett  
**New contributions to R-curves and bridging stresses –  
Applications of weight functions.** 2012  
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker  
**Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung  
auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikro-  
struktur von bleifreier Piezokeramik ( $K_{0,5}Na_{0,5}NbO_3$ ).** 2012  
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab  
**Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter  
Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit.** 2012  
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff  
**Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth  
in Neutron Irradiated RAFM Steels.** 2012  
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser  
**Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und  
Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie.** 2012  
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr  
**Experimental Investigations of Deformation Pathways  
in Nanowires.** 2012  
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk  
**Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue.** 2012  
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk  
**Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4.** 2012  
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch  
**Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082.** 2012  
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers  
**Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen.** 2013  
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller  
**Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction.** 2013  
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg  
**Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales.** 2013  
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen  
**Modelling the plastic deformation of iron.** 2013  
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel  
**Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niedruckspritzgegossenen Mikrobiegebalken aus Zirkoniumdioxid.** 2013  
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber  
**Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten.** 2013  
ISBN 978-3-86644-993-0
- Band 18 Melanie Senn  
**Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0004-9

- Band 19 Christian Mennerich  
**Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres  
**On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury  
**Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich  
**Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs).** 2013  
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger  
**High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch  
**Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer  
**Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO<sub>3</sub>.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen  
**Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0049-0
- Band 27 Sascha Haller  
**Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Stefan Dietrich  
**Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0074-2

- Band 29 Gunnar Picht  
**Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter  $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$  Materialien.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held  
**Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He  
**On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann  
**Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel  
**Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil  
**Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni).** 2014  
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Magalie Huttin  
**Phase-field modeling of the influence of mechanical stresses on charging and discharging processes in lithium ion batteries.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0213-5
- Band 36 Christoph Hage  
**Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński  
**Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0221-0
- Band 38 Tim Feser  
**Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0224-1

- Band 39 Jörg Ettrich  
**Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha  
**Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas  
**Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer  
**Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter  
**Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous  
**Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht  
**Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr  
**Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0296-8
- Band 47 Konstantin Frölich  
**Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel  
**Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0337-8

- Band 49 Marco Berghoff  
**Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer  
**Mechanische und Strömungsmechanische Topologieoptimierung mit der Phasenfeldmethode.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler  
**Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0441-2
- Band 52 Christoph Bohnert  
**Numerische Untersuchung des Verformungs- und Bruchverhaltens von einkristallinem Wolfram auf mikroskopischer Ebene.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0444-3
- Band 53 Stefan Guth  
**Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0445-0
- Band 54 Markus Klinsmann  
**The Effects of Internal Stress and Lithium Transport on Fracture in Storage Materials in Lithium-Ion Batteries.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0455-9
- Band 55 Thomas Straub  
**Experimental Investigation of Crack Initiation in Face-Centered Cubic Materials in the High and Very High Cycle Fatigue Regime.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0471-9
- Band 56 Maren Lepple  
**Kupfer- und Eisenoxide als Konversions-Elektrodenmaterialien für Lithium-Ionen-Batterien: Thermodynamische und Elektrochemische Untersuchungen.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0482-5

- Band 57 Stefan Andreas Slaby  
**Charakterisierung und Bewertung der Zug- und Ermüdungseigenschaften von Mikrobauanteilen aus 17-4PH Edelstahl. Ein Vergleich von mikropulverspritzgegossenem und konventionell hergestelltem Material.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0484-9
- Band 58 Kumar Ankit  
**Phase-field modeling of microstructural pattern formation in alloys and geological veins.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0491-7
- Band 59 Kuo Zhang  
**Characterization and Modeling of the Ratcheting Behavior of the Ferritic-Martensitic Steel P91.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0503-7
- Band 60 Jens Bauer  
**Mechanische Metamaterialien – Hohe Festigkeit und niedrige Dichte durch Mikroarchitektur und Materialdesign.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0506-8
- Band 61 Fabian Lemke  
**Untersuchung des Sinterverhaltens von SrTiO<sub>3</sub> unter Berücksichtigung der Defektchemie.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0510-5
- Band 62 Johannes Kümmel  
**Detaillierte Analyse der Aufbauschneidenbildung bei der Trockenzerspannung von Stahl C45E mit Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0518-1

KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)  
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

In der vorliegenden Arbeit wurde ein tieferes Verständnis der Aufbauschneidenbildung bei der trockenen Zerspanung entwickelt. Die Aufbauschneidenbildung wurde in relevanten Zerspanparameterbereichen in-situ radiographisch und röntgenographisch analysiert. Dabei konnte mit hoher Zeitauflösung das Verhalten der Aufbauschneide im Zerspanprozess analysiert werden. Gleichzeitig wurde die Mikrostruktur in Abhängigkeit der Zerspanparameter mittels neuester Methoden der Mikrostrukturanalytik ex-situ untersucht. Eine Korrelation zwischen Aufbauschneidenbildung und Werkzeugverschleiß konnte abgeleitet werden.

ISSN 2192-9963  
ISBN 978-3-7315-0518-1

