

Spanbildung und Randzonenbeeinflussung beim Drehen intermetallischer Titanaluminide

Von der Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs
-Dr.-Ing.-

genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Stefan Herter
aus Bernau

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Professor Dr.-Ing Henning Jürgen Meyer
Erster Bericht: Professor Dr. h. c. Dr.-Ing. Eckart Uhlmann
Zweiter Bericht: Professor Dr.-Ing. Dirk Biermann
Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 14. Juni 2010

Berlin 2010

D 83

Vorwort des Herausgebers

Intermetallische Titanaluminide eignen sich aufgrund ihrer hohen spezifischen Festigkeit auch bei hohen Temperaturen hervorragend für Struktur- und Funktionsbauteile im Hochtemperaturbereich. Den ausgezeichneten Anwendungseigenschaften steht jedoch die erschwerte mechanische Bearbeitung gegenüber. Insbesondere die Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide nimmt in der Herstellungskette für Struktur- und Funktionsbauteile eine Schlüsselposition ein. Die vorliegende Arbeit beschreibt, wie sich die intermetallische Titanaluminidlegierung TNBV5 durch den Einsatz unbeschichteter runder Wendeschneidplatten schädigungsminimiert und wirtschaftlich zerspanen lässt.

Anhand von Analogieversuchen werden die Mechanismen analysiert, die die Zerspanung sprödharter intermetallischer Titanaluminide charakterisieren. Dabei wird der Einfluss der Werkstücktemperatur und der Eingriffsgeometrie separat betrachtet. Die Spanbildung erfolgt unterhalb der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur stets diskontinuierlich. Als wesentlicher Einflussparameter auf die Spanbildungsmechanismen wird zudem der sich infolge der Eingriffsbedingungen einstellende Spannungszustand vor der Schneide identifiziert. Dabei kommt dem hydrostatischen Spannungszustand eine besondere Bedeutung zu. Für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide können daraus abgeleitet Werkzeug- und Wirkgeometrien empfohlen werden, die einen ausreichenden hydrostatischen Druckspannungszustand in der Spanbildungszone hervorrufen. Hierdurch lassen sich auch bei geringer Werkstücktemperatur riss- und ausbruchsfreie Schnittflächen erzeugen. Anhand von simulativen Modellrechnungen konnte die bezogene Spannungsdicke als Verhältnis aus Spannungsdicke und Schneidkantenrundung als maßgebliche Einflussgröße identifiziert werden. Der Autor leitet hieraus folgend ein Modell zur Berechnung der Schnittkraft ab.

Darüber hinaus wird in dieser Arbeit die Beeinflussung der Werkstückrandzone infolge der spanenden Bearbeitung durch Drehen experimentell verifiziert. Gegenübergestellt werden zudem Ergebnisse zum Zeitfestigkeitsverhalten, die anhand von Umlaufbiegeversuchen ermittelt wurden. Aus tribologischen Untersuchungen abgeleitete Anwendungspotenziale verschiedener Schneidstoffsysteme werden abschließend anhand von Zerspanversuchen in der Kinematik des Außen-Längs-Runddrehens überprüft.

In der vorliegenden Arbeit konnte gezeigt werden, dass intermetallische Titanaluminide mit geometrisch bestimmten Schneiden schädigungsminimiert zerspannt werden können. Damit ist ein wesentlicher Beitrag zur industriellen Akzeptanz dieser innovativen Hochleistungswerkstoffe erbracht worden. Ableiten lassen sich zudem Hinweise für die Optimierung der spanenden Bearbeitung anderer sprödharter Werkstoffe mit geometrisch bestimmter Schneide.

Vorwort des Autors

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb (IWF) der Technischen Universität Berlin.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr. h. c. Dr.-Ing. Eckart Uhlmann, dem Fachgebietsleiter für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen des IWF der Technischen Universität Berlin, für die langjährige Unterstützung und Förderung. Herrn Professor Dr.-Ing. Dirk Biermann, dem Leiter Institut für Spanende Fertigung der Technischen Universität Dortmund, danke ich für die Übernahme des Korreferats und das dieser Arbeit entgegengebrachte Interesse. Mein Dank gilt zudem Herrn Professor Dr.-Ing. Henning Jürgen Meyer, vom Institut für Konstruktion, Mikro- und Medizintechnik der Technischen Universität Berlin, für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss. Für ihre Unterstützung bei den Untersuchungen zur Randzonenbeeinflussung und des Zeitfestigkeitsverhaltens bedanke ich mich bei Herrn Professor Dr. rer. Nat. Walter Reimers und Herrn Michael Huppmann vom Institut für Werkstoffwissenschaften und -technologien, Fachgebiet Metallische Werkstoffe sowie Frau Professor Dr.-Ing. Claudia Fleck vom Fachgebiet Werkstoffwissenschaften der Technischen Universität Berlin.

Die freundschaftliche Atmosphäre im Fachgebiet Fertigungstechnik des IWF hat wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Dafür gilt mein Dank allen hier nicht namentlich erwähnten Kollegen und Kolleginnen. Stellvertretend für alle Mitglieder der Gruppe Zerspantechnik danke ich den Herren Sebastian Richarz, Martin Roeder und Robert Gerstenberger für die interessanten und kreativen Diskussionen und die Unterstützung. Außerordentlicher Dank gilt Herrn Ralph Zettier für die unzähligen fachlichen und freundschaftlichen Gespräche die maßgeblich zur Entstehung dieser Arbeit beitrugen. Meinen studentischen Mitarbeitern, Studien- und Diplomarbeitern den Herren Thorsten Drochner, André Goller, Ersavas Güdül, Jens König, Tom Hoghé, Tu-Anh Ly, Morhaf Mahmoud, Christian Werner danke ich für den stets engagierten und gewissenhaften Einsatz bei den experimentellen Untersuchungen. Frau Marie Schallehn gilt mein Dank für die aufopfernde Unterstützung bei der Präparation und mikroskopischen Analyse unzähliger Proben und die vielen interessanten und spannenden Unterhaltungen. Herrn Sven-Eiko Dahm danke ich für die fachliche aber auch freundschaftliche Unterstützung.

Meiner Familie danke ich für das entgegengebrachte Vertrauen und die langjährige Unterstützung während meiner gesamten Ausbildung. Besonders dankbar bin ich meiner Frau Christine und meinen beiden Söhnen Max und Bruno für ihre unablässige Geduld und das Verständnis.

Spanbildung und Randzonenbeeinflussung beim Drehen intermetallischer Titanaluminide

Inhaltsverzeichnis.....	II
0 Kurzzeichen	IV
1 Einleitung.....	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Intermetallische Titanaluminide.....	3
2.1.1 Werkstoffherstellung und Eigenschaften	3
2.1.2 Spanende Bearbeitung.....	6
2.1.3 Einfluss der Bearbeitung auf die Randzoneneigenschaften	14
2.2 Modelle der Spanbildung	16
2.2.1 Kontinuierliche Spanbildung.....	16
2.2.2 Diskontinuierliche Spanbildung.....	19
2.2.3 Wirkmechanismen bei der Zerspanung sprödharter Werkstoffe.....	29
3 Zielstellung und Vorgehensweise	33
4 Versuchsbedingungen und Messmethoden.....	36
4.1 Werkstückwerkstoff	36
4.2 Schneidstoffe und Werkzeuge.....	38
4.3 Versuchseinrichtungen und -durchführung.....	39
4.3.1 Tribologische Untersuchungen	39
4.3.2 Quasistatische Zerspanversuche.....	41
4.3.3 Versuche zum Drehen	44
4.3.4 Randzonen- und Bauteileigenschaften	47
5 Tribologische Untersuchungen	52
5.1 Kalottenschlifftest	52
5.2 Stift-Scheibe-Test.....	53
5.3 Diffusionstest	60
5.4 Fazit.....	61
6 Zerspanung intermetallischer Titanaluminide in Analogieversuchen	62
6.1 Quasistatischer Zerspanprozess.....	62
6.1.1 Einfluss der Werkstücktemperatur auf die Spanbildung.....	62
6.1.2 Einfluss der Spannungsdicke auf die Prozesskenngrößen	74
6.2 Einfluss der Stellparameter auf die Prozesskenngrößen beim Orthogonaldrehen .	88
6.2.1 Schnittgeschwindigkeit	88
6.2.2 Vorschub	101
6.2.3 Spanwinkel.....	107

6.3	Beschreibung des Spanbildungsverhaltens mittels FEM	111
6.3.1	FE-Systembeschreibung.....	111
6.3.2	Einfluss der bezogenen Spannungsdicke	116
6.3.3	Einfluss der Reibung und des Materialverhaltens.....	119
6.4	Fazit.....	122
7	Plan- und Runddrehen.....	126
7.1	Einfluss der Prozessstellgrößen auf die Randzonenausbildung	126
7.1.1	Schnittgeschwindigkeit	126
7.1.2	Vorschub	133
7.1.3	Verschleißzustand	141
7.2	Zerspankraftkomponenten und Standverhalten.....	144
7.3	Einfluss der Prozessstellgrößen auf das Zeitfestigkeitsverhalten	160
7.4	Fazit.....	163
8	Zusammenfassung.....	167
9	Literatur.....	172

0 Kurzzeichen

Lateinische Kurzzeichen

a_p	mm	Schnitttiefe
A_{pl}	%	plastische Bruchdehnung
At -%	%	prozentualer Anteil am Atomgewicht
D	mm	Einspanndurchmesser der Umlaufbiegeproben
F_c	N	Schnittkraft
F_{cdyn}	N	dynamischer Schnittkraftanteil
F_{cstat}	N	statischer Schnittkraftanteil
F_f	N	Vorschubkraft
$F_{n\Phi}$	N	Scherebenennormalkraft
F_p	N	Passivkraft
F_{pdyn}	N	dynamischer Passivkraftanteil
$F_{prüf}$	N	Prüfkraft
F_{pstat}	N	statischer Passivkraftanteil
F_r	N	resultierende Kraft
F_{rn}	N	Reibnormalkraft
F_{tr}	N	Reibtangentialkraft
$F_{t\Phi}$	N	Tangentialkraft in der Scherebene
F_z	N	Zerspankraft
F_{zstat}	N	statischer Zerspankraftanteil
G_s	-	Segmentierungsgrad
$HV0,1$	N/mm^2	Vickershärte bei einer Prüfkraft von $F_{prüf} = 1 \text{ N}$
$HV'0,1$	%	auf die jeweilige Probengrundhärte bezogene Vickershärte bei einer Prüfkraft von $F_{prüf} = 1 \text{ N}$
K_{Ic}	$N/mm^{3/2}$	Spannungsintensitätsfaktor
L	mm	Länge der Umlaufbiegeproben
M_{max}	Nm	maximales Drehmoment
N	-	Lastwechselanzahl

P_{\max}	kW	maximale Antriebsleistung
P_{\min}	μm	minimale Periodenlänge
P_{seg}	μm	Periodenabstand der Segmentbildung
Ra	μm	arithmetischer Mittenrauwert
R_e	N/mm^2	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0.2}$	N/mm^2	0,2% Dehngrenze
Rz	μm	gemittelte Rautiefe
T	$^{\circ}\text{K}$	Temperatur (bei den Simulationsrechnungen)
T_{trans}	$^{\circ}\text{K}$	Übergangstemperatur (bei den Simulationsrechnungen)
T_S	$^{\circ}\text{K}$	Schmelztemperatur (bei den Simulationsrechnungen)
$T_{VB0,2}$	min	Standzeit bei einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2$ mm
VB	mm	Verschleißmarkenbreite
VB_{\max}	mm	maximale Verschleißmarkenbreite
$V_{VB0,2}$	min	Standvolumen bei einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2$ mm
W_t	μm	Verschleißtiefe
\vec{b}	-	Burgersvektor
b	mm	Spanungsbreite
c	$\text{kN}/\mu\text{m}$	Federsteifheit
c_p	$\text{J}/\text{g}\cdot\text{K}$	Wärmekapazität
d	mm	Probendicke
d_0	nm	Netzebenenabstand des unverspannten Gitters
d_a	mm	Probenausgangsdurchmesser
d_b	mm	Belastungsdurchmesser der Umlaufbiegeproben
d_e	mm	Probenenddurchmesser
d_i	mm	Innendurchmesser
d_k	μm	Korndurchmesser
$d_{\varphi\psi}$	nm	richtungsabhängiger Netzebenenabstand

f	mm	Vorschub
f_e	Hz	Eigenfrequenz
f_{seg}	kHz	Segmentierungsfrequenz
f_z	mm	Zahnvorschub beim Fräsen
h	mm	Spanungsdicke
h'	-	Spanungsdicke bezogen auf die Schneidkantenrundung
h_0	mm	Bezugsspanungsdicke
h_{ch}	mm	Spandicke
h_{chmax}	μm	maximale Spandicke
h_{chmin}	mm	minimale Spandicke
h_e	μm	Eindringtiefe
k_c	N/mm^2	spezifische Schnittkraft
$k_{c1.1}$	N/mm^2	Hauptwert der spezifischen Schnittkraft
$k_{c1.\bar{r}_\beta}$	N/mm^2	modifizierter Hauptwert der spezifischen Schnittkraft
l	mm	Gesamtmessstrecke
l_b	mm	Belastungslänge bei Umlaufbiegeversuch
l_c	mm	Grenzwellenlänge
l_e	mm	Einzelmessstrecke
l_f	mm	Vorschubweg
l_s	mm	Schnittlänge bei den quasistatischen Zerspanexperimenten
l_S	μm	Scherlänge
l_t	mm	Taststrecke
m	kg	Masse
m_c	-	Anstiegswert der spezifischen Schnittkraft
n	min^{-1}	Drehzahl
n_{Kugel}	min^{-1}	Kugeldrehzahl beim Kalottenschlifftest
n_{max}	min^{-1}	maximale Drehzahl
p_F	MPa	Flächenpressung
p_{KSS}	bar	Kühlschmiermitteldruck

q	-	Mehrachsigkeit des Spannungszustandes (Verhältnis von kritischer Schubspannung τ_{krit} oder Vergleichsspannung σ_v zur hydrostatischen Normalspannung σ_m)
r	mm	Radius
r_β	μm	Schneidkantenrundung
\bar{r}_β	μm	Vergleichsschneidkantenrundung
r_ε	μm	Eckenradius
t_a	μm	Analysetiefe
t_c	s	Schnittzeit
t_e	μm	Eindringtiefe
t_{EH}	μm	Einhärtetiefe
t_{IR}	s	Integrationszeit bei Thermographie
t_r	s	Reibzeit
t_s	s	Strahlzeit
v_c	m/min	Schnittgeschwindigkeit
v_{ch}	m/min	Spanablaufgeschwindigkeit
v_r	m/min	Reibgeschwindigkeit

Griechische Kurzzeichen

α_2	-	intermetallische Phase mit der stöchiometrischen Zusammensetzung Ti_3Al
α_0	$^\circ$	Freiwinkel, gemessen in der Orthogonalebene
α_s	$^\circ$	Strahlwinkel
β_0	$^\circ$	Keilwinkel, gemessen in der Orthogonalebene
γ	-	intermetallische Phase mit der stöchiometrischen Zusammensetzung TiAl
γ_0	$^\circ$	Spanwinkel, gemessen in der Orthogonalebene
ε	-	Emissionskoeffizient
ε	%	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1}	Dehngeschwindigkeit
ε_f	-	plastische Versagensdehnung

ε_r	°	Eckenwinkel
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	-	Gitterdehnung
ϑ	°C	Temperatur
ϑ_0	°C	Ausgangstemperatur
ϑ_{BDT}	°C	Spröd-Duktil-Übergangstemperatur
ϑ_{max}	°C	Maximaltemperatur
ϑ_{smax}	°C	maximale Spanflächentemperatur
ϑ_{ch}	°C	Spantemperatur
ϑ_{wks}	°C	Werkstücktemperatur
κ_r	°	Einstellwinkel
λ	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
λ_h	-	Spandickenstauchung
λ_s	°	Neigungswinkel
μ	-	Reibungskoeffizient
ρ	°	Reibwinkel zwischen Schnitt- und Passivkraft beim Orthogonalspanen, Aufstauwinkel der freien Oberfläche bei Segmentspanbildung
σ_{AD}	N/mm ²	Dauerfestigkeitsamplitude
σ_B	N/mm ²	Biegemoment
σ_d	N/mm ²	Druckspannung
σ_f	N/mm ²	Fließspannung
σ_m	N/mm ²	hydrostatische Normalspannung
σ_r	N/mm ²	radiale Eigenspannung bei plangedrehten Proben in Vorschubrichtung
σ_t	N/mm ²	tangentiale Eigenspannung bei plangedrehten Proben in Schnitttrichtung
σ_v	N/mm ²	Vergleichsspannung
τ_{krit}	N/mm ²	kritische Schubspannung
τ_{max}	N/mm ²	maximale Schubspannung
φ	-	Umformgrad

Φ	°	Scherwinkel
χ	°	Verformungswinkel (ebene Scherung)
ψ	°	Neigungswinkel bei der röntgenographischen Spannungsanalyse, Anstiegswinkel der Fließgrenze in Abhängigkeit vom Spannungszustand
ω	°	Azimutwinkel bei der röntgenographischen Spannungsanalyse

Abkürzungen

BSE	back scattered electron
CD	continuous dressing
CVD	chemical vapour deposition
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DMS	Dehnungsmessstreifen
EDX	energiedispersive Elementanalyse
HIP	heißisostatisches Pressen
hkl	Kristallgitterebene
KSS	Kühlschmierstoff
PCBN	polykristallines kubisches Bornitrid
PKD	polykristalliner Diamant
PVD	physical vapour deposition
REM	Rasterelektronenmikroskop
SHPB	Split-Hopkinson pressure bar
TNBV5	intermetallische TiAl-Legierung der Zusammensetzung Ti-45Al-5Nb-0,2C-0,2B (At.-%)
VAR	vacuum arc remelting
γ -MET	intermetallische TiAl-Legierung der Zusammensetzung Ti-46,8Al-1Mo-0,2Si (At.-%)

1 Einleitung

Eine deutliche Steigerung des Wirkungsgrads energie- und verfahrenstechnischer Anlagen lässt sich unter anderem durch Innovationen auf dem Gebiet der Hochtemperaturtechnologie erreichen. Der Fokus der Entwicklungsarbeiten liegt dabei derzeit auf der Erhöhung der Prozesstemperatur einerseits und der Reduzierung der Trägheitskräfte andererseits. Das Potential der Nickel-Basissuperlegierungen ist hierbei nahezu ausgeschöpft [Sch04]. Den zu erfüllenden Anforderungen hinsichtlich Gewicht, Korrosionsbeständigkeit und Hochtemperaturfestigkeit genügen intermetallische Titanaluminide in weiten Bereichen [App02, Sch04]. Dies liegt in der streng geordneten kristallographischen Struktur, dem hohen Anteil kovalenter Bindungen und der Morphologie dieser intermetallischen Phasen begründet [App02, Kni00, Sma94]. Die intermetallischen Titanaluminide besitzen darüber hinaus eine deutlich gesteigerte spezifische Festigkeit und erlauben somit höhere Betriebstemperaturen. Anwendungen sind Auslassventile, Pleuel, Kolbenbolzen aus TiAl die im Formel-1-Rennsport eingesetzt und in ersten seriennahen Tests erfolgreich erprobt wurden. Mitsubishi bietet auf dem Japanischen Markt Fahrzeuge an, die Turbolader aus TiAl enthalten. Darüber hinaus werden Turbinenschaufeln aus TiAl für Statoren in Flugturbinen erprobt. Auch für stationäre Gasturbinen hält die Werkstoffklasse der Aluminide ein hohes Anwendungspotenzial bereit [Ber08, Bie08, Pau06, Rot06, Sch04, Sun07, Wag07, Wei06]. Dies lässt sich mit der hohen spezifischen Festigkeit begründen.

Als potentieller Hochtemperaturwerkstoff wurde die intermetallische Phase γ -TiAl des Zweistoffsystems Titan-Aluminium bereits zu Beginn der 70er Jahre erkannt. Die in der Zwischenzeit verfügbaren Legierungen wurden durch die Verbesserung der Herstellverfahren und das Zulegieren ternärer Elemente hinsichtlich ihrer Eigenschaften optimiert. Legierungen mit einem Niob-Anteil von 3 At.-% bis 10 At.-% werden als Titanaluminide der dritten Generation bezeichnet und zeichnen sich insbesondere durch hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit aus [App00, App02, App03, Kum02]. Die hervorragenden Anwendungseigenschaften sind jedoch gleichzeitig ursächlich für die erschwerte mechanische Bearbeitung. Insbesondere bei der Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide, wie dem Drehen im kontinuierlichen Schnitt, begrenzen die Werkstoffeigenschaften wie die geringe Wärmeleitfähigkeit und die hohe Warmfestigkeit die einsetzbaren kinematischen Prozessparameter. Die geringe Bruchzähigkeit bei geringen Temperaturen kann zudem zu Rissbildung und Ausbrüchen in der erzeugten Schnittfläche führen [Klo06, Uhl06].

Die Verfahren der Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide stellen hinsichtlich einer breiten industriellen Akzeptanz der Werkstoffgruppe der intermetallischen Titanaluminide eine Schlüsselposition dar. Der Markt wird keine oder entsprechend der zu erwartenden Leistungserhöhung nur geringe Kostensteigerungen für Komponenten aus diesen Hochleistungswerkstoffen dulden. Daher stehen die wirtschaftliche Auswahl von Werkstoffen

und Fertigungsprozessen gleichberechtigt neben den Vorteilen der Reibungsminderung und Gewichtsreduzierung. So wird deutlich, dass für jeden, auf die spezifische Anwendung maßgeschneiderten Werkstoff eine gleichermaßen angepasste Fertigungstechnologie bereitgestellt werden muss.

Zur Bereitstellung applikationsangepasster Bearbeitungsstrategien ist jedoch die Kenntnis der Faktoren notwendig, die entscheidend auf das Prozessergebnis einwirken. Hinsichtlich der intermetallischen Titanaluminide sind eine Vielzahl an Arbeiten vorgestellt worden, die die Eigenschaften aus dem Blickwinkel der Materialphysik beschreiben [Lüt03, Nim07, Pet02a]. Die bisher vorgestellten Untersuchungen und Modelle zur Spanbildung insbesondere bei sprödharten Werkstoffen beziehen sich darüber hinaus bisher nahezu ausschließlich auf metallische Werkstoffe. Im Fokus der wissenschaftlichen Forschung standen bei den hochwarmfesten Werkstoffen neben den bereits genannten Nickel-Basissuperlegierungen vor allem warmfeste Stähle und metallische Titan-Basislegierungen [Bäk03, Clo05a, Clo05b, Clo07, Gen02, Kom81a, Kom81b, Kom82a, Kom82b, Kre73, Klo99, Rös05, Sha93, Sha97, Tön00a, Tön05, Vya99]. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden daher Kenntnisse hinsichtlich der Übertragbarkeit der auf den Erkenntnissen bei der Zerspanung metallischer Werkstoffe basierenden Modellen zum Ablauf der Spanbildung bei der Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide zur Verfügung gestellt.

2 Stand der Technik

2.1 Intermetallische Titanaluminide

2.1.1 Werkstoffherstellung und Eigenschaften

Intermetallische Titanaluminide sind durch ihre geringe Dichte, die hohe Zugfestigkeit über einen weiten Temperaturbereich und den guten Korrosionswiderstand prädestiniert für Strukturbauteile in modernen Motoren und Turbinen. Insbesondere für Ventile in Verbrennungsmotoren und für Laufschaufeln in Niederdruckturbinen und Verdichtern sind Titanaluminide heute an der Schwelle zur breiten Anwendung. Lauf- und Leitschaufeln für Axialverdichter und Niederdruckturbinen sind für Strömungsmaschinen in der Entwicklung. Für Strukturbauteile in der Luft- und Raumfahrt, wie z. B. thermisch beanspruchte Auskleidungen und Honeycombs an Triebwerken, werden Bleche und Folien aus intermetallischen Titanaluminiden hergestellt. Durch den außergewöhnlich hohen spezifischen Elastizitätsmodul und der hohen spezifischen Festigkeit im stranggepressten Zustand kommen intermetallische Titanaluminide auch für Anwendungen bei niedrigeren Temperaturen in Betracht, wie z. B. für Rotoren in Zentrifugen [Cho99, Kni99, Nod98, Kni05]. Im Folgenden werden die historische Entwicklung und die Eigenschaften intermetallischer Titanaluminide als Hochleistungswerkstoffe vorgestellt. Danach wird ein Überblick über den Stand der Erkenntnisse zur mechanischen Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide gegeben.

Intermetalle sind Verbindungen aus metallischen Elementen, deren kristalline Struktur von den konstituierenden Metallen abweichen [Sau95]. Sie werden gebildet wenn die Bindungskräfte zwischen gleichartigen Atomen (Ti-Ti, Al-Al) höher sind als bei ungleichartigen Paarungen (Ti-Al) und weisen hierdurch eine geordnete Überstruktur auf. Die Anteile kovalenter Bindungen und die sich daraus ableitende strukturelle Ordnung sind ursächlich für die herausragenden Eigenschaften intermetallischer Werkstoffe und deren Einordnung zwischen Metallen und Keramiken. Wegen der geringen Dichte sind hierbei die intermetallischen Titanaluminide (TiAl) von besonderem Interesse [Aus95, Dim95, Kim94, Sau95]. Das Potential der intermetallische Phase γ -TiAl des Zweistoffsystems Titan-Aluminium als Hochtemperaturwerkstoff wurde bereits Anfang der 70er Jahre des 20. Jh. erkannt. Die industrielle Anwendung dieser einphasigen Legierungen wurde jedoch durch die zu geringe Duktilität bei Raumtemperatur und die schwierige Verarbeitbarkeit verhindert. Als Ergebnis intensiver Forschungsarbeiten konnten seit Mitte der 80er Jahre duktilere zweiphasige TiAl-Basislegierungen mit deutlich verbesserten Eigenschaften bereitgestellt werden. Diese bestehen aus den koexistierenden Phasen γ -TiAl und α_2 -Ti₃Al. Die heutigen Titanaluminidwerkstoffe befinden sich am Forschungsstand gemessen in der dritten Generation [App02, Bür01, Dom94, Gor98, Man97a, Pet02b, Sau91, Sau95, Sha01a, Sha01b]. Während die Steigerung der Sprödigkeit Ursache für die Entwicklung der

Legierungen der zweiten Generation war, konnten durch die Zugabe von Niob die Festigkeit sowie die Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit gegenüber den Legierungen der ersten und zweiten Generation deutlich gesteigert werden [App00, App02, App03, Kum02].

Neben der α - und der β - Phase gibt es im Ti-Al-Zweistoffsystem mehrere intermetallische Phasen mit den stöchiometrischen Zusammensetzungen Ti_3Al (α_2), TiAl (γ), TiAl_2 und TiAl_3 . Im Mittelpunkt der bisherigen Entwicklungen stehen hierbei die beiden erstgenannten Phasen α_2 und γ . Geringe Volumenanteile der α_2 -(Ti_3Al)-Phase in zweiphasigen Legierungen bewirken eine signifikante Zunahme der Duktilität im Vergleich zu einphasigen γ -(TiAl)-Legierungen. Die technologisch bedeutsamsten intermetallischen TiAl-Legierungen liegen daher im Zweiphasengebiet $\alpha_2 + \gamma$, wobei der Al-Gehalt von ca. 45 At.-% bis 49 At.-% variiert (vgl. **Bild 2-1**). Die γ -TiAl-Phase hat bei 1000 °C einen Löslichkeitsbereich von etwa 50 At.-% bis über 56 At.-% Aluminium und weist bis zur Schmelztemperatur (etwa 1450 °C) eine geordnete $L1_0$ -Überstruktur auf.

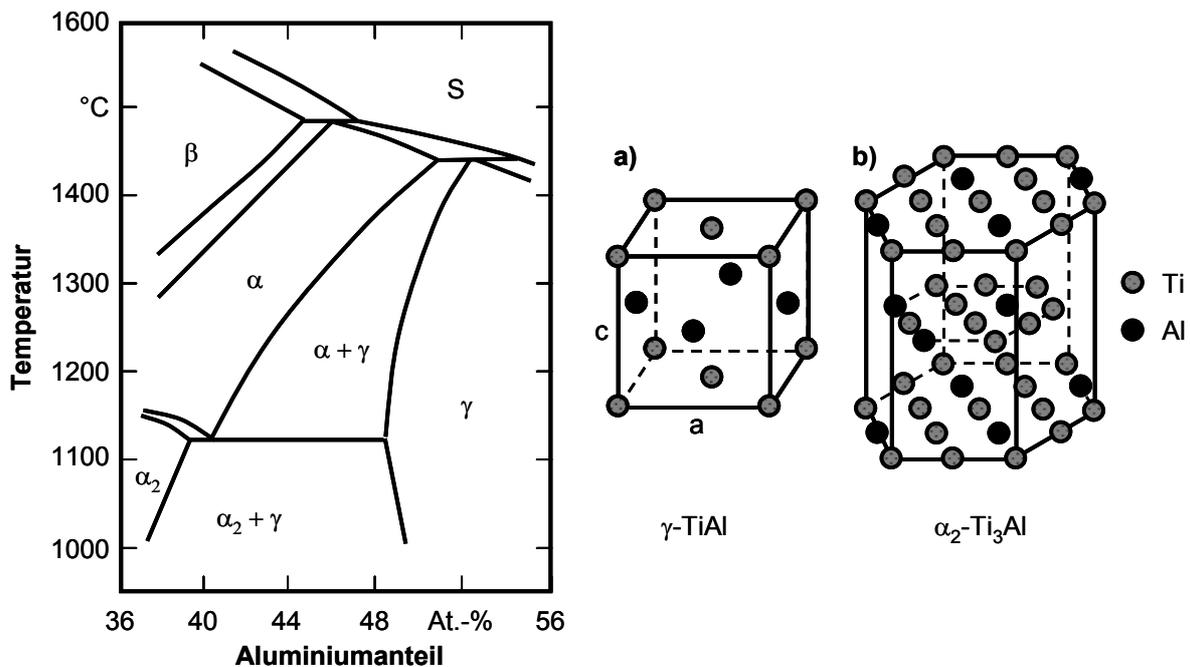


Bild 2-1: Ausschnitt des binären Phasendiagramms Ti-Al im Konzentrationsbereich von 36 At.-% bis 56 At.-% Aluminium. Kristallstrukturen von γ -TiAl (a) und α_2 - Ti_3Al (b) [Cle00, Die94, Kum96, McC88, McC89, Mur87, Mur88, Rom97, Wes00]

Das tetragonal verzerrte Kristallgitter der γ -Phase ($c/a \approx 1,02$) besteht bei vollständiger Ordnung in $[001]$ -Richtung alternierend aus reinen Ti- und Al-Atomlagen. Im geordneten Ti-Al-Mischkristall ist für die chemische Diffusion der Gitteratome eine hohe Aktivierungsenergie notwendig, was zu einer guten Kriechbeständigkeit führt. Die ausgezeichnete Oxidationsbeständigkeit bis 700 °C und die niedrige Dichte beruhen auf dem hohen Al-Gehalt, wobei die Duktilität von einphasigen γ -TiAl-Legierungen mit steigender Al-Konzentration abnimmt. Aufgrund ihrer zu geringen Duktilität und Risszähigkeit bei

Temperaturen unterhalb 650 °C sind einphasige γ -TiAl-Legierungen als Strukturwerkstoff ungeeignet [Cle00, Die94, Kum96, McC88, McC89, Mur87, Mur88, Rom97, Wes00].

Die titanreichere α_2 -Ti₃Al-Phase weist eine geordnete Gitterstruktur vom Typ D0₁₉ auf. Diese besteht aus vier ineinander geschachtelten hexagonalen Untergittern, von denen jeweils drei mit Ti-Atomen und ein Teilgitter mit Al-Atomen besetzt sind. Das α_2 -Ti₃Al-Gitter besitzt bei Temperaturen unter 800 °C im Zugversuch keine makroskopisch nachweisbare Plastizität.

Die charakteristischen Mikrostrukturen intermetallischer Titanaluminide unterscheiden sich hinsichtlich der Phasenmorphologie (fully lamellar, duplex oder near-gamma sowie globular oder zellular), der Korngröße und des Volumenanteils der Phasen α_2 -Ti₃Al und γ -TiAl. Lamellare Gefüge weisen die im Vergleich der Mikrostruktur höchste Bruchzähigkeit, ein geringeres Risswachstum bei Dauerbelastung und die beste Kriechbeständigkeit, aber eine geringere Duktilität und Zugfestigkeit auf. Globulares Duplexgefüge besteht mit etwa gleichen Volumenanteilen aus globularen γ -Körnern, α_2 -Partikeln sowie lamellaren ($\alpha_2 + \gamma$) Körnern. Es stellt das feinkörnigste Gefüge dar und bietet eine gute Raumtemperaturduktilität [Bau98, Boh99, Cle95, Die94, Sha01b].

Das physikalische und mechanische Verhalten intermetallischer Titanaluminide wird im Wesentlichen von den Eigenschaften der geordneten Mischkristallphasen γ -TiAl und α_2 -Ti₃Al bestimmt. Die Wirkung ternärer Legierungszusätze auf das Eigenschaftsprofil ist jedoch ausgeprägt und nutzbar. Die Werkstoffeigenschaften lassen sich zudem durch geringe Zusätze weiterer Legierungselemente (Cr, Mo, Nb, Mn, V, W, Ta, Si, B, C) optimieren (vgl. **Bild 2-2**) [Güt03, Kni05]. Die eigenschaftsdeterminierenden Wechselwirkungsmechanismen der Legierungsatome mit den atomaren Defekten und den Verformungsmechanismen ist zurzeit jedoch noch nicht hinreichend geklärt [Güt03].

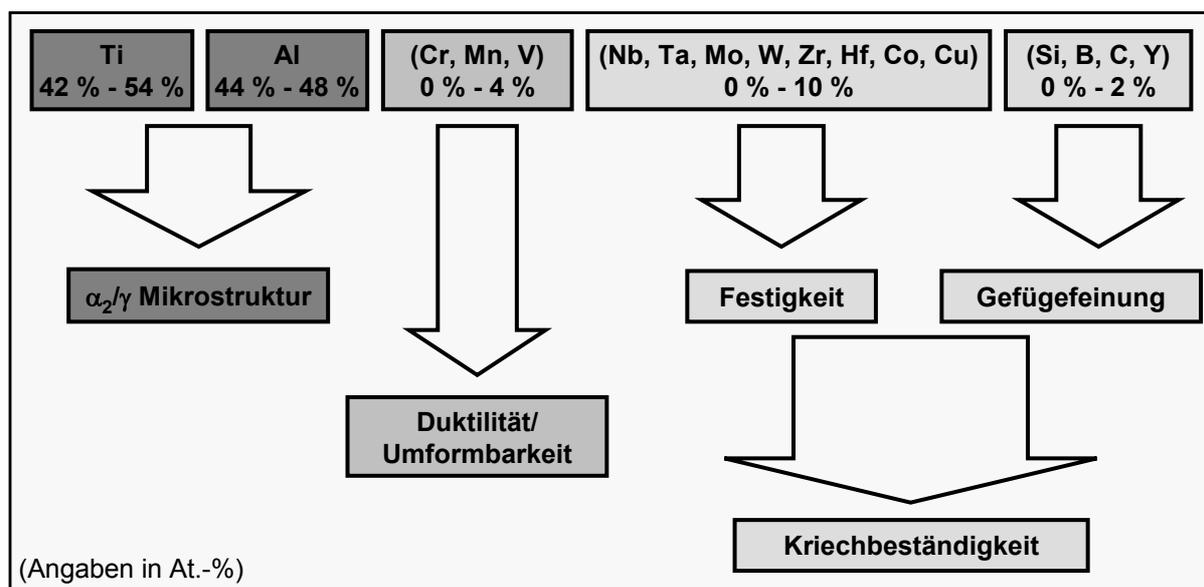


Bild 2-2: Einfluss ternärer Legierungselemente auf die Werkstoffeigenschaften [Güt03]

Mikromechanismen der Verformung

Die plastische Verformung zweiphasiger ($\alpha_2 + \gamma$)-TiAl-Basislegierungen erfolgt bei Raumtemperatur hauptsächlich in der γ -Phase durch Gleiten von Einfachversetzungen mit Burgersvektoren $\vec{b} = 1/2\langle 110 \rangle$ und Superversetzungen mit $\vec{b} = 1/2\langle 112 \rangle$ bzw. $\vec{b} = \langle 101 \rangle$ entlang der dicht gepackten $\langle 110 \rangle$ -Richtungen und durch mechanische Zwillingsbildung entlang $1/6\langle 112 \rangle\{111\}_\gamma$. Hieraus ergibt sich die Anisotropie der γ -Phase. Zusätzlich zu den hohen Gitterreibungskräften wird die Versetzungsbeweglichkeit und -aktivität im γ -Gitter mit zunehmendem Gehalt an interstitiell gelösten Verunreinigungen eingeschränkt. Für die plastische Verformung in polykristallinem Material sind nach dem von-Mises-Kriterium nicht ausreichend unabhängige Gleitsysteme vorhanden, die bei vorliegender äußerer Belastung aktiviert werden können. Die sich in ungünstig orientierten Körnern so entwickelnden hohen Spannungen können lokal die Bruchspannung erreichen, was bei tiefen und mittleren Temperaturen als Hauptursache für das Materialversagen angesehen werden kann. Bei Temperaturen oberhalb von 450 °C treten Kletter- und Diffusionsvorgänge auf, die zu einer signifikanten Verringerung der plastischen Anisotropie der γ -Phase führen. Zudem setzt eine deutliche Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung ein. So liegen bei gesteigerten Dehnraten höhere Fließspannungen vor und der Übergang von sprödem zu duktilem Materialverhalten verschiebt sich zu höheren Temperaturen. SPARKA [Spa98] gibt zudem an, dass bei Temperaturen ab $\vartheta = 1100$ °C Kletterprozesse als Hauptursache für eine deutliche Duktilitätssteigerung wirksam werden. Die maximale Duktilität wird bei Legierungen mit einem Aluminium-Gehalt von 47 At.-% bis 48 At.-% erreicht. Zusätze von Cr, Mn und V führen zu höherer Duktilität bei Raumtemperatur. Die Duktilität einphasiger Legierungen wird jedoch durch diese Legierungszusätze nicht beeinflusst. Die erhöhte Plastizität zweiphasiger Legierungen wird auf die bevorzugte Löslichkeit von N, O und C durch die α_2 -Phase (Gettereffekt) sowie auf die Existenz von Grenzflächenversetzungen und mechanische Zwillingsbildung sowie eine Verringerung der tetragonalen Gitterverzerrung zurückgeführt. Die in zweiphasigen Legierungen bei höheren Temperaturen auftretende Zwillingsbildung führt zudem zu einer stärkeren Verfestigung. Für die Umform- und Bearbeitbarkeit liegen in den polykristallinen ($\alpha_2 + \gamma$)-TiAl-Legierungen insgesamt die besseren Verhältnisse vor. Da diese mit Unterstützung durch thermische Aktivierung ablaufen, entsteht ein deutlicher dehnratenabhängiger Gleitwiderstand [App98, App03, Cle95, Cle00, Fro01, Hua91, Kim94, Kni07, Pet02b, Rom97, Spa98, Wes00, Yam93].

2.1.2 Spanende Bearbeitung

Die spanende Bearbeitung von hochwarmfesten Werkstoffen wird im Wesentlichen von den Materialeigenschaften und den Anforderungen an die Maßhaltigkeit und Oberflächen- und Randzonengüte bestimmt [Tol96]. Aufgrund der starken Atombindung zeigen intermetallische Phasen erwartungsgemäß eine exzellente Hochtemperaturfestigkeit. Andererseits ist damit auch eine beträchtliche Raumtemperatursprödigkeit verbunden

[Sau89]. Es werden weltweit große Anstrengungen unternommen, die Duktilität dieser Werkstoffe zu verbessern. Diese ist jedoch im Vergleich zu konventionellen Titan- und Nickelbasislegierungen immer noch gering [Kni07, Sma94]. Dies erschwert die mechanische Bearbeitung stark. Im Folgenden wird der Stand der Technik der Fertigungsverfahren mit geometrisch unbestimmter sowie mit geometrisch bestimmter Schneide zur Bearbeitung von Titanaluminiden dargestellt. Darüber hinaus werden intermetallische Titanaluminide erfolgreich mit abtragenden Verfahren bearbeitet. Diese werden im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht näher betrachtet. Hierzu sei auf Veröffentlichungen zur Bearbeitung durch Strahlen und elektrische Gasentladung hingewiesen [Asp05, Aus99, Man94, Mei97, Tol96].

Spanen mit geometrisch unbestimmter Schneide

Aufgrund der Werkstoffeigenschaften sind Verfahren der Feinbearbeitung und insbesondere das Schleifen gut zur Herstellung von Bauteilen aus intermetallischen Titanaluminiden geeignet. Der Vorteil des Schleifens besteht darin, dass die Zerspanarbeit durch eine Vielzahl von Schneiden intermittierend geleistet wird. Zur TiAl-Bearbeitung eingesetzt und experimentell untersucht wurden neben dem spitzenlosen Rundschleifen auch das Planschleifen, wobei hier sowohl das Tief- als auch das Pendelschleifen und das Schnellhubschleifen Anwendung fanden [Aus99, Ben99, Ben00, Eck96, Grö06, Mei97, Nol91, Raz03, Zep05].

MEIER [Mei97] beschreibt das Tiefschleifen und Drahterodieren verschiedener Gasturbinenwerkstoffe: einer gegossenen und einer pulvermetallurgisch hergestellten Nickelbasislegierung sowie der intermetallischen Legierung Ti-48Al-2Cr. Das unterschiedliche Schleifverhalten der Werkstoffe führt Meier auf die verschiedenen Spanarten zurück. Die kurzbrechenden Späne bei der Bearbeitung des intermetallischen Titanaluminids mit Korundscheifscheiben (Al_2O_3) verringern die Gefahr der Zusetzung der Schleifscheibe und bewirken geringere Reibungskräfte bei der Spanentstehung. Somit ergeben sich kleinere Kräfte, eine geringere Verschleißausbildung und höhere Oberflächengüten, was insbesondere beim Schruppschleifen nachgewiesen wurde. Hier wurden arithmetische Mittenrauwerte von $Ra = 3 \mu\text{m}$ erzielt, die beim Schlichten auf $Ra = 1 \mu\text{m}$ verbessert werden konnten. Aufgrund der Verformung der Lamellenstruktur in der Schnittflächenrandzone schließt MEIER darauf, dass auch die intermetallischen Titanaluminide eine für die mechanische Bearbeitung ausreichende Mikroduktilität aufweisen.

AUST ET AL. [Aus99] setzten neben Korund- und Siliciumkarbidwerkzeugen (SiC) auch Diamantschleifscheiben ein. Die arithmetischen Mittenrauwerte lagen im Durchschnitt unter $Ra = 1 \mu\text{m}$. Haarrisse wurden an den Bearbeitungsflächen nicht festgestellt. Die Bearbeitungskosten von TiAl lassen sich nach den Autoren mit denen konventioneller Werkstoffe vergleichen.

Als Schleifwerkzeuge dienten bei ECKSTEIN ET AL. [Eck96] verschiedene Siliciumcarbid-, Korund- und Diamantschleifscheiben. Schleifscheiben aus Korund wurden allgemein für die Bearbeitung von intermetallischen TiAl-Legierungen als ungeeignet identifiziert, da bei jeglicher Parametervariation hohe Schnittkräfte auftraten, welche die Randschicht des Werkstücks thermisch hoch beanspruchten. Arithmetische Mittenrauwerte von $Ra < 1,6 \mu\text{m}$ wurden beim CD-Schleifen (Continuous Dressing) mit den SiC-Schleifscheiben erzielt. Im direkten Vergleich mit der Bearbeitung mit SiC-Werkzeugen traten bei Diamantschleifscheiben bei vergleichbaren Bearbeitungsparametern höhere Schnittkräfte auf. Die Vorschubgeschwindigkeit wurde als primärer Einflussfaktor identifiziert. An den geschliffenen Werkstücken traten jedoch vereinzelt Mikrorisse und Ausbrüche auf.

ZEPPENFELD [Zep05] untersuchte die Bearbeitung von intermetallischem TiAl mit dem Verfahren des Schnellhubschleifens. Zum Einsatz kamen hier keramisch gebundene Diamantschleifscheiben. In Modellversuchen und realen Bearbeitungstests konnte eine signifikante Abhängigkeit der Oberflächenausbildung und (-schädigung) von der Zustellung beobachtet werden. Zur Bearbeitung werden daher geringe Zustellungen empfohlen. Verringerte Einzelkornspannungsdicken wirken sich positiv auf die erreichten Oberflächengüten und die Werkzeugstandzeiten aus. In den Bauteilrandzonen wurden von ZEPPENFELD Druckeigenstressungen nachgewiesen, die der Autor auf die geringen Oberflächentemperaturen bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zurückführt. Überwiegend bei hohen Zeitspannungsvolumina und hohen Druckeigenstressungen kam es zu Rissbildungen in der Bauteilrandzone die der Autor den unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften der γ - und α_2 -Phasen zuschreibt.

Von GRÖNING ET AL. [Grö06] wurden bei Ritz- und Schleifversuchen das Einsatzverhalten der Schneidstoffe kubisches Bornitrid (CBN) und Diamant verglichen. Die Versuche erfolgten an den intermetallischen TiAl-Legierungen Ti-45Al-2Mn + 0,8TiB₂ (Vol.-%) und Ti-45,5Al-8Nb-0,2C. In den Ritzversuchen wurde eine höhere Verschleißfestigkeit des Diamanten festgestellt. Der Vorteil des Schneidstoffs Diamant gegenüber CBN war in den Schleifuntersuchen nur tendenziell erkennbar. Hinsichtlich der Werkzeugstandzeit ergaben sich durch den Einsatz von CBN keine Vorteile. Als Ursache geben die Autoren die hohen thermomechanischen Belastungen der Schleifkörner an, die zu thermisch aktivierter Kornoxidation und Zersetzung führen.

Spanen mit geometrisch bestimmter Schneide

Die spanende Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide mit geometrisch bestimmter Schneide ist charakterisiert durch das Auftreten hoher Spannungen, hoher Temperaturgradienten, kurzer Werkzeugstandzeiten sowie Segmentierungen der Späne, was starke Schwankungen der Schnittkräfte nach sich zieht. Auftretende Vibrationen während der Bearbeitung, Oberflächenrisse und eine Wellenform im Schnittbild des bearbeiteten

Werkstücks sind weitere Charakteristika für die spanende Bearbeitung dieser Werkstoffe. Insbesondere die geringe Wärmeleitfähigkeit und niedrige Duktilität bei Raumtemperatur erschweren die spanende Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide. Diese nimmt jedoch bei der Herstellung komplexer Bauteilgeometrien eine Schlüsselstellung in der Fertigungsprozesskette ein [Uhl01]. Werden die bei der Bearbeitung konventioneller metallischer Werkstoffe anwendbaren geometrischen und kinematischen Prozesseinstellgrößen auf die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide übertragen, kommt es zu starken Ausbrüchen und Rissbildungen in der Oberflächenrandzone [Aus99, Eck96, Sau89]. Aufgrund der hohen Sicherheitsanforderungen in den Hauptanwendungsgebieten wie im Turbinenbau und im Bereich der Verbrennungsmotoren sind die Bearbeitungsprozesse jedoch derart auszulegen, dass ungünstige Randzonenstrukturen und Rissbildungen vermieden werden. Im Folgenden soll eine Vielzahl von Untersuchungen zur Zerspanung intermetallischer Titanaluminide mit geometrisch bestimmter Scheide zusammengefasst werden. Dabei erfolgt zudem eine vergleichende Darstellung der Erkenntnisse zum Einsatz unterschiedlicher Schneidstoffe auf der Basis von Hartmetall, polykristallinem kubischen Bornitrid (PCBN) und Diamant (CVD-Diamant, PKD).

Bearbeitung mit Werkzeugen aus Hartmetall

SHARMAN ET AL. [Sha01b] kommen zu dem Schluss, dass der schwer zu zerspanende Werkstoff γ -TiAl bisher lediglich mit unbeschichteten Hartmetallen zufrieden stellend spanend bearbeitet werden kann. Als Ursachen hierfür geben die Autoren die hohe Warmfestigkeit, die geringe Wärmeleitfähigkeit sowie die hohe chemische Reaktionsfähigkeit gegenüber allen Schneidstoffen an.

Untersuchungen verschiedener weiterer Autoren zur spanenden Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall ergaben, dass die Schnittgeschwindigkeit den größten Einfluss auf die Werkzeugstandzeit hat. Die Späne des Werkstückwerkstoffs besaßen stets eine Nadelform und das Werkzeug zeigte Schädigungen und Krater nahe der Schneidkante. Hauptverschleißformen waren bei geringen Schnittgeschwindigkeiten der mechanische Abrieb und bei höheren Schnittgeschwindigkeiten die plastische Deformation der Schneidkante [Aus99, Ben99, Man96, Man98].

Das Zerspanverhalten der intermetallischen Legierungen α_2 -Ti₃Al sowie γ -TiAl wurde von ZHANG ET AL. [Zha94] untersucht. Die Autoren berichten von hohen Schnittkräften und kurzen Standzeiten. Die Spanform war jedoch unterschiedlich. So entstanden bei α_2 -Ti₃Al kurze Wendespäne während bei γ -TiAl kurze Nadelspäne auftraten. Alle Versuche waren von Mikrorissen, Wellenstrukturen sowie Aufhärtungen der Werkstückoberfläche gekennzeichnet. Das beste Bearbeitungsergebnis erzielten ZHANG ET AL. [Zha95] mit unbeschichteten Wendeschneidplatten aus Hartmetall mit negativem Spanwinkel, ohne die

Geometrie genauer zu spezifizieren. Die Standzeit wurde bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 25$ m/min, einer Schnitttiefe von $a_p = 1$ mm und einem Vorschub von $f = 0,13$ mm mit $T = 10$ min angegeben. Das Standkriterium wurde nicht genannt.

ECKSTEIN und SMARSLY [Eck96] geben für die Drehbearbeitung von intermetallischem TiAl eine optimale Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 20$ m/min an. Hierbei dominiert der Freiflächenverschleiß. Bei einer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 30$ m/min geht der Verschleiß in massive Ausbrüche und bei weiterer Steigerung in Schneidplatten-Totalbrüche und Blankbremsung über. Leider fehlen hier weitere Angaben hinsichtlich der Prozesseinstellgrößen. Die Autoren geben die Empfehlung, durch geeignete Einstellung der Schnittgeschwindigkeit und der Schnitttiefe die Spanbildungszone bis in den Duktilitätsbereich (ca. 800 °C) durchzuwärmen.

Drehversuche von MANTLE ET AL. [Man97a] wurden mit unbeschichtetem Hartmetall an γ -TiAl der Spezifikation Ti-45Al-2Mn-2Nb (At.-%) + 0,8TiB₂ (Vol.-%) durchgeführt [Man97a]. Als Ergebnis stellen die Autoren fest, dass nur bei Schnittgeschwindigkeiten von unter $v_c = 30$ m/min gute Oberflächenwerte und akzeptable Standzeiten zu erreichen sind. Die höchste Standzeit von $T = 41$ min wurde bei niedriger Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 15$ m/min, hohem Vorschub von $f = 0,35$ mm und großer Schnitttiefe von $a_p = 2$ mm erreicht. Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit führte auch bei deutlich geringerem Vorschub von $f = 0,1$ mm und geringerer Schnitttiefe von $a_p = 0,7$ mm zu einer Reduzierung der Standzeit auf $T = 30$ min. Bei allen Versuchen bildeten sich Aufbauschneiden insbesondere bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten und zu Beginn des Zerspanungsvorgangs. Im weiteren Verlauf brachen die Aufbauschneiden ab und verursachten Schneidkantenverschleiß durch Ausbrüche, der sich im Zusammenhang mit großen Vibrationen und Schnittkräften noch verstärkte.

Den Einfluss des Kühlschmiermittels, der Schnittgeschwindigkeit sowie der Spanungsdicke untersuchte SHARMAN [Sha01a, Sha01b] beim Drehen der gleichen Legierung mit lamellarer Gefügeausbildung und Korngrößen im Bereich von $d_k = 50$ μ m bis 100 μ m. Als Werkzeuge fanden unbeschichtete Wendeschneidplatten aus Hartmetall K10 (ISO-Spezifikation SNMG 120408) Verwendung. Die Versuche wurden mit Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 25$ m/min und $v_c = 40$ m/min sowie sehr geringen Schnitttiefen von $a_p = 0,05$ mm und $a_p = 0,1$ mm durchgeführt. Der Vorschub betrug über die gesamte Versuchsreihe konstant $f = 0,05$ mm. Variiert wurde zudem der Druck des Kühlschmiermittels zwischen $p_{KSS} = 20$ bar und $p_{KSS} = 65$ bar. Die geringste Rissdichte trat bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 40$ m/min und einer Schnitttiefe von $a_p = 0,05$ mm auf. Die höchste Rissdichte war dagegen bei $v_c = 25$ m/min und $a_p = 0,1$ mm zu verzeichnen. Den größten Einfluss auf die Anzahl der Risse und die Zerspankraft F_z hatte die Schnitttiefe a_p . Die mit $F_c = 126$ N höchste Schnittkraft wurde bei $v_c = 40$ m/min, $a_p = 0,1$ mm und einem Kühlschmiermitteldruck von

$p_{\text{KSS}} = 65$ bar gemessen. Die Mikrohärtigkeit nahm in der Schnittflächenrandzone stetig bis zu einer Tiefe von $t_a = 250$ μm auf die Grundhärtigkeit des Werkstückwerkstoffs ab. Der Einfluss des Kühlschmiermitteldrucks kann aus den durchgeführten Versuchen nicht eindeutig identifiziert werden.

PÉREZ [Per05] führte Experimente zum Planfräsen mit konventioneller Kühlschmierung an der gleichen Legierung Ti-45Al-2Mn-2Nb (At.-%) + 0,8 TiB₂ (Vol.-%) durch. Auch hier lag lamellares Gefüge vor. Die Korngröße wurde nicht angegeben. Die Abbildung des Gefüges lässt jedoch den Schluss zu, dass das Material die gleiche Vorbehandlung wie der von SHARMAN ET. AL [Sha01a, Sha01b] verwendete Werkstückwerkstoff erfahren hat. PÉREZ variierte die Schnittgeschwindigkeit jedoch in einem deutlich größeren Bereich zwischen $v_c = 20$ m/min und $v_c = 300$ m/min. Der Zahnvorschub betrug $f_z = 0,05$ bis $0,20$ mm. Die Schnitttiefe wurde mit $a_p = 1$ mm und die Eingriffsbreite mit $a_e = 20$ mm konstant belassen. Die Schnittkräfte stiegen bei diesen Experimenten sowohl mit dem Vorschub als auch mit der Schnittgeschwindigkeit. Dabei leitet der Autor die Abhängigkeit der Schnittkraft von der Schnittgeschwindigkeit aus einer Dehnratenabhängigkeit des Werkstückwerkstoffs ab. Darüber hinaus stellt der Autor fest, dass das Messsignal bei der Ermittlung der Schnittkraft aufgrund der diskontinuierlichen Spanbildung einen hohen dynamischen Anteil aufweist. Aus den metallographischen Analysen der Späne leitet der Autor ab, dass die Spanbildung durch Initiierung von Rissen einsetzt und durch Verformungsverfestigung unterstützt wird. PÉREZ empfiehlt anhand seiner Versuchsergebnisse die Verwendung feinkörniger Hartmetallsubstrate ($d_k < 1$ μm) mit großen Eckenradien und scharfen Schneidkanten sowie einen Vorschub $f_z = 0,1$ mm und eine geringe Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 20$ m/min. Die Mikrohärtigkeit nahm in der Schnittflächenrandzone stetig bis zu einer Tiefe von $t_a = 200$ μm auf die Grundhärtigkeit des Werkstückwerkstoffs ab. Der Verschleiß erfolgte hier bei Schnittgeschwindigkeiten unter $v_c = 50$ m/min reproduzierbar und stetig. Höhere Schnittgeschwindigkeiten führten dagegen zu spontanem Totalversagen. Im unteren Schnittgeschwindigkeitsbereich erwiesen sich feinkörnige Hartmetalle aufgrund des höheren Widerstands gegen abrasiven Verschleiß und der besseren Ermüdungseigenschaften als besser geeignet als grobkörnige Substrate. Der Autor führt die höheren Standzeiten zudem auf den höheren Binderanteil (Kobalt) des verwendeten feinkörnigen Substrats zurück. Dieser wirkt dem Abplatzen von Werkzeugmaterial im Bereich der Spanfläche nach (Ermüdungs-)Mikrorisswachstum entgegen. Der Verschleißfortschritt erfolgte in den Versuchen von PÉREZ zunächst durch die Bildung von Aufbauschneiden und Mikroausbrüchen. Hierdurch bildeten sich einer gefasteten Schneide ähnliche Schneidkantengeometrien aus, die bei weiterer Nutzung zu einer Steigerung der induzierten Wärme führten. Die infolge dessen hohen Zerspanntemperaturen führen nach PÉREZ [Per05] zu einem Kolkverschleiß direkt an der Schneidkante und insbesondere bei grobkörnigen Substraten zu Abplatzungen der Spanfläche.

UHLMANN ET AL. [Uhl01a, Uhl01b] stellte beim Außenlängs-Runddrehen der zweiphasigen TiAl-Legierung Ti-46,8Al-1Mo-0,2Si ein geringes Zerspankraftniveau fest. Mit unbeschichteten Wendeschneidplatten aus Hartmetall der ISO-Spezifikation K 10 wurde bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min, einem Vorschub von $f = 0,1$ mm und einer Schnitttiefe von $a_p = 0,3$ mm eine Standzeit von $T = 28$ min erzielt. Höhere Schnitttiefen führten zu verstärktem Werkzeugverschleiß durch Ausbrüche. Die Reduzierung der Schnitttiefe auf $a_p = 0,2$ mm bewirkte ebenfalls eine Verringerung der Standzeit infolge eines höheren Drückens und Quetschens des Werkstückwerkstoffs.

Des Weiteren wurden von UHLMANN ET AL. [Uhl03a, Uhl03b, Uhl06] die Spanflächentemperaturen beim Drehen Infrarot-thermographisch erfasst. Die Messungen fanden im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 10$ m/min bis 60 m/min statt. Der Vorschub betrug $f = 0,01$ mm bis 0,10 mm. Die Schnitttiefe wurde bei allen Versuchen auf $a_p = 0,5$ mm eingestellt. Zur Ermittlung der Spanflächentemperatur wurde der Schnittvorgang kurz durch eine eingebrachte Nut unterbrochen. Es fanden Werkstücke aus der o. g. Legierung in gegossenem und stranggepresstem Gefügestand Anwendung. Die Spanflächentemperaturen stiegen bei beiden Gefügeständen mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit linear an. Jedoch wurden beim Drehen der stranggepressten Legierung bei allen Parameterkombinationen deutlich höhere Temperaturen bestimmt. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min und einem Vorschub von $f = 0,05$ mm betrug die Spanflächentemperatur bei stranggepresstem Material $\vartheta_s = 540$ °C. Dagegen wurde bei dem Material im Gusszustand die Spanflächentemperatur lediglich mit $\vartheta_s = 250$ °C bestimmt. Die Autoren führen den Unterschied auf den geringeren Durchmesser der Werkstückproben aus dem stranggepressten Werkstoff zurück. Dabei muss zudem berücksichtigt werden, dass durch die Schnittunterbrechung ein rapider Temperaturabfall an der Spanflächenoberfläche durch Wärmeleitung, Wärmestrahlung und Konvektion vorliegt. Unter Berücksichtigung eines physikalisch maximalen Emissionskoeffizienten von $\varepsilon = 1$ wurden von den Autoren auch die Spantemperaturen nach unten abgeschätzt. Die minimalen Spantemperaturen bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min und einem Vorschub von $f = 0,05$ mm betragen demnach $\vartheta_{ch} = 330$ °C für den gegossenen TiAl-Gefügestand und $\vartheta_{ch} = 640$ °C beim Drehen des stranggepressten Werkstoffs. Hiernach wird geschlossen, dass die Anpassung der Schnittparameter insbesondere der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen von TiAl zu Temperaturen oberhalb der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur führen kann und eine duktile Bearbeitung möglich ist.

Bearbeitung mit hochharten Schneidstoffen

Untersuchungen zum Außenlängs-Runddrehen der Legierung Ti-46,8Al-Mo-0,2Si sowohl im Gusszustand als auch in stranggepresstem Gefügestand wurden von UHLMANN ET AL. [Uhl03b, Uhl06] mit Wendeschneidplatten aus polykristallinem kubischem Bornitrid (PCBN) und polykristallinem Diamant (PKD) durchgeführt. Hier konnten mit

Schnittgeschwindigkeiten ab $v_c = 100$ m/min rissfreie Oberflächen erzeugt werden. Damit wurde nachgewiesen, dass eine duktile Zerspanung durch Einstellung geeigneter Schnittparameter möglich ist. Die Schnitttiefe und der Vorschub wurden bei den Versuchen entsprechend einer Schlichtbearbeitung auf geringe Werte von $a_p = 0,3$ mm und $f = 0,02$ mm eingestellt. Mit feinkörnigen PCBN- und PKD-Sorten wurden hinsichtlich der Standhaltigkeit die besten Ergebnisse erzielt. Die Standzeiten betragen $T = 3$ min mit PCBN und $T = 3,5$ min mit PKD. Eine Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 200$ m/min bei konstanten Werten für Vorschub und Schnitttiefe führte zu einer Verringerung der erreichten Standzeiten auf $T = 30$ s für den Schneidstoff PCBN und $T = 20$ s für PKD. Die höhere Temperaturbelastung führte bei den PKD-Schneideinsätzen zu Totalversagen der Lötstellen bei einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,15$ mm.

Aufgrund der höheren thermischen Beständigkeit wurden von UHLMANN ET AL. [Uhl03c, Uhl06] auch keramische Schneidstoffe auf ihre Eignung zur Zerspanung intermetallischer Titanaluminide untersucht. Wie bei konventionellen Titanwerkstoffen konnten jedoch auch bei der Zerspanung intermetallischer Titanaluminide mit keiner der eingesetzten keramischen Wendeschneidplatten zufrieden stellende Ergebnisse hinsichtlich der Standzeit erzielt werden. Bereits bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min versagten die Schneidenecken nach wenigen Sekunden Eingriffszeit durch Kerb- und Kolkverschleiß sowie durch großflächige Ausbrüche.

Zusammenfassend kann geschlossen werden, dass eine Steigerung der Bearbeitungsgeschwindigkeit nur unter Einsatz der hochharten Schneidstoffe PCBN und Diamant (CVD-Diamant und PKD) möglich erscheint. Der Einsatz von Schneidkeramiken ist trotz der hohen Warmhärte aus tribochemischen Gründen nicht sinnvoll. In **Tabelle 2-1** sind die o. g. untersuchten Parameterbereiche für die spanende Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide zusammengefasst.

Tabelle 2-1: Schneidstoffe und kinematische Einstellparameter für die spanende Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide mit geometrisch bestimmter Schneide

Schneidstoff	v_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	Autoren
Hartmetall	15 bis 60	0,05 bis 0,13	0,3 bis 1,0	[Ber08, Eck96, Sha01a, Sha01b, Aus99, Ben99, Man96, Man98, Uhl01a, Uhl03a, Uhl04a, Uhl06, Zha94, Zha95]
	15	0,35	2,0	[Man97a]
PKD	100 bis 200	0,02 bis 0,05	0,1 bis 0,3	[Ber06, Uhl03b, Uhl06]
PCBN	300	0,02 bis 0,05	0,3 bis 0,5	[Uhl01b, Uhl06]
	100 bis 300	0,05	0,1	[Ber06]

2.1.3 Einfluss der Bearbeitung auf die Randzoneneigenschaften

Wird die Formgebung durch die spanende Bearbeitung abgeschlossen, sind die Eigenschaften der durch die Zerspanung beeinflussten Werkstückrandzone von besonderer Bedeutung für das Einsatzverhalten der erzeugten Bauteile. TÖNSHOFF ET AL. [Tön80] untersuchten die thermischen, mechanischen und chemischen Einflüsse der spanenden Bearbeitung auf die erzeugten Randzonen und diskutieren Methoden zur Charakterisierung des Grads der Störung. Das Wechselspiel von Ver- und Entfestigung in der Randzone der Schnittfläche sowie die resultierenden Eigenspannungen determinieren die Dauerfestigkeitseigenschaften des spanend bearbeiteten Bauteils [Sie05a]. Eine Verbesserung der Dauerfestigkeit kann auf die Steigerung der Oberflächengüte als auch auf günstige Eigenspannungsverhältnisse zurückgeführt werden. Die Gewichtung der Einflussfaktoren Oberflächenrauheit und Eigenspannungsprofil wird in der Literatur jedoch nicht mit einheitlichem Ergebnis diskutiert [Abr96, Bri82, Che01, Ezu97, Man97, Yan02].

BÜHLER ET AL. [Büh72] untersuchten erstmals die Abhängigkeit des Bauteilverhaltens von den durch die Bearbeitung durch Drehen und Fräsen veränderten mikrophysikalischen Randzoneneigenschaften. Die Autoren schlossen mit der allgemein anerkannten Aussage, dass durch den Abbau von Druckeigenspannungen die Dauerfestigkeit verringert wird. Ein Abbau von Zugeigenspannungen bewirkt nach SCHREIBER [Sch76] dagegen eine Erhöhung der Dauerfestigkeit.

Der Verlauf der Eigenspannungen wird durch die eingebrachte Verformung und die dabei bestehende Temperaturverteilung determiniert. Meist erreichen die ermittelten Druckeigenspannungen dicht unterhalb der Oberfläche ihre maximale Amplitude und fallen mit zunehmender Tiefe ab. Dabei ist die Lage des Amplitudenmaximums von den Bearbeitungsparametern abhängig. Die Angaben über den Einfluss der kinematischen Parameter Schnittgeschwindigkeit und Vorschub sind jedoch nicht einheitlich. Im Allgemeinen nehmen jedoch die Oberflächenrauheit und die Dicke der beeinflussten Randschicht mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit ab [Sch89a, Sch89b, Sch92, Kau96, Che01, Aru04]. Darüber hinaus wurde von ARUNACHALAM ET AL. [Aru04] festgestellt, dass beim Plandrehen mit niedriger Schnittgeschwindigkeit Druckeigenspannungen hervorgerufen werden, die mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit in Zugeigenspannungen übergehen.

BRINKSMEIER ET AL. [Bri82] und LESKOVAR ET AL. [Les82] untersuchten ebenfalls die durch die Bearbeitung in der Werkstückrandzone hervorgerufenen Eigenspannungen und kommen analog zu dem Schluss, dass eine bei niedriger Temperatur durchgeführte Verformung der Randzone Druckeigenspannungen hervorbringt. Bei der Zerspanung ist dies im Allgemeinen einer Bearbeitung mit geringer Schnittgeschwindigkeit gleichzusetzen. Dagegen weisen Bereiche, die stark thermisch belastet und schnell abgekühlt werden, Zugeigenspannungen auf.

LANDUA [Lan05] ermittelte bei der Fräsbearbeitung einer Aluminiumlegierung, dass durch Hochgeschwindigkeitsbearbeitung (HSC) aufgrund der Verringerung der Oberflächenrauheit eine Verbesserung der Dauerfestigkeitseigenschaften erzielt werden kann. Der Wechsel des Spanbildungsmechanismus (von kontinuierlich zu segmentiert) mit steigender Schnittgeschwindigkeit zeigte dabei keinen Einfluss auf die Dauerfestigkeit. Dagegen traten bei der ebenfalls untersuchten β -Titanlegierung Ti-15V-3Al Schädigungen der mit $v_c = 4000$ m/min erzeugten Randzone auf, die infolge der Kerbwirkung zu lokalen Spannungsspitzen und zu einer deutlichen Verschlechterung der Dauerfestigkeiten führten. Dies verdeutlicht den signifikanten Einfluss der thermomechanischen Werkstoffeigenschaften.

MANTLE ET AL. [Man97b] stellten bei Untersuchungen zum Drehen der intermetallischen Titanaluminidlegierung mit der Zusammensetzung Ti-45Al-2Mn-2Nb + 0,8 Vol.-% TiB₂ fest, dass es trotz der mit dem Werkzeugverschleiß zunehmenden Oberflächenrauheit zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit im Vergleich zu polierten Referenzproben kommt. Dies führen die Autoren auf die höheren Druckeigenstressungen zurück, die durch die veränderte Eingriffsgeometrie in die Schnittflächenrandzone eingebracht werden. Risse und Ausbrüche wurden bei allen gedrehten Proben bis zu einer Tiefe von $t = 20$ μm festgestellt. Die Einhärtetiefe der gedrehten Proben betrug bis zu $t_{\text{EH}} = 100$ μm . Ein Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs auf die Einhärtetiefe wurde im untersuchten Bereich nicht festgestellt. Die Dauerfestigkeit nahm trotz geringer werdender Oberflächenrauheiten mit steigender Schnittgeschwindigkeit ab. Eine Erhöhung des Vorschubs bewirkte infolge der vermehrten Rissbildung eine Reduzierung der Dauerfestigkeit.

SHARMAN ET AL. [Sha01a] haben das Dauerfestigkeitsverhalten von gedrehten, erodierten und elektrochemisch hergestellten Proben aus der Titanaluminidlegierung mit der Zusammensetzung Ti-45Al-2Mn-2Nb + 0,8TiB₂ (Vol.-%) verglichen. Dabei stellen die Autoren fest, dass die Bearbeitung durch Drehen neben Rissen in der Schnittflächenrandzone auch Druckeigenstressungen induziert. Diese erschweren das Risswachstum und führen zu den im Vergleich höchsten Dauerfestigkeitsamplituden von $\sigma_{\text{AD}} = 450$ MPa der gedrehten Proben. Die Autoren schließen, dass rissfreie Oberflächen nur durch eine Verringerung der Schnittkräfte erreicht werden können. Vorgeschlagen werden als alternative Fertigungsverfahren diesbezüglich das Schleifen oder die Hochgeschwindigkeitsbearbeitung.

BENTLEY ET AL. [Ben99] untersuchten den Einfluss der Bearbeitung auf die Dauerfestigkeit von grob und fein geschliffenen, polierten sowie hochgeschwindigkeitsgefrästen Proben aus intermetallischem Titanaluminid anhand von Vierpunktbiegeversuchen mit schwellender Beanspruchung. Die Dauerfestigkeit der durch Hochgeschwindigkeitsfräsbearbeitung mit arbeitsscharfer Schneide hergestellten Proben war höher im Vergleich zu den geschliffenen

und polierten Vergleichswerkstücken. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Aufhärtung und Einhärtetiefe nach der Bearbeitung mit verschleißbehaftetem Fräswerkzeug im Vergleich zur Bearbeitung mit arbeitsscharfen Schneiden höher sind. Die Dauerfestigkeit wurde hierdurch im Vergleich zum neuen Werkzeug jedoch nicht positiv beeinflusst, was die Autoren auf das Vorliegen von Rissen zurückführen.

2.2 Modelle der Spanbildung

2.2.1 Kontinuierliche Spanbildung

Fehler, die durch ungeeignete Prozessführung bei der spanenden Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide festgestellt werden, sind Mikrorisse, Ausbrüche, Aufschweißungen, Kavitation und thermische Schädigung der Schnittflächenrandzone. Infolge der hohen Sicherheitsanforderungen in den avisierten Anwendungsgebieten ist die Kenntnis einer die Lebensdauer herabsetzenden Schädigung der Werkstückrandzone von besonderer Bedeutung. Zur Beurteilung der Eignung von spezifischen Prozesseinstellgrößen ist die Kenntnis der Vorgänge der Spanbildung notwendig. Diese kann entsprechend der Gleichförmigkeit der Umformung kontinuierlich oder diskontinuierlich erfolgen. Daher soll im Folgenden ausgehend von den klassischen Modellen der kontinuierlichen Spanbildung auf die Besonderheiten der diskontinuierlichen Spanbildung und der Bearbeitung sprödharter Werkstoffe eingegangen werden.

Zur Spanbildung dringt der Schneidkeil des Werkzeugs in den Werkstückwerkstoff ein. Dadurch liegt in der Zone um den Schneidkeil ein orts- und zeitabhängiger Spannungszustand vor. Die Überschreitung der Fließ- bzw. Trenngrenze des Werkstückwerkstoffs führt zur Ausbildung und Abtrennung des Spans und damit zur Änderung der geometrischen Gestalt des Werkstücks. In Abhängigkeit von den Werkstückwerkstoffeigenschaften und geometrischen und kinematischen Parametern bilden sich beim Zerspanen verschiedene Spanarten. Der kontinuierlichen Spanbildung wird der Fließspan zugeordnet. In Abhängigkeit von den Schnittparametern und Werkstoffeigenschaften entstehen bei der diskontinuierlichen Spanbildung die in **Bild 2.3** ebenfalls aufgeführten Lamellen-, Scher- oder Bröckelspäne [Deg93, Fri95, Kön97, Kom81, Sha97, Tön00a, Web86]. Eine weitere Einteilung ist durch BARRY ET AL. [Bar00] vorgenommen worden. Die Autoren unterteilen beim Drehen der Legierung Ti-6Al-4V in periodisch und aperiodisch erzeugte Späne. Hierbei werden Acoustic-Emission-Messungen und elektronenmikroskopische Aufnahmen der Spanoberseiten herangezogen.

Bei der Analyse der Spanbildung sind die Teilvorgänge elastische und plastische Verformung, Rissbildung und Risswachstum und/oder lokalisierte Scherung gleichsam zu betrachten. Temperatur und Spannungszustand in Verbindung mit Dehnung und Dehnrates bilden ein hoch komplexes Netzwerk interagierender Prozesse [Tön99].

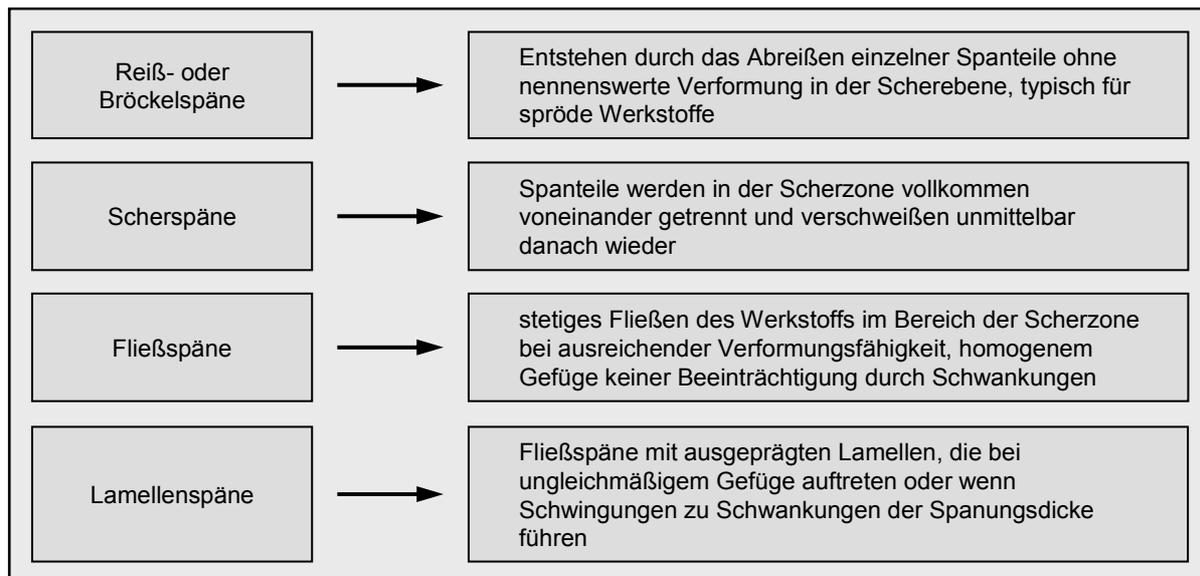


Bild 2-3: Spanarten [Deg93, Fri95, Kön97, Sha97, Web86]

Bereits in der ersten Hälfte des 20. Jahrhunderts wurden zahlreiche Untersuchungen zur Beschreibung der bei der Spanbildung ablaufenden Prozesse vorgestellt. Die Mehrzahl der vorgeschlagenen Modelle beruht auf empirisch ermittelten Erkenntnissen bei der Bearbeitung duktiler Stahlwerkstoffe. Hierbei wird eine kontinuierliche homogene plastische Verformung in der Spanbildungszone angenommen. Betrachtet wird die Spanbildung vorzugsweise zweidimensional in der Orthogonalebene. Bei genügend großem Verhältnis von Spanungsbreite zu Spanungsdicke ist diese Modellvorstellung ohne Berücksichtigung der Spanbreite und der abweichenden Beanspruchung des Randbereichs hinreichend. Hieraus abgeleitet werden ein ebener Deformationszustand und ein räumlicher Spannungszustand in der Spanbildungszone. Zunächst entwickelte PIISPANEN [Pii37] ausgehend von der Beobachtung, dass die Formänderung in einer schmalen Zone erfolgt, das so genannte Kartenstapelmodell, später als primäre Scherzone bezeichnet. Von WARNECKE [War74] wurde hierfür der Begriff der primären Scherzone eingeführt. Durch den Übergang zu infinitesimal kleinen „Kartendicken“ kommt man zum so genannten Scherebenenmodell. Da der Formänderungszustand im Span als homogen und die Formänderung als spontan in der Scherebene erfolgend angenommen werden, weist dieses Modell als Freiheitsgrad nur den Scherwinkel Φ auf. Mit Hilfe der Spandickenstauchung λ_h also dem Quotienten aus Spandicke h_{ch} und Spanungsdicke h sowie dem Spanwinkel γ lässt sich folgender Zusammenhang geometrisch ableiten:

$$\tan(\Phi) = \frac{\cos(\gamma)}{\lambda_h - \sin(\gamma)}. \quad (2-1)$$

ERNST [Ern41] und MERCHANT [MER45] stellten den Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel Φ und der Intensität der plastischen Formänderung und der Spanflächenreibung her. Zudem wurde in ihrem Modell gefordert, dass sich die Scherebene in Richtung der maximalen Schubspannung orientiert. Mit dem Reibungskoeffizient μ , der sich unter

Annahme einer scharfkantigen Schneide aus dem Verhältnis von Passiv- zu Schnittkraft bestimmen lässt und entsprechender Spanflächenreibung ergibt sich:

$$\Phi = 45^\circ + \frac{1}{2}(\gamma - \arctan(\mu)). \quad (2-2)$$

Hiernach wäre der Scherwinkel unabhängig vom Verhalten des Werkstückwerkstoffs nur bedingt durch das Reibungsverhalten zwischen Span und Spanfläche. MERCHANT [Mer45] als auch HUCKS [Huc52] erkannten jedoch die unzureichende Beschreibung der Spanentstehung unter der Annahme eines ideal-plastischen Werkstoffverhaltens, da im Vergleich zu den Berechnungen in Experimenten stets kleinere Scherwinkel festgestellt wurden. Basierend auf den Erkenntnissen der Plastizitätsmechanik berücksichtigten sie die spannungsabhängige Scherfestigkeit bei der Berechnung des Scherwinkels. Dabei wird ein gleichmäßiger und in der gesamten Spanbildungszone zweiachsiger Spannungszustand vorausgesetzt. Es wird zudem angenommen, dass die Fließgrenze eines Werkstoffs mit steigender hydrostatischer Druckspannung linear steigt [Opi53, Sie53]. Wenn ψ der Anstiegswinkel dieser Geraden ist, ergibt sich nach MERCHANT [MER45]:

$$\Phi = 45^\circ - \frac{1}{2}\arcsin(\psi) + \frac{1}{2}(\gamma - \arctan(\mu)). \quad (2-3)$$

Nach HUCKS [Huc52] und OPITZ [Opi53] errechnet sich der Scherwinkel gegenüber Gleichung (2-3) mit dem doppelten Einfluss des Spanwinkels und einem zweifach so hoch abgeleiteten Einfluss des Reibkoeffizienten nach:

$$\Phi = 45^\circ - \frac{1}{2}\arcsin(\psi) + \frac{1}{2}(2\gamma - \arctan(2\mu)). \quad (2-4)$$

Ähnliche Modelle wurden von LEE ET AL. [Lee45, Lee53] und OXLEY [Oxl61, Oxl66] vorgeschlagen, die auf abweichenden Annahmen bezüglich der vorliegenden Spannungszustände beruhen und jeweils unterschiedlich große Einflüsse der Reibung berücksichtigen. Insbesondere bei negativen effektiven Spanwinkeln trifft jedoch die Annahme eines ebenen Spannungszustandes mit einer verschwindenden Normalspannung parallel zur Spanfläche nicht mehr zu [Opi53]. Hinzu kommt, dass bei der Reduzierung der Scherzone auf eine Scherebene die Formänderungsgeschwindigkeit eines durchlaufenden Volumenelements mathematisch gegen unendlich geht. Darüber hinaus stellt die Herleitung einer Scherwinkelbeziehung aus einem einfachen Kräftegleichgewicht und unter Berücksichtigung einer über die gesamte Scherebene konstanten Schubspannung eine starke Vereinfachung der realen Vorgänge dar [Gen02].

Dies trifft auch für die Scherzonenmodelle zu, die auf der Theorie der Gleitlinien beruhen [Web86]. Die Theorie der Gleitlinien ist an die Voraussetzungen eines ebenen

Formänderungszustand und eines starr-idealplastischen Werkstoffverhaltens gebunden [Iss95]. Die Nutzung klassischer materialphysikalischer Kennwerte wie Fließkurven und Reibungskoeffizienten ist zudem nur bedingt zur mathematischen Beschreibung der bei der Spanbildung auftretenden Phänomene geeignet, da diese unter deutlich abweichenden Bedingungen ermittelt wurden. SHAW [Sha84] kommt bereits 1984 zu dem Schluss, dass die bei der Fließspanbildung ablaufenden Vorgänge nicht durch ein auf wenige Parameter beschränktes Modell beschrieben werden können. Trotz der beschriebenen Einschränkungen liefert das einfache Scherebenenmodell basierend auf den Vorstellungen von PIISPANEN und die von MERCHANT vorgeschlagene Scherwinkelbeziehung wichtige Anknüpfungspunkte und Erklärungsansätze für die bei der Spanbildung auftretenden Erscheinungen [Gen02].

Zur Beschreibung der Spanbildungsmechanismen werden seit einiger Zeit vor allem numerische Methoden wie die Finite-Element-Methode (FEM) angewendet. Hierbei finden komplexe Materialgesetze Anwendung, mit denen versucht wird, das Materialverhalten bei der Spanbildung abzubilden. Hierfür sind jedoch Materialdaten notwendig, die im extremen Beanspruchungsfeld der Zerspanung mit hohen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}$ über 10^4 s^{-1} , hohen logarithmischen Gesamtdehnungen von $\phi > 2$, und Temperaturen bis zur Schmelztemperatur des Werkstückwerkstoffs ermittelt werden [Mey05, Hal05]. Bei der Berechnung wird berücksichtigt, dass das Materialverhalten dehnungs-, dehnraten- und temperaturabhängig ist. So leitet KREIS [Kre73] bereits 1973 die Ursache für die kontinuierliche Spanbildung bei Stahlwerkstoffen aus der verformungsabhängigen Verfestigung ab. Mit zunehmender Verformung nimmt die Festigkeit in der Scherzone zu. Infolge dessen setzt sich die Verformung in einer angrenzenden Zone mit geringerer Festigkeit fort. Dies würde auch die Verringerung des Scherwinkels unter den theoretischen Scherwinkel von $\Phi = 45^\circ$ erklären, der sich aus der Plastizitätstheorie ergeben müsste.

2.2.2 Diskontinuierliche Spanbildung

Bei der spanenden Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide mit geometrisch bestimmter Schneide erfolgt die Spanbildung nicht kontinuierlich und homogen. Es bilden sich Bröckel- oder Scherspäne. Zusammenhängende Lamellen- oder Fließspäne konnten nur bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten beobachtet werden, bei denen die Schmelztemperatur in der Spanbildungszone erreicht wurde. Wegen des schnellen Werkzeugverschleißes sind hierbei jedoch keine stabilen Zerspanvorgänge mit konstanten Geometrie- und Reibverhältnissen anzunehmen [Uhl06].

Erste Modelle zur Beschreibung der bei der diskontinuierlichen Spanbildung ablaufenden Teilprozesse wurden bereits kurz nach der Veröffentlichung der Modelle der kontinuierlichen Spanbildung vorgestellt [Sha54, Rec64]. Mit zunehmendem Interesse an der Zerspanung höherfester Werkstoffe und dem Vorhandensein geeigneter Schneidstoffe wurden weitere Untersuchungen an gehärteten Stählen, Nickelbasislegierungen und Titanwerkstoffen

durchgeführt [Kom81a, Kom81b, Kom82a, Kom82b, Kom86, Kre73, Lee84, Nak74, Sem83, Sha84, Sha97]. Der Vorgang der diskontinuierlichen Spanbildung wird in der Literatur zumindest qualitativ einheitlich als zweistufiger Prozess beschrieben. In der *Anstauphase* wird ein Bereich des Werkstückwerkstoffs vor der Werkzeugschneide plastisch verformt. Mit fortschreitender Verformung lokalisiert diese in einer zur Werkstückoberfläche geneigten Ebene, oft als Scherebene bezeichnet. Das so gebildete Segment wird in der *Scherphase* heraus geschoben, wobei kein nennenswerter Widerstand zu überwinden ist (**Bild 2-4**). Die beiden Phasen lassen sich in Teilbereiche unterteilen. So leiten TÖNSHOFF ET AL. [Tön05] die vier Phasen Kontaktherstellung, Stauchung, fortgeschrittene Stauchung und Scherung sowie Abscheren eines Segments ab.

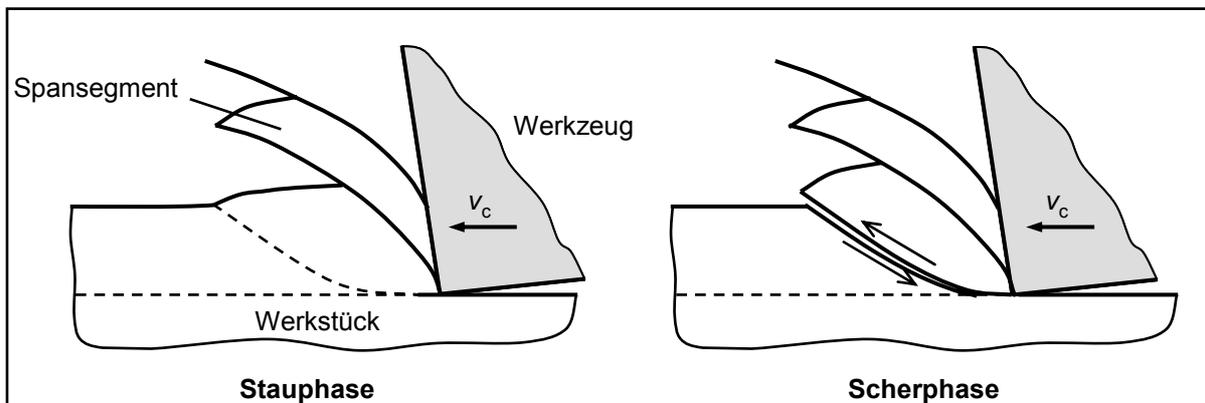


Bild 2-4: Segmentspanbildung nach KOMANDURI [Kom81b]

Der Grad der Verformung wird im Bereich der Schneidkante entscheidend durch den vorliegenden Spannungszustand beeinflusst. Die eigentliche Segmentierung wird durch eine Instabilität ausgelöst, die von komplexen Trenn- und Fügevorgängen begleitet wird [Bäk03, Clo05a, Clo05b, Clo07, Gen02, Kom81a, Kom81b, Kom82a, Kom82b, Kre73, Klo99, Rös05, Sha93, Sha97, Tön00a, Tön05, Vya99].

KREIS [Kre73] gibt an, dass der Verformungswiderstand des Titanwerkstoffs direkt nach Ausbildung der Scherebene infolge der hohen Scher- bzw. Schnittgeschwindigkeit rapide abnimmt und dadurch die Scherkraft kontinuierlich sinkt (vgl. **Bild 2-5**). Die zugleich eingeleitete Stauchung der neu zu bildenden Lamelle bewirkt ein erneutes Anwachsen der Schnittkraft (Position 2), bis die Schnittkraft bzw. die Scherkraft so hoch ist (Position 3), dass die Scherfestigkeit des Materials überschritten und die neue Lamelle gebildet wird.

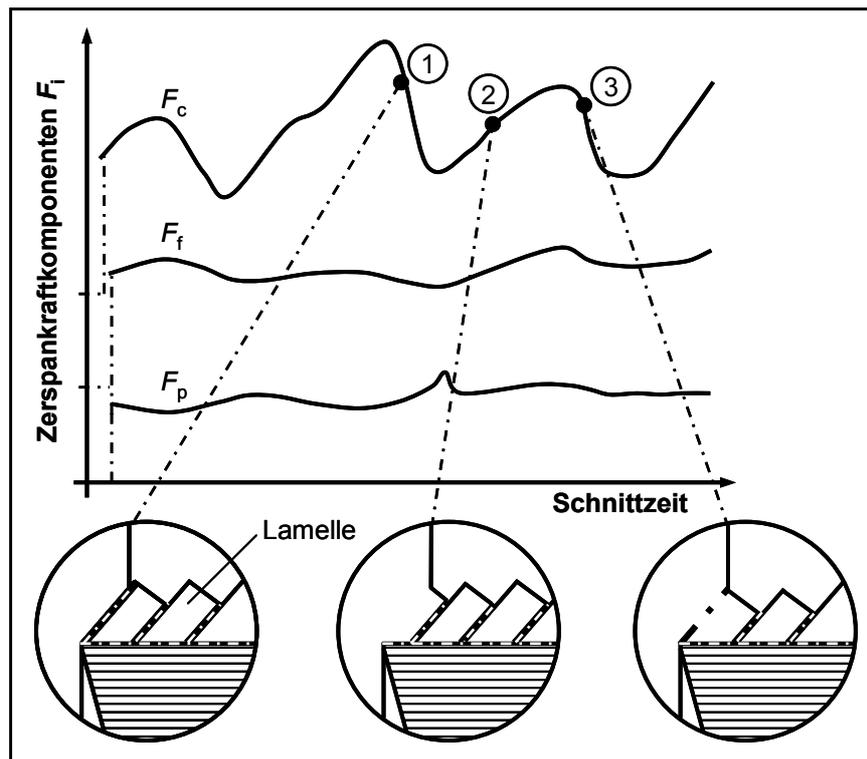


Bild 2-5: Lamellenspanbildung beim Drehen von TiAl 6V4 nach KREIS [Kre73]

Alle bis heute durchgeführten Untersuchungen zur Spanbildung an Titan und TiAl-Legierungen stimmen dahingehend überein, dass die Spanbildung stets diskontinuierlich erfolgt [Kom81a, Kom82a, Vya99, Gen02]. Die Ursache für dieses lokale Versagen, wird in der Literatur allerdings bis heute kontrovers diskutiert. Im Grundsatz sind zwei Theorien zu unterscheiden. Das thermoplastische Versagen in Form so genannter adiabater Scherbänder und die Theorie des spröden Versagens in Form von Rissen [Gen02, Sha97, Tön00a]. Die sich entsprechend bildenden Späne werden als Lamellen- sowie Scher- oder Sägezahnspäne bezeichnet. Die thermoplastische Theorie geht auf ein Modell von RECHT [Rec64] zurück. Er führte das lokale Versagen bei der Lamellenspanbildung auf das Vorliegen eines Maximums der Fließspannung zurück, die sich durch die Wechselwirkung von dehnungsabhängiger Verfestigung und thermischer Entfestigung ergibt. Hiernach wird angenommen, dass eine Scherlokalisierung erfolgt, wenn die thermische Entfestigung die verformungsabhängige Verfestigung übersteigt. Die weitere Verformung wird dann in den bereits entfestigten Werkstoffbereichen erfolgen und lokalisiert [Lee84, Sem83].

Gefördert wird dies durch eine geringe Wärmeleitfähigkeit des Werkstückwerkstoffs. Auch eine Phasenumwandlung kann eine Verformungslokalisierung fördern, wenn wie bei Stahlwerkstoffen und Titanlegierungen die Hochtemperaturphasen deutlich mehr unabhängige Gleitsysteme aufweisen [Gek98, Kom82a].

HOU et al. [Hou95] haben 1995 in einem thermomechanischen Modell das von RECHT [Rec64] aufgestellte Scherinstabilitätsmodell aufgegriffen und eine analytische Vorhersage der Scherlokalisierung in Abhängigkeit der Temperatur vorgestellt. Die Autoren sprechen die

Entstehung von Segmentierungen dem thermoplastischen Versagen zu und entwickelten ein Modell der thermomechanischen Scherinstabilität. Sie berechneten den Temperaturanstieg in der Spanwurzel unter Berücksichtigung der Wärmeleitung in den einzelnen Stadien der Segmentierung. Im Ergebnis sagten sie für die Ti-6Al-4V eine kritische Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 8$ m/min für den Übergang vom Fließ- zum Segmentspan voraus [Hou95, Hou97]. Die hierin vorgestellten analytischen Untersuchungen sind jedoch kritisch zu beurteilen, da zum einen die zugrunde liegenden Werkstoffgesetze aus Versuche abgeleitet wurden, bei denen die Formänderungsgeschwindigkeiten deutlich von den bei der Zerspanung vorliegenden Dehnraten abweichen. Darüber hinaus wird die Werkstoffgeschichte, d. h. der Formänderungszustand des Werkstoffs, der bei eintretender Instabilität vorliegt, nicht berücksichtigt. MOLLINARI ET AL. [Mol02] stellten für die Legierung Ti-6Al-4V bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 720$ m/min lediglich einen Wechsel der Art der diskontinuierlichen Spanbildung fest. So erfolgt mit steigender Schnittgeschwindigkeit ein Übergang von ausgedehnten und verformten zu adiabaten Scherbändern.

GENTE [Gen02] stellt bei Versuchen am Werkstoff Ti-6Al-4V fest, dass unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit bei der Zerspanung dieses Werkstoffs immer diskontinuierliche Spanbildung auftritt. Entgegengesetzt zu Hochgeschwindigkeitsversuchen wurden von ihm Versuche unter quasistatischen Bedingungen mit einer Schnittgeschwindigkeit von unter $v_c = 1$ mm/min durchgeführt. Zur Erzeugung der Schnittbewegung wurde die Schneide dafür mit einem Schraubstock gegen ein Werkstück bewegt. Trotz der geringen Schnittgeschwindigkeit bildete sich ein Segmentspan. Gestützt durch seine Untersuchungen an Ti-6Al-4V schließt GENTE die Theorie des thermoplastischen Versagens als alleinige Ursache aus, da die entstehende Umformwärme trotz der geringen Wärmeleitfähigkeit genügend Zeit hat, um aus der Spanbildungszone zu diffundieren. Darüber hinaus fehlten Fließlinien an den Segmenträndern. Am Werkstück bildete sich ein Riss, der bis zur Schneide durchlief, was für die Theorie des spröden Versagens spricht.

GENTE [Gen02] gibt zudem an, dass das lokale Versagen geschwindigkeitsunabhängig und spröde erfolgt. Nach ihm ist die Spanbildungszone in zwei Bereiche zu unterteilen. So treten an der Schneidkante deutlich höhere Verformungen auf als unterhalb der freien Werkstückoberfläche. Eine Lokalisierung der weiteren Verformung infolge der hohen Formänderungen in der Stauzone hält der Autor jedoch nicht für möglich. Bezüglich der Reibkoeffizienten folgert GENTE [Gen02], dass diese bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung sehr klein ausfallen, da die hohen Flächenpressungen zu Temperaturen in der Randzone führen, die nahe dem Schmelzpunkt des Werkstückwerkstoffs liegen. Somit kommt es zu einer Selbstbegrenzung der Reibung. Für den untersuchten Werkstoff Ti-6Al-4V wird von GENTE eine Grenzgeschwindigkeit von $v_c = 1000$ m/min angegeben. Da auch durch Schmierung keine geringeren Reibungskoeffizienten zu erwarten sind, gibt der Autor an, dass

nur Schneidstoffe mit höherer Temperaturfestigkeit bis ca. $\vartheta = 1500\text{ °C}$ eine Leistungssteigerung bei der Zerspanung von Ti-6Al-4V ermöglichen würden.

Bereits zu Beginn der 70er Jahre des 20. Jh. berichtete NAKAYAMA [Nak74], dass beim Drehen von kaltverformtem Messing (Zn 40) segmentierte Späne entstehen, bei denen keine Scherbänder feststellbar waren. Diese werden wegen ihrer geometrischen Gestalt oft als Sägezahnspäne bezeichnet. Im Folgenden soll jedoch die ebenfalls gebräuchliche Bezeichnung Segmentspan verwendet werden. Wobei die Diskontinuität auf von der Scherspannung abweichenden Mechanismen beruht und daher nicht mit dieser verwechselt werden darf. Aufbauend auf die Beobachtungen bei der Zerspanung von Messing und gehärtetem Stahl wurde von NAKAYAMA [Nak74] eine neue Theorie zur Bildung von Sägezahnspänen vorgestellt, die im Wesentlichen auf der Bildung und dem Wachstum von Rissen beruht. Hierbei erfolgt zunächst eine Aufstauung von Werkstückwerkstoff parallel zur wirkenden Zerspankraft. Da wegen des fehlenden Materials senkrecht zur freien Werkstückoberfläche keine hemmende Normalspannung aufgebaut werden kann, erfolgt hier die Bildung und das Wachstum eines Risses entlang der Richtung maximaler Scherung. Ausgehend von experimentellen Ergebnissen, die meist im Bereich der Hartzerspanung an Stählen durchgeführt wurden, wird angenommen, dass reine Scherung vorliegt und der Riss daher stets unter einem Winkel von $\Phi = 45^\circ$ erfolgt. Nach der Rissbildung pflanzt sich dieser entlang der Ebene mit maximaler Scherspannung fort, bis die stetig zunehmenden Drucknormalspannungen senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung ein weiteres Risswachstum unterbinden. Hier schließt sich nach NAKAYAMA [Nak74, Nak88] ein Bereich an, der durch lokale Mikrorisse gekennzeichnet ist. Adiabate Scherbänder treten nach SHAW [Sha97] nur in diesem Bereich als Folge der hohen inhomogenen Beanspruchungen und in zeitlicher Folge der groben Rissbildung in dem der freien Werkstückoberfläche zugewandten Bereich auf. Zu ähnlichen Ergebnissen kommen ELBESTAWI ET AL. [Elb96] bei der Bearbeitung gehärteter Stähle.

VYAS [Vya99] und SHAW [Sha93, Sha97] widersprechen in ihren Ausführungen ebenfalls der Theorie des thermoplastischen Versagens. Sie beobachteten in ihren Untersuchungen an Ti-6Al-4V auseinanderklaffende Segmente in den Spanwurzeln und interpretierten diese als Risse. Der Riss verlängert sich in Richtung Werkzeugschneide und wird mit steigenden Normalspannungen zunehmend diskontinuierlich [Kom82, Nak74, Nak88]. Eine Rissbildung an der Schneidkante ist aufgrund der dort herrschenden hohen Druckspannungen unmöglich [Sem83]. SHAW [Sha97] unterteilt die Spanbildungszone in Anlehnung an NAKAYAMA in einen Bereich groben Risswachstums und einen Mikrorissbereich und kommt zu dem Schluss, dass nur im letztgenannten adiabate Scherungen vorliegen können und zeitlich der groben Rissbildung folgen.

DENKENA ET AL. [Den07] untersuchten den Einfluss der Schneidkantenrundung r_β im Verhältnis zur Spannungsdicke h auf die Spannbildung bei der Zerspaltung von C45E (AISI1045). Zur Beschreibung der Abhängigkeit des Scherwinkels von den vorliegenden geometrischen Verhältnissen wurde der effektive Spanwinkel nach Schmidt herangezogen, der sich im Fall von $r_\beta > h$ wie folgt errechnet:

$$\gamma_{\text{eff}} = \arcsin\left(\frac{h}{r_\beta} - 1\right). \quad (2-5)$$

Die Schneidkantenverrundung beeinflusst die Scherbandbreite und den Segmentierungsgrad der sich bildenden Späne. Während die Scherbandbreite mit fallendem Verhältnis h/r_β steigt, sinkt der Segmentierungsgrad. Gleichsam wurden Versuche mit stark positivem, ($\gamma_o = 45^\circ$) neutralem und stark negativem ($\gamma_o = -45^\circ$) Spanwinkel durchgeführt. Hierbei zeigte sich, dass der Scherwinkel mit abnehmendem Spanwinkel sinkt. Jedoch trat bei stark negativem Spanwinkel eine Lokalisierung der Verformung auf. Es bildeten sich Lamellenspäne im Vergleich zu den Fließspänen mit kontinuierlicher Verformung bei neutralem und stark positivem Spanwinkel.

CLOS ET AL. [Clo05a, Clo07] beschreiben die Fließspannbildung als Sonderform der diskontinuierlichen Segmentspannbildung bei der der „Scherbandabstand“ sehr klein wird. Wobei trotz des Übergangs in das oben beschriebene „Kartenstapelmodell“ von PIISPANEN und MERCHANT von grundsätzlich abweichender Verformungsmechanik ausgegangen werden muss, da hierbei keine homogene Scherung vorausgesetzt wird. Der Übergang vom Fließ- zum Segmentspan ist ein dynamischer Größeneffekt, beeinflusst durch geometrische, kinematische und materialphysikalische Parameter. CLOS ET AL. [Clo05a, Clo07] haben in Experimenten mit einem durch Druckluft beschleunigten Schlagkolben (SHPB) bei sehr hohen Geschwindigkeiten die Werkstoffe 100Cr6 und Ck45 zerspant. Dabei wurden Temperaturen in den Scherzonen ermittelt und anhand der gebildeten Späne der Segmentierungsgrad ausgewertet. Die Autoren haben zur Beschreibung des sich in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Spannungsdicke einstellenden Übergangs von kontinuierlicher zu diskontinuierlicher Spannbildung eine Skalierungsgleichung entwickelt. Aus dieser folgt, dass der Übergang bei feststehender Schnittgeschwindigkeit durch Verringerung der Spannungsdicke bzw. Steigerung der Schneidkantenverrundung erreicht werden kann. Gleichwertig hierzu stellen die Autoren ebenfalls fest, dass bei feststehender Spannungsdicke der Übergang von kontinuierlicher zu diskontinuierlicher Spannbildung durch Steigerung der Schnittgeschwindigkeit erreicht werden kann.

CLOS ET AL. [Clo05b] ziehen aufgrund von Scherversuchen an Ck45 und In718 den Schluss, dass eine Verformungslokalisierung mit der Entwicklung einer thermo-plastischen Instabilität

startet, die mit Versagen/Materialtrennung endet. Die thermo-plastische Instabilität kann in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit q des Spannungszustands in einen Scherriss oder Schubbruch übergehen. Die Mehrachsigkeit eines Spannungszustands wird als Verhältnis von kritischer Schubspannung τ_{krit} oder Vergleichsspannung σ_v zur hydrostatischen Normalspannung σ_m , definiert. Zu beachten ist, dass die Mehrachsigkeit im amerikanischen Sprachgebrauch auch als hierzu reziprokes Verhältnis angegeben wird [Joh85, Iss95, Clo05b]. Bezüglich der vielfach beobachteten adiabatischen Scherbänder stellen die Autoren fest, dass diese nicht das Endstadium einer Verformungslokalisierung darstellen. Vielmehr entstehen adiabatische Scherbänder nach der Lokalisierung infolge von Reibung.

Ein zur Simulation mittels der FEM eingesetztes Materialgesetz muss demnach Schädigungsprozesse und Materialversagen explizit berücksichtigen. Dazu wurde von SIEVERT ET AL. [Sie05b] ein viskoplastisches Modell (Johnson-Cook) um den Term der duktilen Schädigung ergänzt. Mit diesem Modell gelang sowohl die simulative Darstellung einer segmentierten Spanbildung als auch der in Scherbändern gemessenen Temperaturen. Auch die beim Drehen der Legierung IN718 mit steigender Schnittgeschwindigkeit abnehmenden mittleren Schnittkräfte konnten wiedergegeben werden [Clo05b, Uhl05].

BLÜMKE [Blü01] und LANDUA [Lan05] berichten über einen eindeutigen Zusammenhang zwischen Spanbildungsmechanismus und Auslagerungszustand bei der Zerspanung von Aluminiumwerkstoffen. Bei der Zerspanung des unteralterten Werkstoffs wurden die Späne unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit diskontinuierlich gebildet, während bei der Bearbeitung des überalterten Werkstoffs stets kontinuierliche Späne auftraten. Der maximal ausgehärtete Zustand lieferte Späne, bei denen segmentierte und kontinuierliche Bereiche auftreten. Ein oft beobachteter schnittgeschwindigkeitsabhängiger Übergang vom kontinuierlichen Span zum Segmentspan wurde für keinen Auslagerungszustand festgestellt.

Die Instabilitäten, die zur Lokalisierung der Verformung und zur diskontinuierlichen Spanbildung führen, können gemäß SULLIVAN ET AL. [Sul78] nicht durch beim Zerspanprozess entstehende Maschinenschwingungen ausgelöst werden. Die Segmentierungsfrequenzen sind deutlich höher als die Eigenfrequenzen der Maschinensysteme. Durch dynamische Druck-Scherversuche wies LANDUA nach, dass die Scherlokalisierung durch das Zusammenlagern von Gleitlinien zu scherlokalisierten Bändern in der Scherebene entsteht. Mit zunehmender Verformung bildete sich durch Verbindung zunächst lokalisierter Scherungen ein makroskopisches Scherband unter 45° zur Belastungsrichtung durch die gesamte Probe hindurch. Die Ausbreitungsrichtung des Scherbandes wird bei der Spanbildung analog zu den Druck-Scherversuchen rein von den Geometrieverhältnissen an der Schneide bestimmt. Die Scherlokalisierung ist somit im Werkstoffgefüge begründet und verläuft nach LANDUA [Lan05] stets kristallographisch definiert. Die Scherbandausbreitung bei weiterer Verformung erfolgt jedoch nicht

kristallographisch bestimmt. LANDUA ermittelte zudem, dass die gefügebedingten Unterschiede der Werkstoffeigenschaften einen stärkeren Einfluss auf die Spanbildung als die Schnittgeschwindigkeit ausüben. Bei den Fräsversuchen wurde für verschiedene Werkstückwerkstoffe entweder die Bildung kontinuierlicher oder segmentierter Späne beobachtet. Ein durch Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit verursachter Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen wurde im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nicht beobachtet. Die Schnittgeschwindigkeit bestimmt jedoch beim Auftreten von Spansegmentierung den Segmentierungsgrad. Eine stärkere Lokalisierung der Verformung in adiabaten Scherbändern wird zudem durch geringe Wärmeleitfähigkeiten wie im Fall von Titanlegierungen gefördert.

BRINKSMEIER ET AL. [Bri05] untersuchten den Einfluss des Werkstückwerkstoffs auf die Spanbildungsmechanismen beim Hochgeschwindigkeitspanen in der Kinematik des Außen-Längs-Runddrehens. Zur Charakterisierung wurde der Segmentierungsgrad G_S herangezogen, der sich aus der maximalen h_{chmax} und minimalen h_{chmin} Spandicke nach Gleichung (2-6) errechnet:

$$G_S = \frac{h_{chmax} - h_{chmin}}{h_{chmax}}. \quad (2-6)$$

Die entsprechenden Spandicken wurden in Aufnahmen von Spanquerschliffen ermittelt. Mit zunehmender Härte der verwendeten Werkstoffe konnte eine signifikante Zunahme des Segmentierungsgrads festgestellt werden. Bei Werkstoffhärten oberhalb von 48 HRC wurde keine weitere Steigerung des Segmentierungsgrads festgestellt. Hier verringerte sich jedoch der Segmentierungsabstand P zweier aufeinander folgender Segmente, gemessen in Schnittrichtung. Gleichzeitig zeigten die Autoren einen Zusammenhang zwischen der Temperaturleitfähigkeit und der Tendenz zur Bildung segmentierter Späne. Für die untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffe ermittelten die Autoren einen Anstieg des Segmentierungsgrads mit abnehmender Temperaturleitfähigkeit. Darüber hinaus wurden die Randzoneneigenschaften der bearbeiteten Bauteile charakterisiert.

Auch ABELE ET AL. [Abe05] kommen aufgrund von Untersuchungen zum Planfräsen der Werkstückwerkstoffe AlZnMgCu1,5 und 40CrMnMo7 zu dem Schluss, dass die Spanbildung im Wesentlichen von den Werkstoffeigenschaften abhängt. Die technologischen Parameter Schnittgeschwindigkeit und Zahnvorschub zeigen den Autoren zu Folge nur sekundären Einfluss. Für die untersuchte Aluminiumlegierung wurde bei allen Auslagerungszuständen ein Abfall der Schnittkraft mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit beobachtet. Beim Fräsen der Legierung 40CrMnMo7 konnte eine Abhängigkeit des Schnittkraftabfalls vom Gefügezustand festgestellt werden. Zwischen der ermittelten Vickershärte und dem maximalen Schnittkraftabfall lag ein fast linearer Zusammenhang vor.

Bei steigenden Schnittgeschwindigkeiten entstehen bei den meisten Werkstoffen segmentierte Späne. Dies wird darauf zurückgeführt, dass diese Art der Spanbildung unter minimalem Energieaufwand abläuft. Segmentspäne weisen große Bereiche mit geringer Verformung auf. In den Randbereichen zwischen den Spansegmenten und an der Spanunterseite liegen jedoch stark verformte Zonen und eventuell Scherlokalisierung vor. SIEMS ET AL. [Sie05a] zeigen, dass es bei der Zerspanung der Stahlwerkstoffe C22 und Ck45 bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 8000$ m/min zur kontinuierlichen Bildung von Fließspänen kommt. Ausgehend von der Spanoberseite verlaufen die Strukturlinien zunächst linear. Durch sekundäre Scherung infolge der Spanflächenreibung werden sie jedoch zunehmend abgelenkt und laufen bogenförmig in einer Fließschicht an der Spanunterseite aus. Die Dicke der Fließschicht nimmt mit steigender Schnittgeschwindigkeit ab. Die Autoren nutzen zur Beschreibung der Fließspanbildung den von Merchant abgeleiteten Zusammenhang zwischen Spandickenstauchung λ_h , Scherwinkel Φ und Verformung $\tan(X)$. Aus der Verformung, die einer ebenen Scherung gleichgesetzt werden kann, lässt sich der Vergleichsumformgrad φ ableiten. Hierbei wird ein ebener Deformationszustand angenommen, der den Vergleich verschiedener Verformungsarten wie Dehnungen, Stauchungen oder Scherungen ermöglicht. Der Umformgrad kann der wahren Dehnung gleichgesetzt werden, die in Fließkurven zur Charakterisierung des Materialverhaltens dient [Mer45].

SIEMS ET AL. [Sie05a] berichten, dass Stahlwerkstoffe mit hohen Bruchdehnungen und niedrigen Zugfestigkeiten keinen ausgeprägten Hochgeschwindigkeitsbereich aufweisen, der durch Spansegmentierung und Schnittkraftabfall gekennzeichnet wird. Werkstoffe mit hoher Zugfestigkeit und geringer Bruchdehnung zeigen dagegen bei hohen Verformungen und Verformungsgeschwindigkeiten einen starken Abfall der adiabaten Fließkurve. Woraus eine höhere thermische Entfestigung geschlossen wird. Hinsichtlich der Temperaturen an der Oberfläche der Schnittfläche kommen die Autoren zu dem Schluss, dass die begrenzende Schmelztemperatur bei Werkstoffen mit hoher Festigkeit und geringer Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit früher erreicht wird als bei duktilen Werkstoffen mit geringerer Festigkeit. Darüber hinaus schließen die Autoren, dass der steigende thermische Einfluss zu Zugeigenstressungen in der Schnittflächenrandzone nach der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung führen kann.

UHLMANN ET AL. [Uhl05] stellen bei experimentellen und numerischen Untersuchungen zur Spanbildung beim Außen-Längs-Runddrehen von IN 718 fest, dass der Segmentierungsgrad G_s mit steigender Schnittgeschwindigkeit zunächst zunimmt. Nach Erreichen eines Maximums sinkt dieser jedoch wieder mit weiter steigender Schnittgeschwindigkeit. Segmentbreite und Scherbanddicke nehmen dagegen im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich ab. Eine Abhängigkeit des Segmentierungsgrads vom Vorschub wiesen die Autoren nicht nach.

HOFFMEISTER ET AL. [Hof05] untersuchten anhand von Hochgeschwindigkeits- und Schnellstopexperimenten wie sich die plastische Verformung, die Stofftrennung und -umlenkung insbesondere bei hohen Schnittgeschwindigkeiten einstellen. Zerspan wurden die beiden metallischen Legierungen Ti-6Al-4V und Inconel 718. Die Spansegmentierung nahm bei beiden Werkstoffen mit steigender Spanungsdicke zu. Bei im Verhältnis zur Schneidkantenrundung großen Spanungsdicken zeigte sich in den Modellzerspanversuchen ein nahezu schnittgeschwindigkeits- und spanungsdickenunabhängiger Verlauf der spezifischen Schnittkraft. Dagegen wurde bei geringen Spanungsdicken im Bereich der Schneidkantenrundung und negativen Spanwinkeln eine Abnahme der spezifischen Schnittkraft mit steigender Schnittkraft beobachtet. Hieraus schließen die Autoren, dass der Umformgrad bei der Zerspannung von Ti-6Al-4V mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit bezüglich der aufzuwendenden Zerspanenergie an Bedeutung verliert. Die im Bereich von $v_c = 5 \text{ m/s}$ bis $v_c = 80 \text{ m/s}$ erzeugten Späne zeigten eine ausgeprägt gleichmäßige und periodische Segmentierung. Durch Steigerung von Spanungsdicke und/oder Schnittgeschwindigkeit wurde die Segmentierungsneigung noch verstärkt und es bildeten sich Einzelsegmente. Die Randzonen der Schnittflächen der Werkstücke aus Ti-6Al-4V wiesen eine durch Scherverformung hervorgerufene Struktur auf. Eigenspannungsmessungen ergaben, dass direkt an der Werkstückoberfläche Zugeigenspannungen vorlagen, die auf die hohen Kontaktzonen Temperaturen zurückgeführt werden.

In Spanwurzeln, die bei Schnellstopversuchen mit Ti-6Al-4V erzeugt wurden, konnten von RÖSLER ET AL. [Rös05] keine Anzeichen für Risse, Poren oder andere Schädigungsmechanismen festgestellt werden. Trennungen traten hier lediglich an der Spanoberseite auf. Aus den Experimenten und Simulationen leiten die Autoren ab, dass eine Segmentspanbildung in folgenden Stufen verläuft: Der Prozess beginnt mit einer Stauchung des Werkstückwerkstoffs. Die Verformung konzentriert sich nun zunächst auf einen aufwärts gerichteten Bereich direkt vor der Schneidkante. Unter weiterer Lokalisierung wird das so gebildete Segment heraus geschoben. Hierbei fallen die Schnittkräfte deutlich ab, während die Temperaturen in den sich formenden Scherbändern steigen. Die Autoren schließen, dass eine Scherlokalisierung nur eintreten kann, wenn die Spannungs-Dehnungskurve ein deutliches Maximum aufweist. Hierfür muss Erweichung eintreten. Die Erweichung kann thermisch bedingt als adiabatische Scherung erfolgen. Andere Mechanismen werden von den Autoren nicht näher beschrieben. Wenn die Dehnung bei vorliegendem Spannungsmaximum klein ist, beginnt die Segmentierung früh und die Schädigung des Materials ist weniger ausgeprägt. Die Stärke der Lokalisierung steigt mit zunehmend negativer Steigung der adiabatischen Fließkurve nach Überschreiten des Maximums. Die Autoren geben jedoch an, dass die getroffenen Feststellungen nur für den Fall einer geringen Geschwindigkeitsabhängigkeit Gültigkeit besitzen. Wenn die dehnratenabhängige Verfestigung die thermische Entfestigung übertrifft, kann die Scherlokalisierung verhindert werden. Allgemein kann zusammengefasst werden, dass Werkstoffe mit hoher Festigkeit eine geringe verformungsabhängige

Verfestigung zeigen und daher eher zu Segmentierung bei der Zerspanung neigen. Darüber hinaus können weitere Schädigungsmechanismen wirksam werden. Dies trifft insbesondere auf Ti-6Al-4V als auch auf andere hexagonale Werkstoffe (Zink, Magnesium) zu. Diese Werkstoffe bilden bei der Zerspanung mit allen untersuchten Schnittgeschwindigkeiten stets segmentierte Späne aus. Ein Hinweis auf Rissbildung als entscheidender Mechanismus bei der Segmentspanbildung wurde dagegen nicht festgestellt.

Den Einfluss des Vorschubs auf die Spanbildung und den Scherwinkel erklären die Autoren mit der Entfestigung des Werkstückwerkstoffs zwischen der primären und sekundären Scherzone. Durch die bei kleinen Vorschüben vergleichsweise geringe umgeformte Masse verläuft ein fast vollständiger Temperatúrausgleich schneller ab als bei höheren Vorschüben. Wodurch auch die Scherlokalisierung erst bei höheren Schnittgeschwindigkeiten einsetzt. Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit nimmt die Periodenlänge P der Segmentierung ab. Umform- und Scherweg zeigen ein entsprechendes Verhalten. Woraus TÖNSHOFF ET AL. [Tön05] folgern, dass die Verformung des Werkstoffs im Bereich der Schneidkante mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit abnimmt und die relativ geringen auftretenden Dehnungen nicht als Ursache der Scherlokalisierung angesehen werden. Die Modelle zur Beschreibung der Fließspanbildung lassen sich nicht auf die diskontinuierliche Spanbildung übertragen. Scherwinkel und -geschwindigkeit variieren während der Segmentspanbildung in Abhängigkeit von Zeit und Ort.

2.2.3 Wirkmechanismen bei der Zerspanung sprödharter Werkstoffe

PÉREZ [Pér05] stellte bei seinen Zerspanexperimenten zum Planfräsen an der in Abschnitt 2.1.2 bereits mehrfach beschriebenen γ -TiAl-TiB₂ Legierung mit nahezu lamellarer Struktur stets eine diskontinuierlich ablaufende Spanbildung fest. Zugrunde gelegt wird von PÉREZ das Spanbildungsmodell von KOMANDURI [Kom81a, Kom81b, Kom82a, Kom82b]. Im Folgenden sollen die bei der Zerspanung sprödharter Werkstoffe zu berücksichtigenden Besonderheiten beleuchtet werden.

Die Zerspanung sprödharter Werkstoffe führt häufig zu starken Randzonenschädigungen wie Ausbrüchen und Rissen. Aber auch spröde Werkstoffe weisen unter bestimmten Bedingungen plastische Fließeigenschaften auf. Eine Materialabtrennung unter Ausnutzung dieses duktilen Bereiches ermöglicht die spanende Herstellung defektminimierter Oberflächen und Randzonen. TÖNSHOFF ET AL. [Tön00a] werfen im Zusammenhang mit der Hartbearbeitung die Frage auf, wie und warum sich glatte Oberflächen bei der spanenden Bearbeitung gehärteter Stähle realisieren lassen, die bei Zugversuchen bis zum Bruch ein nahezu vollständig lineares Verhalten ohne Plastizitätsbereich aufweisen. Zur Erklärung des plastischen Verhaltens werden die thermodynamische und die hydrostatische Theorie diskutiert.

Angewendet auf die spanende Bearbeitung erklärt die thermodynamische Theorie die Verformungsfähigkeit durch die Erwärmung der Spanbildungszone. Die bei der Zerspanung eingebrachte mechanische Energie wird nahezu ausschließlich in Wärme umgesetzt, die die Spanbildungszone vor der Werkzeugschneide durchwärmt und somit zu einer Entfestigung und steigenden Verformbarkeit führt. Dieser Effekt wird als „selbstinduzierte Warmzerspanung“ bezeichnet. Die Ergebnisse von BRANDT [Bra95] bei Zerspanversuchen mit unterschiedlichen Schneidstoffen und Schnittgeschwindigkeiten lassen jedoch den Schluss zu, dass die thermodynamische Theorie als unzureichend für die Erklärung der schädigungsminimierten Oberflächenentstehung bei der Hartzerspanung angesehen werden kann.

Bezüglich der hydrostatischen Theorie verweisen TÖNSHOFF ET AL. [Tön00a] auf die Versuche von v. KÁRMAN [Kár11]. Dieser hat in Festigkeitsversuchen, bei denen erstmalig ein definierter, hydrostatischer Umgebungsdruck eingestellt wurde, an Marmor und Sandstein signifikant höhere plastische Verformungen unter Wirkung von hohem hydrostatischem Druck erreicht. Er bestätigt mit seinen Versuchen zudem die Mohr'sche Hypothese nach der die Fließgrenze mit zunehmendem hydrostatischem Druck ansteigt. Hydrostatische Druckzustände erhöhen die zur Bildung von Rissen und Ausbrüchen notwendigen Energien und fördern so eine duktile Materialtrennung bei niedrigeren Energieeinträgen [Kár11, Bri47]. Die Schubspannungshypothese, nach der die kritische Schubspannung τ_{krit} konstant, also unabhängig von der auf die Gleitebene wirkenden Normalspannung σ_m ist, lässt ein Versagen selbst bei beliebig großen hydrostatischen Spannungszuständen zu.

Mit der hauptsächlich für die Beschreibung des Verhaltens spröder Werkstoffe verwendeten Normalspannungshypothese kann dagegen das Vermögen spröder Werkstoffe, unter Druck durch Abgleiten zu versagen, nicht erklärt werden. MOHR [vgl. Iss95] hat diese beiden Ansätze zusammengefasst. Danach hängt die kritische Schubspannung im Sinne einer inneren Reibung von der auf die Gleitebene wirkenden Normalspannung ab. KOCHENDÖRFER [Koc53] erklärt dies anschaulich mit dem sog. Wellblechmodell. Das sich daraus ergebende Modell der Mohr'schen Hüllparabel führte auch MERCHANT [Mer45] und HUCKS [Huc52] zu Erstellung der bereits dargestellten Abhängigkeiten des Scherwinkels vom Werkstoffverhalten. Hierbei wurde jedoch vereinfachend ein linearer Anstieg der Versagenskurve angenommen (vgl. Abschn. 2.2.1). Die Mohr'sche Hüllparabel verläuft im σ - τ Schaubild durch die Versagenspunkte. Diese ergeben sich als Berührungspunkte der Grenzlinie mit den MOHR'schen Spannungskreisen. Bei sprödharten Werkstoffen ist diese Hüllparabel im Gegensatz zu duktilen Materialien weit geöffnet. Bei sehr duktilen Werkstoffen kann von einem zur σ -Achse parallelen Verlauf ausgegangen werden [Iss95].

BRINKSMEIER [Bri96, Bri06] gibt in Anlehnung an KÁRMAN [Kár11] und BRIDGMAN [Bri47] als Voraussetzung für eine duktile Materialabtrennung das Vorliegen günstiger

Druckspannungsverhältnisse vor der Schneide an. Nachgewiesen hat er dies anhand von Ritzversuchen unter hydrostatischem Druck an einkristallinem Silicium. Unter Umgebungsdruck wurde rein sprödes Materialverhalten festgestellt. Bei Steigerung des hydrostatischen Umgebungsdrucks auf $p = 200$ MPa konnte ein deutlich abweichendes Materialverhalten mit hohem duktilen Anteil beobachtet werden. Darüber hinaus erhöhte sich die kritische Grenzspannungsdicke unter der Wirkung des hohen hydrostatischen Umgebungsdrucks. Dieser wird gerade im Zusammenhang mit der Schleif- oder Präzisionsbearbeitung auch von weiteren Autoren als Voraussetzung für eine duktile Zerspanung spröder Werkstoffe angegeben [Bri47, Kai92, Klo90, Spi95, Uhl93].

In Analogieversuchen durch Einkornritzen hat UHLMANN [Uhl93] an verschiedenen Keramiken neben elastischem Materialverhalten auch vollständig plastisches Verhalten festgestellt. Er nennt hohe Scherspannungen und hydrostatische Druckzustände als Ursachen für Versetzungsgleiten und das Vorliegen einer Verdichtungszone an. Er gibt weiterhin an, dass durch einen stark negativen Spanwinkel ein hoher hydrostatischer Druckspannungszustand vor der Schneide des Ritzwerkzeugs vorliegt. Darauf führt er die trotz großer Zustellung vorliegende plastische Reaktion des Werkstoffs zurück, die eine Rissbildung unterdrückt bzw. zu größeren ertragbaren Lasten führt. Vergleichende Untersuchungen mit unterschiedlich verrundeten Schneiden ergaben zudem, dass der Verrundungsradius einen signifikanten Einfluss auf den Anteil plastischer Verformung besitzt. Er kommt zu dem Schluss, dass es dann zu plastischen Verformungen kommt, wenn eine Grenzspannungsdicke und eine damit einhergehende Grenzbelastung von Teilbereichen des Werkstückwerkstoffs nicht überschritten werden. Die Grenzspannungsdicke steigt mit dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} . Darüber hinaus fördern hohe Prozesstemperaturen die Duktilität.

SCHINKER [Sch91] hat Glaswerkstoffe spanend bearbeitet und gibt an, dass die Überlagerung des Druckspannungsfeldes mit den Schubspannungen durch die Schnittbewegung des Werkzeugs ursächlich für das Abgleiten von Lamellen ist. Die dabei erzeugte Reibungswärme bewirkt dann die Erwärmung des Spans und der Werkstückrandzone bis zur Schmelztemperatur. Über die Erzeugung eines hydrostatischen Druckspannungszustands in der Spanbildungszone hinaus ist die Unterschreitung einer materialabhängigen Grenzspannungsdicke unbedingte Voraussetzung für eine duktile Zerspanung sprödharter Werkstoffe [Sch91, Uhl92]. Aufgrund der Schneidengeometrie mit Eckenradius wächst bei konventionellen Zerspanvorgängen die Spannungsdicke von Null bis zu einem von Vorschub f , Schnitttiefe a_p und Einstellwinkel κ abhängigen Wert an. Als maximale Spannungsdicke kann der Vorschub f herangezogen werden. Ursachen für das Vorliegen einer Grenzspannungsdicke, deren Überschreiten zu Rissbildung und Oberflächenausbrüchen bei der Zerspanung führt, geben die Autoren jedoch nicht an. Auch KOCH [Koc91] berichtet, dass ein negativer

Spanwinkel die Ausbildung eines hydrostatischen Druckspannungsfeldes fördert. BRINKSMEIER [Bri96] bestätigt dies anhand von Ritzversuche an einkristallinem Silizium.

Verrundete Schneiden, bei denen ähnlich der Schleifbearbeitung hohe negative Spanwinkel in der Trennzone vorliegen, führen zur Ausbildung hoher hydrostatischer Druckspannungszustände vor der Werkzeugschneide. SPINTIG [Spi95] erklärt dadurch in Anlehnung an KLOOS [Klo90] und KAISER [Kai92] sogar die Möglichkeit der Ausbildung von Fließspänen bei der spanenden Bearbeitung gehärteter Stähle.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass der im Bereich der Schneidkante vorliegende hydrostatische Druckspannungszustand als Ursache für die hohe Verformbarkeit sprödharter Werkstoffe angenommen werden kann. Gleichzeitig bestimmt die Verformung in der Stauzone vor der Schneidkante die Spanbildung auch bei duktilen Werkstoffen, die in Abhängigkeit von den geometrischen und kinematischen Einstellgrößen bei der Zerspanung kontinuierlich oder diskontinuierlich verformt werden. Eine geschlossene Darstellung der bei der Spanbildung ablaufenden Vorgänge und Abhängigkeiten ist bisher aufgrund der Komplexität noch nicht gelungen. Intermetallische Titanaluminide stellen aufgrund ihres Eigenschaftsprofils, welches keramische und metallische Anteile aufweist, geeignete Modellwerkstoffe zur Untersuchung elementarer Spanbildungsmechanismen dar. Neben experimentellen Untersuchungen bieten die numerischen Methoden hierzu geeignet erscheinende Hilfsmittel.

3 Zielstellung und Vorgehensweise

Intermetallische Titanaluminide (TiAl) bieten eine Vielzahl von Vorteilen gegenüber konventionellen Werkstoffen. Insbesondere das geringe spezifische Gewicht, der hohe Schmelzpunkt, der hohe Korrosionswiderstand, der hohe Kriechwiderstand sowie die hohe Zugfestigkeit über einen großen Temperaturbereich können hier angeführt werden. Den hervorragenden Eigenschaften dieser Werkstoffgruppe stehen jedoch auch Nachteile gegenüber. Ihre geringe Duktilität bei Raumtemperatur und die im Vergleich zu Stahl geringe Wärmeleitfähigkeit des Materials erschweren die Zerspanung. Dabei besitzt die spanende Bearbeitung eines Bauteils aus Titanaluminiden unter dem Aspekt einer prozesssicheren und preisgünstigen Fertigungstechnologie eine Schlüsselfunktion bei der wirtschaftlichen Nutzung und Akzeptanz dieser neuen Strukturwerkstoffe [Ber08, Klo06, Kni00, Kni05, Kni07, Liu95, Noe94, Sma94, Uhl01a, Uhl01b, Uhl03a, Uhl03b, Uhl03c,].

Intermetallische Aluminide unterscheiden sich in ihrem Zerspanverhalten deutlich von konventionellen hochwarmfesten Werkstoffen. Das kann vor allem auf die unterschiedlichen Spanbildungsmechanismen zurückgeführt werden. Die spröden Werkstoffe auf der Basis der intermetallischen Verbindung TiAl neigen bei der Bearbeitung mit ungünstigen Schnittparametern zur Bildung von Ausbrüchen und Rissen in der Oberfläche. Aufgrund der hohen Sicherheitsanforderungen im Turbinenbau und im Bereich der Verbrennungsmotoren, den potentiellen Hauptanwendungsgebieten der intermetallischen Titanaluminide, müssen daher die Bearbeitungsprozesse derart ausgelegt werden, dass ungünstige Randzonenstrukturen und Rissbildungen vermieden werden. Weiterhin lassen sich Parameter, die sich bei hochwarmfesten Legierungen bewährt haben, nicht unmittelbar auf intermetallische Phasen übertragen [Aus99, Ber08, Bie08, Eck96, Sau89, Uhl04a, Uhl04b, Uhl06, Uhl07, Zep05].

Die in den Abschnitten 2.1.2 und 2.1.3 dargestellten Bearbeitungsergebnisse hinsichtlich Oberflächengüte und Randzonenmorphologie zeigen eine deutliche Abhängigkeit von den kinematischen Schnittparametern. Daraus lässt sich die Möglichkeit einer Bearbeitung im Duktilitätsbereich der intermetallischen Werkstoffe durch die geeignete Wahl der Einstellparameter ablesen. Um in den Duktilitätsbereich der untersuchten Legierung vordringen zu können, ist die Kenntnis der tribologischen Wechselwirkungen und der Spanbildungsmechanismen erforderlich. Für eine wirtschaftliche Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide muss darüber hinaus das Standverhalten und die Randzonenbeeinflussung analysiert werden.

Die Bereitstellung der technologischen Grundlagen und geeigneter Bearbeitungsstrategien für die schädigungsarme und wirtschaftliche Zerspanung von intermetallischen TiAl-Werkstoffen mit geometrisch bestimmter Schneide stellt das Hauptziel dieser Arbeit dar. Zum Erreichen

der Zielstellung sind in die in **Bild 3-1** dargestellten und im Folgenden erläuterten Teilziele formuliert worden.

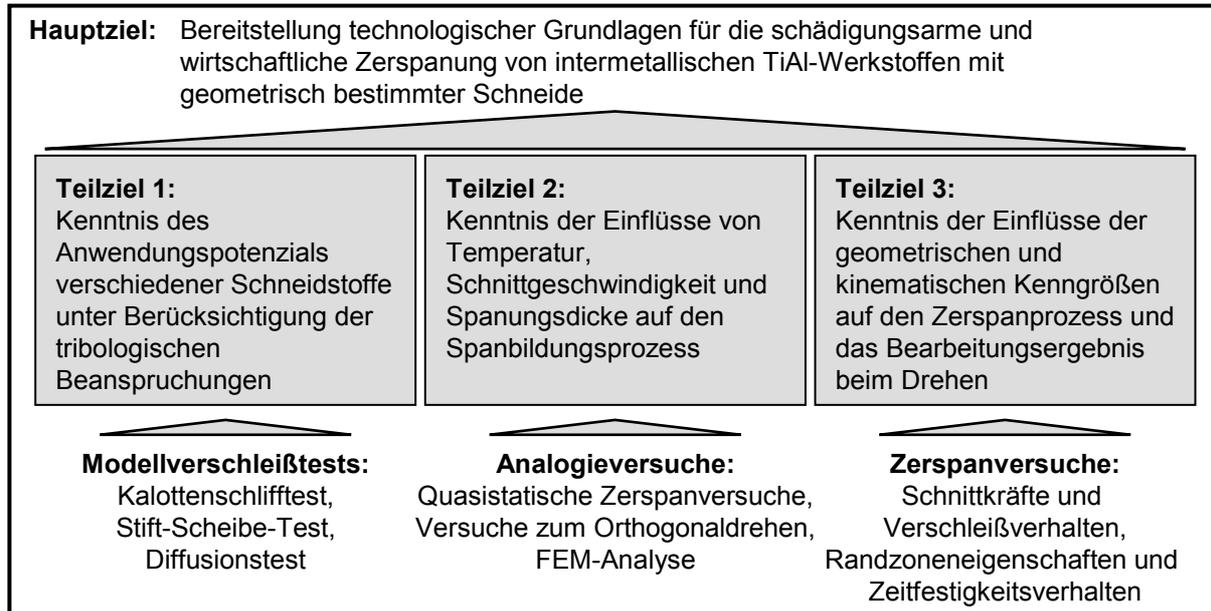


Bild 3-1: Zielsetzung und Vorgehensweise

Teilziel 1: Kenntnis des Anwendungspotenzials verschiedener Schneidstoffe unter Berücksichtigung der tribologischen Beanspruchungen

Die Analyse des Verschleißverhaltens in Abhängigkeit der Randbedingungen des tribologischen Systems ermöglicht die zielgerichtete Optimierung bestehender Schneidstoffsysteme und lässt Hinweise für die Entwicklung neuer Schneidstoffe zu. Daher stellen Modellverschleißversuche eine Basis zur Auswahl geeigneter Schneidstoffsysteme für die spanende Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide dar.

Teilziel 2: Kenntnis der Einflüsse von Temperatur, Schnittgeschwindigkeit und Spanungsdicke auf den Spanbildungsprozess

Die Ermittlung der Wechselwirkungen zwischen den geometrischen und kinematischen Kenngrößen und der in der Wirkzone herrschenden Temperatur bildet die Grundlage für die erfolgreiche Bereitstellung geeigneter Bearbeitungstechnologien. Die Klärung der Abhängigkeit der Spanbildungsmechanismen von den Randbedingungen ermöglicht die Voraussage von geeigneten Bearbeitungsparameterkombinationen für die duktile Zerspanung.

Teilziel 3: Kenntnis der Einflüsse der geometrischen und kinematischen Kenngrößen auf den Zerspanprozess und das Bearbeitungsergebnis beim Drehen

Der Einfluss der geometrischen und kinematischen Kenngrößen ist vom verwendeten Schneidstoff und dem zu zerspanenden Werkstoff abhängig. Bearbeitungsversuche mit den ausgewählten Schneidstoffen und die Analyse des Bearbeitungsergebnisses bilden die

Grundlage für die Optimierung der Bearbeitungsstrategie zur Herstellung defektfreier Randzonen mittels geometrisch bestimmter Schneide.

Zur Erreichung der Teilziele sind entsprechend Bild 3-1 die im Folgenden beschriebenen Untersuchungen vorgesehen. Zunächst erfolgen tribologische Tests mit in Voruntersuchungen und Literaturrecherchen ermittelten Schneidstoffgruppen. In diesen Tests soll versucht werden, den Widerstand der einzelnen Schneidstoffe gegenüber den wesentlichen Verschleißmechanismen Abrasion und Adhäsion zu ermitteln. Dazu findet der am IWF der TU Berlin installierte und für diese Versuche modifizierte Kalottenschlifftest Anwendung. Darüber hinaus erfolgt die Bewertung des Verschleißwiderstands anhand eines in Anlehnung an die Stift-Scheibe-Anordnung abgewandelten Reibtests. Durch die in Abschnitt 4 beschriebene Versuchsanordnung ist es möglich, praxisrelevante Reibgeschwindigkeiten einzustellen. In Ergänzung zu diesen Versuchen erfolgen zudem Tests zum Diffusionsverhalten bei hochharten Schneidstoffen auf der Basis von Diamant und kubischem Bornitrid.

Zur Charakterisierung der Spanbildung sind Versuche in orthogonaler Anordnung vorgesehen. Die Schnittgeschwindigkeiten variieren dabei von $v_c = 0,01$ m/min bei den Versuchen in quasistatischer Anordnung und $v_c = 300$ m/min beim Orthogonaldrehen scheibenförmiger Proben. Bei den mit sehr geringer Prozessgeschwindigkeit durchgeführten Versuchen werden gezielt die geometrischen Zerspanparameter Spannungsdicke und Schneidkantenverrundung variiert. Ziel ist es, ein Modell hinsichtlich der Abhängigkeit der energetischen Zerspanungskenngröße spezifische Schnittkraft und der Spannungsdicke und der Schneidkantenrundung abzuleiten. Zudem wird der Einfluss der Werkstücktemperatur auf das Spanbildungsverhalten der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand untersucht. Die Versuche zum Orthogonaldrehen vereinen die orthogonale Kinematik mit realen Eingriffsbedingungen hinsichtlich Schnittgeschwindigkeit und Vorschub beim Drehen. Abgeschlossen werden die Analogieversuche durch Betrachtungen des Zerspanvorgangs anhand von FEM-Simulationsrechnungen.

Anhand von realen Zerspanversuchen sollen die aus den Modell- und Analogieversuchen ermittelten Erkenntnisse auf praxisrelevante Eingriffsregime übertragen werden. Bei Außen-Längs-Runddreh- sowie Plandrehversuchen werden die Zerspankräfte ermittelt, das Standverhalten der einzelnen Schneidstoffe geprüft und die Auswirkungen des Zerspanprozesses auf die Schnittflächen- und Randzoneneigenschaften untersucht. Zum Abschluss werden Umlaufbiegeversuche durchgeführt. Hierdurch soll ermittelt werden, ob die Einstellung unterschiedlicher Zerspanungsparameter bei der Probenherstellung Einfluss auf die erreichbaren Versagenslastspielwechsel ausübt.

4 Versuchsbedingungen und Messmethoden

4.1 Werkstückwerkstoff

Im Fokus der Entwicklungen stehen derzeit die TiAl-Legierungen der dritten Generation, bei denen insbesondere durch Zugabe von Niob die Anwendungseigenschaften verbessert wurden. Als Werkstückwerkstoff wurde daher die von der GKSS-FORSCHUNGSZENTRUM GEESTHACHT GmbH entwickelte TiAl-Legierung TNBV5 mit der in **Tabelle 4-1** aufgeführten chemischen Zusammensetzung verwendet. Die Zugabe von Niob führt insbesondere zur Steigerung des Oxidations- und Kriechwiderstands. Darüber hinaus sind hohe Festigkeiten erzielbar. Hergestellt wurden die Werkstücke durch die GfE METALLE UND MATERIALIEN GMBH, Nürnberg.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der TiAl-Legierung TNBV5

Element	Titan - Ti	Aluminium - Al	Niob - Nb	Kohlenstoff - C	Bor - B
At.-%	49,6	45	5	0,2	0,2

Entsprechend der Zusammensetzung ergibt sich für diese Legierung ein zweiphasiger Gefügebautbau (vgl. **Bild 4-1**). Die Werkstoffeigenschaften werden neben der chemischen Zusammensetzung wesentlich durch die thermomechanische Vorbehandlung determiniert. Verwendung fand sowohl Material im Gusszustand (fully lamellar) als auch nachträglich stranggepresste Proben. Diese weisen eine near-gamma Gefügestruktur mit geringerer Korngröße auf. In Bild 4-1 sind exemplarisch Eigenschaften gegenübergestellt.

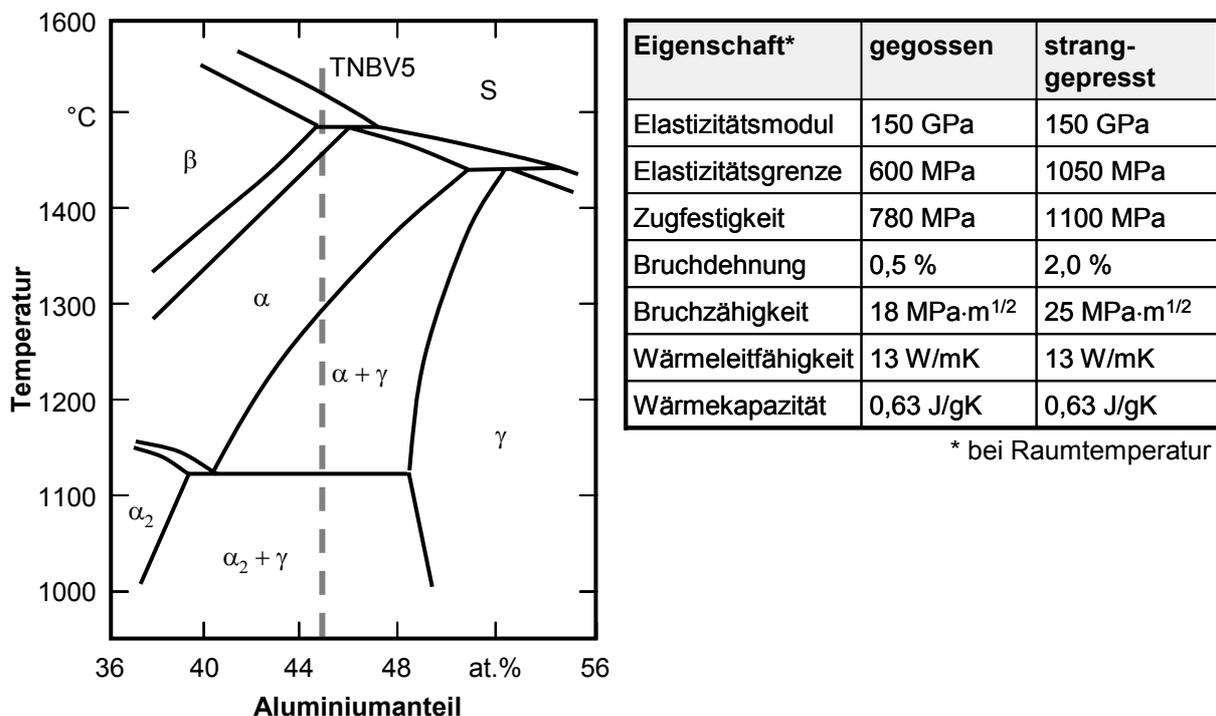


Bild 4-1: Auszug aus dem Phasendiagramm des Zweistoffsystem Ti-Al und Eigenschaften der Legierung TNBV5 [Herstellerangaben GfE Metalle und Materialien GmbH]

Die zylindrischen Primärkörper (Ingots) wurden durch Vakuum-Lichtbogenschmelzen hergestellt und 3-fach umgeschmolzen (VAR – Vacuum Arc Remelting), um die Homogenität zu steigern. Das zugeführte Bor dient der Kornfeinung und liegt überwiegend in Form von Titandiborid (TiB_2) vor. Die Koloniegroße kann dadurch deutlich reduziert, Festigkeit sowie Duktilität verbessert werden [App02, Che99, Güt03, Klo99, Kni05, Zha99]. Werkstücke im Gusszustand fanden bei den Untersuchungen zum Standverhalten beim Längs-Außen-Runddrehen Anwendung.

Zur Herstellung des thermomechanisch vorbehandelten Materials wurden ebenfalls bei der Firma GfE METALLE UND MATERIALIEN GMBH, Nürnberg, aus dem Ingot durch Runddrehen gefertigte Zylinder mit einer Trennfolie aus Molybdän als Diffusionsbarriere versehen und gekapselt durch einen Stahlmantel, induktiv angewärmt. Im direkten Pressverfahren erfolgte dann die Umformung bei Temperaturen zwischen 1200 °C und 1300 °C . Neben der Verringerung der Korngrößen werden durch heißisostatisches Pressen (HIP) schmelzmetallurgisch bedingte Defekte wie Segregationen, Poren und Lunker eliminiert [App02, Cha02, Güt03, Zha00].

In **Bild 4-2**, links sind die großen lamellaren Kornkolonien des Werkstoffs im Gusszustand zu erkennen. Die Korngrößen liegen im Bereich von $100\text{ }\mu\text{m}$ bis $1000\text{ }\mu\text{m}$. An den Korngrenzen und Tripelpunkten liegen zum Teil globulare Bereiche mit höherem α_2 -Gehalt vor. Darüber hinaus konnten in beiden Gefügemodifikationen stängelförmige Ausscheidungen festgestellt werden, bei denen energiedispersive Elementanalysen im Vergleich zum Grundwerkstoff höhere Anteile von Niob ergaben. Die thermomechanische Behandlung durch Strangpressen führt neben der Ausbildung eines nahezu vollständig globularen (near-gamma) Gefüges zu deutlich geringeren Korngrößen im Bereich kleiner $10\text{ }\mu\text{m}$. Parallel zur Strangpressrichtung stellt sich zudem eine ausgeprägte Textur ein (vgl. Bild 4-2, rechts). Die ursprünglich lamellare Struktur war auch hier anhand von Koloniebildung mit von der Strangpresstextur abweichender Zeiligkeit zu erkennen.

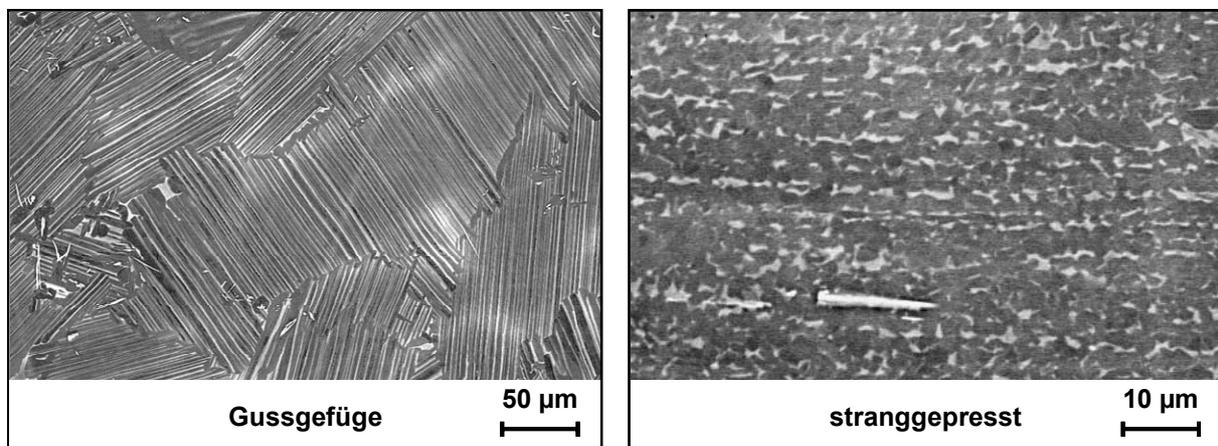


Bild 4-2: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (BSE-Modus) der Gefüge der verwendeten TiAl-Legierung TNBV5, links Gusszustand, rechts stranggepresst, parallel zur Strangpressrichtung

4.2 Schneidstoffe und Werkzeuge

Als Schneidstoffe wurden neben unbeschichtetem Hartmetall auch verschiedene Schichtsysteme, Keramiken und Schneidstoffe auf der Basis von polykristallinem Diamant (PKD) und polykristallinem kubischem Bornitrid (PCBN) verwendet. In **Tabelle 4-2** sind die untersuchten Schneidstoffe mit Angaben zur Zusammensetzung und zum Aufbau enthalten.

Tabelle 4-2: Wendeschneidplatten und Schneidstoffe

Bezeichnung	Hersteller	Schneidstoff	Spezifikationen
MG12	Ceratizit (Hartmetall), Mapal (WSP)	Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten SPUN 120308 Korngröße: 0,5 µm bis 0,8 µm Binder: Kobalt, 6 Vol.-%
H13A	Sandvik	Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten RCMX 120400 Korngröße: 0,5 µm bis 0,8 µm Binder: Kobalt, 6 Vol.-%
nACVIC	Platit (Beschichtung)	mehrlagen- beschichtetes Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten SPUN 120308 Schichtzusammensetzung: AlTiCrN+CBC Schichtdicke: 1 µm bis 7 µm
CrN	Platit (Beschichtung)	einlagenbeschichtetes Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten SPUN 120308 Schichtzusammensetzung: CrN Schichtdicke: 1 µm bis 4 µm
ZrN	Platit (Beschichtung)	einlagenbeschichtetes Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten SPUN 120308 Schichtzusammensetzung: ZrN Schichtdicke: 1 µm bis 4 µm
3005	Sandvik	mehrlagen- beschichtetes Feinstkornhartmetall	Wendeschneidplatten SPUN 120308 Schichtzusammensetzung: TiAlN Schichtdicke: 1 µm bis 3 µm
C650, C670	Sandvik	Aluminiumoxid (Mischkeramik)	Wendeschneidplatten SPGN 120408 C650: Al ₂ O ₃ Mischkeramik, C670: Al ₂ O ₃ SiC-whiskerverstärkt
KY1540	Kennametal	SiAlON (Mischkeramik)	Wendeschneidplatten SNGN 120708 SiAlON Mischkeramik
DBW85	element6	PCBN vollflächig auf Hartmetallunterlage	Wendeschneidplatten SPUN und RNGN CBN-Anteil: 85 Vol.-%, Korngröße: 2 µm Binder: Wolfram-Kobalt und Aluminium
DCC500	element6	PCBN vollflächig auf Hartmetallunterlage	Wendeschneidplatten SPUN und RNGN CBN-Anteil: 50 Vol.-%, Korngröße: 2 µm Binder: Titankarbid (TiC)
AMB90	element6	PCBN	Wendeschneidplatten SPUN 120308 CBN-Anteil: 90 Gew.-%, Korngröße: 9 µm Binder: Aluminium-Keramik
CTM302	element6	Mischkorn-PKD vollflächig auf Hartmetallunterlage	Wendeschneidplatten SPUN und RNGN Diamant-Anteil: 92 Vol.-%, Korngröße: 2 µm bis 30 µm Binder: Kobalt

Einsatz fanden Wendeschneidplatten der Spezifikationen SPUN, SNGN sowie RCMX und RNGN gemäß ISO 1832. Die hochharten Schneidstoffe DBW85, DCC500, CTM302 wiesen Hartmetallunterlagen auf, in die entweder Schneidecken eingelötet wurden oder auf denen andererseits die Hartstoffe vollflächig als Decklage ausgebildet war. Die verwendeten Keramiken und Hartmetalle lagen als Vollmaterial-Wendeschneidplatten vor. Montiert wurden die Wendeschneidplatten in entsprechende Klemmhalter nach ISO 5608. Die Wendeschneidplatten aus dem Hartmetall MG12 wurden für die tribologischen Untersuchungen zusätzlich durch die Firma PLATIT AG, Grenchen, Schweiz, mit den in Tabelle 4-2 aufgeführten Hartstoffbeschichtungen versehen. Darüber hinaus sind die Versuche zum Einfluss des Spanwinkels beim Drehen an mit von der Firma MAPAL PRÄZISIONSWERKZEUGE DR. KRESS KG, Aalen, speziell nachbearbeiteten Wendeschneidplatten erfolgt. Für die Untersuchungen zum Außen-Längs-Runddrehen fanden zudem runde Wendeschneidplatten aus dem Feinstkornhartmetall H13A Anwendung, die kommerziell von der Firma SANDVIK, Sandviken, Schweden, angeboten werden.

4.3 Versuchseinrichtungen und -durchführung

4.3.1 Tribologische Untersuchungen

Stift-Scheibe-Test

Zur Bewertung des Widerstands gegen adhäsiven Verschleiß wurde in Anlehnung an die 1997 zurückgezogenen Normen DIN 50320ff ein Versuchsstand entworfen, mit dem Wendeschneidplatten in einer Stift-Scheibe-Anordnung als Grundkörper verwendet werden konnten (vgl. **Bild 4-3**). Dazu wurde die Spanfläche der Wendeschneidplatten an die Umfangsfläche eines rotierenden Gegenkörpers aus der TiAl-Legierung TNBV5 gepresst.

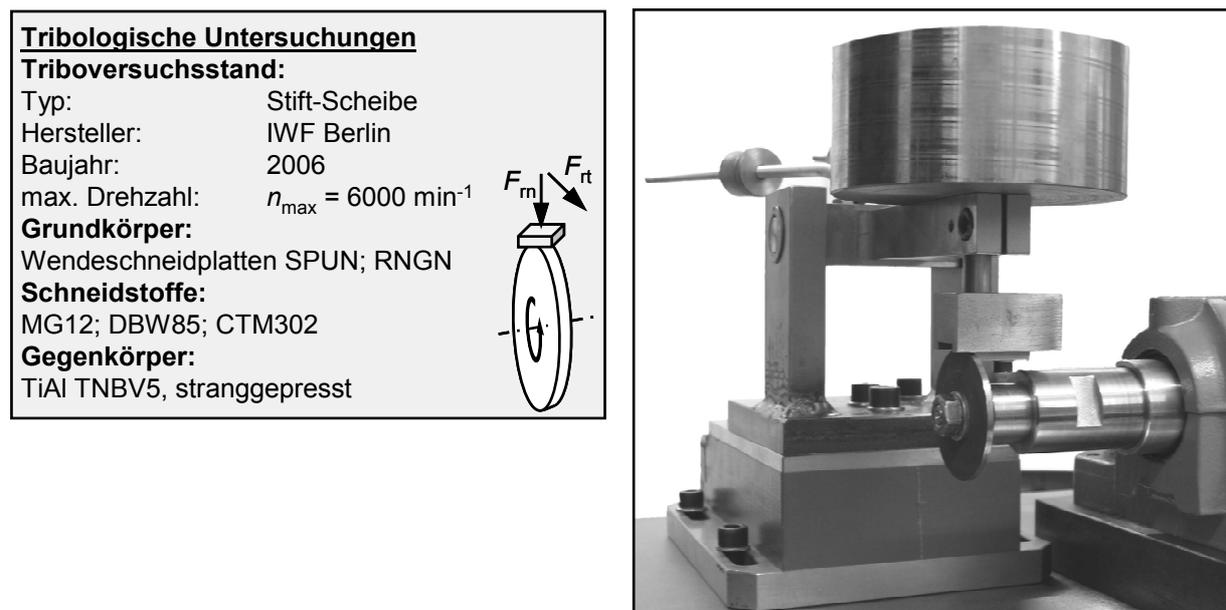


Bild 4-3: Stift-Scheibe-Versuchsaufbau zur Charakterisierung des Verschleißverhaltens verschiedener Grundkörper und dem Gegenkörper aus der TiAl-Legierung TNBV5

Durch Variation der Belastungsgewichte erfolgte die Einstellung der Reibnormalkraft F_{m} . Die Reibtangentialkraft F_{t} wurde mit einem 3-Komponenten-Dynamometer vom Typ 9257B, Firma KISTLER INSTRUMENTE AG, Winterthur, Schweiz, erfasst. Aus dem Quotienten aus Reibtangential- und Reibnormalkraft, dem Reibungskoeffizienten μ , kann auf die Adhäsionsneigung bei den jeweiligen Reibpartnerkombinationen geschlossen werden. Die aus dem stranggepressten Werkstückwerkstoff TNBV5 gefertigten Scheiben der Grundkörper hatten eine Breite von 2,0 mm. Zur Verringerung der bei der Herstellung und Montage auftretenden Unrundheiten wurden die Scheiben vor den Versuchen im montierten Zustand durch Orthogonaldrehen vorbereitet. Es wurden jeweils vier Versuche pro Versuchsbedingung durchgeführt. Vereinfachend blieben bei den durchgeführten Versuchen die sich durch die ausbildenden Reibspuren ändernden Kontaktflächenverhältnisse unberücksichtigt.

Kalottenschlifftest

Das Kalottenschliffverfahren diente sowohl nach DIN EN 1071-02 als Methode zur Bestimmung der Schichtdicke der beschichteten Wendschneidplatten als auch nach DIN EN 1071-06 zur Beurteilung des Abriebwiderstands der verschiedenen Schneidstoffe und Beschichtungen. Mittels einer Heizmanschette konnte die Proben temperatur auf bis zu $\vartheta = 400\text{ °C}$ gesteigert werden (vgl. **Bild 4-4**). Hierzu werden in die Grundkörperoberflächen kugelabschnittsförmige Vertiefungen (Kalotten) durch eine Stahlkugel als formübertragenden Gegenkörper und Abrasivmittel eingebracht. Die durch einen Antrieb in Rotation versetzte Stahlkugel wird durch die doppelkegelige Ausführung der Antriebswelle und die Probenoberfläche abgestützt.

Tribologische Untersuchungen	
Triboversuchsstand:	
Typ:	Kalottenschliff
Hersteller:	IWF Berlin
Baujahr:	2006
Grundkörper:	
verschiedene Wendschneidplatten	
Gegenkörper:	
Kugel, $d = 30\text{mm}$, 100Cr6	
Drehzahl:	$n_{\text{Kugel}} = 1060\text{ min}^{-1}$
Abrasivmittel:	
SiC1000	

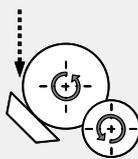


Bild 4-4: Kalottenschliffgerät zur Bestimmung der Schichtdicke und der Beständigkeit gegen Abrasion auch bei erhöhter Proben temperatur

Die Drehzahl wurde konstant auf $n_{\text{Kugel}} = 1060 \text{ min}^{-1}$ eingestellt. Dies entspricht einer Tangentialgeschwindigkeit von 100 m/min. Als Abrasivmittel kam bei den Versuchen ohne Probenerwärmung eine SiC-Suspension von 1 g SiC-1000 Hartstoffpartikeln je 100 ml Wasser und 5 ml Aquasol 185-Additiv zum Einsatz. Die Partikelgröße betrug 5 μm . Somit ist das hier verwendete Verfahren dem Profilläppen gemäß DIN 8589-15 zuzuordnen.

Zur Bestimmung der Verschleißtiefe wurden die Durchmesser der erzeugten Kalotten mikroskopisch vermessen. Unter der Annahme eines idealen Kugelabschnitts erfolgte daraus die Berechnung der Verschleißtiefe W_t . Die Versuche zur Ermittlung des Abriebwiderstands wurden sowohl ohne zusätzliche Erwärmung der Wendeschneidplatten als auch bei der maximal erreichten Probentemperatur von $\vartheta = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt. Hierbei erfolgte die Zufuhr des Abrasivmittels in trockener Form. Die ermittelten Verschleißtiefen lassen somit einen Vergleich der Abriebbeständigkeit der einzelnen Schneidstoffe untereinander zu. Eine Analyse der Temperaturabhängigkeit des Abriebwiderstands war nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

Diffusionstest

Zur Prüfung der Diffusionsneigung der beteiligten tribologischen Partner wurden kegelstumpfförmig zulaufende Gegenkörper aus der stranggepressten Legierung TNBV5 gefertigt. Diffusion ist ein thermisch aktivierter Prozess. Daher nimmt der Einfluss mit steigender Spanflächentemperatur zu. Wie im Vorfeld am IWF der TU Berlin erfolgte Versuche zum Außen-Längs-Runddrehen der intermetallischen TiAl-Legierung γ -MET gezeigt haben, nehmen die Spanflächentemperaturen mit der Schnittgeschwindigkeit stetig zu [Uhl03]. Daher steigt auch die Diffusionsneigung mit der Schnittgeschwindigkeit. Hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und PKD wurden bereits erfolgreich für die Hochgeschwindigkeitsbearbeitung eingesetzt [Ber06, Uhl03b, Uhl06]. Daher wurden die Diffusionstests mit den in Tabelle 4-1 beschriebenen Schneidstoffen DBW85 und CTM302 durchgeführt. Die Grundkörper aus den jeweiligen Schneidstoffen und die Gegenkörper aus TiAl wurden mit Hilfe einer konventionellen Material-Prüfmaschine T1-FR150SN.A4K der Firma ZWICK GMBH & CO, Ulm, gegeneinander gepresst. Die Flächenpressung wurde bei allen Versuchen konstant bei $p_F = 200 \text{ MPa}$ belassen.

Die Einstellung der Probentemperatur erfolgte mit dem für Hochtemperaturversuche ausgelegten Ringofen der Material-Prüfmaschine. Die Probentemperatur wurde in Anlehnung an die Modellversuche zur Spanbildung auf $\vartheta = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ eingestellt und mittels Thermoelementen überwacht. Die Versuchsdauer betrug jeweils 30 min. Die Versuchsauswertung erfolgte anhand von energiedispersiven Elementanalysen (EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ LEO 1455 VP der Firma LEO ELEKTRONENMIKROSKOPIE GMBH, Oberkochen. Diese erfolgten sowohl an Stellen mit als auch an Stellen ohne Kontakt der tribologischen Partner Schneidstoff und TiAl-Legierung.

4.3.2 Quasistatische Zerspanversuche

Grundlage für den Versuchsaufbau bildet eine konventionelle Material-Prüfmaschine T1-FR150SN.A4K der Firma ZWICK GMBH & CO, Ulm, Deutschland. Dieses mit Kugelumlaufspindeln arbeitende Prüfsystem wurde für Zug-, Druck- und Biegeversuche entwickelt und ist für Untersuchungen mit zügigem, ruhendem, schwellendem oder wechselndem Beanspruchungsverhalten ausgelegt. Der installierte Kraftaufnehmer der Material-Prüfmaschine arbeitet mit Dehnungsmessstreifen (DMS). Die Messwert-Erfassungsrate im System liegt bei 500 Hz die Übertragungsrate zum Messrechner bei 10 Hz bis 100 Hz. Die Material-Prüfmaschine weist einen breiten Bereich der einstellbaren Traversengeschwindigkeit von 0,0005 mm/min bis 900 mm/min auf.

Wesentliche Aufgabe bei der Konstruktion des Versuchsaufbaus bestand in der Ermöglichung einer reproduzierbaren Positionierung und Orientierung von Werkzeug und Werkstück. Zudem war die Einbindung eines zusätzlichen Messsystems zur Aufnahme der Passivkraftkomponente erforderlich. Dazu wurde das nach dem piezo-elektrischen Verfahren arbeitende 3-Komponenten-Dynamometer vom Typ 9257B, Firma KISTLER INSTRUMENTE AG, Winterthur, Schweiz, montiert (**Bild 4-5**). Mit Ladungsverstärkern des Typs 5011B, ebenfalls von der Firma KISTLER INSTRUMENTE AG, wurden die Ladungen in äquivalente Spannungen transformiert und an einen Messrechner weitergeleitet. Die Digitalisierung der aufgenommenen Spannungen erfolgte mit der A/D-Wandlerkarte KPCI-3102 der Firma KEITHLEY, Cleveland (Ohio), USA. Ausgewertet wurden die Versuche mit der Software LabView der Firma NATIONAL INSTRUMENTS CORPORATION, Austin (Texas), USA.

Die Eigenfrequenz des 3-Komponenten-Dynamometers wird vom Hersteller in z-Richtung (entspricht Schnittrichtung im Versuch) und ohne Aufbau mit $f_e = 3,5$ kHz angegeben. Auf der Spannfläche des 3-Komponenten-Dynamometer diente eine Spannvorrichtung zur Befestigung des Werkzeugs. Die Zustellung wurde über eine Feinverstellung mittels Mikrometerschraube realisiert. Aufgrund der zusätzlichen Massen lässt sich die resultierende Eigenfrequenz gem. Gleichung (4-1) mit der Steifheit c des Quarzkristallsensors und der Zusatzmasse m abschätzen:

$$f_e = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{c}{m}} \quad (4-1)$$

Die Steifheit wird vom Hersteller mit $c \geq 1$ kN/ μ m angegeben. Die Zusatzmasse des Aufbaus betrug $m = 2710$ g, die zusätzlich zu den 2500 g der oberen Befestigungsplatte hinzugerechnet werden müssen. Daraus ergibt sich eine Eigenfrequenz von $f_e \geq 2,2$ kHz. Hieraus lässt sich ableiten, dass bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 0,01$ m/min eine minimal auflösbare Periodenlänge P_{\min} von weniger als $0,1$ μ m erreicht wird. Voruntersuchungen ergaben

mindestens um den Faktor 10 höhere Periodenlängen. Die bei der Spanbildung infolge von Segmentierung auftretenden Schnittkraftschwankungen können somit abgebildet werden.

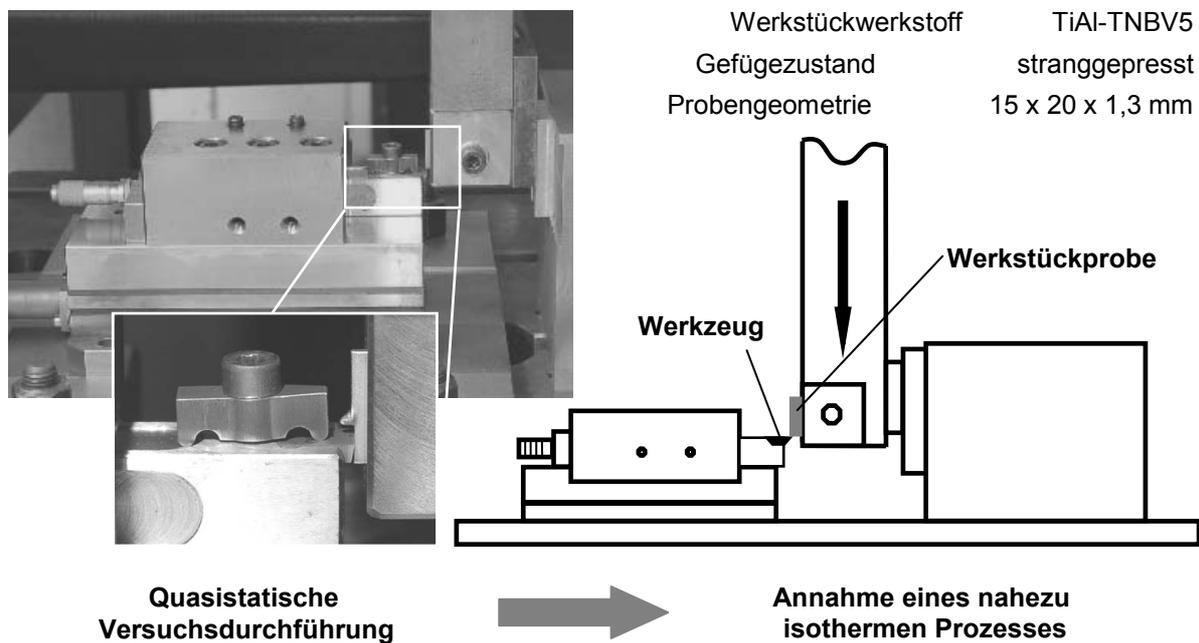


Bild 4-5: Aufbau zur quasistatischen Versuchsführung

Die Schnittgeschwindigkeit wurde so gering eingestellt, um eine thermische Erweichung der Spanbildungszone infolge der bei der Verformung in Wärme umgewandelten mechanischen Energie weitestgehend zu verhindern. Somit kann ein nahezu isothermer Prozess angenommen werden. Dies ermöglicht zum einen die gezielte Untersuchung des Einflusses der Werkstücktemperatur. Darüber hinaus kann der Einfluss einer thermisch bedingten Entfestigung auf die Lokalisierung der plastischen Verformung und die Segmentierung bei der Spanbildung verringert werden.

Die Flachproben aus dem Werkstückmaterial wurden in einem Stempel aufgenommen. Die in Passivrichtung vorliegenden Kräfte führten in Vorversuchen zu einer Reduzierung der eingestellten Spannungsdicke durch Verlagerung des Druckstempels. Deshalb wurde ein Abstützblock mit einem Messing-Gleitlager installiert, welches die präzise Versuchsführung bis zu minimalen Spannungsdicken von $h = 3 \mu\text{m}$ ermöglichte.

Der Einfluss der Temperatur auf die Spanbildungsmechanismen, die auftretenden Prozesskräfte und die Schnittflächenausbildung wurde am stranggepressten Werkstückwerkstoff TiAl TNBV5 untersucht. Dazu wurden U-förmige Proben funkenerosiv herausgetrennt. Die Auswahl der Probengeometrie erfolgte in Anlehnung an CLOS ET AL. [Clo05b], die Untersuchungen zum Verformungsverhalten der Nickelbasislegierung Inconel 718 mit Hilfe des Split-Hopkinson-Pressure-Bar Tests durchführten.

Die Einstellung der Werkstücktemperaturen erfolgte mit Hilfe eines zusätzlich an der Materialprüfmaschine installierten Rohrofens vom Typ SF624 der Firma SEVERN FURNACES LIMITED, Thornbury Bristol, Großbritannien. Die Temperaturregelung erfolgte mit Hilfe des Temperatur Controllers vom Typ 409.81C der Firma MTS SYSTEMS CORP., Minneapolis, USA. Die maximal einstellbare Ofentemperatur betrug $\vartheta = 1100\text{ °C}$. Der Innendurchmesser des Rohrofens betrug 40 mm. Durch die untere und obere Öffnung, durch die die Druckstempel eingeführt wurden, entstand ein Schornsteineffekt, der die maximal erreichbare Proben temperatur auf $\vartheta = 850\text{ °C}$ reduzierte. Zur Temperaturmessung innerhalb der Probenkörper wurden Miniatur-Mantel-Thermoelemente mit der Thermopaarung Ni-CrNi vom Typ Alumel Chromel TKA 05/25 der Firma THERMOCOAX SNC, Suresnes, Frankreich, eingesetzt. Diese Thermoelemente verfügen über eine nahezu lineare Kennlinie und einen Messbereich von $\vartheta = -200\text{ °C}$ bis 1275 °C .

4.3.3 Versuche zum Drehen

Für die Untersuchungen zum Orthogonal- und Plandrehen scheibenförmiger Proben sowie zum Außen-Längs-Runddrehen zylindrischer Werkstücke fand ein Hochleistungsdrehzentrum vom Typ TNX 65 der Firma TRAUB DREHMASCHINEN GMBH & CO. KG, Reichenbach, Anwendung (vgl. **Bild 4-6**). Die Maschine verfügt über zwei gleichwertige Hauptspindeln mit einer maximalen Drehzahl von jeweils $n_{\max} = 5000\text{ min}^{-1}$ und einem maximalen Drehmoment von $M_{\max} = 170\text{ Nm}$. Mit vier Werkzeugträgern mit zehn Werkzeugeplätzen ist eine Mehrschnittbearbeitung möglich. Die Spannung der scheibenförmigen Proben erfolgte auf speziell für die Versuche zum Orthogonaldrehen angefertigten Spanndornen. Die zylindrischen Proben bei den Versuchen zum Außen-Längs-Runddrehen wurden mit einem konventionellen Dreibackenfutter der Firma RÖHM GmbH, Sontheim, gespannt. Eine in der verfahrbaren Gegenspindel montierte und mitlaufende Körnerspitze diente zur Abstützung der Werkstücke. Zur Kühlschmierung steht ein konventionelles Flutungssystem zur Verfügung. Der Kühlschmiermitteldruck betrug pumpenseitig $p_{\text{KSS}} = 5\text{ bar}$.

Die Orthogonaldrehversuche zur Untersuchung des Spanbildungsverhaltens der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 erfolgten an der stranggepressten Modifikation des Werkstückwerkstoffs. Wie in Abschnitt 4.1 beschrieben wurde, liegt hier ein deutlich feinkörnigeres Gefüge vor. Der Einfluss der Korngröße und der Kornorientierung war nicht Gegenstand der hier vorgestellten Untersuchungen. Die Versuche wurden an scheibenförmigen Proben mit einer Breite 2 mm im Trockenschnitt durchgeführt. Verwendung fanden Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 aus unbeschichtetem Hartmetall MG12 und PCBN AMB90. Die Schnittgeschwindigkeit variierte zwischen $v_c = 10\text{ m/min}$ und $v_c = 300\text{ m/min}$. Der Vorschub betrug $f = 0,01\text{ mm}$ bis $0,10\text{ mm}$. Um den Einfluss des Verschleißes auf ein tolerierbares Minimum zu reduzieren, wurden die Versuche nach einem Vorschubweg von $l_f = 10 \cdot f$ beendet.

Zur Beurteilung des Zerspanprozesses wurden die Zerspankraftkomponenten in Schnitt- und Passivrichtung, die Zerspanntemperatur und die Spanmorphologie herangezogen. Die Bestimmung der Zerspankraftkomponenten erfolgte mit dem nach dem piezoelektrischen Prinzip arbeitenden 3-Komponenten-Dynamometer des Typs 9153A20 der Firma KISTLER AG, Winterthur, Schweiz. Der Messbereich des speziell für Zerspanversuche ausgelegten Dynamometers beträgt in Schnittrichtung $F_c = \pm 6 \text{ kN}$ und in Vorschub- und Passivrichtung F_f und $F_p = \pm 3 \text{ kN}$. Mit Hilfe der Ladungsverstärker des Typs 5011B, ebenfalls von der Firma KISTLER INSTRUMENTE AG, erfolgte die Tiefpassfilterung der Messsignale bei einer Frequenz von 100 Hz. Für die Messdatenaufnahme wurde ein Messrechner in Verbindung mit einem Softwarepaket LabView der Firma NATIONAL INSTRUMENTS CORPORATION, Austin (Texas), USA benutzt. Die Schnittstellenkarte des Messrechners war vom Typ KPCI-3102 der Firma KEITHLEY INSTRUMENTS INC., Cleveland, USA. Um den Einfluss des Verschleißes zu minimieren, wurden jeweils die Umdrehungen 3 bis 6 nach Werkzeugeintritt zur Auswertung der aufgenommenen und gespeicherten Messsignale herangezogen.

Orthogonal-, Plan- und Runddrehen

CNC-Hochleistungsdrehzentrum:

Typ: TNX 65
 Hersteller: Fa. Traub,
 Reichenbach
 Baujahr: 2001

Spindel:

max. Drehzahl: $n_{\max} = 5.000 \text{ min}^{-1}$
 max Antriebsleistung: $P_{\max} = 21,5 \text{ kW}$
 max. Drehmoment: $M_{D\max} = 170 \text{ Nm}$



Bild 4-6: CNC-Hochleistungsdrehzentrum vom Typ Traub TNX 65

Die Messung der Schnittkraft erfolgte zusätzlich mit einem direkt unter der Wendeschneidplatte montierten piezo-elektrischen Miniatur-Kraftmesssensor vom Typ 9211 ebenfalls von der Firma KISTLER AG. Dieser wurde über einen Klemmhebel vorgespannt. Zur Steigerung der Übersichtlichkeit ist dieser in **Bild 4-7** nicht dargestellt. Die hohe Eigenfrequenz von $f_e = 200 \text{ kHz}$ und die örtliche Nähe des Sensors zur Wirkzone ermöglichten es, die auftretenden Schnittkräfte zeitlich deutlich höher aufgelöst zu bestimmen, als es mit dem Schnittkraftdynamometer möglich ist (vgl. Bild 4-7, rechts). Die Quarzscheiben können in erster Näherung als ideale Feder mit sehr hoher Steifheit aufgefasst werden. Durch die geringe Verformung der Quarzscheiben kann zudem von einer weglosen Kraftmessung gesprochen werden.

Die Eigenfrequenz des Messaufbaus errechnet sich ebenfalls in erster Näherung nach Gleichung (4-1). Vom Hersteller wird die Steifheit des Kraftmesselements mit $c = 400 \text{ N}/\mu\text{m}$ angegeben. Die montierten Wendeschneidplatten aus Hartmetall wiesen eine Masse von $m = 6,8 \text{ g}$ auf. Für diese ergibt sich eine Eigenfrequenz des Messaufbaus von $f_e = 38,5 \text{ kHz}$.

Dagegen wiesen die für die höheren Schnittgeschwindigkeiten verwendeten Wendschneidplatten aus AMB90 nur eine Masse von $m = 1,6 \text{ g}$ auf, woraus eine Eigenfrequenz von etwa $f_e = 80 \text{ kHz}$ ergibt. Die maximale Abtastrate der verwendeten Messkarte betrug 225 kHz . Die so konzipierte Anordnung stellte somit eine konstruktiv einfache und hinreichend auflösende Methode dar, um den dynamischen Anteil der Schnittkraft bei geringen realen Segmentierungsfrequenzen $f_{\text{seg}} < 40 \text{ kHz}$ qualitativ abzubilden.

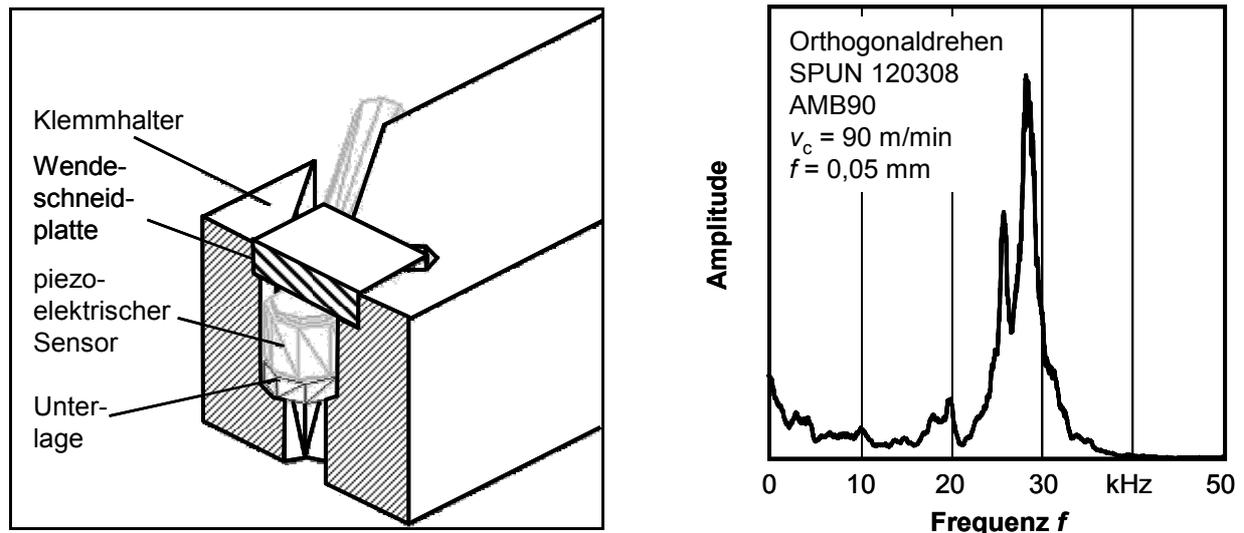


Bild 4-7: Schematische Darstellung der Messanordnung zur hoch aufgelösten Bestimmung der Schnittkraft und schematischer Frequenzgang beim Orthogonaldrehen

Die Ermittlung der bei der Zerspanung vorherrschenden Temperaturen wird durch die Geometrie, Geschwindigkeit und die Temperaturen selbst erschwert. Thermographische Verfahren bieten die Möglichkeit örtlich und zeitlich hoch aufgelöst Temperaturen zu bestimmen. Bei den durchgeführten Experimenten zum Orthogonaldrehen kam daher das in Echtzeit arbeitende IR-Thermographiesystem JADE II MWIR der Firma INFRADEC GMBH, Dresden, zum Einsatz. Eine direkte thermo-optische Messung der Spanflächentemperatur wird durch die beteiligten Wirkpartner Werkstück, Werkzeug und Span verhindert. Für die Ermittlung der Spanflächentemperatur mittels Infrarotmesssystemen muss der Schnitvorgang unterbrochen werden. Hierfür eingebrachte Nuten oder Absätze führen jedoch zu einer schlagartigen Belastung des Werkzeugs und zu einem äußerst rapiden Absinken der zu messenden Temperatur. Deshalb wurde die Infrarotkamera senkrecht zum Freiflächenspalt positioniert. Da der Freiflächenspalt in Anlehnung an ULLMANN [Ull92] als Hohlraumstrahler aufgefasst werden kann, erfolgte die Angabe der Kontaktzonentemperatur unter Berücksichtigung eines Emissionskoeffizienten von $\varepsilon = 1$. Zudem erfolgte die Temperaturbestimmung nur zur qualitativen Abschätzung der Kontaktzonentemperatur.

Die Zerspanuntersuchungen zum Außen-Längs-Runddrehen erfolgten an der TiAl-Legierung TNBV5 einmal im gegossenen Gefügestand und zum anderen in stranggepresster Modifikation. Variiert wurden die Schnittgeschwindigkeit, der Vorschub und die Schnitttiefe

sowie der Spanwinkel. Es kamen Wendeschneidplatten der Spezifikationen SPUN, SNGN, RCMX und RNGN zum Einsatz. Neben der Standzeit wurden die Zerspankraftkomponenten mit dem bereits beschriebenen 3-Komponenten-Dynamometer des Typs 9153A20 der Firma KISTLER AG, Winterthur, Schweiz, ermittelt.

Nach jedem Versuchsintervall wurde die Schneidenecke lichtmikroskopisch überprüft und die maximale Verschleißmarkenbreite VB_{\max} ermittelt. Als Standkriterium wurde $VB_{\max} = 0,2$ mm festgelegt. Zur Charakterisierung des Verschleißverhaltens erfolgte die lichtmikroskopische Bestimmung des Freiflächenverschleißes der eingesetzten Werkzeuge. Anwendung fand das Lichtmikroskop vom Typ M3Z der Firma WILD HEERBRUGG AG, jetzt LEICA MICROSYSTEMS AG, Wetzlar. Das Mikroskop wurde zu diesem Zweck zusätzlich mit einem Kreuztisch und einem induktiven Feinzeiger vom Typ Extramess 2001 der Firma MAHR GMBH, Göttingen, mit einer Auflösung von $\pm 1 \mu\text{m}$ ausgestattet. Die Versuche zur Ermittlung des Standverhaltens erfolgten unter Einsatz von konventioneller Kühlschmierung mit einer 5-%igen Emulsion mit dem Zusatz Aral 474 EP.

Rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchungen zur Beurteilung der Verschleißmechanismen an den verwendeten Wendeschneidplatten wurden vor und nach den Zerspanversuchen und Modellverschleißtests durchgeführt. Hierfür stand ein Rasterelektronenmikroskop vom Typ LEO 1455 VP der Firma LEO ELEKTRONENMIKROSKOPIE GMBH, Oberkochen, zur Verfügung. Dieses Gerät ist zur Elementanalyse zusätzlich mit einem energiedispersivem Messsystem (EDX) vom Typ IDFix der Firma SAMX, Guyancourt, Frankreich, ausgestattet.

4.3.4 Randzonen- und Bauteileigenschaften

Probenfertigung

Zur Analyse der Randzonenbeeinflussung durch das Drehen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand wurden Versuche in der Kinematik des Plandrehens durchgeführt. Zum Einsatz kam das in Abschnitt 4.3.3 bereits beschriebene CNC-Hochleistungsdrehzentrum vom Typ TNX65 der Firma TRAUB DREHMASCHINEN GMBH & CO. KG, Reichenbach. Die Versuche wurden an scheibenförmigen Proben mit einer Ausgangsdicke von $d = 4$ mm und einem Ausgangsdurchmesser von $d_a = 45$ mm im Trockenschnitt durchgeführt. Die Auswahl dieser Probengeometrie ermöglicht einmal eine einfache Präparation und Auswertung. Zum anderen können die Prozessstellgrößen in einem weiten Bereich variiert werden. Verwendung fanden Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 aus unbeschichtetem Hartmetall MG12 und PKD CTM 302. Darüber hinaus wurden runde Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400, ebenfalls aus unbeschichtetem Feinstkornhartmetall, eingesetzt. Die Schnittgeschwindigkeit variierte bei den Versuchen mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall zwischen $v_c = 10$ m/min und $v_c = 60$ m/min. Der Vorschub betrug $f = 0,02$ mm bis $0,20$ mm. Die Schnitttiefe wurde bei

den Versuchen mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall konstant mit $a_p = 0,5$ mm eingestellt. Die Versuche mit den Wendeschneiden aus PKD wurden bei höheren Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von $v_c = 60$ m/min bis 360 m/min und konstantem Vorschub von $f = 0,02$ mm sowie einer Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm durchgeführt. Hiermit wurden Parameter gewählt, die für eine Schlichtbearbeitung sinnvoll erschienen. Da der Einfluss des Verschleißes abgeschätzt werden sollte wurde die Verschleißmarkenbreite nach jedem Versuch lichtmikroskopisch bestimmt. Die funkenerosiv vorbearbeiteten Proben wurden auf einem Spanndorn mit Rückenstütze gespannt und vorgedreht. Die Versuche erfolgten durch Plandrehen auf einen Enddurchmesser von $d_e = 25$ mm. Der Vorschubweg betrug somit bei allen Versuchen $l_f = 10$ mm. Zur Beurteilung des Bearbeitungsergebnisses wurden die Zerspankraftkomponenten in Schnitt-, Vorschub- und Passivrichtung herangezogen. Hierfür fand das bereits oben beschriebene 3-Komponenten-Dynamometer des Typs 9153A20 der Firma KISTLER, Winterthur, Schweiz, in Verbindung mit Ladungsverstärkern und PC mit A/D-Wandlerkarte Anwendung.

Oberflächentopographie und -kennwerte

Die Ermittlung der Oberflächenkennwerte Ra und Rz erfolgte in Anlehnung an die DIN EN ISO 4287 mit dem nach dem Tastschnitt-Verfahren arbeitenden Oberflächenmessgerät vom Typ Form Talysurf-120L der Firma TAYLOR HOBSON, Leicester, Großbritannien. Der verwendete Oberflächen-Taster des Typs Taylor Hobson Precision 60 wies einen Tastradius von $2 \mu\text{m}$ und einen Kegelwinkel von 60° auf. Die Taststrecke und die Grenzwellenlänge blieben bei allen Versuchen konstant bei $l_t = 4,8$ mm und $l_c = 0,8$ mm.

Biegewechselfestigkeit

Zur Charakterisierung der Wirkung der Randzonenbeeinflussung auf das Biegewechselfestigkeitsverhalten sind in Anlehnung an die DIN 50113 Proben der Form A für Umlaufbiegeversuche durch Außen-Längs-Runddrehen gefertigt worden. Die runde Werkstückprobe wird beim Umlaufbiegeversuch durch ein umlaufendes Biegemoment beansprucht. Hierdurch ändert sich der Spannungszustand im sinusförmigen Rhythmus eines Umlaufs. Da die höchsten Beanspruchungen im Bereich der Probenoberfläche auftreten, hat die Oberflächen- und Randzonenqualität entscheidenden Einfluss auf das geprüfte Biegewechselfestigkeitsverhalten. Die Proben der Form A wiesen eine Länge von $L = 80$ mm und einen Einspanndurchmesser von $D = 10$ mm auf. Die Beanspruchungslänge betrug $l_b = 25$ mm bei einem Durchmesser von $d_b = 5,9$ mm. Gemäß DIN 50113 weisen die Proben der Form A eine zylindrische Beanspruchungsgeometrie und einen Radius von $r = 20$ mm im Übergang zum ebenfalls zylindrischen Einspannbereich auf. Ziel dieser Beanspruchungsart war es, den Einfluss der Bearbeitungsparameter über die gesamte Beanspruchungslänge gemittelt zu erfassen. Zudem konnte der zusätzliche Einfluss durch das maschinenseitige

Nachregeln der Drehzahl bzw. der sich mit dem Bearbeitungsdurchmesser ändernden Schnittgeschwindigkeit vermieden werden. Nach DIN 50113 sind zum anderen Biegemoment und Normalspannung in der Probenrandzone über die Belastungslänge konstant. Zur Versuchsdurchführung kam die Umlaufbiegemaschine PUN, Ausführung Z, der CARL SCHENK AG, Darmstadt, zum Einsatz.

Die Beanspruchungsfrequenz betrug bei allen Versuchen 100 Hz. Das Biegemoment wurde maschinenseitig auf nominell $\sigma_B = 952 \text{ MPa}$ eingestellt. Da die Proben von der Standardgeometrie abwichen und bei starker Durchbiegung gemäß Betriebsanleitung der Prüfmaschine die Änderung des Hebelsystems notwendig war, kann die tatsächliche Beanspruchung nicht angegeben werden. Alle Proben wurden jedoch bei gleichen Beanspruchungsbedingungen getestet, um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten. Gezählt wurden die Lastwechsel N bis zum Probenbruch. Bei Nichtversagen der Proben nach mehr als $5 \cdot 10^7$ Lastwechseln erfolgte der Abbruch der Versuche.

Eigenstressungen

An den in der Kinematik des Plandrehens bearbeiteten Proben der TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand erfolgte die Bestimmung der oberflächennahen Eigenstressungen. Die röntgenographischen Spannungsanalysen wurden im Rahmen dieser Arbeit am FACHGEBIET METALLISCHE WERKSTOFFE des INSTITUTS FÜR WERKSTOFFWISSENSCHAFTEN UND -TECHNOLOGIEN der TECHNISCHEN UNIVERSITÄT BERLIN unter der Leitung von Prof. REIMERS durchgeführt. Die Messungen erfolgten am Hamburger Synchrotronstrahlungslabor HASYLAB vom DEUTSCHEN ELEKTRONEN-SYNCHROTRON (DESY) der Helmholtz Gesellschaft. Die hier verwendete Synchrotronstrahlung bietet den Vorteil eines wesentlich höheren Photonenflusses gegenüber konventioneller Strahlquellen. Hierdurch sind deutlich geringere Messzeiten möglich. Der Strahldurchmesser wurde mittels eines 2,0 mm Rundkollimators begrenzt. Zur Verringerung des Streuuntergrunds wurden sekundärseitig ein Soller, sowie ein Monochromatorkristall eingesetzt.

Bestimmt wurde der Eigenstresszustand in einer Analysetiefe von $t_a = 15 \text{ }\mu\text{m}$ bis $20 \text{ }\mu\text{m}$ und in einem Abstand von 2,0 mm vom äußeren Rand der scheibenförmigen Proben. Bei vier Proben erfolgten zusätzliche Messungen an um 120° gedrehten Probenstellen. Die dabei festgestellte geringe Streuung der Messwerte lässt bearbeitungsbedingte Schwankungen des Eigenstresszustands entlang der Bearbeitungsspur ausschließen.

Die divergente Röntgenstrahlung aus der Röntgenquelle wird mittels eines Kollimators auf nahezu Parallelstrahlung begrenzt und auf den Messpunkt gerichtet. Über Soller und Szintillationskristall gelangen die reflektierten Strahlen auf den Detektor. Aufgrund der Schwächung der Röntgenstrahlung durch Absorption und Streuung ist das registrierte Signal

ein exponentiell gewichteter Mittelwert einer parallel zur Oberfläche verlaufenden Schicht konstanter Dicke. Als Analysetiefe wurde in Abhängigkeit des Versuchsaufbaus und der Strahlenergie der Bereich von $0 \mu\text{m} \leq t_a \leq 18 \mu\text{m}$ ermittelt.

Die tiefenaufgelöste Bestimmung der Eigenspannungszustände erfolgte an ausgewählten Proben mit einem Vier-Kreis-Diffraktometer unter Verwendung von $\text{CoK}\alpha_1$ -Strahlung ($\lambda \cong 0,178897 \text{ nm}$). Zur Bestimmung der oberflächenparallelen Eigenspannungen wurden die Proben stufenweise elektrochemisch poliert. Hierzu fand das Ätzmittel Electrolyte A2 der Firma STRUERS GmbH, Willich, Anwendung.

Die Strahlenergie von $6,931 \text{ keV}$ ($\text{CoK}\alpha_1$ -Strahlung) war bei den Versuchen zur Bestimmung der Eigenspannungstiefenverläufe wesentlich geringer im Vergleich zu der bereits beschriebenen Synchrotronstrahlung, die eine Strahlenergie von $17,373 \text{ keV}$ aufwies. Hierdurch ergibt sich nach GENZEL eine deutlich geringere Analysetiefe von etwa $t_a = 3,5 \mu\text{m}$ [Gen99].

Bei polykristallinen Materialien beruht die Spannungsanalyse mittels Beugungsmethoden auf der Ermittlung der Gitterparameter bzw. Netzebenenabstände in verschiedenen Richtungen (ω, ψ) bezüglich eines probenfesten Koordinatensystems. Aus den Netzebenenabständen $d_{\omega\psi}$ (die Gitterparameter sind jeweils in Abhängigkeit der Position (hkl) zu betrachten) der Probe und den Netzebenenabständen des unverspannten Gitters d_0 lassen sich die Gitterdehnungen $\varepsilon_{\omega\psi}$ nach Gleichung (4-2) berechnen.

$$\varepsilon_{\omega\psi} = \frac{d_{\omega\psi} - d_0}{d_0} \quad (4-2)$$

Aus den so ermittelten Gitterdehnungen können nun mit dem $\sin^2\psi$ -Verfahren und unter Anwendung des HOOKE'schen Gesetzes die Eigenspannungen ermittelt werden [Hau97]. Das $\sin^2\psi$ -Verfahren ist eine numerisch stabile Methode zur Analyse von zweiachsigen Eigenspannungszuständen an der Probenoberfläche. Die Anwendung ist an die Voraussetzungen gebunden, dass:

- ein makroskopisch quasi-isotropes Werkstoffverhalten in Form einer statistisch regellosen Kristallitverteilung und
- ein homogener, zweiachsiger Eigenspannungszustand im beleuchteten Oberflächenbereich vorliegt, der innerhalb der Eindringtiefe der Röntgenstrahlung konstant ist [Mac61].

Unter diesen Voraussetzungen besteht für jeden Azimutwinkel ω ein linearer Zusammenhang zwischen den Dehnungen $\varepsilon_{\omega\psi}(\text{hkl})$ und $\sin^2\psi$. Die notwendigen richtungsabhängigen, netzebenen- und phasenspezifischen, diffraktionselastischen Konstanten s_1 und $\frac{1}{2}s_2$ wurden nach VOIGT, REUSS und KRÖNER durch Mittelwertbildung über alle reflexionsfähigen

Kristallite bestimmt [Krö58, Reu29, Voi28]. Aus dem Anstieg der Regressionsgeraden lässt sich dann der Spannungszustand parallel zur Probenoberfläche bestimmen.

Mikrohärte

Zur automatisierten Mikrohärtebestimmung gemäß DIN EN ISO 14577 und VDI/VDE 2616 (Härteprüfung an metallischen Werkstoffen) fand das computergesteuerte Messsystem Fischerscope H100C der Firma HELMUT FISCHER GmbH & Co. KG, Institut für Elektronik und Messtechnik, 71069 Sindelfingen Anwendung. Zur Charakterisierung der Mikrohärte wurde die aus der Eindringhärte H_{IT} umgerechnete Vickershärte HV gewählt. Die bei der instrumentierten Eindringprüfung nach DIN EN ISO 14577 ermittelte Eindringhärte H_{IT} ist analog zur Vickershärte ein Maß für den Widerstand gegenüber einer bleibenden Verformung oder Schädigung. Die Eindringhärte ergibt sich dabei als der Quotient aus Prüfkraft $F_{\text{prüf}}$ und der aus der Eindringtiefe h_e berechneten Oberfläche $A_S(h_e)$ des Eindrucks. Aus der Eindringhärte wurde über die am Messgerät verwendete Software WINHCU, ebenfalls von der Firma HELMUT FISCHER GmbH & Co. KG, die Vickershärte HV gemäß der Gleichung (4-3) errechnet. Der für die verwendete pyramidenförmige Eindringkörpergeometrie Korrekturfaktor 0,0945 ist gemäß der DIN EN ISO 14577 eingestellt worden.

$$HV = 0,0945 \cdot H_{IT} \quad (4-3)$$

Um den Einfluss des Verschleißes gering zu halten, erfolgte die Bestimmung der Mikrohärten innerhalb der Umdrehungen 2 bis 5, gemessen von der Probenmantelfläche und unter Berücksichtigung des eingestellten Vorschubs. Für die Messung der Oberflächenhärte wurden je fünf Eindrücke mit einer zuvor festgelegten Eindring- oder Analysetiefe von $t_a = 2,5 \mu\text{m}$ in die bearbeitete Oberfläche der Proben eingebracht. Die Vickershärte von $HV = 460 HV_{0,1}$ bis $860 HV_{0,1}$ (Prüfkraft konstant bei $F_{\text{prüf}} = 1 \text{ N}$) ergab sich gemäß Gleichung (4-3). Um Schwankungen der Probengrundhärten infolge von unterschiedlichen Probenchargen auszugleichen, wurde die so ermittelten Oberflächenhärte durch die jeweilige Grundhärte der Probe geteilt und als bezogene Vickershärte $HV'_{0,1}$ angegeben. Diese wurde aus jeweils fünf Einzelmessungen an metallographisch präparierten Querschnittsflächen ermittelt. Die Querschnittsflächen dienten darüber hinaus der Bestimmung von Härtetiefenverläufen. Hierzu sind jeweils acht Einzelmessungen in den drei Tiefenbereichen $16 \mu\text{m}$ bis $20 \mu\text{m}$, $40 \mu\text{m}$ bis $50 \mu\text{m}$ und $90 \mu\text{m}$ bis $100 \mu\text{m}$ gemittelt worden. Die Bestimmung des Abstands der Härteeindrücke zur Randzone erfolgte lichtmikroskopisch. Analog zu den Oberflächenmessungen sind die ermittelten Härtewerte mit den jeweiligen Grundhärten der Proben korreliert worden.

5 Tribologische Untersuchungen

5.1 Kalottenschlifftest

Zur Prüfung des Widerstands gegen mechanischen Abrieb auch bei erhöhter Temperatur wurde ein Kalottenschliffgerät (vgl. Abschnitt 4.3.1) modifiziert. Hierzu wurde ein elektrisch betriebener Rohofen konstruiert, der es ermöglichte, die Wendeschneidplatten auf bis zu $\vartheta = 400\text{ °C}$ zu erwärmen und die Temperatur während des Prozesses konstant zu halten.

Bild 5-1 zeigt die ermittelten Verschleißtiefen W_t in Abhängigkeit von der Beanspruchungstemperatur und vom verwendeten Schneidstoff. Abgebildet sind die Mittelwerte und Streubreiten die sich aus jeweils zehn Versuchen ergaben. Die Versuchsdauer betrug bei allen Tests $t_r = 60\text{ s}$.

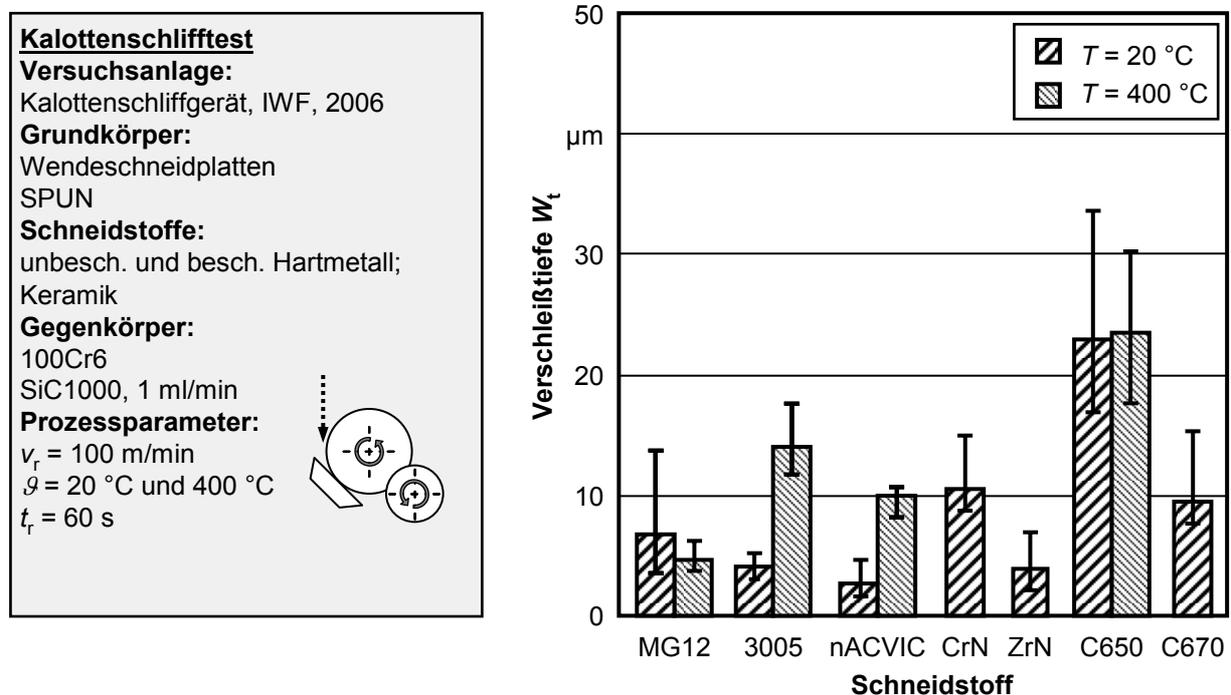


Bild 5-1: Verschleißtiefe nach einer Schliffzeit von 60 s in Abhängigkeit von der Temperatur und vom Grundkörpermaterial

Mit dem unbeschichteten Hartmetallsubstrat MG12 wurde eine Verschleißtiefe mit $W_t = 6,8\text{ }\mu\text{m}$ ermittelt. Den höchsten Widerstand gegen die Beanspruchung beim Kalottenschlifftest bei Raumtemperatur wiesen dabei die nACVIC-beschichteten Grundkörper auf. Hier betrug die mittlere Verschleißtiefe lediglich $W_t = 2,6\text{ }\mu\text{m}$. Mit ZrN beschichtete Grundkörper wiesen bei $\vartheta = 20\text{ °C}$ eine Verschleißtiefe von $W_t = 4,0\text{ }\mu\text{m}$ auf. Die mit der Beschichtung 3005 versehenen Grundkörpern zeigen ein nahezu gleichwertiges Ergebnis mit $W_t = 4,1\text{ }\mu\text{m}$. Die in den mit CrN beschichteten Grundkörper erzeugten Kalotten wiesen dagegen eine deutlich höhere mittlere Tiefe von $W_t = 10,5\text{ }\mu\text{m}$ auf. Zur Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse wurden auch vollkeramische Grundkörper aus den kommerziell erhältlichen Schneidstoffen C650 und C670 beide von der Fa. SANDVIK, Sandviken, Schweden, verwendet. Während die Versuche bei der SiC-whiskerverstärkten

Keramik C670 eine mittlere Verschleißtiefe von $W_t = 9,5 \mu\text{m}$ bewirkten, wurden bei dem Al_2O_3 -Mischkeramiksubstrat C650 $W_t = 22,9 \mu\text{m}$ erreicht. Hier kommt vermutlich selbstinduzierte Abrasion zu der Beanspruchung durch die Hartstoffpartikel hinzu.

An den Schneidstoffen MG12, 3005, nACVIC und C650 wurden die Versuche ebenfalls bei einer Grundkörpertemperatur von $\vartheta = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt. Dabei wurde das Abrasivmittel jedoch trocken zugeführt. Während die eingearbeiteten Kalotten in den beschichteten Hartmetallgrundkörpern im Vergleich zu den Versuchen ohne Probenerwärmung erwartungsgemäß deutlich höhere Tiefen aufweisen wurde im Fall des unbeschichteten Hartmetalls MG12 sogar eine geringfügig niedrigere mittlere Verschleißtiefe bestimmt. Hier kann die mit zunehmender Temperatur und abnehmender Härte steigende Zähigkeit des Wolframcarbid-Kobalt-Verbundes als Ursache angeführt werden. Insbesondere bei dem verhältnismäßig duktilen Binderwerkstoff Kobalt können zudem in der Probenoberfläche verhakte Abrasivmittelkörner einen geringeren Verschleißtiefenfortschritt hervorrufen. Diese wirken dann als Verstärkungspartikel in der Wirkzone. Die untersuchte keramische Schneidstoffspezifikation C650 zeigte keine Abhängigkeit der mittleren Verschleißtiefen von der Grundkörpertemperatur. Die Streubreiten der jeweils zehn Einzelversuche sind in Bild 5-1 als Fehlerbalken dargestellt. Sie sind bei den Versuchen mit erhöhter Grundkörpertemperatur und trockener Abrasivmittelzufuhr stets etwas geringer als bei Prozessführung unter Raumtemperatur und Abrasivsusension.

5.2 Stift-Scheibe-Test

Die Untersuchungen mit dem in Abschnitt 4.2 beschriebenen Versuchsaufbau dienen der Abschätzung der bei der Zerspanung im Bereich der Kontaktflächen zwischen Werkstück oder Span und dem Werkzeug vorliegenden Reibungskoeffizienten μ . Diese ergeben sich als Quotient aus der Reibtangential- und der Reibnormalkraft (vgl. **Bild 5-2**). Für alle untersuchten Schneidstoffe wurden mit zunehmender Reibgeschwindigkeit tendenziell abnehmende Reibungskoeffizienten ermittelt. Als mögliche Ursache konnten mit steigender Schnittgeschwindigkeit zunehmende Aufschmierungen identifiziert werden. Diese erweichen aufgrund der hohen auftretenden Temperaturen und weisen somit einen geringeren Scherwiderstand auf. Bereits ab einer Reibgeschwindigkeit von $v_r = 90 \text{ m/min}$ werden bei der Reibpaarung Hartmetall MG12 und TiAl TNBV5 geringe Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,43$ erreicht.

Die bessere Wärmeleitfähigkeit der Grundkörper aus den Schneidstoffen PCBN und PKD führt dazu, dass ähnlich geringe Reibungskoeffizienten erst bei weiter gesteigerter Reibgeschwindigkeit ermittelt wurden. Der niedrigste Reibungskoeffizient von $\mu = 0,34$ wurde für die Grundkörper aus dem PKD-Schneidstoff CTM302 bei der höchsten eingestellten Reibgeschwindigkeit von $v_r = 400 \text{ m/min}$ bestimmt. Hinsichtlich der beiden verschiedenen untersuchten PCBN-Grundkörperwerkstoffe zeigte sich ein deutlicher Einfluss

von Bindersystem und Hartstoffanteil. Bei Reibgeschwindigkeiten bis $v_r = 150$ m/min weist die Titan enthaltende PCBN-Sorte DCC500 höhere Reibungskoeffizienten auf als die Sorte DBW85, die ein aus Wolfram-Kobalt und Aluminium bestehendes Bindersystem enthält. Dagegen führen die Unterschiede hinsichtlich Hartstoffanteil und Bindersystem bei hohen Reibgeschwindigkeiten zu höheren Reibungskoeffizienten bei Verwendung der Wendeschneidplatten aus DBW85 als Grundkörper.

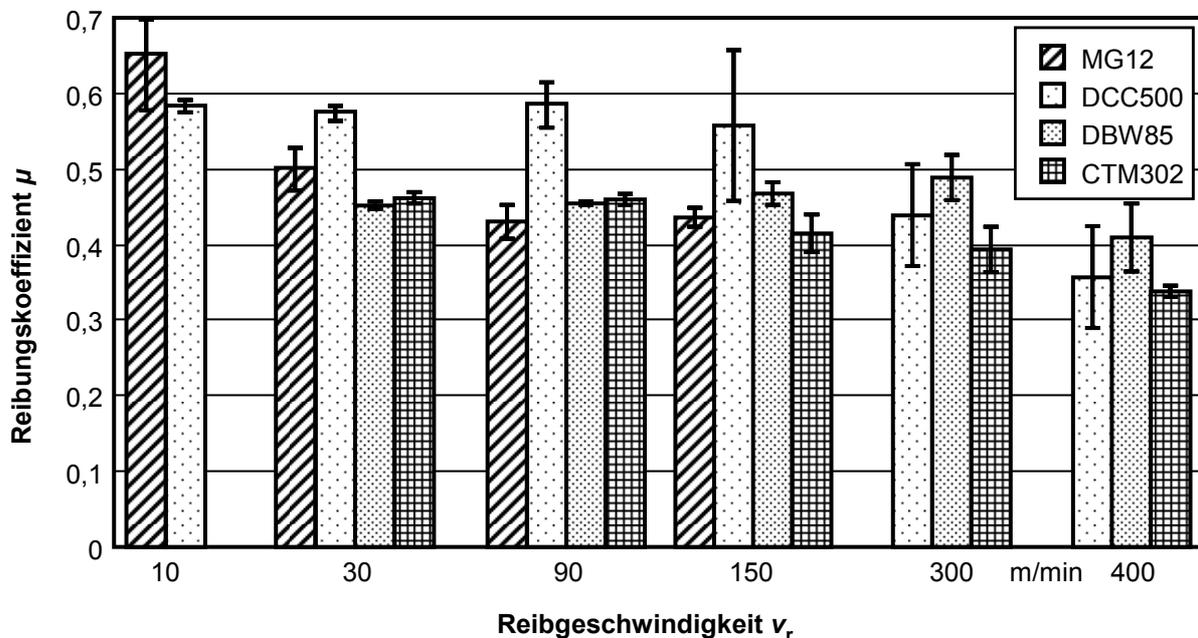


Bild 5-2: Reibungskoeffizienten in Abhängigkeit von der Reibgeschwindigkeit und vom Werkstoff des Grundkörpers

Im Vergleich zum Grundkörperwerkstoff PKD CTM302 wurden beim PCBN DBW85 nach einer Reibzeit von $t_r = 120$ s deutlich tiefere Reibspuren ermittelt. Die Erfassung der Reibspurgeometrie erfolgte dabei mit dem Laser-optischen Oberflächenanalysesystem MicroProf MPR 100 der Fa. FRT GMBH, Bergisch-Gladbach. Dieses bietet bei einem Messbereich in z-Richtung eine Auflösung von bis zu 3 nm. Die Reibspuren wurden vor der Messung nicht chemisch nachbehandelt, um die Aufschmierungen zu entfernen. Die Reibgeschwindigkeit wurde für die Grundkörper aus unbeschichtetem Hartmetall im Bereich von $v_r = 10$ m/min bis $v_r = 150$ m/min variiert. Für die hochharten Schneidstoffe auf Basis von PCBN und PKD erfolgten Versuche bis zu einer Reibgeschwindigkeit von $v_r = 400$ m/min.

In **Bild 5-3** sind die Verschleißtiefen W_t der sich nach einer Reibzeit von $t_r = 120$ s bei den verwendeten Grundkörpern ergebenden Reibspuren dargestellt. Bei Verwendung der Grundkörper aus dem Hartmetall MG12 sind die Reibspuren gekennzeichnet von Aufschmierungen des TiAl-Gegenkörpermaterials. Die ermittelten Verschleißtiefen liegen im untersuchten Bereich bis $v_r = 150$ m/min weitgehend unabhängig von der Reibgeschwindigkeit bei $W_t = 6 \mu\text{m}$. Bis $v_r = 90$ m/min sind die Verschleißtiefen bei den verwendeten hochharten Grundkörperwerkstoffen vergleichbar mit den Werten, die beim Hartmetall MG12 bestimmt wurden. Bei dem Grundkörper aus PKD blieben die Verschleißtiefen bis zu der maximal getesteten Reibgeschwindigkeit von $v_r = 400$ m/min nahezu konstant und unter $W_t = 10 \mu\text{m}$. Dagegen führte jedoch die Steigerung der Reibgeschwindigkeiten über $v_r = 90$ m/min zu einem signifikanten tribochemisch bedingten Anstieg der Verschleißtiefen bei den PCBN-Grundkörpern. Insbesondere bei den Grundkörpern aus DCC500 wurden sehr hohe Verschleißtiefen bestimmt. Als Ursache kann das im Bindersystem enthaltene Titan angesehen werden.

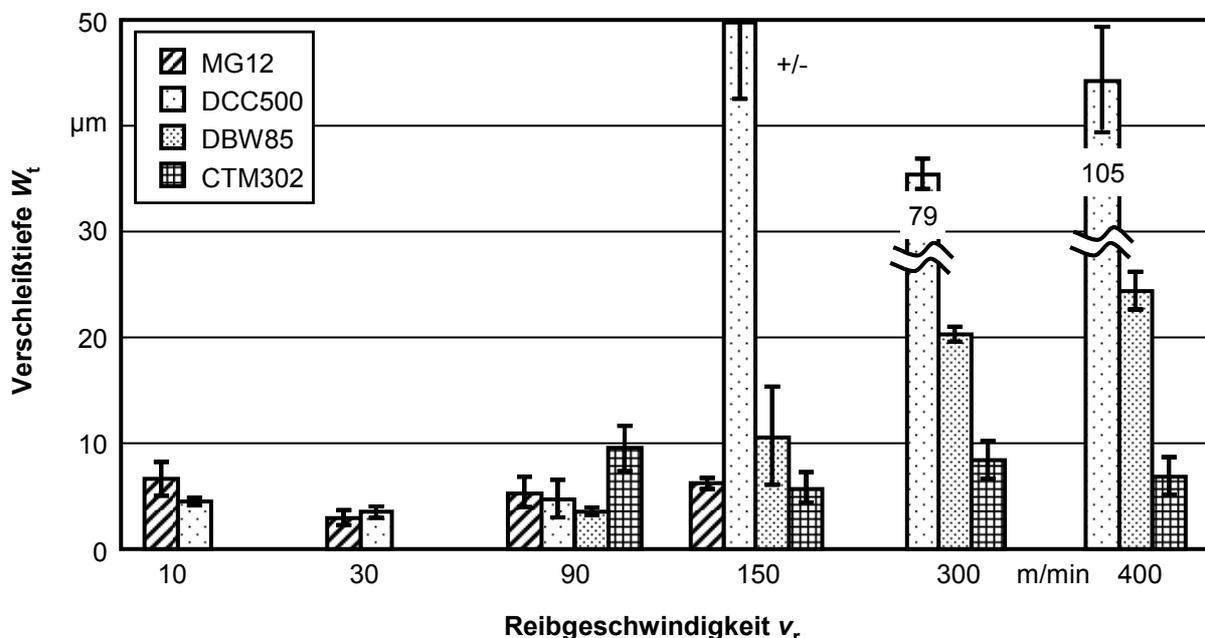


Bild 5-3: Verschleißtiefen in Abhängigkeit von der Reibgeschwindigkeit und vom Werkstoff des Grundkörpers

Bereits bei einer Reibgeschwindigkeit von $v_r = 150$ m/min erreichte die Verschleißtiefe im Mittel Werte von $W_t = 50 \mu\text{m}$. Damit lag eine etwa fünffach höhere Verschleißtiefe als bei den PCBN-Grundkörpern aus DBW85 vor. Bei weiterer Steigerung der Reibgeschwindigkeit

auf $v_r = 300$ m/min und $v_r = 400$ m/min wurden mittlere Verschleißtiefen von $W_t = 79$ μm beziehungsweise $W_t = 105$ μm festgestellt.

Während die Reibspuren beim Grundkörper aus PCBN deutlich Vertiefungen aufweisen sind die Reibspuren auf den Proben aus PKD durch Aufschmierungen gekennzeichnet (vgl. **Bild 5-4**). Die Aufschmierungen nehmen bei den PKD-Grundkörpern mit steigender Reibgeschwindigkeit zu und erreichen bei einer Reibgeschwindigkeit von $v_r = 400$ m/min eine Höhe von mehr als 40 μm .

Stift-Scheibe-Test			
Versuchsanlage: Triboversuchsstand, IWF, 2004	Grundkörper: Wendeschneidplatten RNGN	Gegenkörper: TiAl TNBV5 stranggepresst	
Prozessparameter: $v_r = 400$ m/min $F_n = 30$ N $t_r = 120$ s Trockenbearbeitung	Schneidstoffe: DBW85; CTM302		

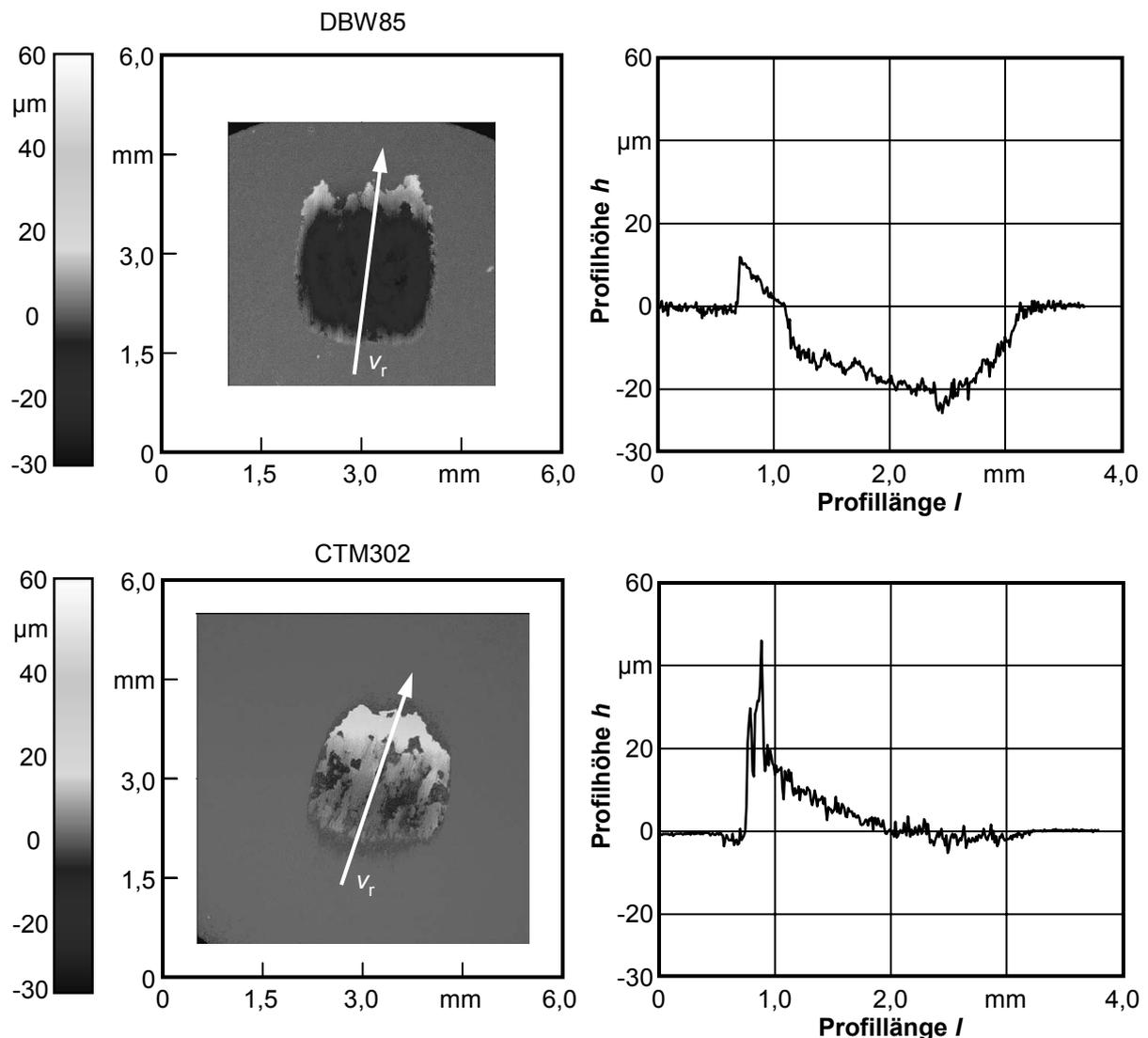


Bild 5-4: Ausbildung der Reibspuren und Reibspurprofile auf Grundkörpern aus DBW85 und CTM302

Die im Vergleich zum PCBN höhere Wärmeleitfähigkeit führt vermutlich zu einem geringeren Wärmestau in der Kontaktzone. Darüber hinaus scheint die Haftfestigkeit der Aufschmierungen höher zu sein. Die sich bildende Schicht aus TiAl-Material wirkt vermutlich als Verschleißschutz.

Die beschriebenen Aufschmierungen aus dem Gegenkörperwerkstoff TiAl bildeten sich bei den durchgeführten Reibuntersuchungen bereits nach kurzer Reibzeit. Hierdurch kommt es zu einem Reibkontakt zwischen artgleichen Partnern. In **Bild 5-5** sind Bruchflächen längs der Reibrichtung dargestellt. Deutlich zu erkennen ist, dass bei beiden Grundkörperwerkstoffen DBW85 und CTM302 Aufschmierungen aus TiAl-Material entstehen, die als Zwischenschicht auf den tribologischen Kontakt einwirken.

Stift-Scheibe-Test		
Versuchsanlage: Triboversuchsstand, IWF, 2004	Grundkörper: Wendeschneidplatten RNGN	Gegenkörper: TiAl TNBV5 stranggepresst
Prozessparameter: $v_r = 400$ m/min $F_N = 30$ N $t_r = 120$ s Trockenbearbeitung	Schneidstoffe: DBW85; CTM302	

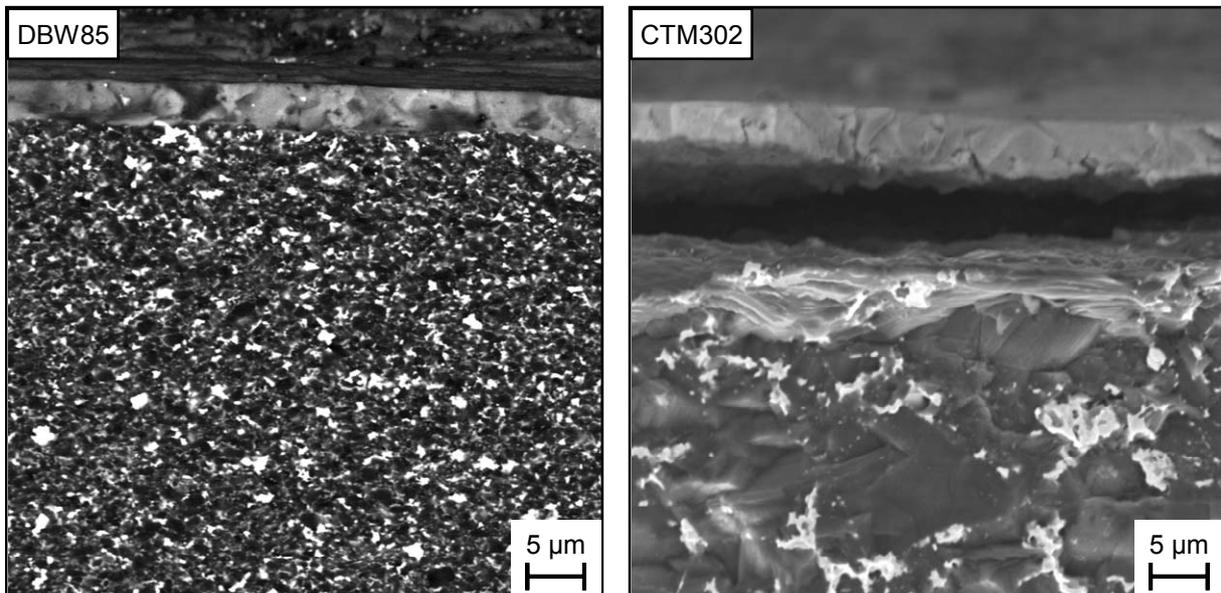


Bild 5-5: Zwischenschicht aus TiAl bei Reibkontakt gegen Grundkörper aus PCBN DBW85 und PKD CTM302

Die sich bildenden Zwischenschichten weisen bei dem Grundkörperwerkstoff DBW85 eine Dicke von etwa $4 \mu\text{m}$ auf. Die Schichtdicke beim verwendeten CTM302 liegt an den dünnsten Stellen mit zusammenhängender Schicht bei etwa $6 \mu\text{m}$. Die Bildung von entsprechenden Zwischenschichten kann auch bei Zerspanwerkzeugen zu einer deutlichen Verbesserung der Standeigenschaften führen [Czi92, Tön05, Kön97]. Die flächenbezogenen Anteile der Zwischenschicht im Bereich der Reibkontaktflächen ist bei beiden Grundkörperwerkstoffen nahezu gleich (vgl. **Bild 5-6**).

Stift-Scheibe-Test			
Versuchsanlage: Triboversuchsstand, IWF, 2004	Grundkörper: Wendeschneidplatten RNGN	Gegenkörper: TiAl TNBV5 stranggepresst	
Prozessparameter: $v_r = 400$ m/min $F_n = 30$ N $t_T = 120$ s Trockenbearbeitung			
Schneidstoffe: DBW85; CTM302			

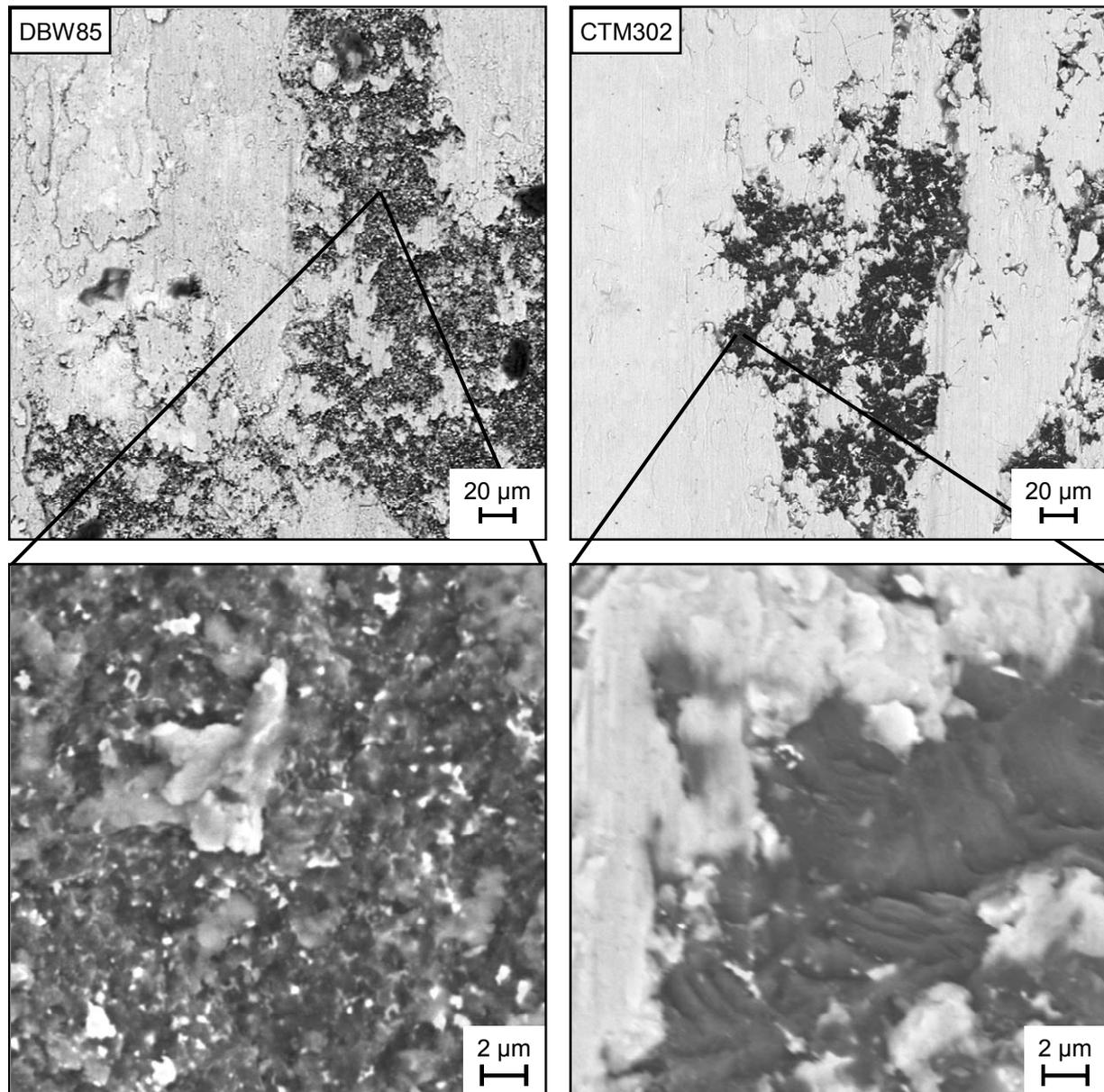


Bild 5-6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Reibspuren auf PCBN DBW85 (links) und PKD CTM302 (rechts)

Unterschiedlich wirkt sich neben der chemischen Zusammensetzung wohl auch die Korngröße aus. Das Ablösen der Zwischenschicht, durch Rissbildung und Abbrechen verursacht, führt beim PCBN-Grundkörper zu einem interkristallinen Herausbrechen der Hartstoffkörner. Dagegen sind bei den Grundkörpern aus PKD deutliche transkristalline Brüche zu erkennen. Diese treten vermutlich vorrangig bei den deutlich größeren Körnern mit

Durchmessern von bis zu 30 μm auf. Um anhand des Reibverhaltens Rückschlüsse auf die Eignung von beschichteten Hartmetallen für die Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide ziehen zu können, wurde der Stift-Scheibe-Test mit unterschiedlich beschichteten Hartmetallen durchgeführt. Diese sind in Abschnitt 4.2 erläutert. In **Bild 5-7** sind die ermittelten Reibungskoeffizienten in Abhängigkeit vom Schichttyp aufgezeichnet. Ebenfalls getestet wurde das Reibverhalten der Mischkeramik C650 von der Fa. SANDVIK, Sandviken, Schweden.

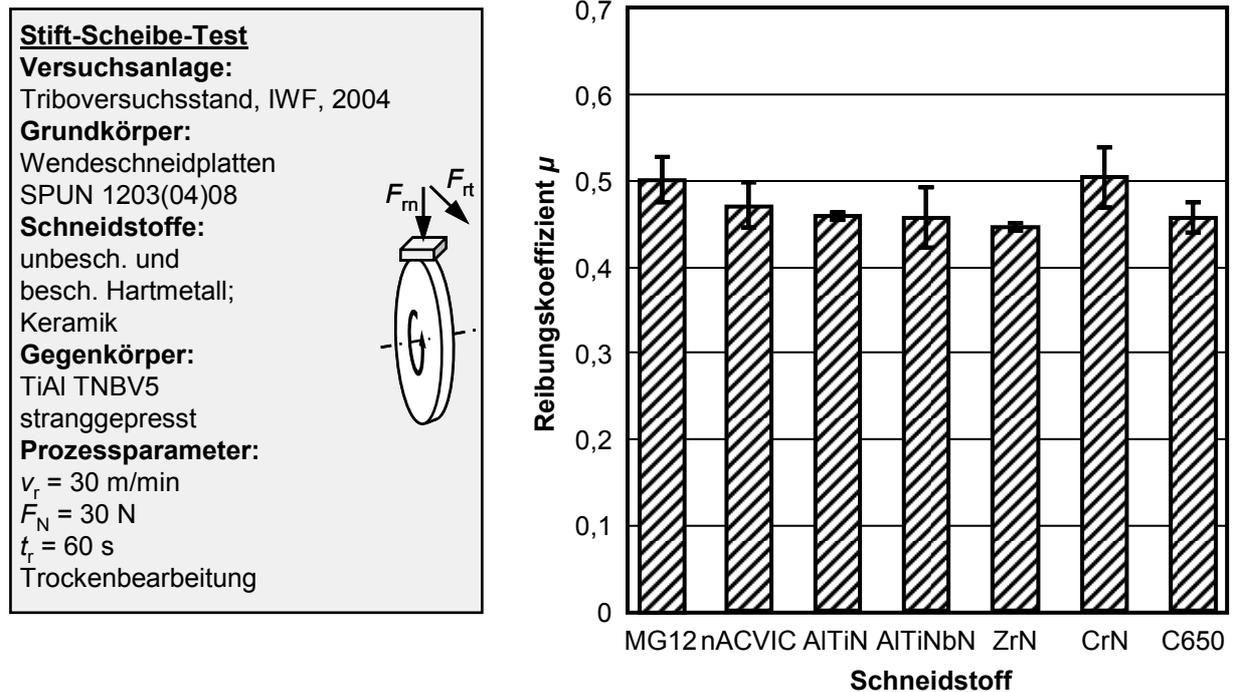


Bild 5-7: Reibungskoeffizienten in Abhängigkeit vom Werkstoff des Grundkörpers und der Beschichtung

Die höhere Oberflächenhärte der keramischen Beschichtungen und der Mischkeramik führt zu geringeren Reibungskoeffizienten gegenüber dem unbeschichteten Hartmetall MG12. Der geringste Reibungskoeffizient von $\mu = 0,45$ wurden mit dem ZrN-beschichteten Hartmetall erzielt. Eine Beschichtung mit CrN führte dagegen zu einem mit dem unbeschichteten Hartmetall vergleichbaren Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,51$. Die Beschichtung mit der Mehrlagenbeschichtung des Typs nACVIC mit CBC-Toplayer führte bei diesen Untersuchungen nur zu geringfügig geringeren Reibungskoeffizienten im Vergleich zum unbeschichteten Substrat. Auf gleichem Niveau liegen die ermittelten Reibungskoeffizienten bei Verwendung der keramischen Hartstoffschichten auf der Basis von AlTiN und AlTiNbN sowie der Mischkeramik C650. Hier wurde im Mittel $\mu = 0,48$ bestimmt.

Ein signifikanter Vorteil hinsichtlich der Adhäsionsneigung lässt sich somit durch keramische Hartstoffbeschichtungen nicht erreichen. Durch die geringe Schichtdicke werden diese Schichtsysteme auch im Hinblick auf thermisch induzierten Verschleiß nur einen begrenzten positiven Effekt ausüben. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Hartmetall und Hartstoffschicht führen vermutlich bei diesen Werkzeugen zu einem schnellen

Versagen der Schichten durch Delamination infolge der thermomechanischen Wechselbeanspruchung bei realen Zerspanvorgängen. Daher werden die nachfolgend beschriebenen Zerspanuntersuchungen nur mit Wendeschneidplatten aus unbeschichtetem Hartmetall und hochharten Schneidstoffen auf der Basis von PCBN und Diamant durchgeführt.

5.3 Diffusionstest

Wie am IWF der TU Berlin durchgeführte Versuche beim Außen-Längs-Runddrehen der Legierung γ -MET gezeigt haben nehmen die Spanflächentemperaturen stetig mit der Schnittgeschwindigkeit zu [Uhl06]. Für Anwendungen bei hohen Schnittgeschwindigkeiten weisen hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und Diamant das höchste Potenzial auf [Ber06, Uhl03b, Uhl06]. Deshalb wurden die Versuche zur Diffusionsanfälligkeit in Verbindung mit der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügezustand mit den hochharten Schneidstoffen DBW85 und CTM302 durchgeführt. Die energiedispersive Elementanalyse an Stellen mit und ohne Gegenkörperkontakt ergaben, dass sich insbesondere der Kobalt-Gehalt an der Oberfläche der Kontaktzone zwischen TiAl und PKD stark verringert während der Sauerstoffgehalt deutlich steigt (vgl. **Bild 5-8**). Bei den Gegenkörpern aus PCBN stiegen der Bor- und der Stickstoffanteil. Die Verringerung des Kobaltanteils ist hier deutlich geringer ausgefallen.

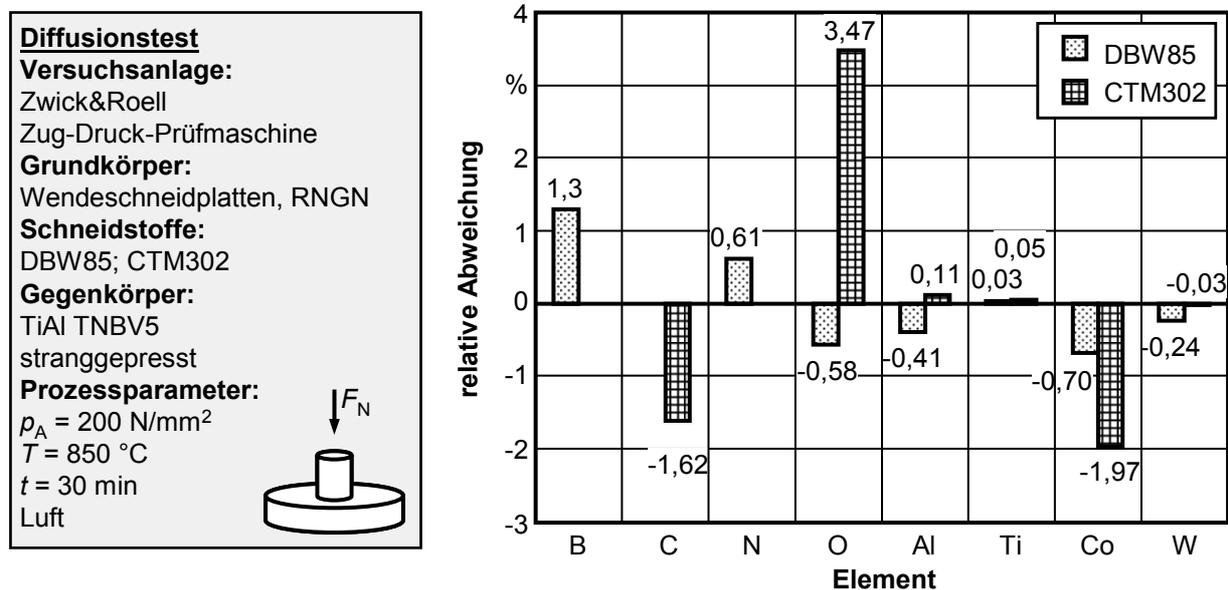


Bild 5-8: Relative Abweichung der ermittelten Zusammensetzungen der Grundkörper aus DBW85 und CTM302 zwischen Flächen mit und ohne Kontakt zum Gegenkörper aus TiAl TNBV5

In den Grundkörpern waren dagegen keine durch Diffusion veränderten Aluminium- und Titangehalte nachweisbar. Die leichte Reduktion des Aluminiumanteils bei den Grundkörperproben aus PCBN ist auf die Anteile an Aluminium in der Binderphase zurückzuführen. Die tribochemischen Reaktionen beim verwendeten PKD bewirken somit eine Effusion des Binderelements Kobalt und die Bildung von Oxiden. Der PCBN-

Schneidstoff DBW85 zeigt sich erwartungsgemäß chemisch stabiler. Die relativen Änderungen sind deutlich geringer. Die hohen Verschleißtiefen bei den Stift-Scheibe-Versuchen sind demnach auf eine deutlich größere Wirkung einer thermischen Erweichung zurückzuführen.

5.4 Fazit

Um Hinweise für die Auswahl geeigneter Schneidstoffe für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide geben zu können, erfolgten tribologische Modellversuche. Zum Einsatz kamen kommerziell erhältliche unbeschichtete und beschichtete Hartmetalle, Vollkeramiken und hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und PKD. Die hohe Adhäsionsneigung des Gegenkörperwerkstoffs TiAl führt bei allen verwendeten Grundkörpern zur Bildung von Zwischenschichten. Daraus folgend stellen sich bei allen untersuchten Schneidstoffen ähnliche Reibungskoeffizienten ein. Auch die mit einer CBC-Deckschicht ausgestatteten nACVIC beschichteten Wendeschneidplatten weisen im Vergleich zum unbeschichteten Hartmetall keine deutliche Verringerung des Reibungskoeffizienten auf. Hieraus lässt sich eine hohe thermische Belastung auch hochharter Werkzeuge ableiten. Wird die Grundkörpertemperatur auf $\vartheta = 400\text{ °C}$ erhöht, kehrt sich der bei den Kalottenschliffversuchen zunächst ermittelte Vorteil der TiAlN-Beschichtung 3005 und nACVIC um. Im Vergleich zum unbeschichteten Hartmetall treten signifikant höhere Verschleißtiefen auf. Bei Dünnschichtsystemen kann die geringe Schichtdicke der Hartstoffschichten nicht zu einer wesentlichen Temperaturspreizung beitragen. Dadurch versagt das Hartmetallsubstrat und es kommt zu Abrieb infolge thermischer Erweichung und tribochemischem Verschleiß. Der Reibungskoeffizient sinkt mit zunehmender Reibgeschwindigkeit. Dies ist ein Indiz für steigende Kontakttemperaturen. Bei der PCBN Sorte DCC500 liegen die Reibungskoeffizienten signifikant über den für die Sorten DBW85 und CTM302 ermittelten Werte. Als Ursache kann eine höhere Affinität der Reibpartner angesehen werden. Der Binder des Schneidstoffs DCC500 besteht aus TiC. Bei den Reibgeschwindigkeiten $v_r = 300\text{ m/min}$ und $v_r = 400\text{ m/min}$ fanden nur die Schneidstoffe auf Basis von PCBN und PKD Anwendung. Die geringsten Reibungskoeffizienten und Verschleißtiefen weisen die Grundkörper aus dem PKD CTM302 auf. Die Reibspuren zeigen jedoch umfangreiche Aufschmierungen. Die Versuche zum Diffusionsverhalten zeigen jedoch keine Veränderung der Aluminium- und Titangehalte in den verwendeten Grundkörpern aus DBW85 und CTM302. Ein deutlicher Vorteil eines der verwendeten hochharten Schneidstoffe PCBN und PKD aufgrund der unterschiedlichen mechanischen und chemischen Eigenschaften lässt somit sich aus den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchen nicht ableiten. Aufgrund der hier ermittelten Ergebnisse erfolgen die in den Abschnitten 6 und 7 vorgestellten Untersuchungen im Wesentlichen nur mit unbeschichteten Hartmetallen. Darüber hinaus wird das Anwendungspotenzial von Schneidstoffen aus Diamant und kubischem Bornitrid evaluiert.

6 Zerspanung intermetallischer Titanaluminide in Analogieversuchen

6.1 Quasistatischer Zerspanprozess

6.1.1 Einfluss der Werkstücktemperatur auf die Spanbildung

Intermetallische Titanaluminide zeigen in Abhängigkeit von der Temperatur abweichende dominierende Verformungsmechanismen (vgl. Abschnitt 2.1.1). Bei der Zerspanung treten unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit segmentierte Späne auf. Die Segmentierung stellt eine Folge einer Lokalisierung der plastischen Verformung dar (vgl. Abschnitt 2.2.2 und 2.2.3). Neben den materialphysikalischen Eigenschaften bestimmt auch der vorliegende Spannungszustand die bei der Spanbildung ablaufenden Vorgänge. Im Folgenden soll zunächst untersucht werden, welchen Einfluss die Werkstücktemperatur auf die Spanbildung bei intermetallischem TiAl ausübt. Dazu wurde die Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 0,01$ m/min reduziert und konstant eingestellt. Wie in Abschnitt 4.3.2 beschrieben kann hierdurch eine thermische Erweichung als Ursache einer Verformungslokalisierung weitgehend ausgeschlossen werden. Die Versuche erfolgten an der stranggepressten Modifikation der in Abschnitt 4.1 beschriebenen Legierung TNBV5.

Als Werkzeuge kamen keramische Wendeschneidplatten des Typs KY1540 und der ISO-Spezifikation SNGN 120708 der Fa. KENNAMETAL, Ebermannstadt, zur Anwendung. Diese sind werksseitig mit einer Schutzfase ausgerüstet, die vor den Versuchen durch Planlappen entfernt wurde. So konnte eine möglichst scharfkantige Schneidkante mit einem Schneidkantenradius von unter $r_\beta = 3$ μm bei einem Spanwinkel von $\gamma = 0^\circ$ eingesetzt werden. Durch die Geometrie der verwendeten Wendeschneidplatte betrug der Freiwinkel $\alpha = 0^\circ$. Nachteilig ist hier die Reibung der Freifläche auf der Schnittfläche. Dies weist jedoch gleichzeitig den Vorteil auf, dass es nicht zu einem Verkippen der Wendeschneidplatten während der Versuchsdurchführung kommen kann. Die Spanungsdicke von $h = 0,100$ mm wurde durch die Probengeometrie vorgegeben. Die Abweichungen durch differierende thermische Ausdehnungskoeffizienten von Werkzeug und Werkstück wurden durch die optische Vermessung der erzeugten Spanwurzeln berücksichtigt. Die Proben wiesen je sechs Einzelstege mit einer Breite von $b = 2$ mm auf. Die Schnittlänge betrug etwa $l_s = 3$ mm.

In **Bild 6-1** sind exemplarisch rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von bei unterschiedlichen Werkstücktemperaturen erzeugten Spanflächen abgebildet. Mit steigender Temperatur verringert sich die Schädigung der Schnittfläche durch Risse und Ausbrüche. Bei Versuchsdurchführung ohne zusätzliche Temperaturerhöhung ist die Schnittfläche durchsetzt von Querrissen und großflächigen Ausbrüchen. Anzahl und Größe der Ausbrüche werden bereits bei einer Erwärmung der Werkstücke auf $\vartheta = 300$ °C signifikant reduziert. Weitere rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen haben ergeben, dass jedoch bis zu einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 700$ °C kleine Ausbrüche und Querrisse in den Schnittflächen

auftreten. Erst ab einer Temperatur von $\vartheta = 800\text{ °C}$ wurden Schnittflächen erzeugt, die frei von Rissen und Ausbrüchen sind. Die dann beobachteten glatten Schnittflächen sind ein Indiz für wesentliche Änderungen der bei der Spanbildung vorherrschenden Mechanismen.

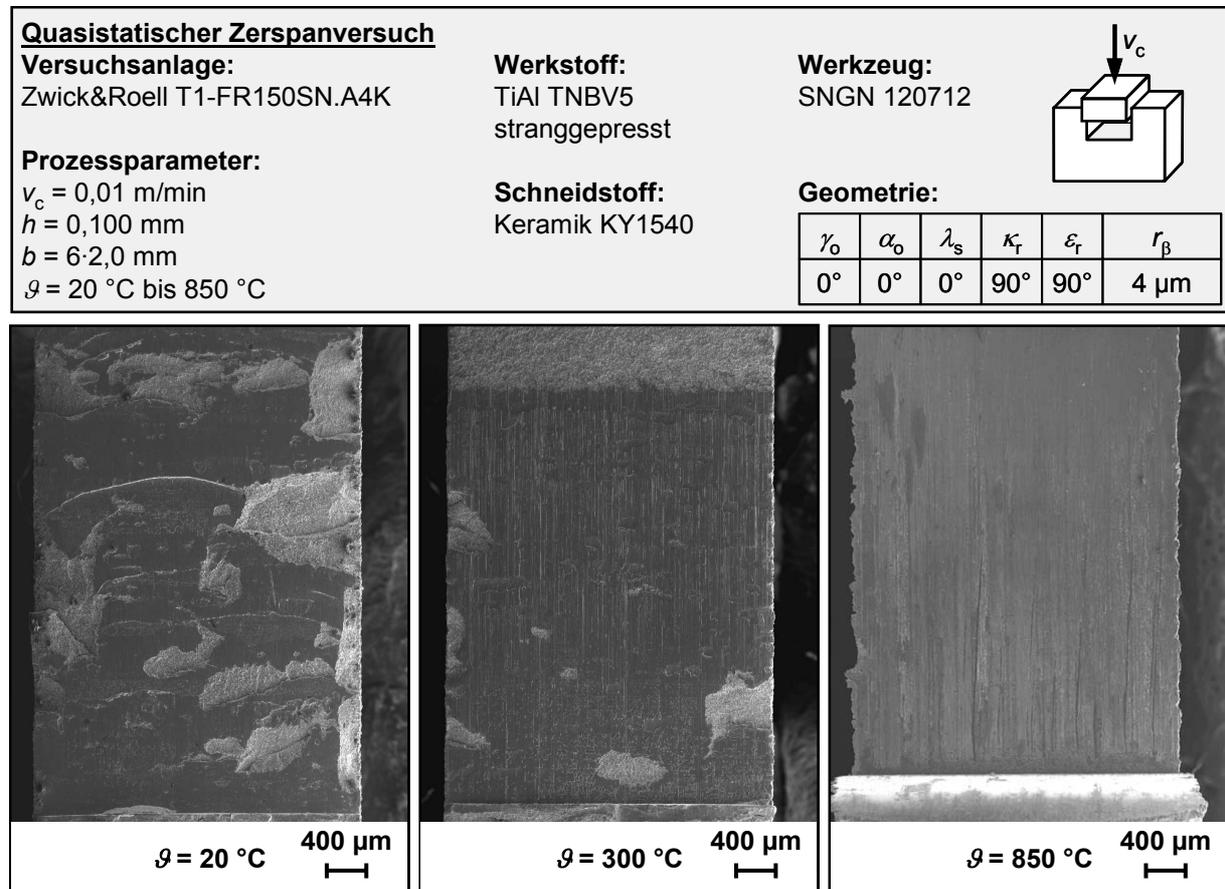


Bild 6-1: Schnittflächen in Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur beim Orthogonalzerspanen von TiAl TNBV5 mit sehr geringer Schnittgeschwindigkeit

Da die Versuche bei sehr geringer Schnittgeschwindigkeit durchgeführt wurden, konnten die Versuche spontan durch Stoppen der Materialprüfmaschine unterbrochen werden. Dabei wurden Spanwurzeln erzeugt, die metallographisch präpariert wurden. In **Bild 6-2** sind rasterelektronenmikroskopische Querschliffaufnahmen von so erzeugten Spanwurzeln abgebildet. Bei Raumtemperatur treten in der Spanbildungszone in Schnittrichtung verlaufende grobe, meist interkristalline Risse auf, die ihren Ursprung nicht an der freien Werkstückoberfläche haben. Als Ursache für die in Schnittrichtung gerichtete Rissausbreitung ist ein durch lokalisierte Scherung entstandenes keilförmiges Werkstücksegment anzunehmen, welches in Schnittrichtung durch das Werkzeug vorgeschoben wird. Die Scherflächen zeichnen sich im Gegensatz zu den ebenfalls erkennbaren Rissen durch einen geradlinigen Verlauf aus.

Im oberen Bereich der Spanbildungszone ist keine plastische Verformung in der Gefügestruktur nachweisbar. Die Körner zeigen eine globulitische Struktur analog zum Grundgefüge. Die an der freien Werkstückoberfläche vorhandenen Risse sind bei der

Probenherstellung durch Funkenerosion entstanden und scheinen sich nicht in Richtung Schneidkante auszudehnen. Die plastische Bruchdehnung für die Legierung TNBV5 im stranggepressten Gefügestand wird vom Hersteller mit $A_{pl} = 2\%$ angegeben (vgl. Abschnitt 4.1). Die der Schneidkante unmittelbar vorgelagerte Zone ist auch hier, trotz der sehr geringen Duktilität, durch höhere plastische Verformung gekennzeichnet. Dies lässt sich an der Gefügestruktur und der Abbildung der Schneidkante in der Spanwurzel erkennen.

Die Erhöhung der Werkstücktemperatur im Bereich von $\vartheta = 300\text{ °C}$ bis $\vartheta = 750\text{ °C}$ führte zu einer deutlichen Verringerung grober Rissbildung. Die Querschliffe der erzeugten Spanwurzeln zeigten, dass die Späne in diesem Temperaturbereich durch Bildung von Segmenten entstehen (vgl. Bild 6-2, unten links). Ein Zusammenhalt der einzelnen Spansegmente war bei keiner eingestellten Werkstücktemperatur gegeben.

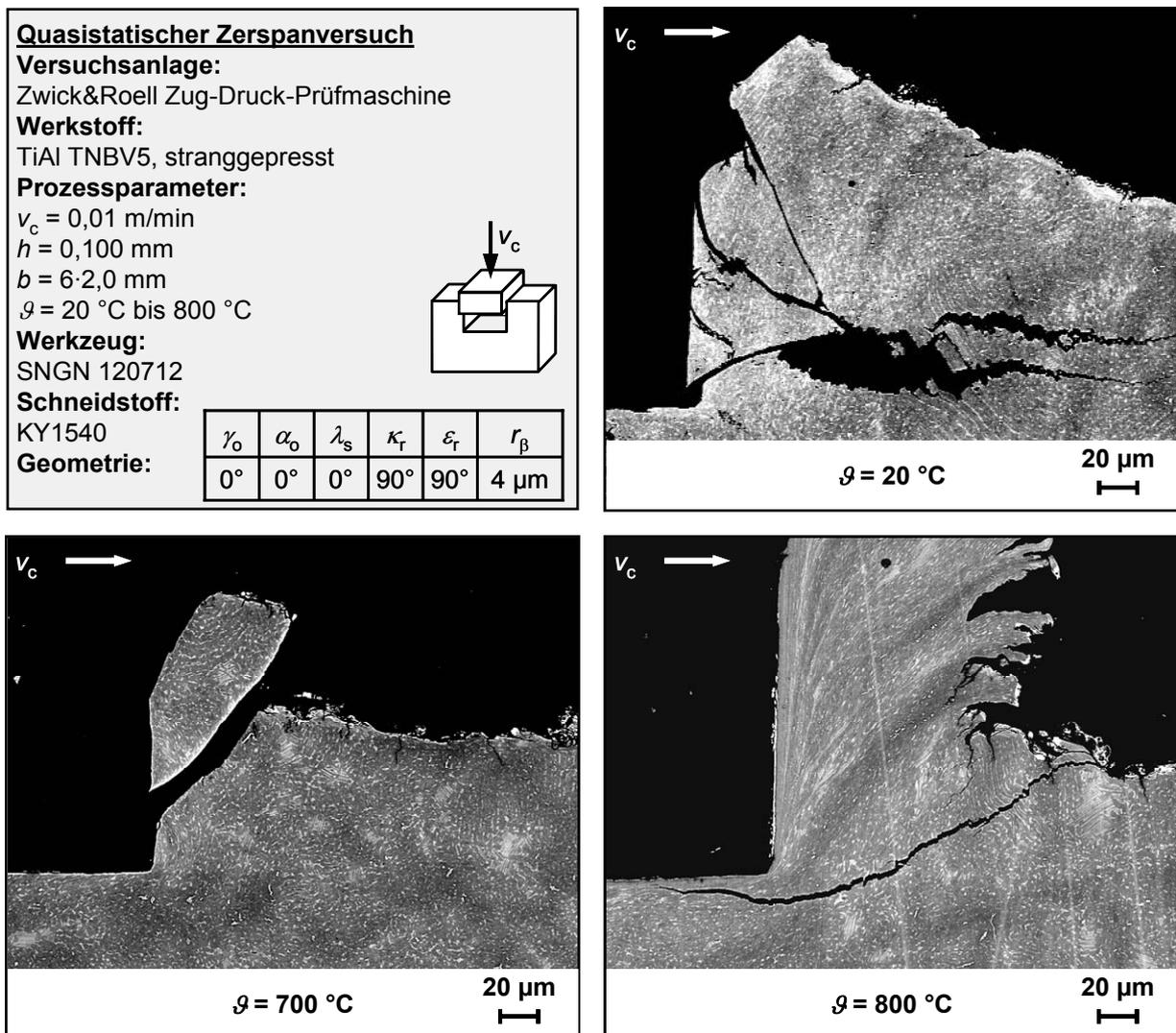
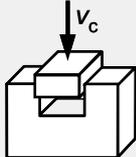


Bild 6-2: Spanwurzeln aus TiAl TNBV5 erzeugt bei unterschiedlichen Temperaturen

Die Werkstücktemperaturen wurden im weiteren Verlauf der Versuchsdurchführung auf $\vartheta = 800\text{ °C}$ und schließlich auf $\vartheta = 850\text{ °C}$ erhöht. Hier zeigte sich ein deutlich abweichendes Verhalten des Werkstückwerkstoffs in der Spanbildungszone. Es wurden bei allen Versuchen

stets zusammenhängende Späne gebildet. Anhand der Querschliffaufnahmen ist ersichtlich, dass ab einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 800\text{ °C}$ eine Fließspanbildung bei der Zerspanung des intermetallischen Titanaluminids TNBV5 in stranggepresstem Zustand möglich ist. Der in Bild 6-2, unten rechts zu erkennende grobe interkristalline Riss vor- und unterhalb der Spanbildungszone ist vermutlich während der Abkühlung der Proben nach Versuchsende im Ofen entstanden. Hierbei verblieb die keramische Wendschneidplatte zwischen den gegenüberliegenden Stegen der U-förmigen Probe und verspannte diese infolge der geringfügig unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Werkzeug- und Werkstückwerkstoff.

In **Bild 6-3** sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen eines metallographisch präparierten Querschliffs einer bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 750\text{ °C}$ erzeugten Spanwurzel abgebildet. Dabei erfolgte die Spanbildung wie bereits beschrieben durch Bildung von Segmenten. Der Spanprozess wurde während der Aufstauphase gestoppt. In der linken Übersichtsaufnahme erkennt man im oberen Bereich die nahezu geradlinig von der freien Oberfläche in Richtung Schneide verlaufende Scherkante.

Quasistatischer Zerspanversuch		Werkstoff:	Werkzeug:												
Versuchsanlage: Zwick&Roell T1-FR150SN.A4K		TiAl TNBV5 stranggepresst	SNGN 120712												
Prozessparameter: $v_c = 0,01\text{ m/min}$ $h = 0,100\text{ mm}$ $b = 6 \cdot 2,0\text{ mm}$ $\vartheta = 750\text{ °C}$		Schneidstoff: Keramik KY1540	Geometrie:												
			<table border="1"> <thead> <tr> <th>γ_0</th> <th>α_0</th> <th>λ_s</th> <th>κ_r</th> <th>ε_r</th> <th>r_β</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0°</td> <td>0°</td> <td>0°</td> <td>90°</td> <td>90°</td> <td>$4\text{ }\mu\text{m}$</td> </tr> </tbody> </table>	γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β	0°	0°	0°	90°	90°	$4\text{ }\mu\text{m}$
γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β										
0°	0°	0°	90°	90°	$4\text{ }\mu\text{m}$										

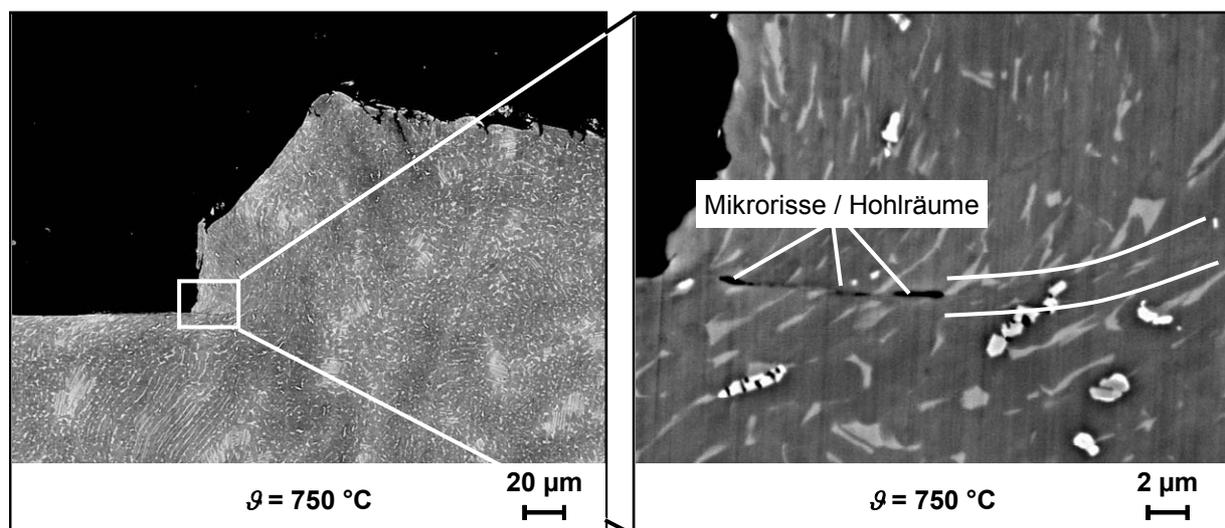


Bild 6-3: Querschliffaufnahmen einer Spanwurzel, erzeugt bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 750\text{ °C}$

Im unteren Bereich nahe der Schneidkante ist analog zu den bereits beschriebenen Spanwurzeln ein Bereich mit hoher plastischer Verformung zu erkennen. Das in diesem Bereich vom Schneidkeil vorgeschobene Werkstückmaterial weicht wegen des fehlenden

Widerstands entlang der Spanfläche in Spanablaufrichtung aus. Hierdurch wird die in diesem Bereich zunächst gerade vorlaufende Scherebene nach oben geschoben.

Den gekrümmten Verlauf der Scherebene verdeutlicht die Detailaufnahme in Bild 6-3, rechts. Hier sind im Bereich dicht an der Schneidkante Hohlräume zu erkennen, die durch Mikrorissbildung oder Vereinigung von Fehlstellen entstanden sein können. Daran schließt sich die in Richtung der freien Oberfläche verlaufende Scherzone mit einer geringen Dickenausdehnung im Bereich weniger μm an, die im Bild hervorgehoben dargestellt ist.

Nach NAKAYAMA [Nak74] ist der Aufstauwinkel der freien Oberfläche ρ bei der Segmentspannbildung gleich dem Reibwinkel zwischen Schnitt- und Zerspankraft abzüglich des Spanwinkels. Wird vereinfachend angenommen, dass in der Ausschiebephase der Segmentspannbildung keine weitere plastische Verformung im bereits gebildeten Spansegment erfolgt, so lässt sich anhand des Aufstauwinkels ρ eine kritische Versagensdehnung im Bereich nahe der freien Oberfläche ermitteln, bei der ein lokalisiertes Werkstoffversagen einsetzt. Zur Analyse der Höhe der kritischen Versagensdehnung kann in Anlehnung an GENTE [Gen02] und CLOS [Clo05] ebenfalls angenommen werden, dass die plastische Verformung in der Spanbildungszone parallel zum Scherwinkel Φ erfolgt. Mit dem anhand von Spänen und Spanwurzeln messbaren Aufstauwinkel der freien Oberfläche ρ und dem Scherwinkel Φ lässt sich gemäß Gleichung (6-1) die kritische Scherung innerhalb des oberen Bereichs des gebildeten Segments berechnen, bei der die Segmentierung einsetzt [Gen02]:

$$\tan(\chi) = \frac{\sin(\rho)}{\sin(\Phi) \cdot \sin(\Phi + \rho)} \quad (6-1)$$

Der Aufstauwinkel wurde in den Spanwurzeln gemessen und betrug im Temperaturbereich $300\text{ °C} \leq \vartheta \leq 750\text{ °C}$ im Mittel $\rho = 15^\circ$. Die Scherwinkel sind zwischen $\Phi = 39^\circ$ und $\Phi = 52^\circ$ bestimmt worden. Die Streubreite lässt sich mit Schwankungen in der Spannungsdicke beim Zerspanen der einzelnen Probenstege, dem Zeitpunkt des Stoppens und Fehlern in der lichtoptischen Erfassung erklären. Eine Abhängigkeit des Scherwinkels von der eingestellten Werkstücktemperatur ließ sich nicht feststellen. Den Modellen der Plastizitätsmechanik folgend, kann der Scherwinkel mit $\Phi = 45^\circ$ angenommen werden. Aus der gemäß Gleichung (6-1) ermittelten kritischen Scherung nahe der freien Oberfläche der Spanbildungszone kann der Vergleichsumformgrad beispielhaft nach Tresca bestimmt und ein Vergleich mit Druckversuchen angestellt werden. Die Umrechnung der ebenen Scherung in den Vergleichsumformgrad φ erfolgt nach Gleichung (6-2) [Tön04]:

$$\varphi = \frac{1}{2} \cdot \tan(\chi) \quad (6-2)$$

Für die im Temperaturbereich $300\text{ °C} \leq \vartheta \leq 750\text{ °C}$ erfolgten Versuche ergibt sich somit ein Vergleichsumformgrad von $\varphi = 0,16$ bis $\varphi = 0,24$ und im Mittel $\varphi = 0,19$. Die Bestimmung

nach dem Fließkriterium von v. Mises ergibt entsprechend höhere Werte von $\varphi = 0,21$ bis $\varphi = 0,27$. Eine Abhängigkeit des Verformungsgrads von der Werkstücktemperatur konnte in diesem Temperaturbereich nicht festgestellt werden. In parallel durchgeführten Stauchversuchen wurden an zylindrischen Vergleichsproben aus der hier verwendeten Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand ohne Erwärmung ein Umformgrad von ebenfalls $\varphi = 0,19$ ermittelt. Die Elastizitätsgrenze wurde als Streckgrenze mit $R_e = 1000 \text{ N/mm}^2$ ermittelt. Somit lässt sich feststellen, dass im oberen Bereich der Spanbildungszone zum Zeitpunkt der Ausschiebephase eine Formänderung vorliegt, die vergleichbar ist mit der die bei Zylinderstauchversuchen zum Versagen durch Schubbruch führt.

Für Temperaturen ab $\vartheta = 800 \text{ °C}$ wurden dagegen Fließspäne erzeugt (vgl. Bild 6-2). Die Verformung während der Spanbildung kann hierfür gemäß **Bild 6-4** aus der Spandickenstauchung λ_h , also dem Verhältnis von mittlerer Spandicke h_{ch} und der Spanungsdicke h , abgeleitet werden:

$$\lambda_h = \frac{h_{ch}}{h} \quad (6-3)$$

Dabei wird die mittlere Spandicke h_{ch} als arithmetischer Mittelwert aus maximaler und minimaler Spandicke bestimmt. Für die Späne, die bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 800 \text{ °C}$ und $\vartheta = 850 \text{ °C}$ erzeugt wurden, ergibt sich eine Spandickenstauchung von $\lambda_h = 1,57$. Aus der Spandickenstauchung und dem Spanwinkel lässt sich nach MERCHANT der Scherwinkel Φ gemäß Gleichung (6-4) bestimmen [Mer45, Huc52]. Hierbei wird vereinfachend das Scherebenenmodell, Volumenkonstanz, Werkstoffhomogenität, Isotropie und das Vorliegen eines ebenen Deformationszustands vorausgesetzt (vgl. Bild 6-4) [Tön04].

$$\Phi = \arctan\left(\frac{\cos(\gamma)}{\lambda_h - \sin(\gamma)}\right)_{\gamma=0} = \arctan\left(\frac{1}{\lambda_h}\right) \quad (6-4)$$

Für die Versuche bei $\vartheta = 800 \text{ °C}$ und dem eingesetzten Spanwinkel $\gamma = 0^\circ$ ergibt sich nach Gleichung (6-4) ein Scherwinkel von $\Phi = 32,5^\circ$. Aus der Spandickenstauchung λ_h kann zudem die Vergleichsumformgrad φ nach Tresca (analog v. Mises) ermittelt werden. Nach Gleichung (6-5) gilt für den hier diskutierten Fließspan und einem Spanwinkel von $\gamma = 0^\circ$ [Tön04]:

$$\varphi = \frac{1}{2} \left(\lambda_h + \frac{1}{\lambda_h} \right) \quad (6-5)$$

Somit ergibt sich aus den erzeugten Spanwurzeln und Spänen bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 800 \text{ °C}$ eine Vergleichsumformgrad von $\varphi = 1,1$. Eine entsprechend hohe erreichbare

plastische Verformung bis in den Bereich der Superplastizität wurde auch bei Zugversuchen an intermetallischen γ -TiAl-Legierungen bei Temperaturen von $\vartheta = 850\text{ °C}$ erreicht [Kni06].

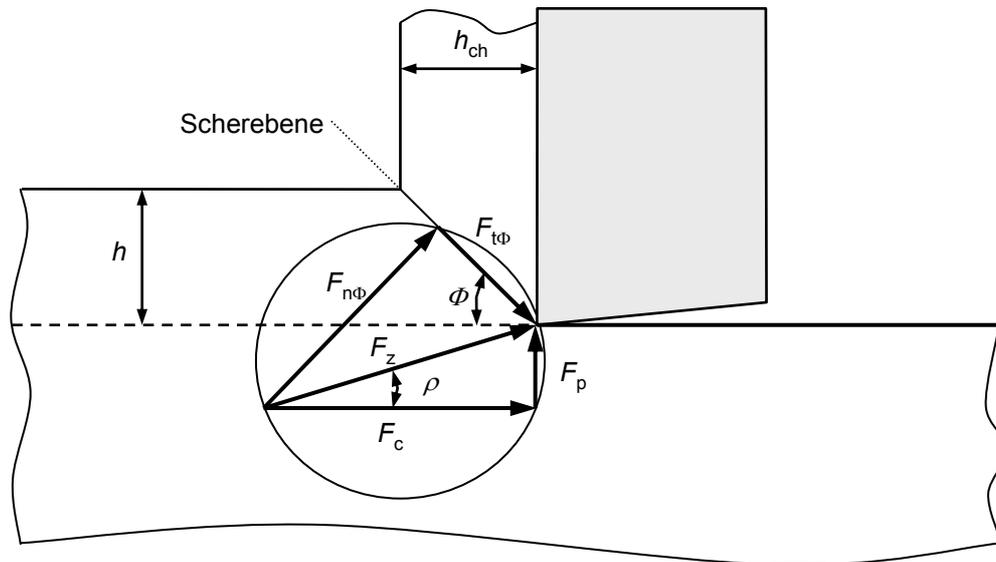
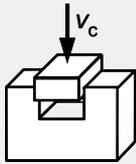


Bild 6-4: Kräftegeometrie beim Orthogonalspanen [Tön04]

Bild 6-5 zeigt einen bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 850\text{ °C}$ erzeugten Fließspan aus der TiAl-Legierung TNBV5. Die Spanoberseite der Späne ist stark zerklüftet und periodisch sägezahnförmig gewellt. Diese Welligkeit ist auf eine geringe Diskontinuität der Scherverformung während der Spanbildung zurückzuführen. Zur Charakterisierung der Diskontinuität der Spanbildung kann der Segmentierungsgrad G_s verwendet werden. Dieser errechnet sich nach Gleichung (2-6) aus der maximalen und der minimalen Spandicke.

Aus Gleichung (2-6) ergibt sich ein Segmentierungsgrad von $G_s = 0$ für einen homogenen Fließspan und $G_s = 1$ für einen vollständig segmentierten Span. Dieser weist eine minimale Spandicke von $h_{chmin} = 0\text{ mm}$ auf. Für die Späne, die bei Werkstücktemperaturen von $\vartheta = 850\text{ °C}$ erzeugt wurden, ergibt sich ein Segmentierungsgrad von $G_s = 0,21$.

Die in Bild 6-5 an der Spanoberseite weiterhin erkennbaren Kerbungen sind ebenfalls auf die Fertigung der U-Proben durch Funkenerosion und die dabei auftretenden thermisch bedingten Risse zurückführbar. Diese Risse führten jedoch nicht zu einer signifikanten Beeinflussung der Spanbildung. An der Spanunterseite ist ein Bereich mit stark ausgedehnten Körnern zu erkennen. Dieses Verhalten wird im Allgemeinen durch die in der sekundären Scherzone erfolgende zusätzliche plastische Verformung erklärt. Die Querschliffaufnahmen haben gezeigt, dass bei thermischer Aktivierung genügender Gleitsysteme im intermetallischen Werkstückwerkstoff durch Aufheizen der Proben diese stark ausgedehnten Spanunterseiten durch die Bewegung des Spans entlang der Spanfläche gebildet werden.

Quasistatischer Zerspanversuch		Werkstoff:	Werkzeug:													
Versuchsanlage:	Zwick&Roell T1-FR150SN.A4K	TiAl TNBV5 stranggepresst	SNGN 120712													
Prozessparameter:	$v_c = 0,01$ m/min $h = 0,100$ mm $b = 6 \cdot 2,0$ mm $\vartheta = 850$ °C	Schneidstoff: Keramik KY1540	Geometrie:													
				<table border="1"> <thead> <tr> <th>γ_0</th> <th>α_0</th> <th>λ_s</th> <th>κ_r</th> <th>ε_r</th> <th>r_β</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0°</td> <td>0°</td> <td>0°</td> <td>90°</td> <td>90°</td> <td>4 μm</td> </tr> </tbody> </table>	γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β	0°	0°	0°	90°	90°	4 μ m
γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β											
0°	0°	0°	90°	90°	4 μ m											

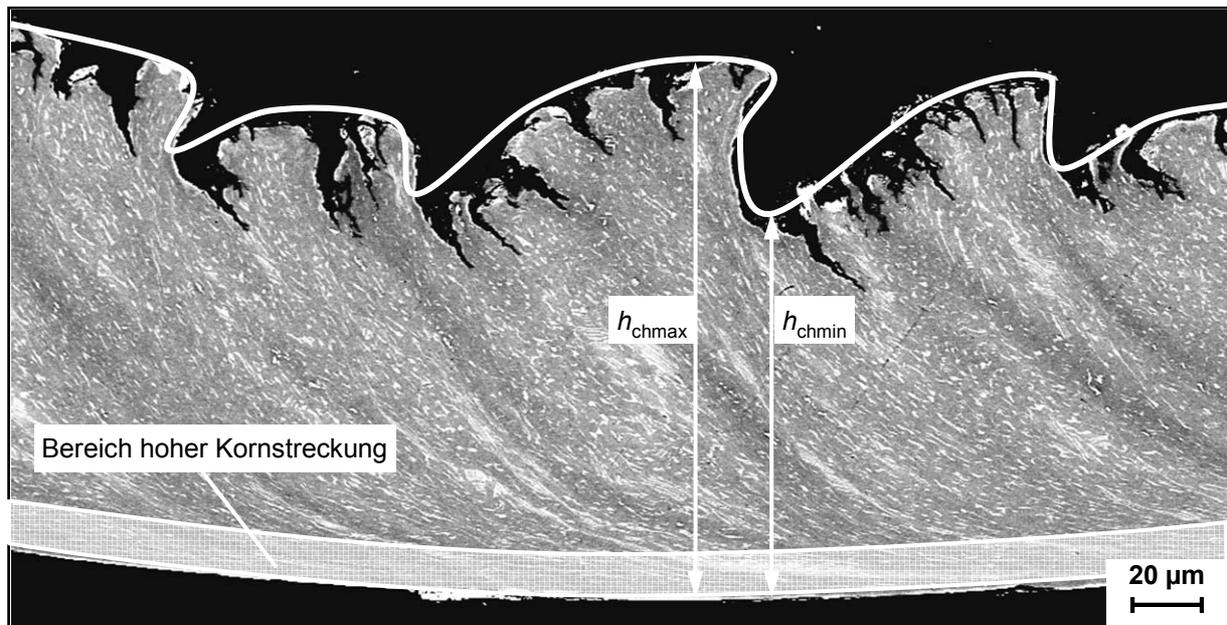


Bild 6-5: Fließspan bei Zerspanung von TiAl TNBV5

Hinsichtlich der vorliegenden Spanbildungsmechanismen und der Schnittflächenausbildung bei Zerspanoperationen mit höherer Schnittgeschwindigkeit haben diese starken Verformungen und die damit eventuell einhergehende zusätzliche Erwärmung nur indirekt Einfluss. Das durch die Verformungswärme aktivierte Volumen wird durch den Spanfluss abtransportiert. Jedoch sind die starken Verformungen an der Spanunterseite ein deutliches Anzeichen für die Bedeutung der Reibung in der sekundären Scherzone an der Spanfläche und die starke Adhäsivität des Werkstückwerkstoffs.

Bild 6-6 zeigt exemplarisch den Verlauf der ermittelten Schnittkraft in Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur. Die Auswertung der Schnittkräfte erfolgte jeweils nach einer Schnittzeit von $t_c = 5$ s. So konnte der Einfluss der Freiflächenreibung (Freiwinkel $\alpha_0 = 0^\circ$) bei allen Versuchen konstant auf niedrigem Niveau gehalten werden. Bei den Versuchen ohne Werkstückerwärmung treten aufgrund des hohen Anteils an grober Rissbildung und Ausbrüchen in der Spanbildungszone große Schwankungen der Schnittkraft auf. Eine Erhöhung der Werkstücktemperatur auf $\vartheta = 300$ °C bis 750 °C bewirkt einen deutlich gleichmäßigeren Kraftverlauf. In diesem Temperaturbereich treten die für die beschriebene Segmentspanbildung typischen sägezahnförmigen Kraftverläufe auf. In der Aufstauphase steigt die Schnittkraft stetig an. Die sich in ungünstig orientierten Körnern dabei

entwickelnden hohen Spannungen können lokal die Bruchspannung erreichen, was bei tiefen und mittleren Temperaturen als Hauptursache für das Materialversagen angesehen werden kann [App98, App03, Cle95, Cle00, Fro01, Hua91, Kim94, Kni07, Pet02, Rom97, Spa98, Wes00, Yam93]. Wenn im Bereich der Spanbildungszone eine kritische Versagensdehnung erreicht wird, folgt die Ausschleibphase. Hier versagt der Werkstoff lokal in einer Scherebene. Das so gebildete Segment wird durch das sich weiterbewegende Werkzeug heraus geschoben.

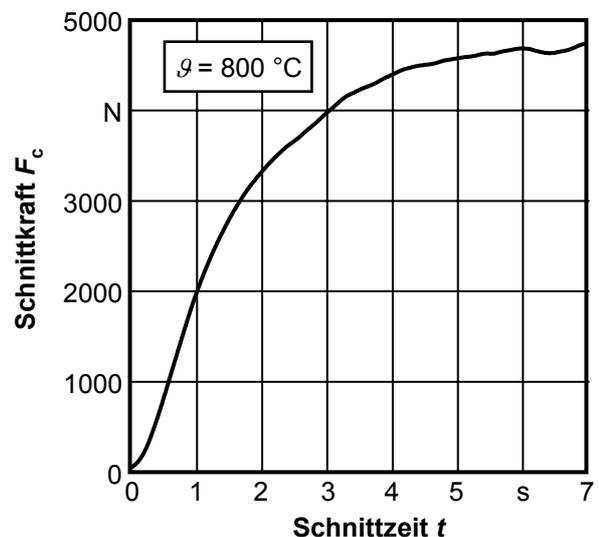
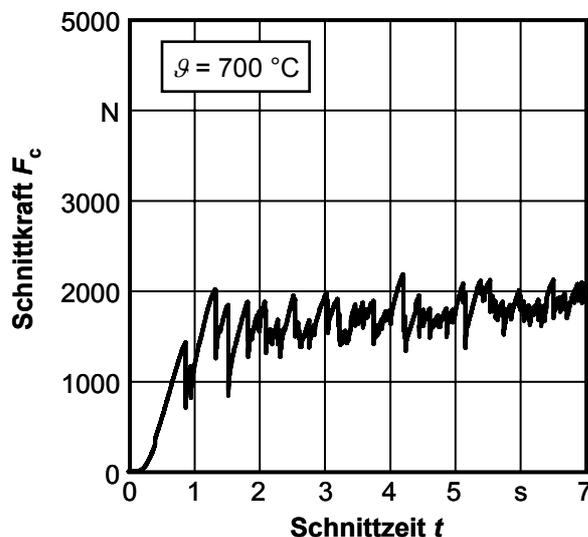
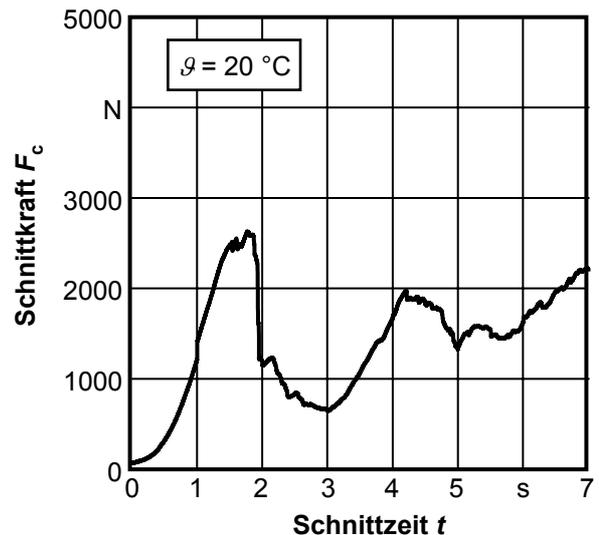
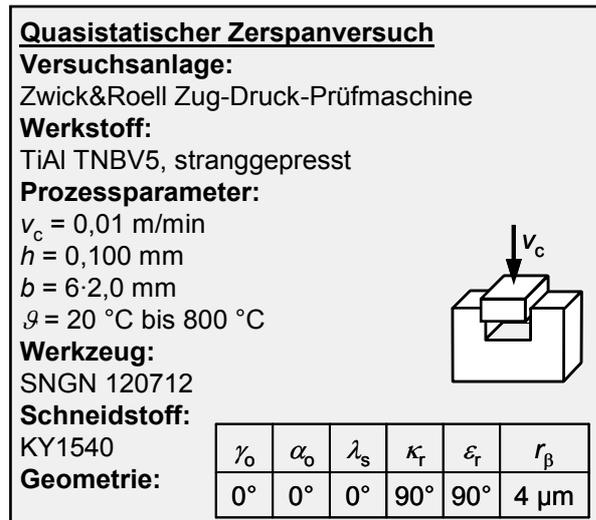


Bild 6-6: Schnittkraft in Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur beim Orthogonalspanen von TiAl TNBV5

SPARKA [Spa98] gibt an, dass bei Temperaturen ab $\vartheta = 800$ °C Versetzungsklettern als Hauptursache für eine deutliche Duktilitätssteigerung bei TiAl-Legierungen wirksam wird. Eine Steigerung der Werkstücktemperatur auf $\vartheta \geq 800$ °C führte bei den hier durchgeführten Versuchen zu einer deutlichen Änderung der vorliegenden Spanbildungsmechanismen. Es werden Fließspäne erzeugt, die durch gleichmäßige Scherung entstehen. Hierbei ist ein deutlicher Anstieg der Schnittkraft zu beobachten, wie in Bild 6-6 zu ersehen ist. Im direkten Vergleich der aufgezeichneten Schnittkraftkurven fehlen die steil abfallenden Flanken, die die

Ausschiebephase charakterisieren. Vielmehr steigt die Schnittkraft im Vergleich zu den Versuchen bei geringerer Werkstücktemperatur stetig auf den doppelten Betrag von ca. $F_c = 4500 \text{ N}$ an. Die Kräfte wurden jeweils zu Beginn der Versuche ausgewertet. Daher ist der Einfluss der Reibung der Werkzeugfreifläche auf der Schnittfläche als gering anzunehmen.

Um die Vermutung einer durch Sauerstoffdiffusion hervorgerufene Verfestigung zu überprüfen, wurden die Sauerstoffgehalte spektroskopisch ermittelt. Hierbei wurde festgestellt, dass die Probenherstellung durch Funkenerosion zu einer erhöhten Sauerstoffkonzentration im Probenmaterial führte. Als Vergleich dienten Proben, deren Endbearbeitung durch Schleifen erfolgte. Der Sauerstoffgehalt lag bei allen durch Funkenerosion vorbearbeiteten Proben auf gleichem Niveau unabhängig von der Erwärmung der Proben während der Versuchsdurchführung.

Hinzu kamen rasterelektronenoptische Messungen mit der Mikrosonde, bei der die Elementkonzentrationen in der Randzone der Proben lokal hoch aufgelöst wellenlängendispersiv ermittelt werden. Der Sauerstoffgehalt sank bei allen untersuchten Proben innerhalb einer Eindringtiefe von $t_e = 2 \mu\text{m}$ auf ein konstantes Minimum ab. Hieraus kann geschlossen werden, dass der bei den spektroskopischen Messungen ermittelte höhere Sauerstoffgehalt durch die Bildung von Oxiden bei der Bearbeitung durch Funkenerosion zurückgeführt werden kann. Eine temperaturabhängige Erhöhung des Sauerstoffgehalts in der Spanbildungszone durch die Probenerwärmung während der Versuchsdurchführung kann als Ursache für die deutlich höheren Schnittkräfte jedoch ausgeschlossen werden.

Vielmehr sind die höheren erreichten plastischen Verformungen als ursächlich anzunehmen. Die Erwärmung der Spanbildungszone erhöht die plastische Verformungsfähigkeit. Der Werkstoff ist nun in der Lage, Spannungsspitzen, die sich an Inhomogenitäten im Werkstoffgefüge wie Fehlstellen, Poren, Ausscheidungen oder Korngrenzen bilden, durch plastische Verformung abzubauen. Bei niedriger Temperatur erfolgt der Spannungsabbau durch Rissbildung und Bruch, da die für eine plastische Verformung notwendigen Gleitsysteme nicht in ausreichender Anzahl und Qualität zur Verfügung stehen [Kni07].

In Anlehnung an den Ansatz von KIENZLE [Kie57] wurde die spezifische Schnittkraft aus dem Verhältnis von Schnittkraft und Spannungsquerschnitt bestimmt. Die spezifische Schnittkraft ist dabei der Energie gleichzusetzen, die zum Trennen einer Volumeneinheit aufgewendet werden muss [Tön04]. Die Spannungsdicken wurden an den jeweils 6 einzelnen Stegen separat vermessen. Mit den Stegbreiten ergeben sich die jeweiligen Spannungsquerschnitte. Diese wurden zum Gesamtspannungsquerschnitt aufsummiert. Die Schnittkräfte wurden als integrale Mittelwerte aus den aufgezeichneten Schnittkraftverläufen jeweils innerhalb einer Schnittzeit von $t_c = 3 \text{ s}$ nach Erreichen eines konstanten Kraftniveaus errechnet. Das Verhältnis von Schnittkraft zum Spannungsquerschnitt ergibt dann die spezifische Schnittkraft. Angegeben sind die Mittelwerte aus den zwei Versuchen je eingestellter Werkstücktemperatur. Die

maximale Abweichung der so ermittelten Einzelwerte vom Mittelwert betrug $\Delta k_c = 13\%$. In **Bild 6-7** sind die ermittelten spezifischen Schnittkräfte k_c in Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur abgebildet. Die spezifische Schnittkraft steigt ausgehend von $k_c = 1366 \text{ N/mm}^2$ bei Versuchsführung ohne zusätzliche Werkstückerwärmung zunächst linear auf $k_c = 1671 \text{ N/mm}^2$ bei $\vartheta = 700 \text{ }^\circ\text{C}$. Eine weitere Steigerung der Werkstücktemperatur führt zu einer deutlichen Erhöhung der spezifischen Schnittkraft auf bis zu $k_c = 4110 \text{ N/mm}^2$ bei $\vartheta = 800 \text{ }^\circ\text{C}$. Höhere Werkstücktemperaturen führen dann infolge thermischer Erweichung wieder zu geringeren spezifischen Schnittkräften. So wurde bei einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 850 \text{ }^\circ\text{C}$ die spezifische Schnittkraft von $k_c = 2643 \text{ N/mm}^2$ bestimmt.

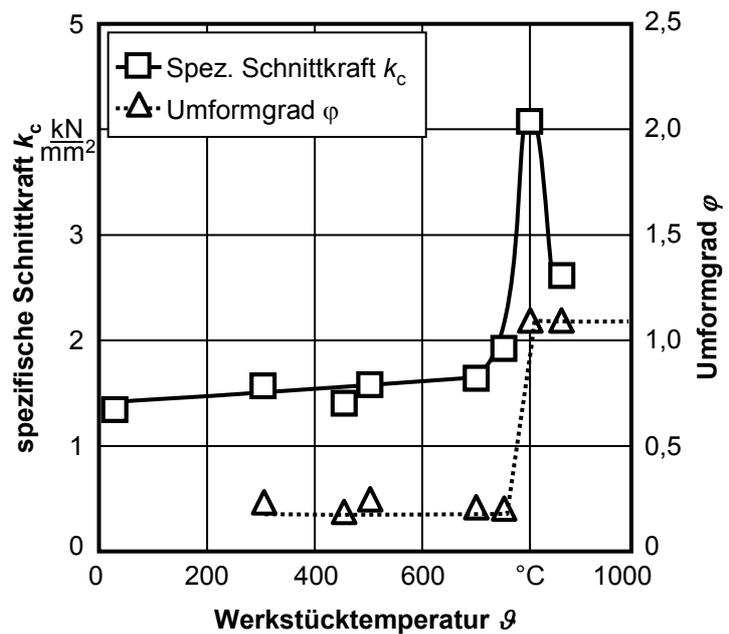
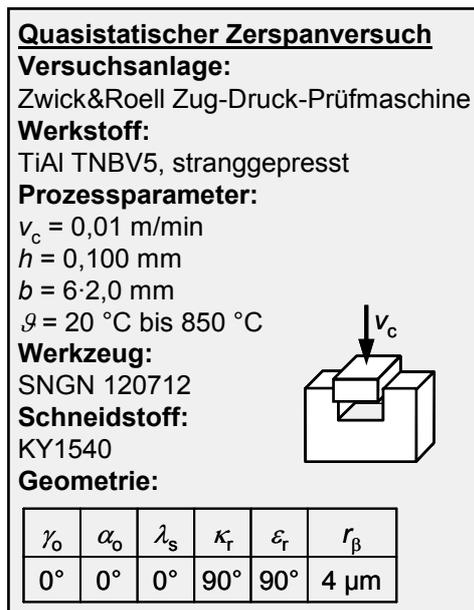


Bild 6-7: Spezifische Schnittkraft und Umformgrad in Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur beim Orthogonalspanen von TiAl TNBV5

Das temperaturabhängige Verformungsverhalten von Titan-basierten Werkstoffen ist zudem durch eine Fließspannungsanomalie gekennzeichnet. Im Fall der γ -Phase erreicht die Fließspannung im Temperaturbereich von $600 \text{ }^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 800 \text{ }^\circ\text{C}$ ein lokales Maximum. Die Ausprägung der Fließspannungsanomalie ist jedoch stark von der Legierungszusammensetzung und der Korngröße abhängig. Bei sehr feinkörnigem Gefüge, wie im Fall von stranggepressten Legierungen, wird anstelle des Anstiegs der Fließspannung mit steigender Temperatur auch ein Plateau oder auch stetiges Absinken der Fließspannung festgestellt [Kni07]. Daher kann diese Anomalie nicht zur Erklärung der hohen spezifischen Schnittkraft bei $\vartheta = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ herangezogen werden. Eher ist mit einem Sinken der für das Einsetzen des Fließens notwendigen Schubspannung zu rechnen.

Den plastizitätsmechanischen Theorien und dem Scherebenenmodell folgend lässt sich die spezifische Schnittkraft k_c beim Orthogonalschnitt nach einigen Umformungen gemäß Gleichung (6-6) errechnen [Tön04]:

$$k_c = \tau_{\max} \cdot \frac{\sin(2\Phi)}{\sin(\Phi) \cdot \cos(\Phi + \rho - \gamma)} \quad (6-6)$$

Hierbei bezeichnet τ_{\max} die maximale Schubspannung in der Scherebene, berechnet nach v. Mises- oder Tresca-Fließkriterium und ρ den Reibwinkel zwischen Schnitt- und Passivkraft. Der Spanwinkel betrug bei den Versuchen $\gamma = 0^\circ$. Die Verringerung des Scherwinkels von $\Phi = 45^\circ$ bei Werkstücktemperaturen bis $\vartheta = 700^\circ\text{C}$ auf $\Phi = 32,5^\circ$ bei $\vartheta = 800^\circ\text{C}$ bewirkt eine Steigerung der Scherquerschnittsfläche und damit der Tangentialkraft $F_{T\Phi}$ in der Scherebene. Die mittlere spezifische Schnittkraft beträgt bei $\vartheta = 800^\circ\text{C}$ $k_c = 4110 \text{ N/mm}^2$. In den durchgeführten Versuchen zum Einfluss der Spanungsdicke, bei denen neben der Schnittkraft auch die Passivkraft F_p ermittelt wurde, konnte der Reibwinkel mit $27^\circ \leq \rho \leq 37^\circ$ bestimmt werden. Aufgrund der großen Kontaktlänge zwischen ablaufendem Span und der Spanfläche bei den Versuchen mit einer Werkstücktemperatur von $\vartheta = 800^\circ\text{C}$ und dem damit hohen Passivkraftanteil wird der größte ermittelte Reibwinkel von $\rho = 37^\circ$ angenommen. Setzt man die ermittelten Scher- und Reibwinkel in Gleichung (6-6) ein, so ergibt sich rechnerisch eine maximale Scherspannung von $\tau_{\max} = 850 \text{ N/mm}^2$, die in der Scherfläche überwunden werden musste. Die spezifische Schnittkraft, also die zur Zerspanung eines Volumenelements notwendige Energie, steigt mit der Erhöhung des Umformgrads und Verringerung des Scherwinkels beim Übergang von Segment- zu Fließspanbildung um 146 %. Berechnet man den Umformgrad, der dem Vergleichsumformgrad entspricht, mit den entsprechenden Ansätzen für die Segment- und Fließspanbildung so erhöht sich dieser um 480 % von $\varphi = 0,19$ auf $\varphi = 1,1$.

Die Versuche zeigen, dass erst eine Steigerung der Werkstücktemperatur auf mindestens $\vartheta = 800^\circ\text{C}$ zu einer deutlichen Änderung der Spanbildungsmechanismen bei der Zerspannung der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand führt. Die Bildung von Fließspänen infolge des thermisch bedingt höheren Verformungspotenzials bewirkt gleichzeitig signifikant höhere spezifische Schnittkräfte. Dies ist vergleichbar mit den von TÖNSHOFF ET AL. [Tön00b, Tön05] vorgestellten Ergebnissen zur Hochgeschwindigkeitsbearbeitung. Hierbei wird der Übergang von der Fließ- zur Segmentspanbildung durch einen charakteristischen Abfall der Schnittkraft beschrieben. Im Umkehrschluss steigt hier beim Übergang von der Segment- zur Fließspanbildung die für die Zerspanung eines Volumenelements notwendige Energie.

Bereits die Erwärmung des Werkstücks auf $\vartheta = 300^\circ\text{C}$ führte jedoch zu einer merklichen Verringerung von Rissbildung und Ausbrüchen in der Schnittfläche. Bis zu Werkstücktemperaturen von $\vartheta = 500^\circ\text{C}$ konnten aber Risse in der Schnittfläche mit einer Tiefe von bis zu $50 \mu\text{m}$ nachgewiesen werden. Ohne zusätzliche Einbringung thermischer Energie z. B. durch Plasma- oder Lasererwärmung wären somit die kinematischen und geometrischen Prozesseinstellgrößen so zu wählen, dass eine selbstinduzierte Erwärmung der

gesamten Spanbildungszone auf mindestens $\vartheta = 500\text{ °C}$ erfolgen kann. Dies wird jedoch durch die geringe Wärmeleitung des Werkstückwerkstoff TiAl und die im Vergleich zu den hier durchgeführten Versuchen hohe Schnittgeschwindigkeit in der industriellen Anwendung erschwert. Die bei der plastischen Verformung und Reibung freigesetzte Wärme wird durch den Span abtransportiert oder an der Schnittfläche an das Umgebungsmedium abgegeben. Für die weitere Spanbildung steht diese jedoch nicht mehr zur Verfügung.

6.1.2 Einfluss der Spanungsdicke auf die Prozesskenngrößen

Zur Erprobung des Versuchsaufbaus, bei dem nun Flachproben Anwendung fanden, wurden Vorversuche an der konventionellen Titanlegierung TiAl6V4 durchgeführt. In Analogie zu den von GENTE [Gen02] vorgestellten Versuchen unter quasistatischer Versuchsführung konnten hier ebenfalls nur segmentierte Späne beobachtet werden (vgl. **Bild 6-8**). Zu erkennen ist, dass in der Stauzone hohe plastische Verformungen durchlaufen werden. Im Bereich nahe der freien Oberfläche weisen die Segmente dagegen nur geringe, messtechnisch kaum erfassbare Verformungen auf. Die freie Werkstückoberfläche wird durch den Spanbildungsprozess leicht aufgewölbt.

Insbesondere bei an der Oberfläche austretenden Korngrenzen treten zudem Stufungen der Oberfläche auf. Diese Stufen können als Kerben und deshalb als Initialstellen für eine nachfolgende Scherung angesehen werden. Die Verformung ist also nicht nur zeitlich inhomogen, sondern weist auch einen großen örtlichen Gradienten auf. Von der Spanoberseite ausgehend betrachtet werden die gebildeten Segmente durch zunächst geradlinig verlaufende, scharfe Trennlinien begrenzt. Eine entsprechende Scherzonenbreite konnte hier nicht bestimmt werden. Dies legt den Schluss nahe, dass die Segmentbildung durch spontanes Versagen infolge von Schubbruch im oberen Bereich des Spanes begleitet wird.

Eine thermische Entfestigung als primäre Ursache für die Lokalisierung der plastischen Verformung in den Scherzonen kann aufgrund der geringen eingestellten Schnittgeschwindigkeit weitgehend ausgeschlossen werden. Trotz der im Vergleich zu anderen Werkstoffen niedrigen Wärmeleitfähigkeit der Legierung TiAl6V4 von $\lambda = 6,3\text{ W/mK}$ bei RT ist für die Ableitung ausreichend Zeit vorhanden. Die im Bereich vor der Schneidkante vorliegenden plastischen Verformungsgrade liegen deutlich über der für diesen Werkstoff begrenzten Bruchdehnung von $A = 8\%$ bis $A = 15\%$. Zur Erklärung der Steigerung des plastischen Formänderungsvermögens sind somit andere Mechanismen als eine reine thermische Erweichung heranzuziehen. Es ist vielmehr davon auszugehen, dass unterschiedliche Spannungszustände vorliegen, die ein derart inhomogenes Verformungsverhalten bewirken.

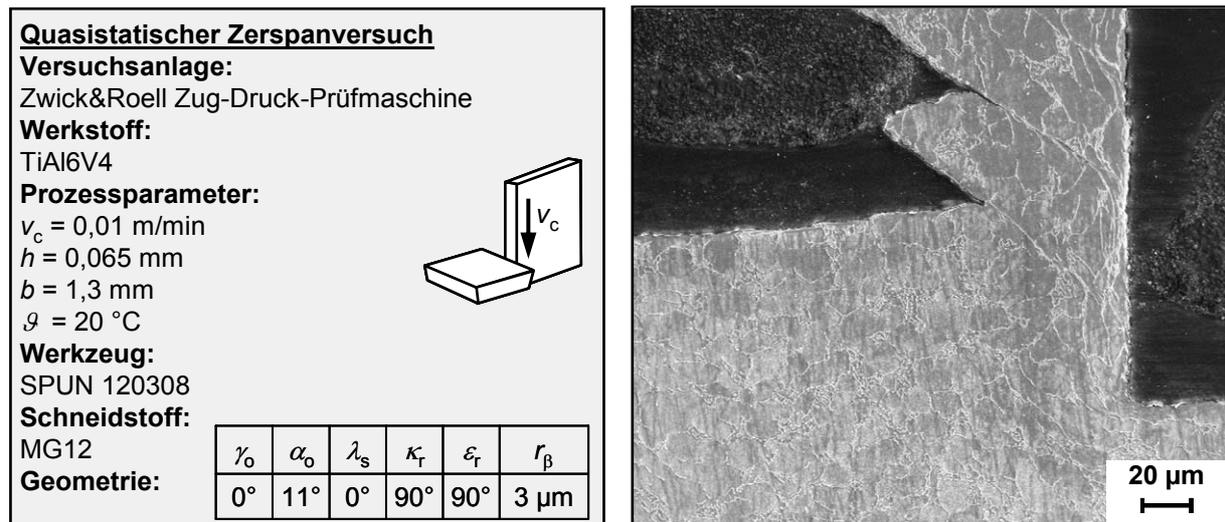


Bild 6-8: Querschliff einer Spanwurzel aus TiAl6V4

Nach den Vorversuchen am Vergleichswerkstoff TiAl6V4 wurden die Versuche an der intermetallischen TiAl Legierung TNBV5 durchgeführt. Auch hier kam es selbst bei quasistatischer Versuchsführung und einer Schnittgeschwindigkeit von ebenfalls $v_c = 0,01$ m/min ausschließlich zur Bildung vollständig segmentierter Späne. Die Spanungsdicke wurde schrittweise von $h = 0,075$ mm auf $h = 0,006$ mm reduziert. Die nadelförmigen Spansegmente waren zunächst vereinzelt. **Bild 6-9** zeigt anhand von REM-Aufnahmen die Ausbildung der erzeugten Spanwurzeln und Schnittflächen in Abhängigkeit von der Spanungsdicke h . Die Schnittbewegung erfolgte von links nach rechts.

Bei allen eingestellten Spanungsdicken lassen sich ausgeprägte Segmentierungsmarken erkennen. Die Einstellung geringer Spanungsdicke führt dazu, dass neben diesen Markierungen kleine Verschiebungen ersichtlich werden, deren Abstand mit der Korngröße des Werkstückwerkstoffgefüges korreliert. Als Ursache kann hierfür die Anhaftung des Werkstückwerkstoffs an der Werkzeugschneide und die Entspannung der Werkstückrandzone nach erfolgtem Überlauf der Werkzeugschneide angesehen werden. Darüber hinaus kann von einem Einfluss der Kornorientierung ausgegangen werden.

Bei geringen Spanungsdicken unter $h = 0,020$ mm ist der Zusammenhalt der gebildeten Späne so groß, dass sich Bandspäne bildeten. Gleichzeitig steigt die Oberflächengüte der Schnittfläche. So traten ab dieser Spanungsdicke in der Schnittfläche keine makroskopischen Ausbrüche mehr auf. Doch auch bei der Einstellung kleinster Spanungsdicken im Bereich weniger μ m erfolgte die Spanbildung stets durch Segmentierung. Vermutlich bleibt der Zusammenhalt der Späne bestehen, weil die im Span wirkenden Biegespannungen aufgrund mit abnehmender Spandicke kleinere nominelle Maximalwerte erreichen.

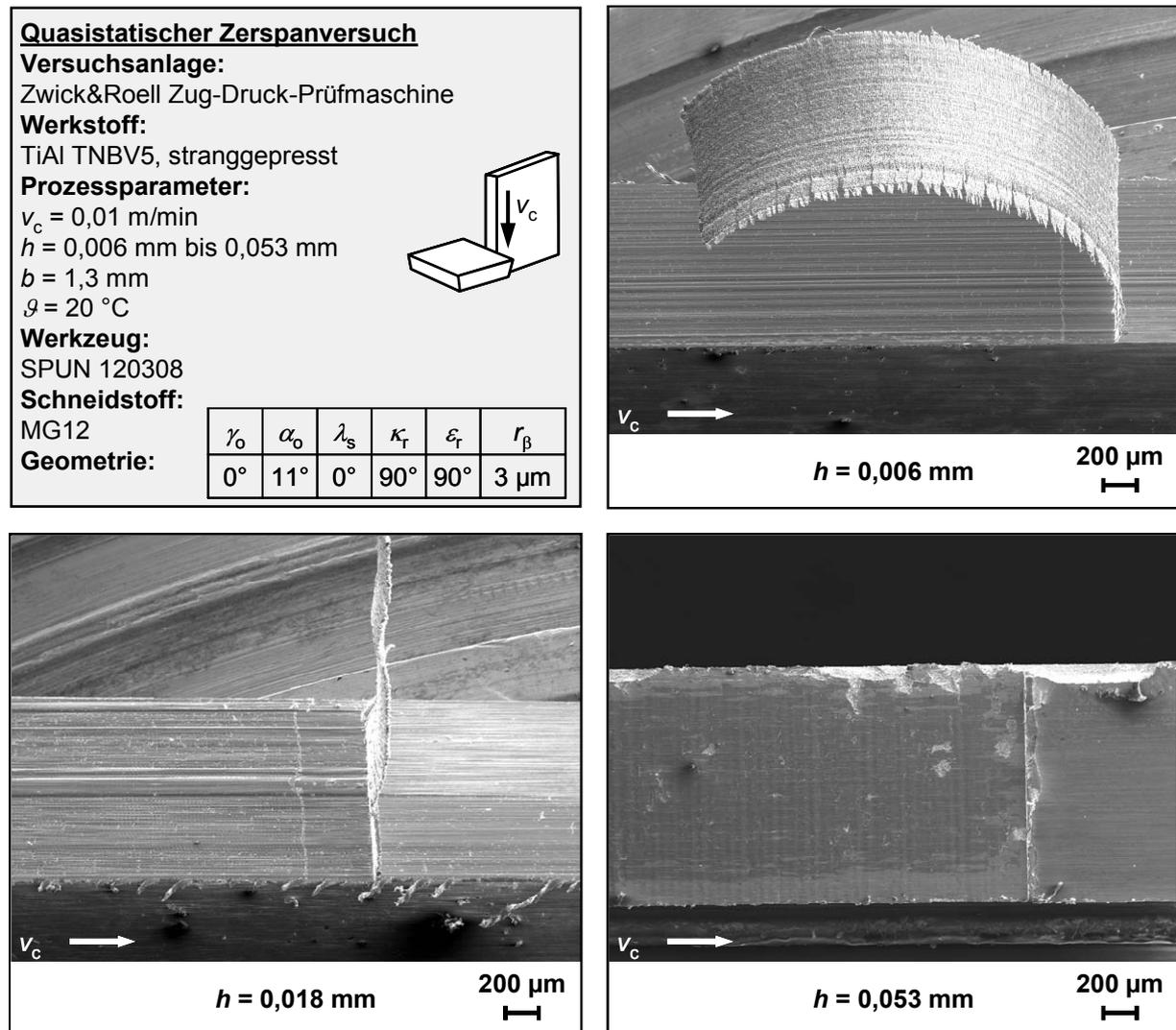


Bild 6-9: Spanwurzeln und Schnittflächenausbildung in Abhängigkeit von der Spanungsdicke

Der Einfluss der Spanungsdicke auf die Schnittflächenausbildung ist dagegen signifikant. Bei den in diesen Versuchen eingestellten hohen Spanungsdicken oberhalb von $h = 0,050$ mm bilden sich makroskopisch erkennbare Risse. Die Schnittflächen sind geprägt von Ausbrüchen, deren Anzahl und Größe mit weiter steigender Spanungsdicke deutlich zunehmen. An den Kanten der Versuchswerkstücke sind große Bereiche durch interkristalline Brüche geschädigt (vgl. Bild 6-9, unten rechts).

Zur Beurteilung der Spanbildungsmechanismen dienten die aufgenommenen Zerspankraftkomponenten in Schnitt- und Passivrichtung. Die ermittelten Werte wurden anschließend in die statischen sowie dynamischen Anteile zerlegt (vgl. **Bild 6-10**).

Der statische Anteil der jeweiligen Zerspankraftkomponente errechnet sich als integraler Mittelwert der Messwerte innerhalb der ausgewerteten Messzeit. Der dynamische Anteil ist nur bedingt qualitativ zu bestimmen, da dieser hinsichtlich Frequenz und Amplitude im Verlauf des Versuchs schwankt. Zur Abschätzung des dynamischen Anteils wurde vereinfachend der ermittelte statische Anteil von den Messwerten abgezogen. Anschließend

erfolgte die Bildung der Absolutbeträge der so errechneten Differenzen. Hieraus wurde der integrale Mittelwert als Vergleichsgröße für den dynamischen Kraftanteil bestimmt. Im Folgenden wird dieser als dynamische Komponente der jeweiligen Zerspankraftkomponente bezeichnet. Diese fällt im Gegensatz zum realen Kraftverlauf stets geringer aus als die maximalen Amplituden der Zerspankraft.

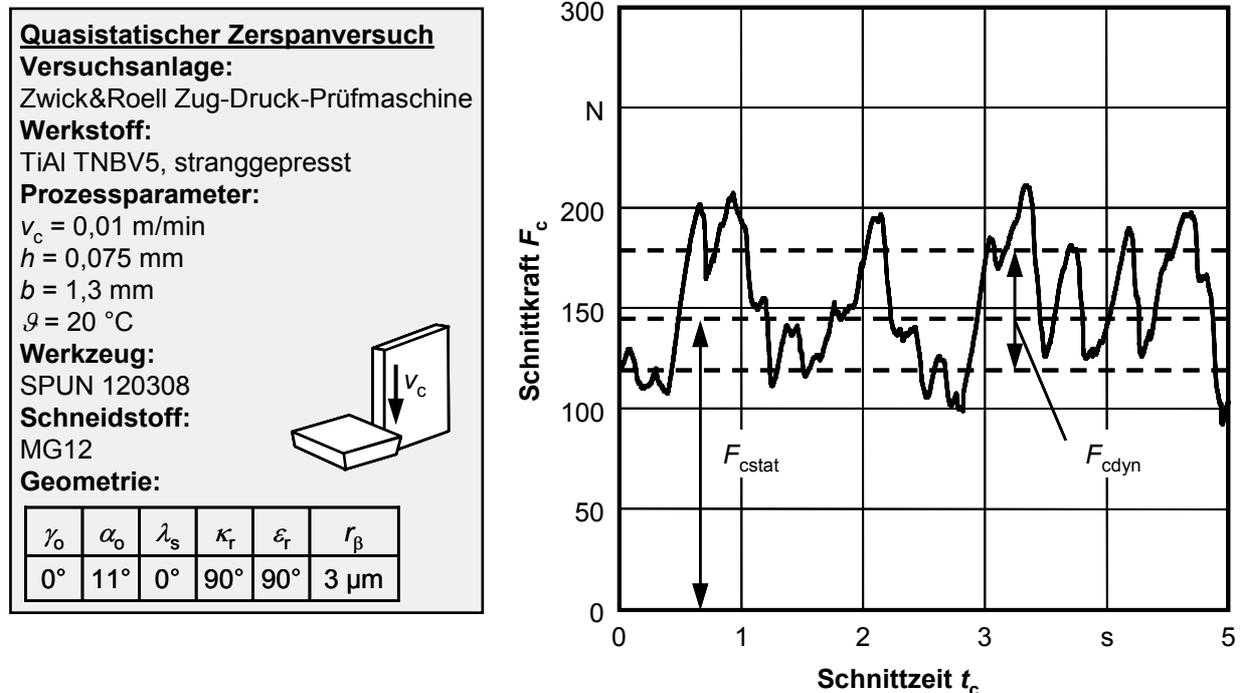


Bild 6-10: Exemplarische Darstellung der ermittelten statischen und dynamischen Anteile der Schnittkraft

Sowohl die statischen als auch die dynamischen Komponenten variieren aufgrund von Schwankungen des Antriebs, Nachgiebigkeiten des Aufbaus und Inhomogenitäten im untersuchten Werkstückwerkstoff. Durch die Bildung der integralen Mittelwerte können die Schwankungen der Schnitt- und Passivkraft nicht vollständig nominell beschrieben werden. Es wurde jedoch eine vergleichbare Kenngröße zur Beurteilung des Spanbildungsprozesses bereitgestellt. **Bild 6-11** zeigt exemplarisch die Verläufe von Schnitt- und Passivkraft in Abhängigkeit von der Spanungsdicke beim Orthogonalspanen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügezustand.

Mit zunehmender Spanungsdicke steigt der dynamische Anteil der Schnitt- und Passivkräfte deutlich an. Bei einer Spanungsdicke von $h = 0,006$ mm ist nahezu keine Schwankung um die statischen Werte der Kraftkomponenten $F_{cstat} = 36$ N und $F_{pstat} = 27$ N zu beobachten. Auch die Steigerung der Spanungsdicke auf $h = 0,018$ mm führt nur zu geringfügig höheren Amplituden der Zerspankraftschwankungen. Die statischen Anteile betragen hier $F_{cstat} = 54$ N und $F_{pstat} = 31$ N. Im Bereich $0,020$ mm $\leq h \leq 0,050$ mm scheint sich die Gewichtung der vorherrschenden Spanbildungsmechanismen deutlich zu verschieben. Der Kraftverlauf nimmt hier den für die Segmentspanbildung typischen sägezahnförmigen Verlauf an. Die statischen

Anteile der Zerspankraftkomponenten sind hier mit $F_{\text{cstat}} = 124 \text{ N}$ und $F_{\text{pstat}} = 64 \text{ N}$ bestimmt worden.

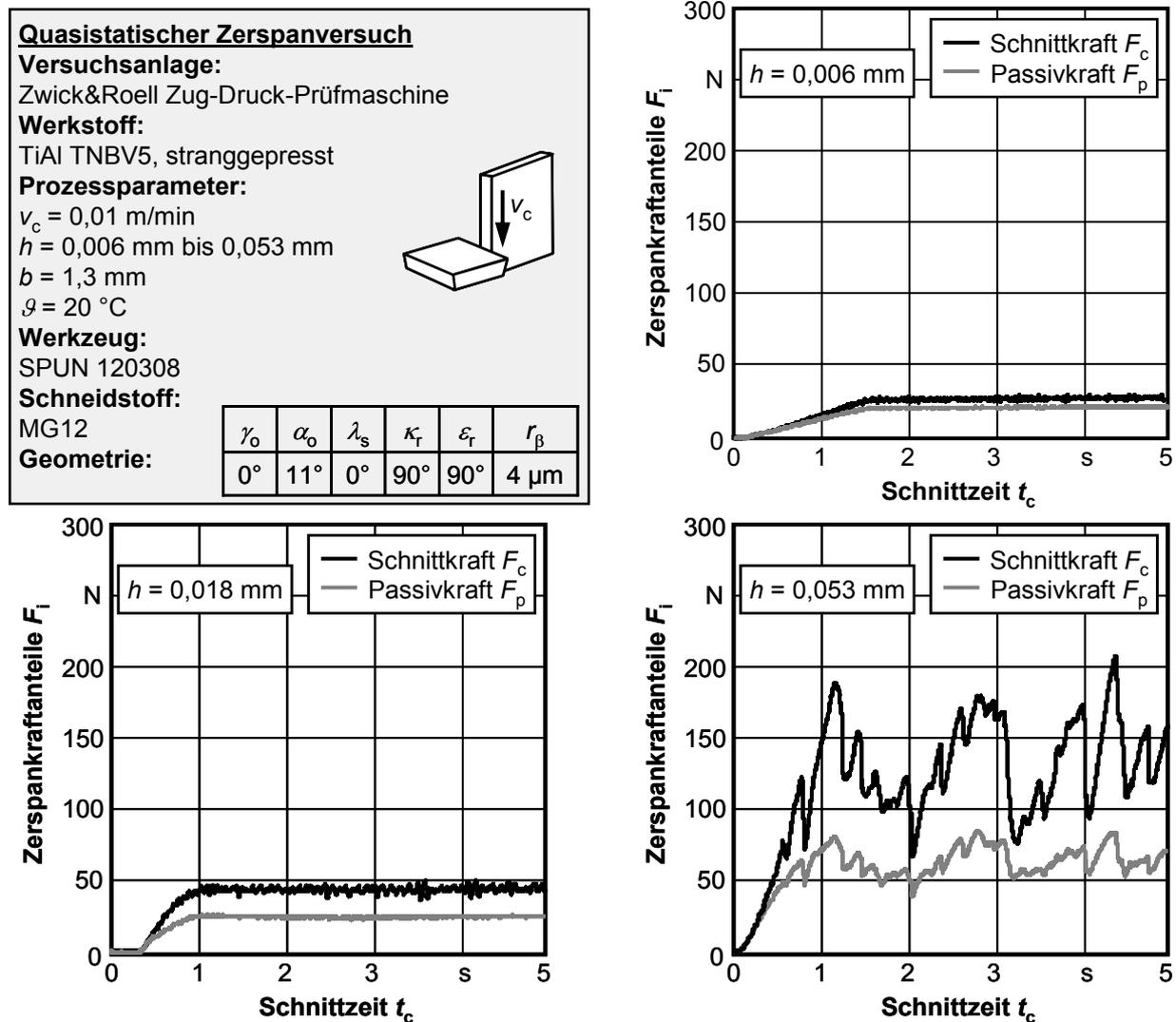


Bild 6-11: Schnitt- und Passivkraft in Abhängigkeit von der Spanungsdicke

Die aus den Messwerten separierten statischen und dynamischen Anteile sind in **Bild 6-12** in Abhängigkeit von der Spanungsdicke zusammengefasst. Deutlich zu erkennen ist, dass mit abnehmender Spanungsdicke die Amplitude des dynamischen Anteils abnimmt. So beträgt der dynamische Anteil nur etwa 15 % von der statischen Schnittkraft bei Spanungsdicken unter $h = 0,020 \text{ mm}$. Oberhalb einer Spanungsdicke von $h = 0,050 \text{ mm}$ liegt der prozentuale Anteil der dynamischen Schnittkraft jedoch stets über 40 %. Ein ähnliches Verhalten konnte bei der Passivkraft bestimmt werden. Hier steigen die Anteile des dynamischen Anteils von 6 % unter $h = 0,020 \text{ mm}$ auf etwa 25 % oberhalb von $h = 0,050 \text{ mm}$.

Darüber hinaus steigt mit abnehmender Spanungsdicke das Verhältnis von Schnittkraft zu Passivkraft signifikant an. Während bei Spanungsdicken oberhalb von $0,010 \text{ mm}$ die Passivkraft zwischen 51 % und 57 % der Schnittkraft beträgt, liegen bei $h < 0,010 \text{ mm}$ die Werte bei etwa 75 % der jeweiligen Schnittkraft. Hierfür ist der mit abnehmender

Spanungsdicke steigende Einfluss der Schneidkantenrundung als ursächlich anzunehmen, der bei den hier dargestellten Versuchen zunächst konstant bei $r_\beta = 3 \mu\text{m}$ gehalten wurde.

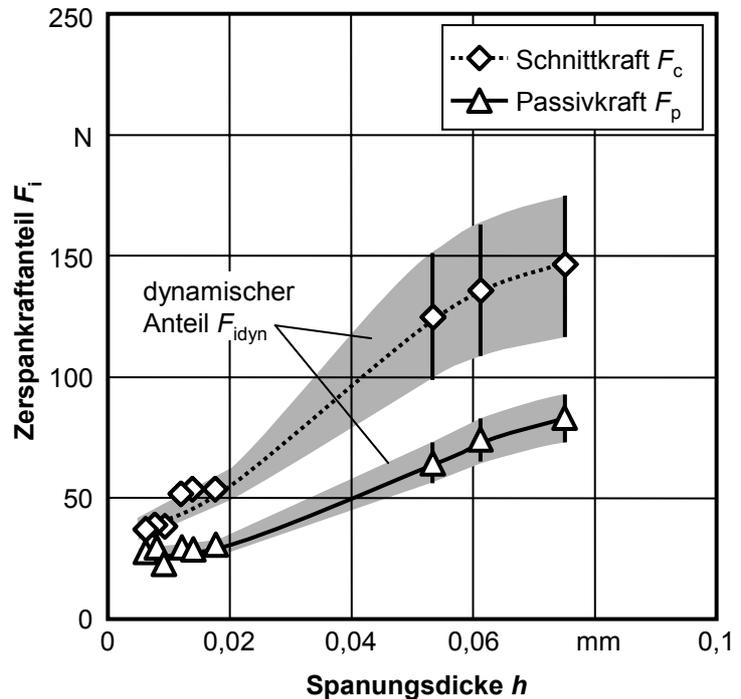
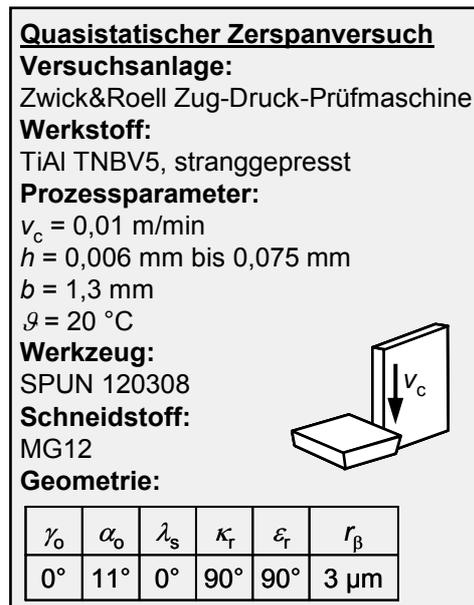


Bild 6-12: Zerspankraftanteile in Schnitt- und Passivrichtung in Abhängigkeit von der Spanungsdicke

Zur Beurteilung der Spanbildungsmechanismen bei geringer Spanungsdicke dienten darüber hinaus REM-Aufnahmen von metallographisch präparierten Querschliffen von den erzeugten Spanwurzeln. In **Bild 6-13**, oben rechts ist eine Querschliffaufnahme einer Spanwurzel zu erkennen, die bei einer Spanungsdicke von $h = 0,006 \text{ mm}$ erzeugt wurde. Vor der Schneidkante und in der Randzone unter der Schnittfläche erstreckt sich ein Bereich ausgedehnter plastischer Verformung. Die Formänderungen gehen hier deutlich über die in Zugversuchen ermittelten Bruchdehnungen hinaus. Dieser Bereich wurde bei allen untersuchten Spanwurzeln im Bereich der Schneidkante festgestellt. Eine thermische Entfestigung kommt als alleinige Ursache für die hohe Verformbarkeit nicht in Betracht. Hierfür sind die Prozessgeschwindigkeiten deutlich zu gering. Vielmehr müssen zur Erklärung des beobachteten hohen Verformungspotentials die vor der Schneide vorherrschenden Spannungszustände berücksichtigt werden.

Der Bereich der Spanentstehungszone, der der Schneidkante abgewandt ist (hin zur freien Werkstückoberseite) weist dagegen nur geringe Verformungen auf. Die Aufwölbung der Werkstückoberfläche kann als Folge geringerer plastischer Verformung angesehen werden. Analog zu den Versuchen zum Einfluss der Werkstücktemperatur erfolgte die Bestimmung einer kritischen Scherung im Bereich nahe der freien Oberfläche, bei der ein lokalisiertes Werkstoffversagen einsetzt. Die kritische Scherung kann in den Vergleichsumformgrad nach v. Mises umgerechnet werden. Im Bereich geringer Spanungsdicken von $6 \mu\text{m} \leq h \leq 20 \mu\text{m}$ wurden bei allen untersuchten Versuchen stets kritische Umformgrade von $\varphi = 0,24$ ermittelt.

Für Spanungsdicken im Bereich von $0,030 \text{ mm} \leq h \leq 0,060 \text{ mm}$ sind die kritischen Umformgrade von $\varphi = 0,17$ bis $0,21$ geringer ausgefallen.

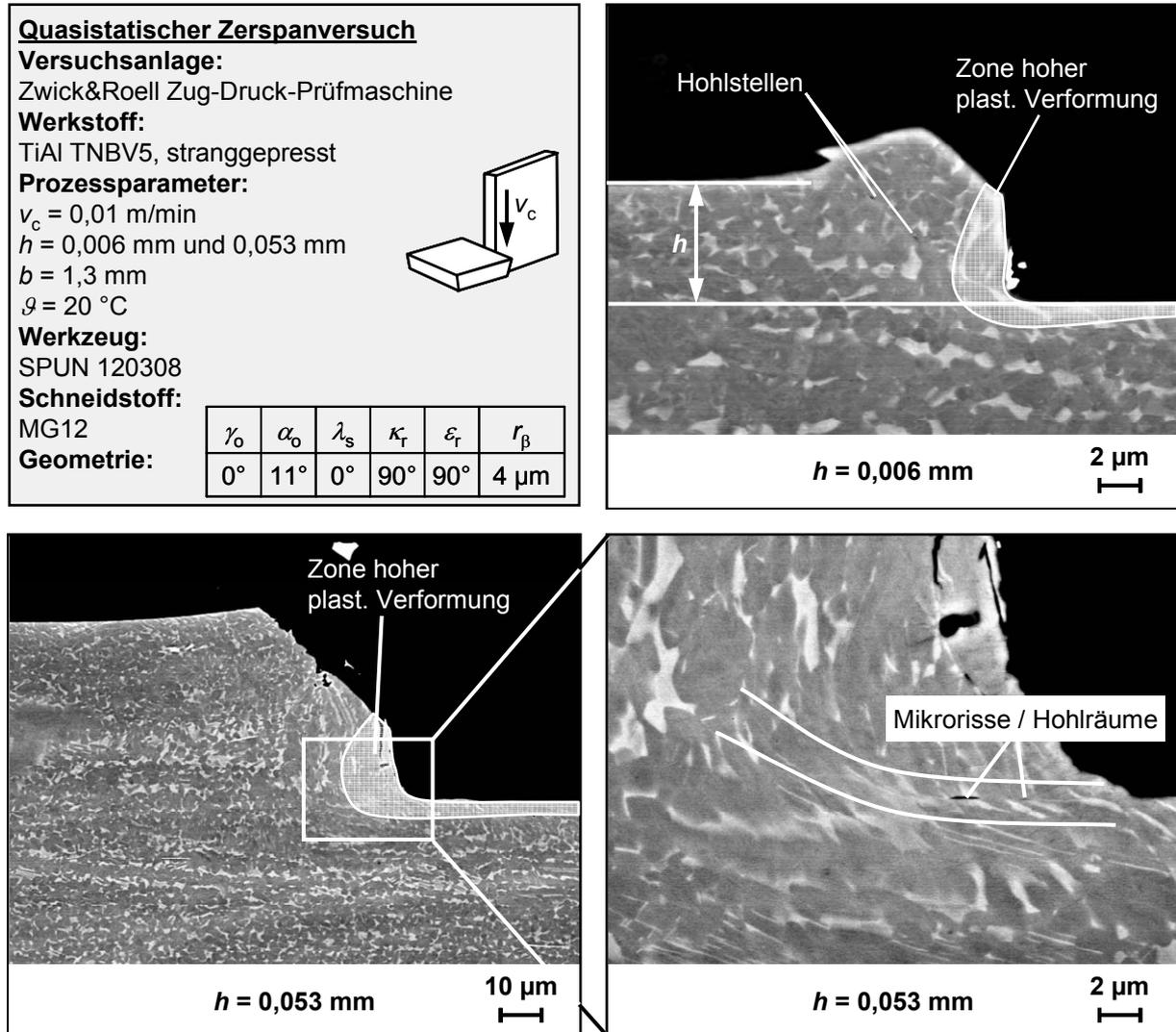


Bild 6-13: Querschliffe von Spanwurzeln bei Spanungsdicken von $h = 0,006 \text{ mm}$ und $h = 0,050 \text{ mm}$

Auch entlang der in Bild 6-13, oben rechts deutlich erkennbaren Trennebene zwischen dem gerade gebildeten Segment und dem vorgelagerten Werkstoffvolumen sind keine ausgedehnten durch Fließlinien gekennzeichneten Bereiche mit hoher plastischer Verformung zu identifizieren. Daher muss hier von einem spontanen Versagen durch Schubbruch ausgegangen werden. Der nicht vollständig aufgehobene Zusammenhalt ist durch ein Wiederverschweißen der entstandenen, chemisch sehr aktiven, neuen Oberflächen erklärbar. Hierfür sprechen darüber hinaus die beobachteten Hohlstellen.

Eine Steigerung der Spanungsdicke auf $h = 0,053 \text{ mm}$ führt nicht zu einer signifikanten Änderung des Scherwinkels im oberen Bereich nahe der freien Werkstückoberfläche. Das Ausschleiben des entstandenen Segments erfolgt nahe der freien Werkstückoberfläche unter einem Winkel von etwa $\Phi = 45^\circ$. Im oberen Bereich scheint das Versagen durch spröde Rissbildung erfolgt zu sein (Bild 6-13, unten links). Hierauf deuten die unregelmäßige und

schroffe Kante der Trennebene im oberen Bereich hin. Die Detailaufnahme des Bereichs nahe der Schneidkante zeigt dagegen stark durch Scherung verformte Strukturen. Nach WEBER [Web86] ist bei Schneidkantenrundungen von $r_\beta > 0$ stets Stauzonen vorhanden. Es bildet sich somit auch hier eine Stauzone aus, in der der Scherwinkel bis auf $\Phi = 0^\circ$ sinkt und einen tangentialen Übergang in die entstehende Schnittfläche formt. Innerhalb dieser deutet sich, gekennzeichnet durch lokalisierte Scherung, zudem ein schmales Band an, in dem ebenfalls Hohlstellen erkennbar sind. Da diese in plastisch stark verformte jedoch nicht getrennte Bereiche eingebettet sind scheint hier die plastische Verformung zur Bildung der Hohlstellen geführt zu haben. Möglich ist jedoch, dass diese Hohlstellen erst bei Entlastung der Spanwurzel bei Beendigung des Versuchs auftreten.

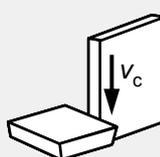
Im rechten Diagramm in **Bild 6-14** ist die spezifische Schnittkraft in Abhängigkeit von der Spanungsdicke abgebildet. Mit abnehmender Spanungsdicke steigt die spezifische Schnittkraft bis auf $k_c = 4564 \text{ N/mm}^2$ bei $h = 0,006 \text{ mm}$ an, was einmal auf den höheren Reibungsanteil zurückführbar ist und sich zum anderen durch den wachsenden Einfluss der Schneidkantenrundung ergibt. Der Einfluss der Schneidkantenrundung auf die Spanbildung und die spezifischen Schnittkräfte sind bereits von mehreren Autoren untersucht worden. Insbesondere im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms Prozessskalierung wurden verschiedene Ansätze vorgestellt, bei denen die Schneidkantenrundung Berücksichtigung fand [Clo07, Den05, Den07, Klo07, Kot07]. Im Folgenden soll der Einfluss der Schneidkantenrundung bei der Zerspanung der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 diskutiert werden.

In Abhängigkeit von der Spanungsdicke ergibt sich ein für Zerspanprozesse typischer hyperbolischer Verlauf der spezifischen Schnittkraft. Von VICTOR [Vic56] und KIENZLE [Kie57] ist folgende Potenzfunktion zur Beschreibung des Verlaufs der spezifischen Schnittkraft vorgeschlagen worden:

$$k_c = k_{c1.1} \cdot \left(\frac{h}{h_0} \right)^{-m_c} \quad (6-7)$$

Die spezifische Schnittkraft ist darüber hinaus abhängig vom Werkstückwerkstoff, dem Schneidstoff, den kinematischen und geometrischen Prozessparametern und den Umgebungsbedingungen. Der Gültigkeitsbereich von Gleichung (6-7) ist bezüglich der Spanungsdicke mit der Bezugsgröße $h_0 = 1 \text{ mm}$ nach unten beschränkt. VICTOR und KIENZLE [Kie57, Tön04] schlagen daher vor, die Bezugsspanungsdicke zu stufen und entsprechende Hauptwerte der spezifischen Schnittkraft zu ermitteln. Zur Berücksichtigung des Einflusses der geometrischen und kinematischen Einstellgrößen kann Gleichung (6-7) mit Produktansätzen durch Korrekturfunktionen ergänzt werden.

Insbesondere die Spanungsdicke und die Schneidkantenrundung sind bei den hier vorliegenden Zerspanungsbedingungen von besonderer Bedeutung. Das Verhältnis von Spanungsdicke h und Schneidkantenrundung r_β wird im Folgenden als bezogene Spanungsdicke h' bezeichnet. Sie variierte durch Änderung der Spanungsdicke bei konstanter Schneidkantenrundung von $r_\beta = 3 \mu\text{m}$ im Bereich von $0,01 \leq h' = h/r_\beta \leq 25$. Zusätzlich fanden gezielt verrundete Wendeschneidplatten aus unbeschichtetem Hartmetall MG12 Anwendung. Durch Anpassung der Prozesszeit bei der Kantenpräparation durch Strömungsschleifen wurden so zusätzlich Schneidkantenrundungen von $20 \mu\text{m}$, $40 \mu\text{m}$ und $90 \mu\text{m}$ erzeugt. Bei den Versuchen mit den Wendeschneidplatten mit der größten Schneidkantenrundung von $r_\beta = 90 \mu\text{m}$ kam es jedoch zu einer starken Abdrängung des Werkzeugs. Reproduzierbare Zerspanprozesse mit Spanungsdicken im untersuchten Bereich $h \leq 100 \mu\text{m}$ ließen sich bei dieser hohen Schneidkantenrundung nicht einstellen.

Quasistatischer Zerspanversuch		Werkstoff:	Werkzeug:												
Versuchsanlage:	Zwick&Roell Zug-Druck-Prüfmaschine	TiAl TNBV5, stranggepresst	SPUN 120308												
Prozessparameter:	$h = 0,006 \text{ mm bis } 0,075 \text{ mm}$ $v_c = 0,01 \text{ m/min}$ $b = 1,3 \text{ mm}$ $\vartheta = 20 \text{ }^\circ\text{C}$	Geometrie:	Schneidstoff: MG12												
		<table border="1"> <thead> <tr> <th>γ_0</th> <th>α_0</th> <th>λ_s</th> <th>κ_r</th> <th>ε_r</th> <th>r_β</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0°</td> <td>11°</td> <td>0°</td> <td>90°</td> <td>90°</td> <td>var.</td> </tr> </tbody> </table>	γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β	0°	11°	0°	90°	90°	var.	
γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β										
0°	11°	0°	90°	90°	var.										

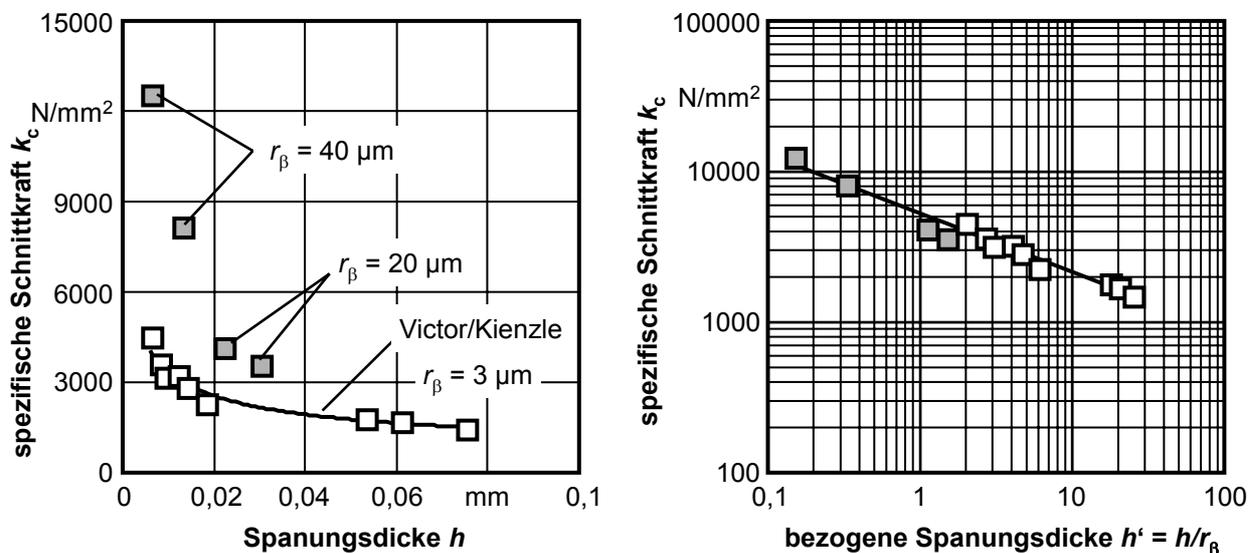


Bild 6-14: Spezifische Schnittkraft in Abhängigkeit von der Spanungsdicke und von der Schneidkantenverrundung beim Orthogonalspanen von TiAl TNBV5 mit geringer Schnittgeschwindigkeit

Wie in Bild 6-14, links erkennbar ist, führt auch bei diesen Versuchen der Ansatz einer Potenzfunktion zu einer sehr guten Übereinstimmung der mathematischen Beschreibung mit den experimentell ermittelten Werten. Wird dagegen die Schneidkantenrundung im Verhältnis zur Spanungsdicke erhöht, stellen sich signifikant höhere spezifische Schnittkräfte ein. Erfolgt die Darstellung der spezifischen Schnittkraft in Abhängigkeit von der bezogenen Spanungsdicke, also dem Quotienten aus Spanungsdicke und Schneidkantenrundung in einem

doppeltlogarithmischen Koordinatensystem, so ergibt sich der rechts in Bild 6-14 dargestellte lineare Graph. Somit kann hier für die spezifische Schnittkraft in Anlehnung an Gleichung (6-7) mit $K = f(\text{Werkstoff, Schneidkantenrundung})$ angenommen werden:

$$k_c = K \cdot \left(\frac{h}{r_\beta} \right)^{-m_c} \quad (6-8)$$

Als Bezugsgröße kann eine Vergleichsschneidkantenrundung mit $\bar{r}_\beta = 3 \mu\text{m}$ herangezogen werden, die die Wendeschneidplatten ohne zusätzliche Verrundung ausweisen. Durch die Normierung auf eine Spannungsdicke von $h_0 = 1 \text{ mm}$ wird der gewählte Faktor dimensionslos und damit eine vergleichende Rechnung vereinfacht. Als werkstoffspezifische Bezugsgröße für den Widerstand gegen plastische Verformung kann die Schubfestigkeit nach dem Fließkriterium von Tresca ermittelt aus der Dehngrenze herangezogen werden [Iss95]. Die Dehngrenze ist schwierig zu bestimmen. Zudem fällt die plastische Bruchdehnung im Vergleich zu duktilen Werkstoffen gering aus. Somit kann die Zugfestigkeit zur Bestimmung der maximalen Schubspannung herangezogen werden. Gleichzeitig wird hierdurch eine geringe Verfestigung im Bereich zwischen Elastizitäts- und Trenngrenze berücksichtigt.

Mit

$$K = \left(\frac{\bar{r}_\beta}{h_0} \right)^{-m_c} \cdot k_{c1.\bar{r}_\beta} \text{ und } k_{c1.\bar{r}_\beta} \equiv \frac{1}{2} \cdot R_m \text{ sowie } h_0 = 1 \text{ mm} \quad (6-9)$$

folgt somit:

$$k_c = k_{c1.\bar{r}_\beta} \cdot \bar{r}_\beta^{-m_c} \cdot \left(\frac{h}{r_\beta} \right)^{-m_c} = k_{c1.\bar{r}_\beta} \cdot \left(\frac{\bar{r}_\beta \cdot h}{r_\beta} \right)^{-m_c} \quad (6-10)$$

und:

$$F_c = b \cdot h \cdot k_{c1.\bar{r}_\beta} \cdot \left(\frac{\bar{r}_\beta \cdot h}{r_\beta} \right)^{-m_c} \quad (6-11)$$

Der Anstiegswert wird durch den Exponenten m_c bestimmt. Dieser wird aus der nach Gleichung (6-1) bestimmten mittleren ebenen Scherung bei Temperaturen unter $\vartheta = 750 \text{ }^\circ\text{C}$ mit $m_c = 0,39$ eingesetzt, da die Spanbildung vereinfacht als ebene Scherung aufgefasst werden kann. Es wurde bereits gezeigt, dass die aus den Zerspanversuchen abgeleitete mittlere ebene Scherung mit dem bei Stauchversuchen ermittelten Vergleichsumformgrad korreliert. Mit Gleichung (6-11) und der vom Hersteller angegebenen Zugfestigkeit der verwendeten intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 von $R_m = 1100 \text{ MPa}$ lassen sich die experimentell ermittelten Schnittkräfte zurückrechnen. Die Übereinstimmung mit den

experimentell ermittelten Werten ist sehr gut (vgl. **Bild 6-15**). Es bleibt zu prüfen, ob die Korrekturfunktion auch bei höheren Schnittgeschwindigkeiten und realen Zerspanprozessen ebenfalls anwendbar ist.

Analog zu den Versuchen mit zusätzlicher Werkstückerwärmung wurden anhand der Spanwurzelquerschliffe die Scher- und Aufstauwinkel der freien Oberfläche Φ und ρ bestimmt und der Umformgrad φ berechnet. Bis zu einer bezogenen Spannungsdicke von $h' = 2,0$ beträgt der so ermittelte Umformgrad $\varphi = 0,24$. Eine weitere Reduzierung der Spannungsdicke bzw. die Verringerung der bezogenen Spannungsdicke auf $2 \leq h' \leq 1,1$ (bei einem Schneidkantenradius von $20 \mu\text{m}$) führt zu einer signifikanten Steigerung der bis zur beginnenden Segmentierung erreichbaren Umformgrade auf $\varphi = 0,31$ bis $0,37$. Die Versuche mit einem Schneidkantenradius von $40 \mu\text{m}$ und Spannungsdicken im Bereich von $0,006 \text{ mm} \leq h \leq 0,013 \text{ mm}$ ergaben bei entsprechenden bezogenen Spannungsdicken von $h' = 0,33$ bis $0,15$ Umformgrade von über $\varphi = 0,4$.

Quasistatischer Zerspanversuch
Versuchsanlage:
 Zwick&Roell Zug-Druck-Prüfmaschine
Werkstoff:
 TiAl TNBV5, stranggepresst
Prozessparameter:
 $v_c = 0,01 \text{ m/min}$
 $h = 0,006 \text{ mm bis } 0,075 \text{ mm}$
 $b = 1,3 \text{ mm}$
 $\vartheta = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
Werkzeug:
 SPUN 120308
Schneidstoff:
 MG12
Geometrie:

γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ε_r	r_β
0°	11°	0°	90°	90°	var.

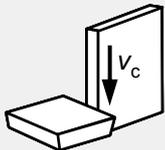
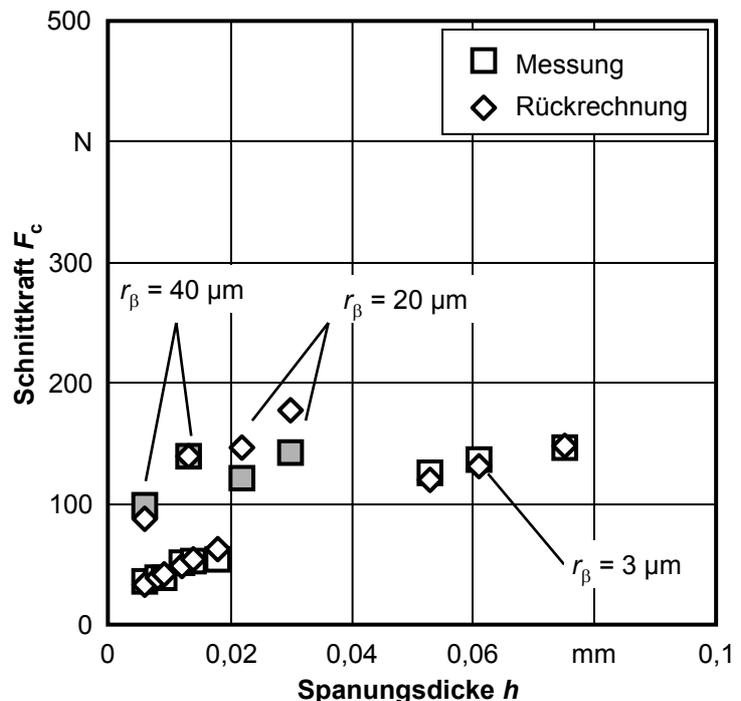



Bild 6-15: Vergleich zwischen experimentell ermittelten und mit dem vorgestellten Modell rückgerechneten Zerspankräfte in Abhängigkeit von der Spannungsdicke

Nach WEBER [Web86] sind bei der Untersuchung der Schnittkräfte bei geringen bezogenen Spannungsdicken Stauzonen zu berücksichtigen. Mit der bezogenen Spannungsdicke ändert sich auch der Anteil der Stauzonenquerschnittsfläche an der Spanbildungszone. Die Stauzone ist gekennzeichnet durch eine Druckspannung parallel zur Spanabflussrichtung. Hierdurch ändert sich der hydrostatische Anteil des Spannungszustands (die größte Hauptspannung ist negativ). Die steigende Wirkung hydrostatischer Druckspannungen auf das Verformungspotential sprödharter Werkstoffe wurde bereits 1911 von TH. VON KÁRMAN [Kár11] an Proben aus Marmor und Sandstein nachgewiesen. Elektronenoptische Querschliffaufnahmen der

erzeugten Spanwurzeln bestätigen die Abhängigkeit des Stauzoneanteils von der bezogenen Spannungsdicke. Für die mechanische Bearbeitung sprödharter intermetallischer Titanaluminide scheint die Ausbildung von hydrostatischen Druckspannungszuständen eine unbedingte Voraussetzung für die schädigungsminimierte Bearbeitung zu sein. Erst der allseitige Druck ermöglicht auch bei Temperaturen unter 800 °C eine plastische Verformung des Werkstückwerkstoffs über die niedrigen in Zugversuchen ermittelten Bruchdehnungen hinaus und verhindert die Schädigung der Schnittfläche durch Risse und Ausbrüche. Analog zur thermischen Aktivierung von Verformungsmechanismen führen auch geringere bezogene Spannungsdicken zu einer Steigerung des Verformungspotenzials des Werkstoffs TiAl. Bei dem hier untersuchten intermetallischen Titanaluminid der Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand ist der Unterschied zwischen Elastizitäts- und Trenngrenze bei Zugbelastung gering. So beträgt die Dehngrenze laut Hersteller $R_{p0,2} = 1050$ MPa und die Zugfestigkeit $R_m = 1100$ MPa. Innerhalb der Stauzone bewirkt der vermutlich vorliegende hohe hydrostatische Druckspannungszustand offensichtlich eine Steigerung des Verformungspotenzials. Dies wird durch die erweiterte Schubspannungshypothese beschrieben [Iss95]. Es ist anzunehmen, dass sich der Scherwinkel unter Wirkung der hydrostatischen Druckspannung in der Stauzone bis auf $\Phi = 0^\circ$ verringert. Für duktile Werkstoffe kann im Umkehrschluss gefolgert werden, dass die Fließspanbildung durch Ausbildung eines hydrostatischen Druckspannungszustands in einem Großteil der Spanbildungszone begünstigt wird. Duktile Werkstoffe sind durch die Fähigkeit gekennzeichnet, Spannungsspitzen durch plastische Verformung abzubauen zu können. Wenn also hinsichtlich Anzahl und Qualität ausreichend Gleitsysteme für eine plastische Verformung zur Verfügung stehen, kann dehnungsabhängige Verfestigung erfolgen. Resultat ist, dass die weitere Verformung in einem vorgelagerten und noch nicht verfestigten Werkstoffbereich fortgesetzt wird. Hierdurch sinkt der Scherwinkel, die Scherlänge nimmt zu und die spezifischen Schnittkräfte steigen.

Im Fall der hier untersuchten intermetallischen TiAl-Legierung liegen für die ausgedehnte plastische Verformung zum Abbau von Spannungsspitzen bei Temperaturen unter 800 °C offensichtlich nicht genügend ausreichende Gleitsysteme zur Verfügung. Somit bleibt die entsprechend der Lage und Richtung der maximalen Schubspannung einsetzende plastische Verformung gering und führt nicht zur Verfestigung des Werkstückwerkstoffs in der Scherzone. Damit versagt der Werkstoff entsprechend des durch die Eingriffsgeometrie vorgegebenen Spannungszustands in einem Winkel von $\Phi = 45^\circ$. Die in der Literatur veröffentlichten Fließkurven des Werkstoff TiAl zeigen zudem kaum eine dehnungsabhängige Verfestigung [Kni07].

Die Schnittflächen der mit vorverrundeten Schneidkanten bearbeiteten Proben zeigen deutlich weniger Schädigungen durch Ausbrüche im Vergleich zu den Proben, die mit den nicht vorbehandelten Wendeschneidplatten bearbeitet wurden (vgl. **Bild 6-16**). Mit dem

Stauzoneanteil steigt der Anteil an plastischer Verformung. Damit einhergehend nimmt auch der integrale Umformgrad in der Spanbildungszone zu. Somit wird selbst bei nicht vorliegender dehnungsabhängiger Verfestigung mehr Umformarbeit geleistet. Hierdurch erhöht sich die spezifische Schnittkraft. Hinzu kommen sekundäre Effekte, wie der zunehmende Einfluss der vorbearbeiteten Randzone bei abnehmender Spanungsdicke.

Zusammenfassend kann jedoch festgestellt werden, dass bei den unter quasistatischen Bedingungen durchgeführten Versuchen eine Erwärmung der Spanbildungszone auf mindestens $\vartheta = 800\text{ °C}$ erforderlich ist, um Fließspanbildung zu ermöglichen. Gleichzeitig konnte nachgewiesen werden, dass ausgehend von den Modellen der Plastizitätsmechanik die signifikante Erhöhung des mittleren Umformgrads in der Spanbildungszone und die Verringerung des Scherwinkels mit den bestimmten spezifischen Schnittkräften korrelieren.

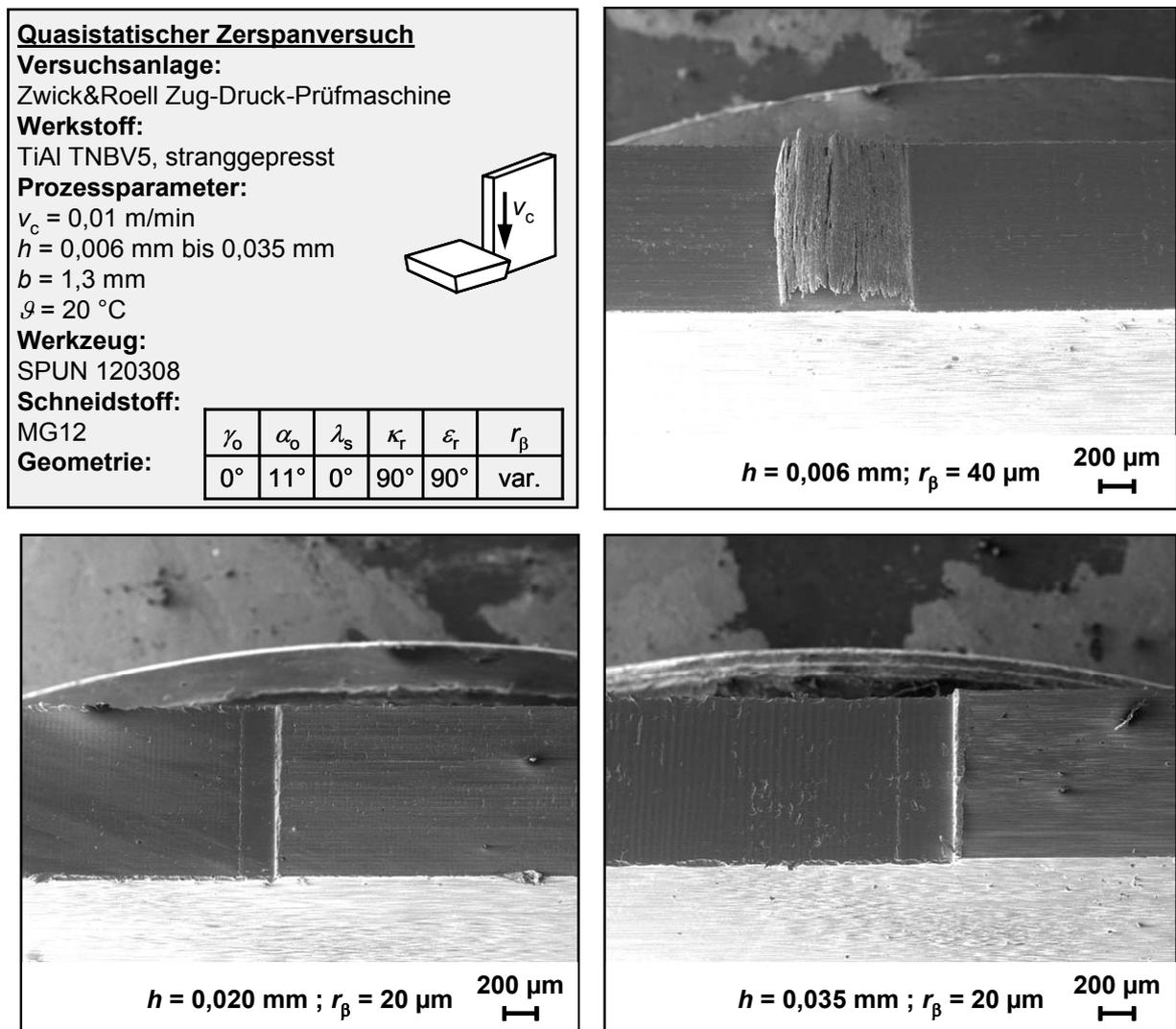


Bild 6-16: Spanwurzeln und Schnittflächenausbildung in Abhängigkeit von der Spanungsdicke und der Schneidkantenrundung

Eine prozessbedingte Erwärmung der Spanbildungszone über $\vartheta = 500\text{ °C}$ führte zur Erzeugung von rissfreien Schnittflächen. Die Bildung von Ausbrüchen wird dagegen schon bei einer Steigerung der Probestemperatur auf $\vartheta = 300\text{ °C}$ signifikant reduziert.

Segmentspäne werden bei quasistatischer Versuchsführung unabhängig von der Spanungsdicke und der Schneidkantenrundung gebildet. Der Zusammenhalt der einzelnen Segmente steigt jedoch mit abnehmender Spanungsdicke signifikant an. Eine thermische Entfestigung ist als Ursache der Scherlokalisierung auszuschließen. Aufgrund der geringen Schnittgeschwindigkeit erfolgt die Ableitung der während der Umformung umgesetzten Wärme.

Auch die Bildung von Rissen im Bereich der freien Werkstückoberfläche als Ursache der Lokalisierung konnte nicht identifiziert werden. Vielmehr ist davon auszugehen, dass eine Stauzone mit hohen hydrostatischen Druckspannungszuständen eine plastische Verformung zulässt. Mit zunehmendem Abstand von der Schneidkante nimmt vermutlich die größte Normalspannung in Richtung positiver Werte zu. Durch Reibung des ablaufenden Spans an der Spanfläche bzw. durch negative Spanwinkel oder Schneidkantenverrundung kann der Stauzoneanteil in der Spanbildungszone erhöht werden. Bei großen Spanungsdicken bewirkt die Reibung des Spans an der Spanfläche zudem die Ausbildung eines Keils, der zu Zugspannungen in Richtung der Spanabflussrichtung führen kann. Hier treten dann große Trennbrüche auf. Bei Unterschreitung einer kritischen Spanungsdicke bzw. einer kritischen bezogenen Spanungsdicke erfolgt die Spanbildung durch periodische Segmentierung. Hierbei erfolgt die Spanbildung durch Scherung in der Stauzone und anschließend durch Schubbruch wobei die neu entstehenden Oberflächen wiederverschweißen können, was zu einem Zusammenhalt der Segmente führt. Normalspannungsbedingte Brüche wurden bei Spanungsdicken über $h = 0,05$ mm festgestellt. Entscheidend für die Ausbildung der Schnittfläche bei nicht zusätzlich erhöhter Temperatur ist das Verhältnis der Stauzone unter hydrostatischem Druck zur gesamten durch die Spanungsdicke und die Verformungsvorlaufänge begrenzten Spanbildungszone. Dagegen konnte hier die Bildung von Fließspänen, wie SPINTIG [Spi95] für die Bearbeitung gehärteter Stähle feststellte (vgl. Abschnitt 2.2.3), durch die Verringerung der bezogenen Spanungsdicke nicht herbeigeführt werden.

Somit kann gefolgert werden, dass die duktile Zerspanung intermetallischer Titanaluminide auch mit konventionellen Schneidstoffen auf der Basis von Hartmetall möglich erscheint. Die zusätzliche Steigerung der Temperatur in der Spanbildungszone auf Werte oberhalb der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur ist nicht unbedingt erforderlich. Die Schnittflächenausbildung ist dagegen stark von der Spanungsdicke abhängig. Es erscheinen Werkzeuge vorteilhaft, die auch bei hohen Vorschüben einen großen Bereich mit geringer Spanungsdicke hervorrufen. Dies trifft beim Außen-Längs-Runddrehen auf Werkzeuge mit großen Eckenradien zu. Somit können für die Bearbeitung sprödharter Titanaluminide runde Wendeschneidplatten empfohlen werden (vgl. Abschnitt 7.2.2).

6.2 Einfluss der Stellparameter auf die Prozesskenngrößen beim Orthogonaldrehen

6.2.1 Schnittgeschwindigkeit

Bei den bisher vorgestellten Untersuchungen wurde die Schnittgeschwindigkeit sehr niedrig eingestellt, um einen nahezu isothermen Prozess annehmen zu können. Die im Folgenden beschriebenen Versuche zum Drehen knüpfen an diese Prozessführung an. Auch hier erfolgt die Zerspanung in einem Orthogonalprozess mit über der Spanungsbreite konstanter Spannungsdicke, jedoch kamen hier praxisrelevante Schnittgeschwindigkeiten zu Einsatz. Wie im Abschnitt 4.3.3 beschrieben wurde, fanden scheibenförmige Proben der stranggepressten Modifikation des verwendeten TNBV5 Verwendung. Gemessen wurden die Zerspankraftkomponenten in Schnitt- und Vorschubrichtung. Darüber hinaus dienten Späne zur Analyse des Zerspanprozesses. Einsatz fanden Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 aus unbeschichtetem Hartmetall MG12 und dem PCBN AMB90. Variiert wurde zunächst die Schnittgeschwindigkeit bei einem konstanten Vorschub von $f = 0,05$ mm. Aufgrund des rapiden Verschleißfortschritts erfolgen die Versuche mit unbeschichtetem Hartmetall zunächst bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min. Die weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 150$ m/min bewirkte einen derart schnellen Verschleißfortschritt, dass die Werkzeuggeometrie mit einer Schneidkantenrundung von $r_\beta = 3$ μ m nicht als konstant angenommen werden konnte. Daher wurden die Versuche bei den Schnittgeschwindigkeiten $v_c = 150$ m/min und $v_c = 300$ m/min mit Wendeschneidplatten aus PCBN AMB90 durchgeführt, die eine deutlich höhere Warmhärte aufweisen. Um den Einfluss des Verschleißes bei allen Versuchen möglichst gering zu halten, wurden die Versuche nach einem kurzen Vorschubweg von $l_f = 10 \cdot f$ beendet. Der Einfluss der unterschiedlichen thermomechanischen Schneidstoffeigenschaften (vgl. Abschnitt 5.2) verringert sich durch die bei den tribologischen Untersuchungen festgestellte Bildung einer dünnen Zwischenschicht aus TiAl. Zudem wurden für unbeschichtete Hartmetalle und Schneidstoffe aus kubischem Bornitrid bei Reibgeschwindigkeiten bis $v_f = 150$ m/min vergleichbare Reibungskoeffizienten festgestellt. Daher kann auf die Betrachtung des bestehenden Eigenschaftsunterschieds der verwendeten Schneidstoffe verzichtet werden. Zudem war die Geometrie der Wendeschneidplatten einschließlich der Schneidkantenrundung gleich. Bei allen Versuchen zur Ermittlung der Zerspankraftkomponenten erfolgte die Auswertung nur mit den Messwerten, die innerhalb der zweiten Umdrehung nach Werkzeugeintritt aufgezeichnet wurden.

Im gesamten untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 10$ m/min bis 300 m/min traten segmentierte Späne auf. Bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min konnte keine signifikante Änderung des Zusammenhalts der Späne und des Segmentierungsgrads G_S festgestellt werden. Es lagen stets nadelförmige Spansegmente vor, die an der Spanunterseite zum Teil zu kleinen Gruppen von Segmenten verbunden waren (vgl. **Bild 6-17**).

Erst die weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit führt zu deutlich stärker zusammenhängenden Spänen. Gleichzeitig zeigen die Spanunterseiten eine glatte und homogene Struktur. Die in Bild 6-17, unten abgebildeten Spanoberseiten weisen auf die hohe Periodizität der Segmentbildung hin.

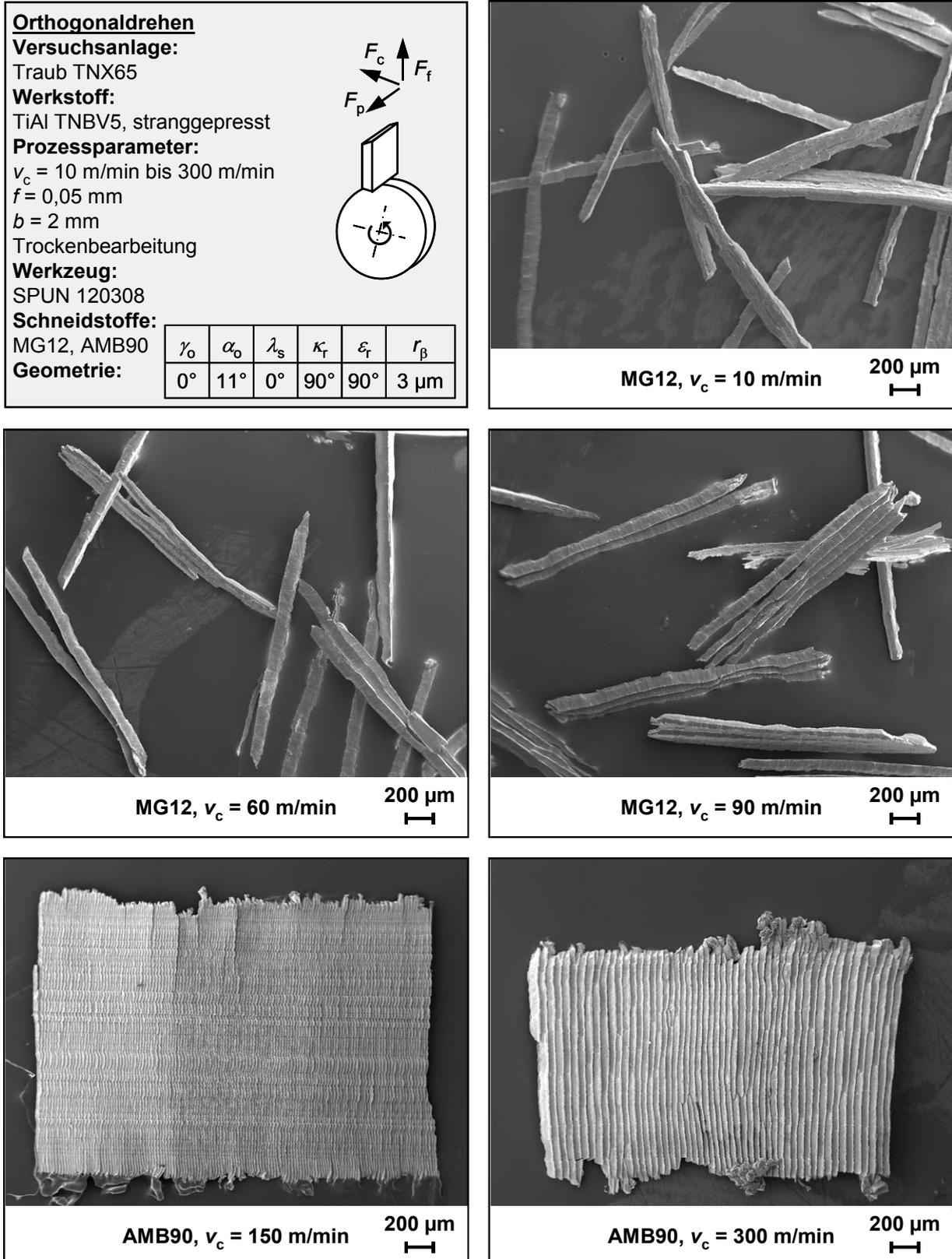


Bild 6-17: Spanmorphologie in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Orthogonaldrehen

Analog zur Vorgehensweise bei den Versuchen unter quasistatischer Prozessführung wurde der Umformgrad ϕ bestimmt. Rasterelektronenoptischen Querschliffaufnahmen dienten der Bestimmung der erforderlichen Scher- und Aufstauwinkel Φ und ρ an je 10 Segmenten aus verschiedenen Spänen pro Versuchsbedingung. Ein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Scherwinkel und der Schnittgeschwindigkeit konnte nicht identifiziert werden. Für alle mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall und PCBN durchgeführten Versuche bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 300$ m/min lag der Scherwinkel bei $\Phi = 45^\circ$.

Der Aufstauwinkel ρ ist in Analogie zu den Versuchen bei quasistatischer Prozessführung unter der Annahme bestimmt worden, dass mit einsetzender Ausschiebephase keine weitere Verformung im oberen Bereich des gebildeten Segments erfolgt. Hierdurch kann eine integrale plastische Verformung bis zur einsetzenden Segmentierung abgeschätzt werden. Der Umformgrad nach v. Mises lag im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 30$ m/min bis 90 m/min und der Verwendung von Wendeschneidplatten aus Hartmetall bei $\phi = 0,2$. Die Versuche bei geringer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min führten zu einem Umformgrad von unter $\phi = 0,1$. Auch die Verwendung von Wendeschneidplatten aus PCBN der Spezifikation AMB90 und hohen Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 150$ m/min und $v_c = 300$ m/min hatten nur geringe Aufwölbungen der freien Oberfläche zur Folge. Der Umformgrad wurde hier ebenfalls mit $\phi = 0,1$ bestimmt. Damit erreicht der Umformgrad im Bereich der freien Oberfläche im mittleren Schnittgeschwindigkeitsbereich ein Maximum.

Die Zerspankraftkomponenten in Schnitt- und Vorschubrichtung wurden mit dem in Abschnitt 4.3.3 beschriebenen Schnittkraftdynamometer gemessen. Aufgrund des wegen der Eigenfrequenz des Aufbaus niedrig gesetzten Tiefpassfilters stellen die so bestimmten Kräfte gemittelte Werte dar. Sowohl die aufgenommenen Schnittkräfte F_c als auch die Vorschubkräfte F_f steigen im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich zunächst degressiv an (vgl. **Bild 6-18**, links). Bei niedriger Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min wurden $F_c = 210$ N und $F_f = 160$ N ermittelt. Für Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 90$ m/min und $v_c = 150$ m/min sind gleiche Schnittkraftkomponenten von $F_c = 220$ N ermittelt worden. Auch die Vorschubkraft blieb nahezu konstant bei etwa $F_f = 205$ N. Die weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 300$ m/min führte zu einer geringfügig niedrigeren Schnittkraft von $F_c = 210$ N. Die Vorschubkraft erhöhte sich jedoch auf $F_f = 230$ N. Die sich aus vektorieller Addition der ermittelten Kraftkomponenten ergebende Zerspankraft steigt demzufolge ebenfalls degressiv von $F_z = 270$ N bei $v_c = 10$ m/min auf $F_z = 310$ N bei $v_c = 300$ m/min an.

Der Segmentierungsgrad G_s , ermittelt gemäß Gleichung (2-6) ist in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit im rechten Diagramm in Bild 6-18 dargestellt. Die Auswertung führte bei einigen Schnittgeschwindigkeiten zu erheblichen Streuungen. Tendenziell nimmt der Segmentierungsgrad zunächst jedoch mit steigender Schnittgeschwindigkeit ab und erreicht

bei $v_c = 60$ m/min mit $G_S = 0,60$ ein Minimum. Hierbei ist jedoch die im Vergleich zur gesamten Varianz große Streubreite der ermittelten Werte zu berücksichtigen. Mit weiterer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit nimmt der Segmentierungsgrad degressiv zu und erreicht $G_S = 0,74$ bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 300$ m/min.

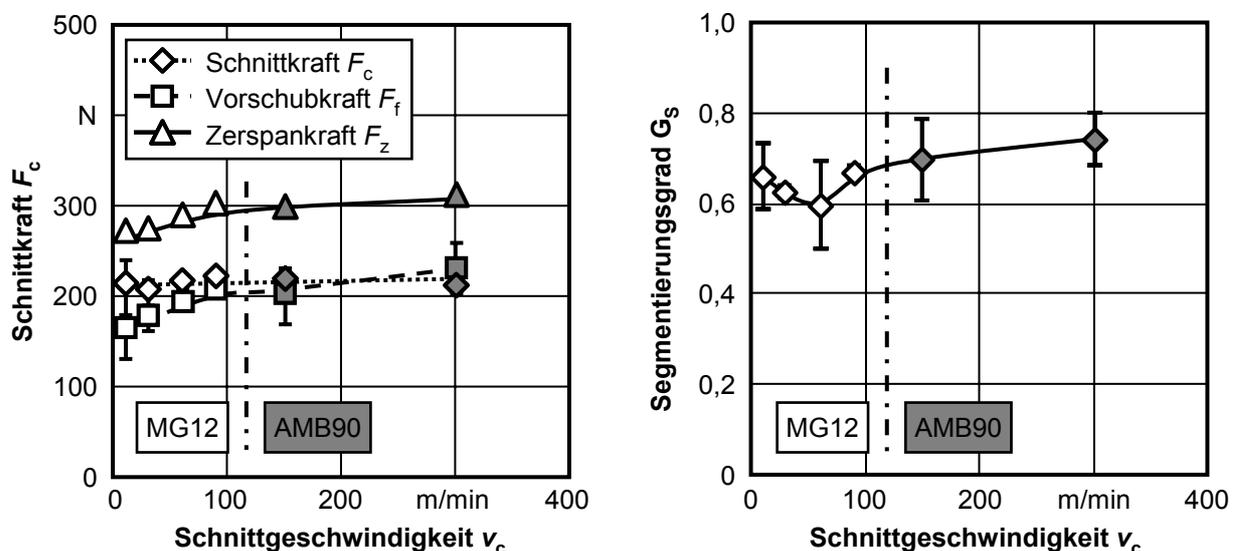
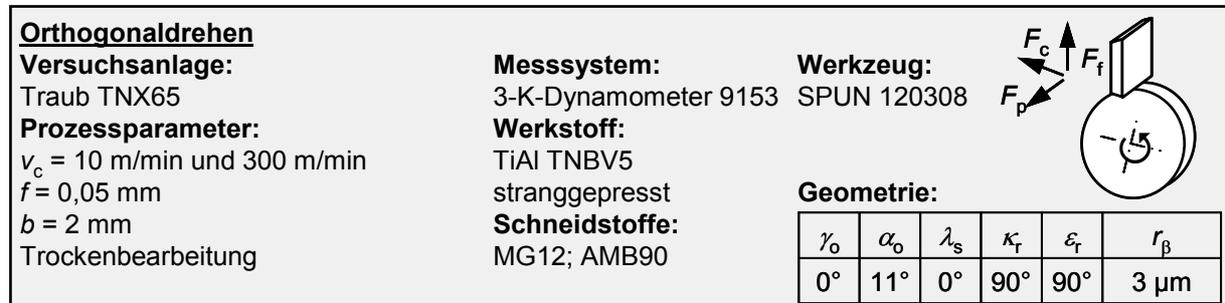


Bild 6-18: Zerspankraftkomponenten und Segmentierungsgrad beim Orthogonaldrehen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit

Der Zusammenhalt wächst trotz des höheren Segmentierungsgrads bei einer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min auf $v_c = 300$ m/min (vgl. **Bild 6-19**). Eine thermische Erweichung der gesamten Spanbildungszone lässt sich aus den ermittelten Kraftwerten jedoch nicht ableiten. Insbesondere die Schnittkräfte zeigen nahezu keine Abhängigkeit von der eingestellten Schnittgeschwindigkeit. Die Vorschubkräfte steigen dagegen mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit stetig an. Dies ist einmal ein Indiz dafür, dass die Festigkeit des Werkstückwerkstoffs in der Spanbildungszone im hier untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich noch nicht durch eine selbstinduzierte thermische Erweichung herabgesetzt wird. Der Anstieg lässt sich zum anderen mit der zunehmenden Kontaktlänge zwischen Span und Spanfläche erklären.

Bei den Spanwurzeln, die bei quasistatischer Prozessführung erzeugt wurden, konnten in den metallographisch präparierten Querschliffen Fließbereiche festgestellt werden. Diese sind Gefügeabschnitte mit deutlich gesteigerter Kornstreckung. Insbesondere an der

Spanunterseite bzw. im Bereich der Stauzone vor der Werkzeugschneide traten diese Strukturen auf (vgl. Abschnitt 6.1).

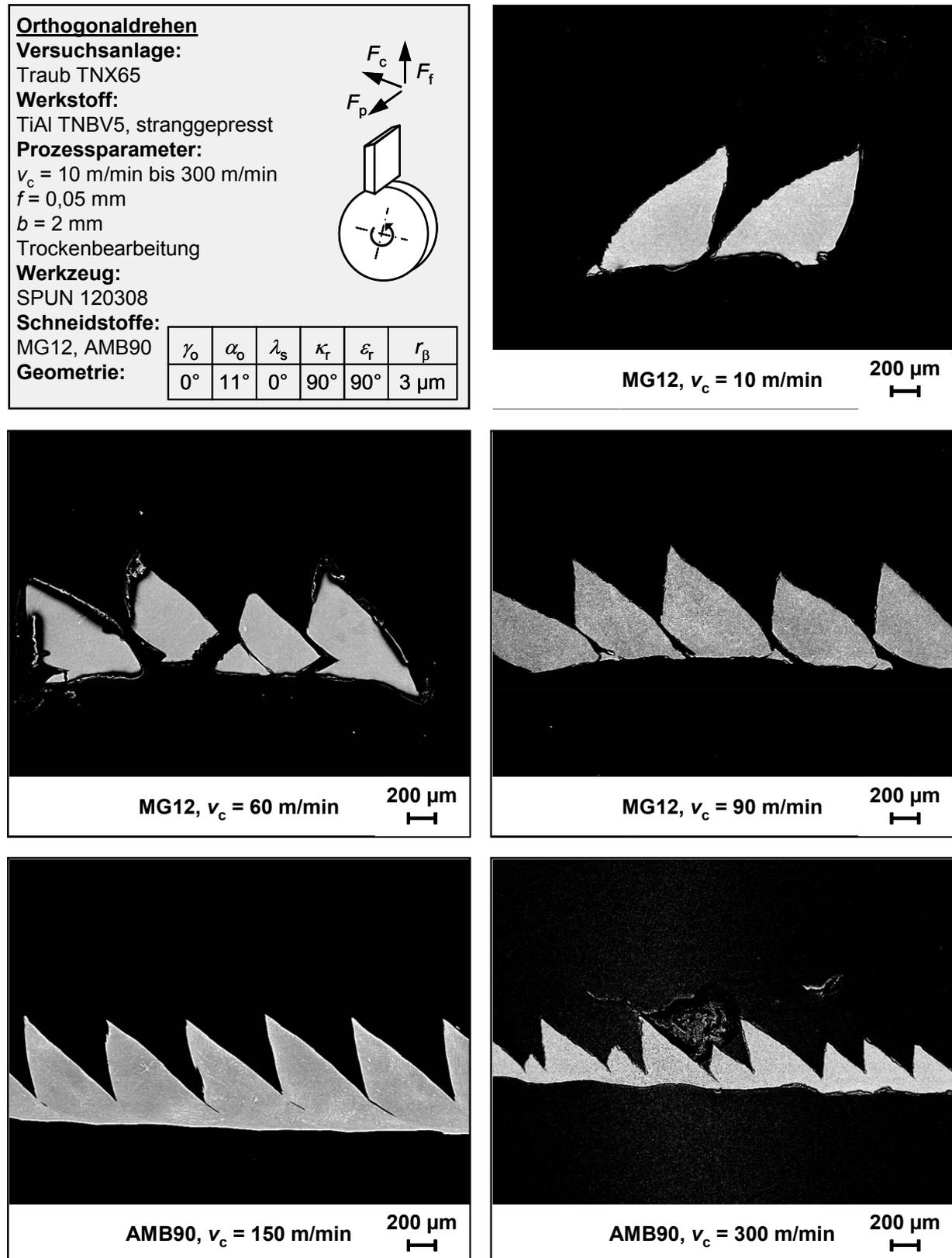


Bild 6-19: Spanmorphologie in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Orthogonaldrehen

Bei den hier betrachteten Versuchen zum Orthogonaldrehen sind die Spanunterseiten ab einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 150$ m/min glattflächig und geschlossen. Ausgeprägte Fließlinien, innerhalb derer die plastische Verformung in Analogie zu duktilen metallischen Werkstoffen lokalisiert, sind jedoch hier nicht zu erkennen. Erst bei einer weiteren Verdopplung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 300$ m/min sind deutliche Verformungen innerhalb der Spansegmente zu erkennen. Die Scherflächen liegen zudem nicht mittig zwischen den S-förmig verformten Bereichen, die die Scherzonen kennzeichnen. Hieraus kann geschlossen werden, dass auch hier die Ausschiebephase durch Schubbruch und nachfolgende Reibung begleitet wird.

In Analogie zur Vorgehensweise bei quasistatischer Versuchsführung erfolgte die Bestimmung der Schnittkraft zusätzlich zur Messung mit dem Dynamometer mit dem direkt unter der Wendeschneide montierten Kraftmesssensor (vgl. Bild 4-6). Hierdurch war es möglich, mit einem einfach gestalteten Aufbau die Schwankung der Schnittkraft bei der Segmentspanbildung auch bei praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten zu ermitteln. In **Bild 6-20** sind die Verläufe der Schnittkraft in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit abgebildet.

Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min (vgl. Bild 6-20, links) zeigt der Graph den typischen sägezahnförmigen Verlauf. Dies konnte für alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten bis $v_c = 90$ m/min nachgewiesen werden. Nach der Aufstapphase mit ansteigender Schnittkraft folgt der rapide Schnittkraftabfall während der Ausschiebephase des Segments. Die Segmentbildung erfolgt jedoch nicht gleichzeitig über die gesamte Eingriffsbreite von 2 mm. Daher stellt auch die zeitlich hoch aufgelöste Bestimmung der Schnittkraft nur eine integrale Messung dar. Zu erkennen ist jedoch, dass bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten die Schnittkraft in der Ausschiebephase bis auf den Wert $F_c = 0$ N abfällt. Dieses Verhalten wurde bei einem Vorschub von $f = 0,05$ mm bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min beobachtet.

Wird die Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 150$ m/min (vgl. Bild 6-20, rechts) erhöht, konnte nur ein deutlich geringerer Schnittkraftabfall beobachtet werden. Dies deckt sich mit den Erkenntnissen aus den Spanquerschliffen. Der steigende Zusammenhalt bewirkt, dass die minimalen Schnittkräfte auch am Ende der Ausschiebephase nicht auf den Wert $F_c = 0$ N absinken. Hierbei ist jedoch zu berücksichtigen, dass die Segmentierungsfrequenz hier bei $f_{\text{seg}} = 62$ kHz bestimmt wurde. Somit lag diese über der Hälfte der Eigenfrequenz des verwendeten Aufbaus, die bei Verwendung von Wendeschneidplatten aus AMB90 mit $f_e = 80$ kHz bestimmt wurde (vgl. Abschnitt 4.3.3). Dadurch kann der Verlauf innerhalb einer Segmentierungsperiode mittels des verwendeten und nach dem piezoelektrischen Messprinzip arbeitenden Aufbaus nicht mehr ausreichend abgebildet werden. Hier sind deutlich die Grenzen des Versuchsaufbaus erreicht. Daher erfolgte die Auswertung hinsichtlich der

Segmentierungsfrequenz bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 150$ m/min nur noch anhand der Spanquerschleife.

Orthogonaldrehen					
Versuchsanlage: Traub TNX65		Messsystem: Kraftmesssensor 9211	Werkzeug: SPUN 120308		
Prozessparameter: $v_c = 10$ m/min und 150 m/min $f = 0,05$ mm $b = 2$ mm Trockenbearbeitung		Werkstoff: TiAl TNBV5 stranggepresst Schneidstoffe: MG12; AMB90	Geometrie:		
γ_o	α_o	λ_s	κ_r	ϵ_r	r_β
0°	11°	0°	90°	90°	3 μ m

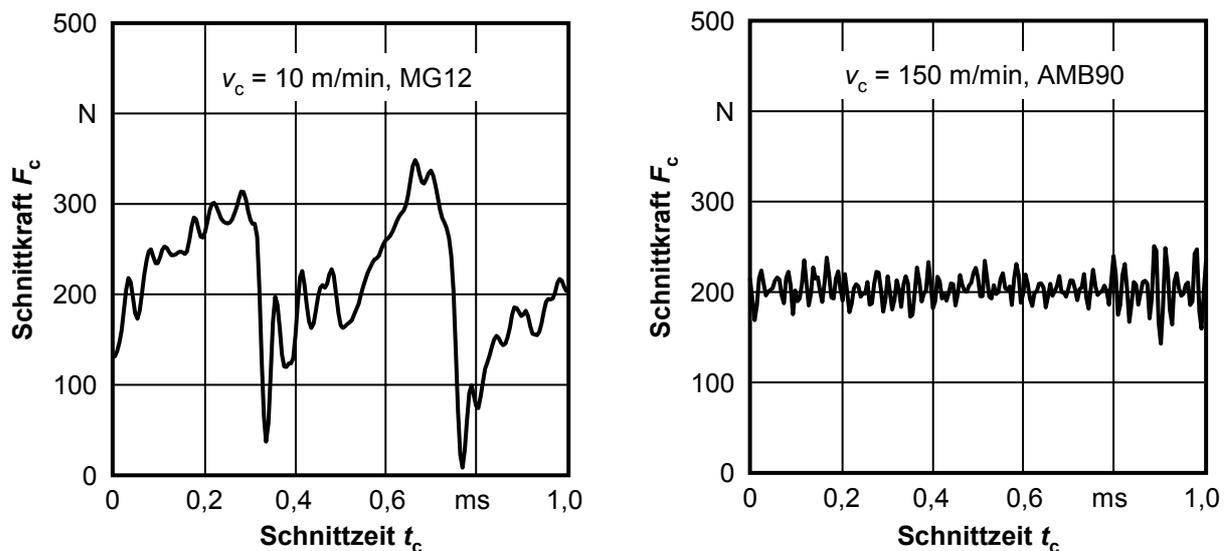


Bild 6-20: Verlauf der Schnittkräfte in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Orthogonaldrehen in hoher zeitlicher Auflösung

Analog zu den quasistatischen Versuchen wurde versucht, die Schnittkraft in den statischen und dynamischen Anteil zu zerlegen. Im linken Diagramm in **Bild 6-21** ist der auf die jeweilige statische Schnittkraft bezogene Anteil der dynamischen Schnittkraft in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit dargestellt. Bei sehr geringer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min wurde der Anteil der dynamischen Schnittkraft mit nur 40 % ermittelt. Hierbei ist der sägezahnförmige Kraftverlauf zu berücksichtigen. In der Aufstapphase erfolgt ein gegenüber dem Abfall sehr langsamer Kraftanstieg. Hierdurch ergeben sich infolge der Berechnung der Schnittkraftanteile als integrale Mittelwerte entsprechende Abweichungen. Dies ist auch die Ursache für den mit der Schnittgeschwindigkeit zunächst steigenden dynamischen Schnittkraftanteil.

In der Ausschleppphase der Segmentbildung fallen die ermittelten Schnittkräfte bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min auf den Wert $F_c = 0$ N. Erst die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 150$ m/min führt infolge der deutlichen Zunahme des Spanzusammenhangs zu einer signifikanten Reduzierung des dynamischen Schnittkraftanteils. Hier sind jedoch wieder die hohen Segmentierungsfrequenzen zu berücksichtigen, die nur eine qualitative Aussage gestatten. Die Übertragbarkeit der

Ergebnisse ermittelt mit Wendeschneiden aus Hartmetall und PCBN kann eingeschränkt angenommen werden. Da die Versuche nach sehr kurzer Eingriffszeit ausgewertet wurden, ist der Einfluss des Verschleißes als gering zu betrachten.

Die Abschätzung der Segmentierungsfrequenz f_{seg} erfolgte durch Fast-Fouriertransformation. Unter Berücksichtigung der Schnittgeschwindigkeit kann aus der Segmentierungsfrequenz zudem leicht der Periodenabstand P_{seg} der Segmentbildung abgeleitet werden. Dieser gibt den Schnittweg an, der zwischen zwei Ausschiebephasen zurückgelegt wird. Zur Verifikation der ermittelten Segmentierungsfrequenzen wurden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von metallographisch präparierten Spanquerschliffen herangezogen. Dargestellt sind im rechten Diagramm in Bild 6-21 die bei der Kraftmessung und aus den Spänen bestimmten Mittelwerte. Diese wurden einmal aus je drei Kraftmessungen errechnet. Zum anderen sind mindestens zehn Segmente je Versuchsbedingung zur Auswertung herangezogen worden. Dabei ist zu beachten, dass die im Diagramm enthaltenen Fehlerbalken die bei der Auswertung der Spanquerschliffe ermittelten Standardabweichungen darstellen.

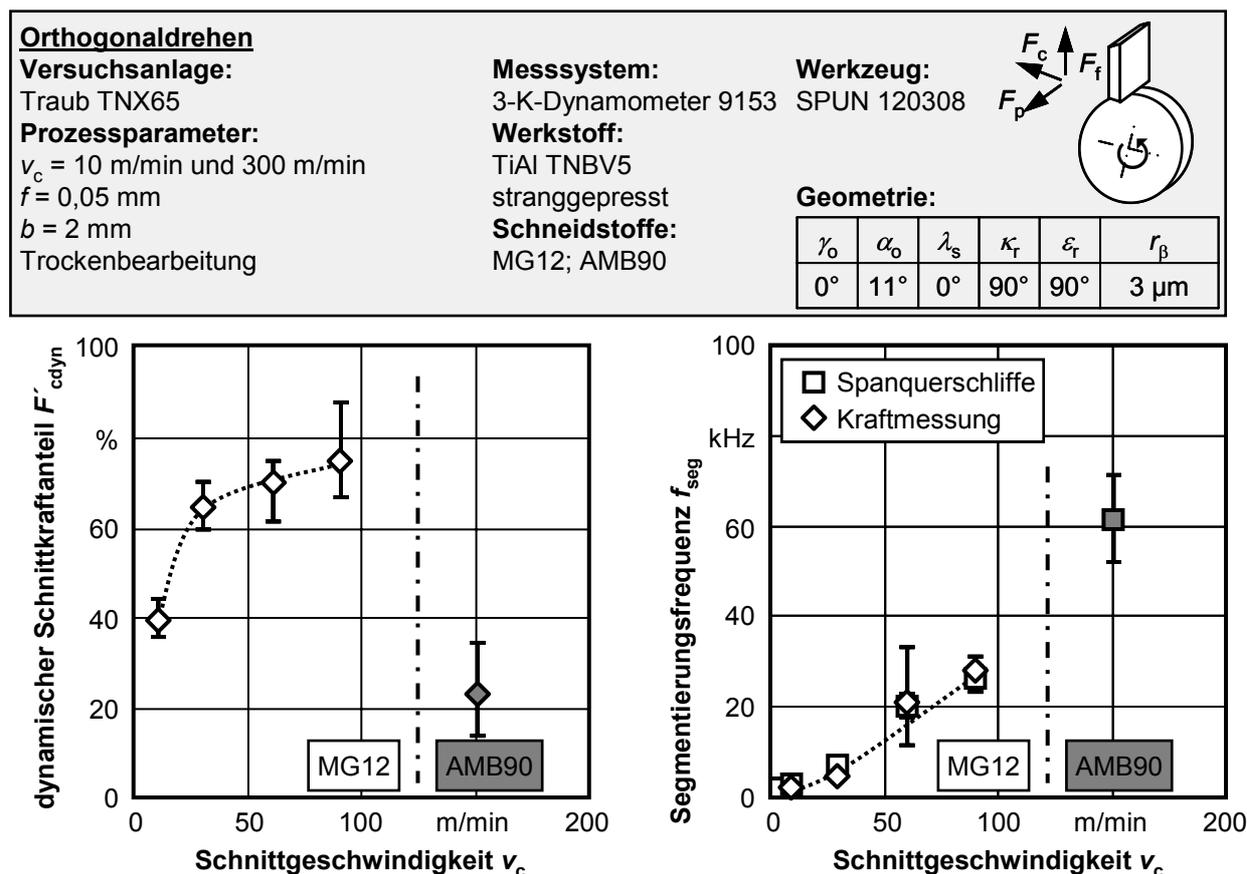


Bild 6-21: Dynamischer Schnittkraftanteil (links) und Segmentierungsfrequenz (rechts) in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Orthogonaldrehen

Die aus den Spanquerschliffen und den Kraftmessungen abgeleiteten Werte zeigen zudem eine sehr gute Übereinstimmung. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min wurde eine Segmentierungsfrequenz von $f_{\text{seg}} = 27$ kHz bestimmt. Die Analyse der Spanquerschliffe ergab, dass eine Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 300$ m/min eine

Segmentierungsfrequenz von $f_{\text{seg}} = 200$ kHz bis 400 kHz bewirkt. Somit steigt die Segmentierungsfrequenz nahezu quadratisch mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit an.

Aus der Segmentierungsfrequenz folgend lässt sich für den Periodenabstand P_{seg} eine nahezu lineare Reduzierung mit steigender Schnittgeschwindigkeit angeben. Eine Ausnahme bilden die bei den geringsten eingestellten Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 10$ m/min und $v_c = 30$ m/min ermittelten Periodenabstände von $P_{\text{seg}} = 60$ μm sowie $P_{\text{seg}} = 70$ μm . Die aus der Kraftmessung abgeleiteten Periodenabständen betragen im Vergleich hierzu $P_{\text{seg}} = 75$ μm und $P_{\text{seg}} = 110$ μm . Im Gegensatz zu den Versuchen bei höheren Schnittgeschwindigkeiten differieren die Mittelwerte hier stark. Die Messwerte unterliegen zudem bei beiden Bestimmungsmethoden einer breiten Streuung. Dies ist mit dem sprödbbruchbedingten Anteil der Spanbildung zu begründen.

Bei der höchsten untersuchten Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 300$ m/min betrug der Periodenabstand der Segmentierung nur $P_{\text{seg}} = 18$ μm . Neben der thermischen bedingten Steigerung des Verformungspotenzials scheint somit ein weiterer geschwindigkeitsabhängiger Einfluss auf die Spanbildungsmechanismen hinsichtlich einer dehnratenabhängigen Verfestigung bzw. Reduzierung des Verformungspotenzials vorzuliegen.

Zur Abschätzung der bei der Spanbildung vorherrschenden Temperaturen ist die je Volumeneinheit umgesetzte Energie maßgeblich. Diese entspricht nach TÖNSHOFF ET AL. [Tön04] der spezifischen Schnittkraft. Der weitaus größte Teil der eingesetzten mechanischen Energie wird bei der Verformung in der Spanbildungszone in Wärme umgesetzt. Aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit des Werkstückwerkstoffs TiAl kann darüber hinaus angenommen werden, dass der weitaus größte Teil, in Gleichung (6-12) beschrieben durch den Faktor 0,95, der in der Spanbildungszone umgesetzten Wärmeenergie mit den Spänen abtransportiert wird. Somit ergibt sich als obere Schranke für die mittlere Spantemperatur ϑ_{ch} mit der spezifischen Wärmekapazität c_p , der Dichte ρ , der Ausgangstemperatur ϑ_0 und der spezifischen Schnittkraft k_c :

$$\vartheta_{\text{ch}} = \left(\frac{0,95}{c_p \cdot \rho} \cdot k_c \right) + \vartheta_0 \quad \text{mit: } \bar{c}_p = 0,67 \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}}. \quad (6-12)$$

Die Wärmekapazität ist temperaturabhängig. Daher kommt vereinfachend der integrale Mittelwert $\bar{c}_p = 0,67$ J/g·K zur Anwendung, der sich auf den Temperaturbereich von $\vartheta = 20$ °C bis 1000 °C bezieht. Grundlage hierfür bilden die vom ACCESS E. V. der RWTH Aachen für die thermophysikalisch ähnliche TiAl-Legierung TNBV3 ermittelten und zur Verfügung gestellten Werte. Die Dichte der Legierung TNBV5 wurde vom Hersteller mit $\rho = 4$ g/cm³ angegeben. Aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit kann zunächst eine Starttemperatur von $\vartheta = 20$ °C ausgegangen werden. Freiflächenreibung und Wärmeleitung aus der Spanbildungszone in das Werkstück führen jedoch insbesondere bei höheren

Schnittgeschwindigkeiten zu erhöhten Starttemperaturen. Demzufolge wurde die Starttemperatur zur theoretischen Abschätzung der Spantemperaturen linear von $\vartheta_{\text{ch}} = 20^\circ\text{C}$ bei $v_c = 90\text{ m/min}$ auf $\vartheta_{\text{ch}} = 100^\circ\text{C}$ bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 300\text{ m/min}$ gesteigert. Es ergeben sich obere Schranken für die lediglich aus der Umformung resultierenden Spantemperaturen von $\vartheta_{\text{ch}} = 800^\circ\text{C}$ bei $v_c = 90\text{ m/min}$ und $\vartheta_{\text{ch}} = 850^\circ\text{C}$ bei $v_c = 300\text{ m/min}$ (vgl. **Bild 6-22**).

In Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit wurde nur eine geringe Änderung der Zerspankraftkomponenten festgestellt. Zudem sind die ermittelten Umformgrade durchgängig gering und weisen im mittleren Schnittgeschwindigkeitsbereich ein lokales Maximum auf. Insgesamt folgt hieraus, dass durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit im untersuchten Bereich von $v_c = 10\text{ m/min}$ bis 300 m/min ebenfalls nur geringfügige Änderungen der mittleren durch Umformung in Wärme umgesetzten Energie auftreten. Jedoch sind bei niedriger Schnittgeschwindigkeit die Anteile an durch Wärmeleitung in Werkstück und Werkzeug abgeführter Energie deutlich höher und die Starttemperaturen geringer. Daher wurde als untere Grenze für die Betrachtung der theoretischen Spantemperatur eine Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90\text{ m/min}$ angenommen. Bereits hier führen die auftretenden Schnittkräfte zu errechneten mittleren Spantemperaturen von $\vartheta_{\text{ch}} = 800^\circ\text{C}$.

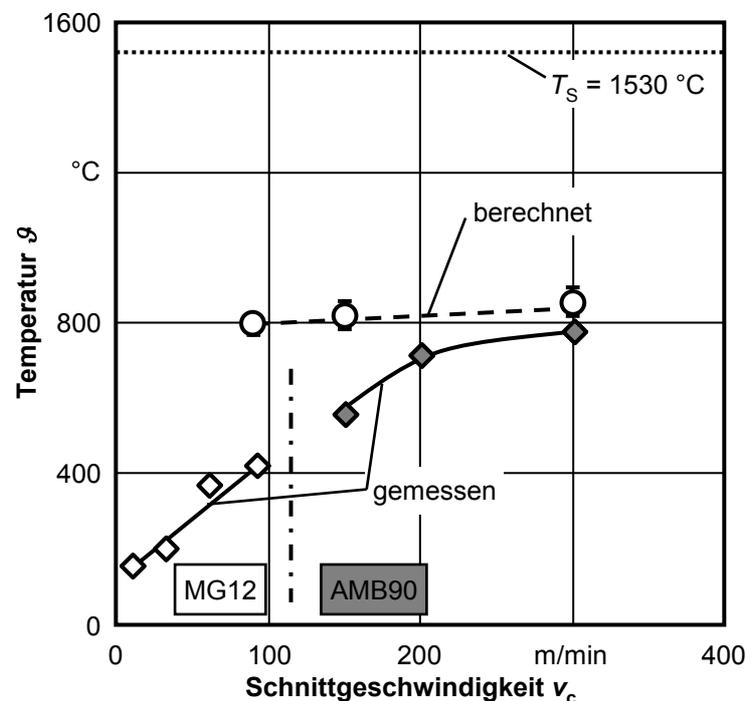
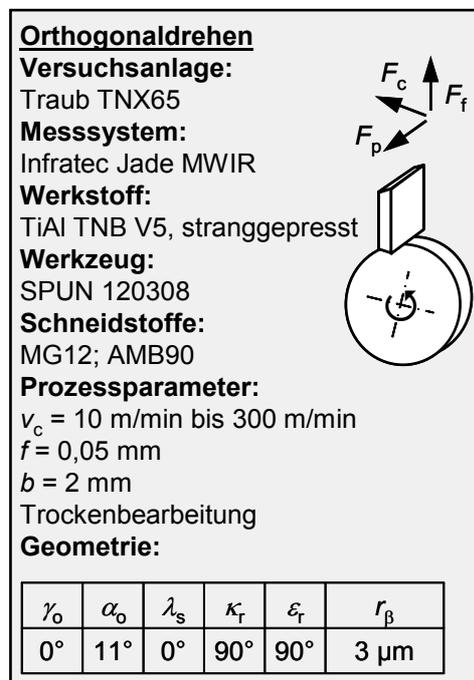


Bild 6-22: Temperaturen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Orthogonaldrehen

Wie im Abschnitt 4.3.3 beschrieben wurde, ist die messtechnische Bestimmung der bei der Spanbildung herrschenden Temperaturen je nach erwartetem Genauigkeitsgrad schwierig bis nicht möglich. Die Bestimmung der Spanflächentemperatur ist nur bei einer Unterbrechung des Zerspanprozesses möglich. Eine Angabe der Spantemperatur wird durch die unbekannt

Oberflächeneigenschaften und die geometrisch kleinen und sich mit hoher Geschwindigkeit bewegenden Spansegmente erschwert. Daher erfolgte die thermographische Bestimmung der Temperatur im Freiflächenspalt \mathcal{G}_F .

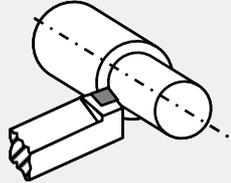
Auch hier wächst der Einfluss des Verschleißes mit steigender Schnittgeschwindigkeit. Analog zur Bestimmung der Zerspankraftkomponenten kamen daher nur die Temperaturen zur Auswertung, die in den Umdrehungen 3 bis 5 aufgenommen wurden. Mit steigender Schnittgeschwindigkeit ergab sich hier eine nahezu lineare Steigerung der ermittelten Spalttemperaturen von $\mathcal{G}_F = 164 \text{ °C}$ bei $v_c = 10 \text{ m/min}$ auf $\mathcal{G}_F = 723 \text{ °C}$ bei $v_c = 200 \text{ m/min}$. Mit weiter auf $v_c = 300 \text{ m/min}$ steigender Schnittgeschwindigkeit nimmt die thermographisch bestimmte Spalttemperatur nur noch gering zu und erreicht $\mathcal{G}_F = 782 \text{ °C}$. Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit wächst die Übereinstimmung mit den berechneten Werten. Die gemessenen Temperaturen liegen trotzdem deutlich unter den aus den Schnittkräften errechneten Werten.

Die thermographisch ermittelten Temperaturen im Freiflächenspalt liegen unter der für eine signifikante Steigerung des Verformungspotenzials in der gesamten Spanbildungszone notwendigen Grenztemperatur. Durch die begrenzte Ortsauflösung von $25 \text{ }\mu\text{m}$ pro Pixel ergeben sich sehr hohe Fehlergrenzen. Da die ermittelte Temperatur integral in einer Projektionsfläche mit einigen μm Abstand zur Kontaktgrenze ermittelt wurde, ist die angegebene Spalttemperatur auch als untere Schranke aufzufassen. Zur Beurteilung der vorliegenden Spanbildungsmechanismen erwies sich die thermographische Bestimmung der Temperaturen im Freiflächenspalt somit nur als bedingt geeignet.

Im Vorfeld zu den hier dargestellten Untersuchungen wurden Zerspanversuche zum Drehen der γ -MET-Legierung mit der Zusammensetzung Ti-46,8Al-1Mo-0,2Si (At.-%) durchgeführt. Einsatz fanden hier mit PCBN-Wendeschneidplatten der Sorte DBW85. Die Versuche haben gezeigt, dass selbst bei Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 360 \text{ m/min}$ sägezahnförmige Späne erzeugt werden (vgl. **Bild 6-23**).

Nach kurzer Eingriffszeit verändert sich infolge des Verschleißes die Morphologie der Späne von zunächst einzelnen Segmenten hin zu zusammenhängenden und rot glühenden Bandspänen. Die Querschliffaufnahme des Spans in Bild 6-23 zeigt jedoch, dass hier die Spanbildung durch Lokalisierung der Verformung und Scherung erfolgt. Die typische sägezahnförmige Struktur ist auch hier zu erkennen. Jedoch ist die Gefügestruktur dieser Späne infolge der hohen Temperaturen vollständig verändert. Es bildet sich Erstarrungsgefüge mit Seigerungen im Spaninneren. Dies lässt den Schluss zu, dass die Spanbildung auch hier durch lokalisierte Scherung erfolgte. Darauf folgend wurde der Spanwerkstoff durch die in der sekundären Scherzone umgesetzte Reibungsenergie in den schmelzflüssigen Zustand überführt. Infolge des Verschleißfortschritts, der zunächst durch Schneidkantenverrundung erfolgt, wird zudem die bezogene Spannungsdicke kleiner. Dadurch

steigt, wie bereits gezeigt wurde, der Umformgrad. Hieraus folgend nimmt auch die bei der Spanbildung in der primären Scherzone in Wärme umgesetzte mechanische Energie zu. Somit kann eine höhere Starttemperatur für den Reibkontakt zwischen Span und Werkzeug angenommen werden, die sich natürlich beschleunigend auf den Verschleiß auswirkt.

Außen-Längs-Runddrehen		Werkstoff:	Werkzeug:													
Versuchsanlage: Traub TNS30		TiAl γ -MET Gussgefüge	SPUN 120308													
Prozessparameter: $v_c = 360$ m/min $f = 0,02$ mm $a_p = 0,3$ mm Trockenbearbeitung		Schneidstoff: DBW85	Geometrie:													
				<table border="1"> <thead> <tr> <th>γ_o</th> <th>α_o</th> <th>λ_s</th> <th>κ_r</th> <th>ϵ_r</th> <th>r_β</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>5°</td> <td>6°</td> <td>0°</td> <td>75°</td> <td>90°</td> <td>3 μm</td> </tr> </tbody> </table>	γ_o	α_o	λ_s	κ_r	ϵ_r	r_β	5°	6°	0°	75°	90°	3 μ m
γ_o	α_o	λ_s	κ_r	ϵ_r	r_β											
5°	6°	0°	75°	90°	3 μ m											

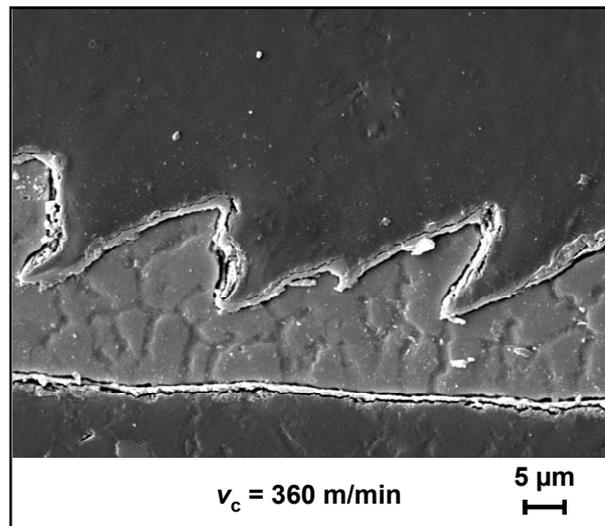
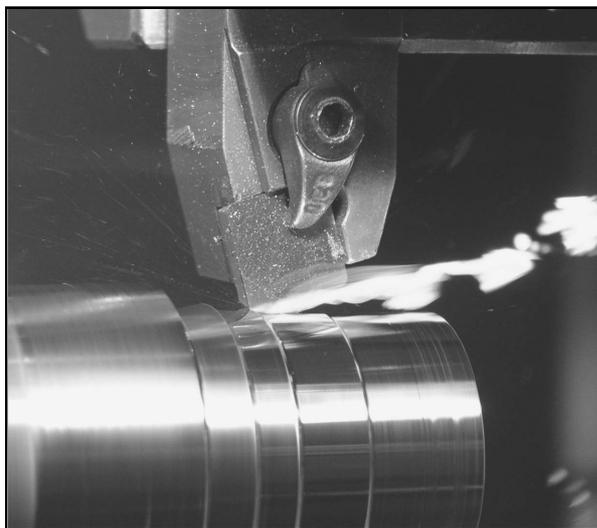
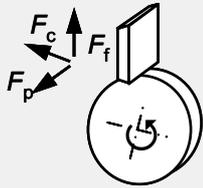


Bild 6-23: Bandspanbildung mit Sägezahnmorphologie und Schmelzstruktur beim Außen-Längs-Runddrehen der TiAl-Legierung γ -MET

Wie bereits beschrieben wurde ist die Bestimmung der Temperaturen in den primären und sekundären Scherzonen messtechnisch nur bedingt möglich. Die Querschliffe der beim Orthogonaldrehen erzeugten Späne weisen keine ausgeprägten Scherzonen auf. Die Scherflächen sind scharf abgegrenzt. Darüber hinaus sind nur geringe Aufwölbungen der freien, der Schneide abgewandten Oberseite der Späne ermittelt worden. Bereits beschrieben wurde der kritische Verformungsgrad, bei dem die Segmentierung einsetzt. Dieser ist bei der hier untersuchten intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 sehr niedrig. Hieraus ergibt sich eine geringe Erwärmung der vorlaufenden Spanbildungszone. Mit einsetzender Scherlokalisierung kommt es aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit und der hohen Geschwindigkeiten zu einer Temperatursteigerung, deren obere Schranke die Schmelztemperatur des Werkstückwerkstoffs bildet.

Unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit zeigen die in **Bild 6-24** dargestellten rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Scherflächen erzeugter Spansegmente im oberen Bereich eine raue und zerklüftete Struktur. Quer zur Scherrichtung verlaufende Risse

und Spalten im oberen Bereich der Scherfläche deuten auf Bruchvorgänge hin. Jedoch sind keine groben Risse erkennbar. Die von NAKAYAMA [Nak74] und SHAW [Sha93, Sha97] vorgestellte Theorie, nach der die Segmentspannbildung durch Rissinitiation und -fortschritt erfolgt, wird somit durch die hier vorgestellten Untersuchungen nicht bestätigt.

Orthogonaldrehen		Werkstoff:	Werkzeug:		
Versuchsanlage: Traub TNX65		TiAl TNBV5 stranggepresst	SPUN 120308		
Prozessparameter: $v_c = 30$ m/min bis 150 m/min $f = 0,03$ mm $b = 2$ mm Trockenbearbeitung		Schneidstoffe: MG12; AMB90	Geometrie:		
γ_o	α_o	λ_s	κ_r	ϵ_r	r_β
0°	11°	0°	90°	90°	3 μ m

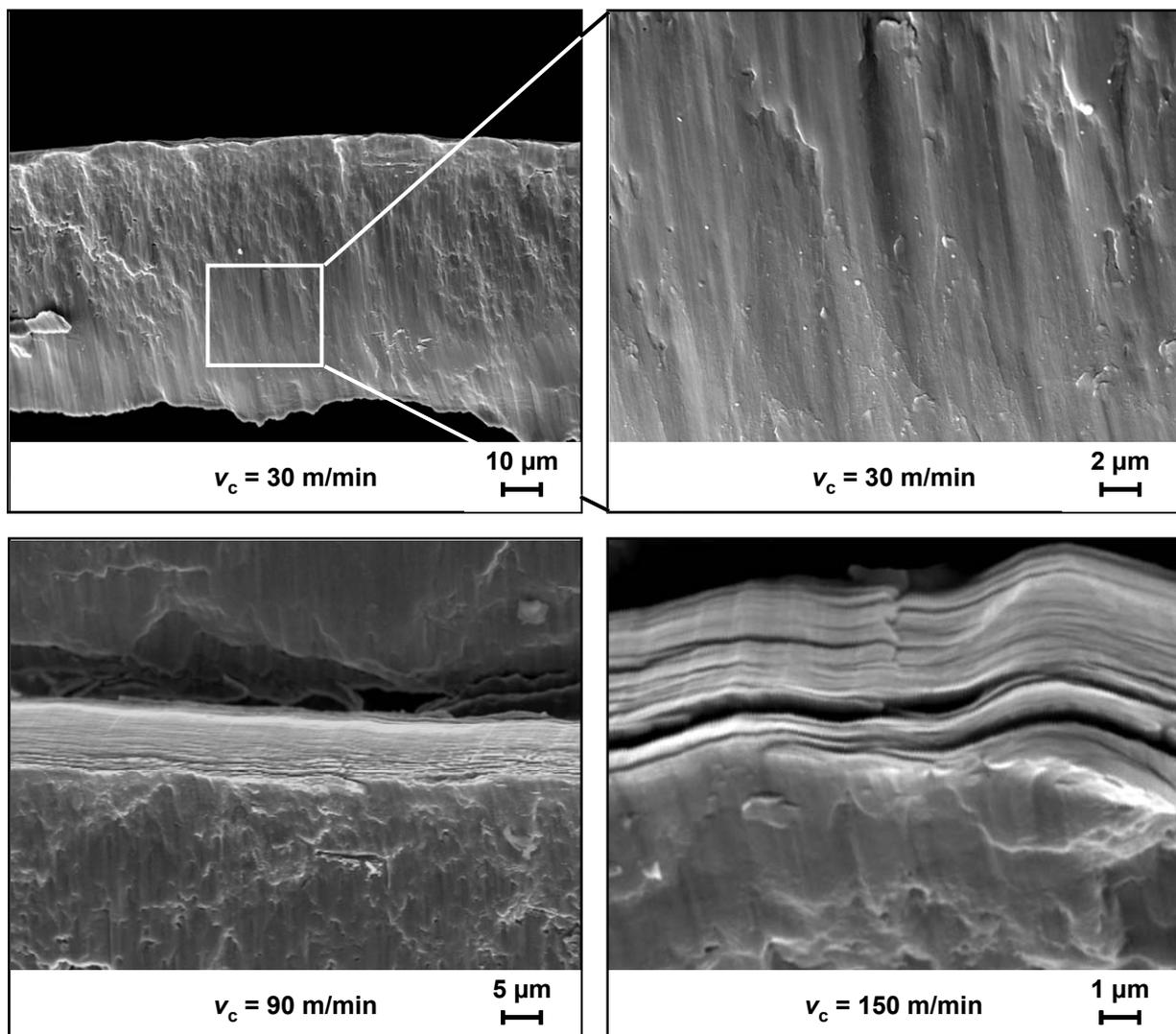


Bild 6-24: Scherfläche beim Orthogonaldrehen mit $v_c = 30$ m/min, $v_c = 90$ m/min und $v_c = 150$ m/min

Der untere Bereich der Scherfläche ist im Gegensatz zum oben beschriebenen oberen Abschnitt glatt und weist linienförmige Strukturen auf, die durch Scherung und anschließende Reibung der Scherflächen hervorgerufen werden. Die Temperatur im unteren Bereich der Scherfläche hat vermutlich infolge der lokal höheren Verformungswärme und der

anschließenden Reibung beim Abscheren des Segments die Schmelztemperatur des Werkstückwerkstoffs erreicht. Herauf deuten die im unteren Bereich vorhandenen koagulierten Tröpfchen hin. Diese haben TÖNSHOFF ET AL. [Tön05] bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung metallischer Werkstoffe ebenfalls beobachtet.

Mit steigender Schnittgeschwindigkeit ist eine Zunahme des glatten linienartigen Scherflächenanteils zu verzeichnen. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min beträgt der raue Schubbruchanteil bei einer Scherlänge von $l_s = 100$ μm noch 50 %. Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 150$ m/min und $v_c = 300$ m/min führten nur noch zu Schubbruchanteilen von wenigen μm Länge. Gleichzeitig steigt die Homogenität der Stufenbildung an der Spanoberseite mit abnehmendem Periodenabstand der Segmentbildung. Während bei Schnittgeschwindigkeiten bis $v_c = 90$ m/min Bereiche mit hoher und geringer Scherdichte an der Segmentoberseite zu erkennen sind (vgl. Bild 6-24, unten links), zeigen die bei höheren Schnittgeschwindigkeiten erzeugten Spanoberseiten von Scherfläche zu Scherfläche durchgehend Stufungen der ehemaligen freien Werkstückoberfläche (Bild 6-24, unten rechts).

Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit führt im untersuchten Bereich nicht zu einer signifikanten Änderung der Spanbildungsmechanismen. Bei allen Schnittgeschwindigkeiten werden segmentierte Späne erzeugt. Dabei steigt jedoch der Zusammenhalt der Späne bei Schnittgeschwindigkeiten über $v_c = 150$ m/min. Dabei ist jedoch der Verschleiß der Werkzeuge zu berücksichtigen. Nach jedem Versuch erfolgte die Bestimmung des Freiflächenverschleißes mit Hilfe des in Abschnitt 4.3.3 beschriebenen Messaufbaus.

6.2.2 Vorschub

Hinsichtlich der Spanungsdicke ist bereits bei den quasistatisch durchgeführten Versuchen festgestellt worden, dass eine kritische Spanungsdicke existiert, deren Überschreitung zu spröder Rissbildung in der Spanbildungszone führt. Analog zu den quasistatischen Versuchen entstehen auch beim Orthogonaldrehen der TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand mit praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten bei sehr geringem Vorschub von $f = 0,01$ mm segmentierte, jedoch zusammenhängende Späne (vgl. **Bild 6-25**).

Bei Vorschüben von $f = 0,03$ mm und $f = 0,05$ mm bildeten sich dagegen vereinzelte Spansegmente. Diese lagen zum Teil in kleinen Gruppen vor. Die weitere Steigerung des Vorschubs auf $f = 0,10$ mm führte zu größtenteils vollständig vereinzelt Spansegmenten. Wie zudem in rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen erkennbar war, nimmt der Anteil an interkristallinen Brüchen bei der Spanbildung mit dem Vorschub signifikant zu. In Anlehnung an die Versuche unter quasistatischer Prozessführung kann geschlossen werden, dass eine kritische Spanungsdicke bzw. ein kritischer Vorschub bei der Zerspanung der hier

untersuchten intermetallischen Titanaluminide existiert. Vorschübe unter $f = 0,05$ mm führten bei keiner untersuchten Parameterkombination zum Orthogonaldrehen zu groben Ausbrüchen.

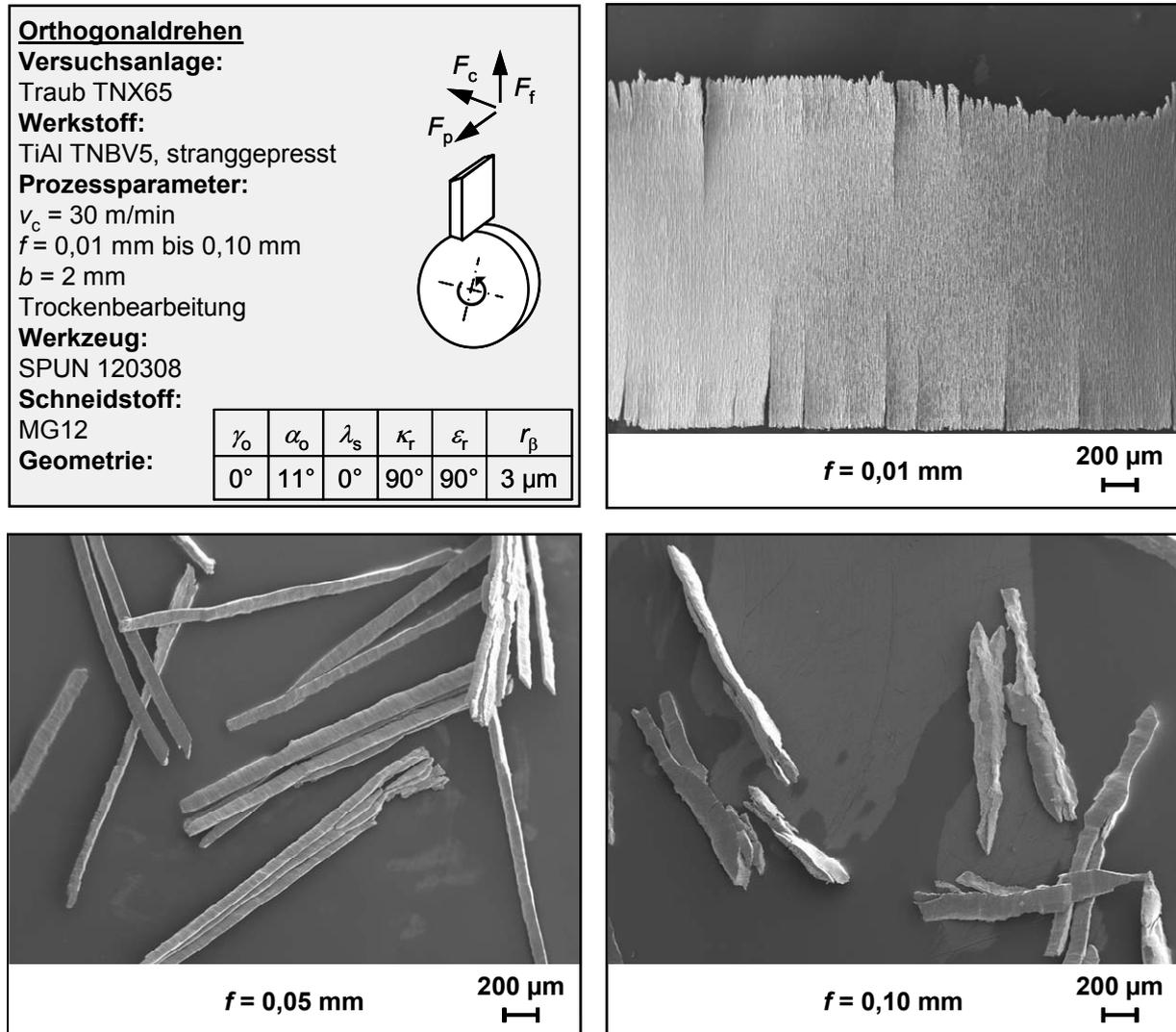


Bild 6-25: Spanmorphologie in Abhängigkeit vom Vorschub beim Orthogonaldrehen

Die Segmentierungsfrequenz sinkt mit Steigerung des Vorschubs hyperbolisch ab. Entsprechend wächst der Periodenabstand der Segmentierung im Vorschubbereich von $f = 0,01$ mm bis $0,05$ mm (vgl. **Bild 6-26**, oben rechts).

Bei geringem Vorschub von $f = 0,01$ mm erfolgt die Segmentierung in einem gemittelten Abstand von $P_{\text{seg}} = 10 \mu\text{m}$ bis $20 \mu\text{m}$ (ermittelt aus Spanquerschliffen bzw. Kraftmessungen). Die Spanstauchung beträgt, bestimmt gem. Gleichung (6-3) $\lambda_h = 1,3$. Der Scherwinkel nahe der freien Werkstückoberfläche, bei dem das Versagen lokal (beginnende Ausschiebephase vgl. Abschnitt 2.2.2) eintritt, wurde mit $\Phi = 38^\circ$ ermittelt. Gleichzeitig erfolgt die Aufwölbung der freien Oberfläche um $\rho = 9^\circ$. Hieraus ergibt sich nach Gleichung (6-2) ein Umformgrad nach Tresca von $\varphi = 0,18$ (vgl. Bild 6-26, unten links). Mit Steigerung des Vorschubs auf $f = 0,05$ mm wächst der Periodenabstand der Segmentierung nahezu linear auf $P_{\text{seg}} = 70 \mu\text{m}$ bis $110 \mu\text{m}$. Die Segmentierungsfrequenz beträgt demnach

$f_{\text{seg}} = 4,5 \text{ kHz}$ bis 7 kHz . Die Stauchung des Spans ändert sich geringfügig auf $\lambda_h = 1,1$, wodurch sich schwach steigende Segmentierungsgrade ergeben (vgl. Bild 6-26, unten rechts).

Der Aufstauwinkel wird im gesamten untersuchten Vorschubbereich von $f = 0,01 \text{ mm}$ bis $0,10 \text{ mm}$ nur gering beeinflusst. Insgesamt ergibt sich ein leicht mit steigendem Vorschub abnehmender Umformgrad. Die Dickenstauchung der Segmente liegt hierbei etwa 1. Hieraus kann in Anlehnung an GENTE [Gen02] abgeleitet werden, dass die Scherung im oberen Bereich nahezu parallel zum Scherwinkel erfolgt und die Berechnung der Umformgrade gem. Gleichung (6-2) zulässig ist.

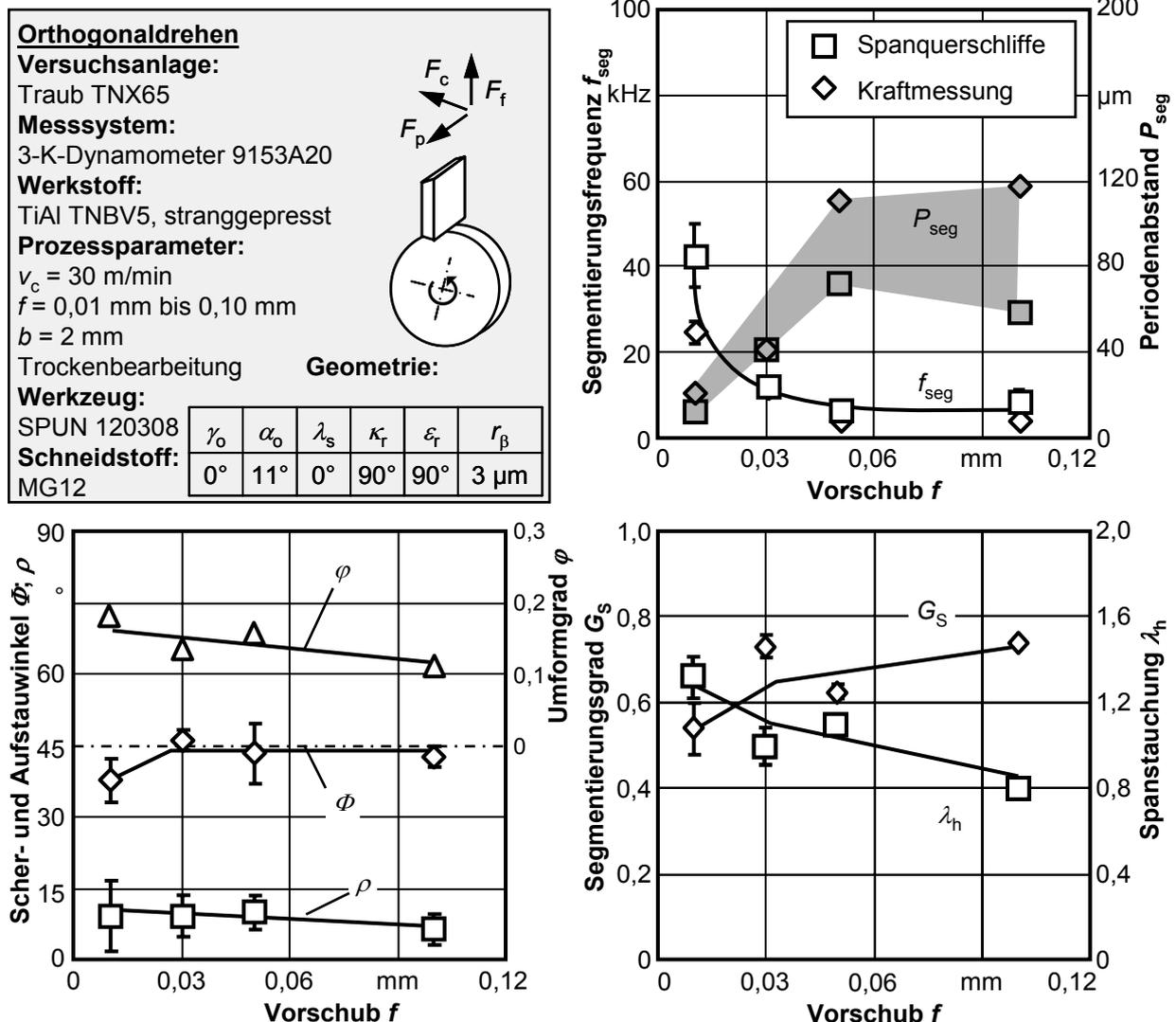


Bild 6-26: Segmentierungsfrequenz und Periodenabstand, Scher- und Aufwölbungswinkel sowie abgeleiteter Umformgrad und Segmentierungsgrad und Spanstauchung in Abhängigkeit vom Vorschub

Insbesondere bei einem Vorschub von $f = 0,10 \text{ mm}$ führen die höheren Sprödbbruchanteile zu einer breiten Streuung der Schnittkräfte. Gleichzeitig erschwerte sich die Bestimmung der Kennwerte aus den Spangeometrien. Die ermittelten Segmentierungsfrequenzen schwanken im Bereich von $f_{\text{seg}} = 4,3 \text{ kHz}$ bis $8,6 \text{ kHz}$. Hieraus ergeben sich Periodenabstände von $P_{\text{seg}} = 60 \mu\text{m}$ bis $120 \mu\text{m}$. Die starken Schwankungen der Messwerte erschweren so die

Beschreibung der Zusammenhänge zwischen dem Vorschub und den für die Spanbildung charakteristischen Kenngrößen. Die bei großen Vorschüben dominierenden Sprödbrüche werden jedoch auch hier von lokalisierter Scherung im Bereich der Schneidkante begleitet. Die Segmente sind von dort ausgehend im Winkel von $\Phi = 45^\circ$ hin zur freien Werkstückoberfläche begrenzt.

Im Vorschubbereich von $f = 0,01$ mm bis $0,05$ mm kann aufgrund der Spanmorphologie und der ermittelten Messwerte davon gegangen werden, dass die Spanbildung, analog zu den Ergebnissen bei quasistatischer Prozessführung, durch lokalisierte Scherung und Schubbruch erfolgt. Normalspannungsbedingte Brüche traten erst bei einer Steigerung des Vorschubs auf $f = 0,10$ mm auf. Diese erschweren die Analyse der Spanquerschliffe wegen der oft fehlenden Bezugsebenen und der nicht vollständig vorliegenden Segmente. Jedoch wird auch bei diesem Vorschub die freie Oberfläche zunächst aufgewölbt. Die Spanunterseiten zeigen auch hier glattflächige Abschnitte. Anhand von REM-Analysen konnte nachgewiesen werden, dass im Bereich der Spanunterseite auch bei einem Vorschub von $f = 0,10$ mm plastische Verformungen in Form einer Scherung auftreten. Dies lässt den Schluss zu, dass die Spanbildung nahe der Schneidkante ebenfalls durch Scherung erfolgt. Der sich vermutlich darauf folgende Schubbruch führt dann zur Trennung der Segmente.

Die bei den Versuchen unter quasistatischer Prozessführung bei großen Spanungsdicken bereits festgestellte Bildung von Keilen führt auch bei praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten zum Versagen durch normalspannungsbedingte Sprödbrüche. Dies wirkt sich auch auf die ermittelten Zerspankraftkomponenten aus (vgl. **Bild 6-27**, oben rechts). Diese wurden in jeweils zwei Versuchen bestimmt. Dabei fand zunächst das Bei dem geringsten eingestellten Vorschub von $f = 0,01$ mm beträgt der statische Anteil der Schnittkraft $F_{\text{cstat}} = 86$ N. Der dynamische Anteil wurde mit $F_{\text{cdyn}} = 13$ N oder etwa 15 % bestimmt. Im Bereich bis $f = 0,05$ mm besteht zwischen dem Vorschub und der statischen Komponente der Schnittkraft ein nahezu linearer Zusammenhang. Die dynamische Komponente der Schnittkraft erreicht dagegen bereits bei einem Vorschub von $f = 0,03$ mm einen Anteil von $F_{\text{cdyn}} = 65$ %, der bei Erhöhung des Vorschubs auf $f = 0,05$ mm und schließlich $f = 0,10$ mm nahezu unverändert bleibt. Bereits bei einem Vorschub von $f = 0,03$ mm erfolgt jedoch in der Ausschiebephase ein vollständiger Abfall der Schnittkraft.

Im Diagramm unten links sind in Bild 6-27 exemplarisch Schnittkraftverläufe bei Vorschüben von $f = 0,01$ mm und $f = 0,10$ mm gegenübergestellt. Bei einem Vorschub von $f = 0,10$ mm betragen die mit dem Drei-Komponenten-Dynamometer und mit dem direkt unter der Wendeschneidplatte montierten Miniatur-Kraftmesssensor ermittelten statischen Anteile der Schnittkraft jeweils $F_{\text{cstat}} = 200$ N. Durch die langen Schnittunterbrechungen infolge der hohen Riss- und Bruchanteile ist dieser Wert jedoch erheblich geringer als die in der Aufstauphase maximal auftretenden Schnittkräfte. Diese erreichen über $F_c = 550$ N. Bei dem

geringsten eingestellten Vorschub von $f = 0,01$ mm schwanken die Schnittkräfte dagegen nur sehr gering.

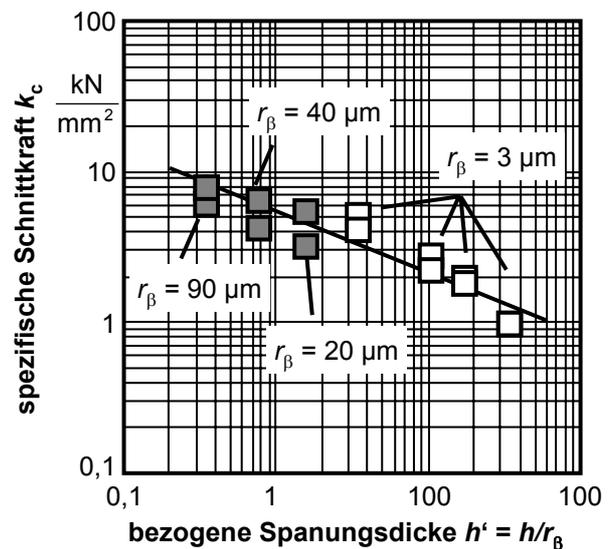
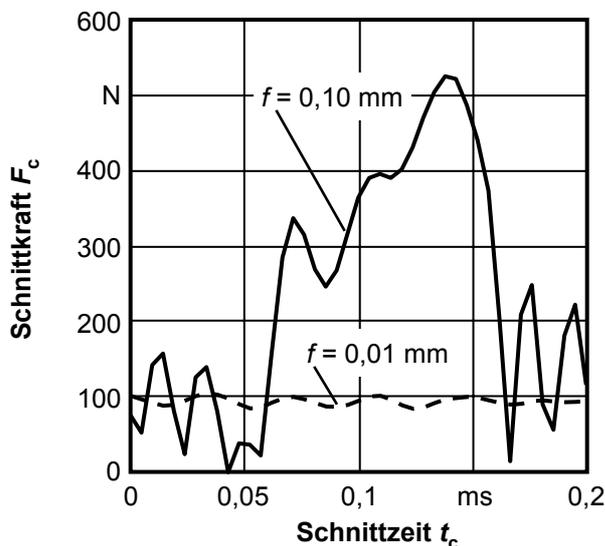
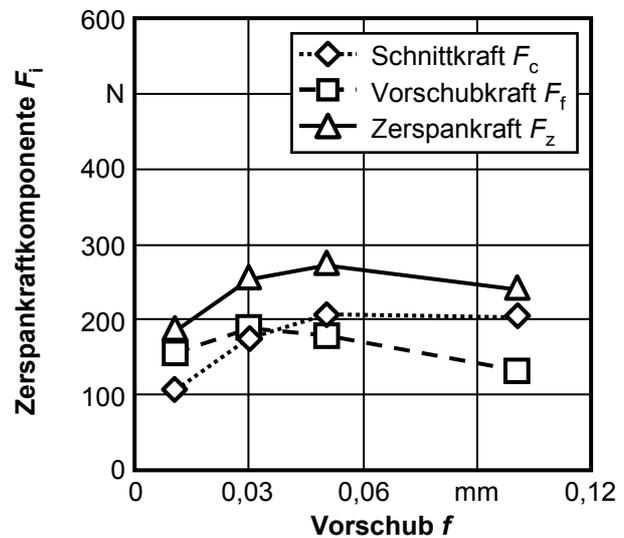
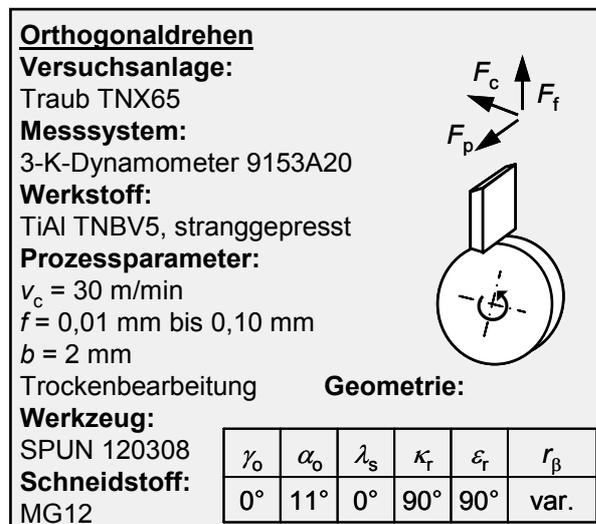


Bild 6-27: Zerspankraftkomponenten in Abhängigkeit vom Vorschub ermittelt mit dem 3-K-Dynamometer (oben rechts), Schnittkraftverlauf in Abhängigkeit vom Vorschub ermittelt mit dem Miniaturkraftmesssensor (unten links) und spezifische Schnittkraft in Abhängigkeit von der bezogenen Spannungsdicke (unten rechts) beim Orthogonaldrehen von TiAl TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand

Die lediglich als statische Komponente ermittelte Vorschubkraft erreicht bei einem Vorschub von $f = 0,03$ mm ein Maximum mit $F_{fstat} = 190$ N. Die Einstellung eines Vorschubs von $f = 0,10$ mm bewirkt dagegen eine Vorschubkraft $F_{fstat} = 130$ N. Auch hier ist die Tatsache zu berücksichtigen, dass das Werkzeug infolge der großflächigen Ausbrüche teilweise nicht im Eingriff war. Durch vektorielle Addition ergibt sich beim Orthogonaldrehen aus der Schnitt- und der Vorschubkraft die Zerspankraft. Hier wird das Maximum mit $F_{zstat} = 275$ N bei einem Vorschub von $f = 0,05$ mm erreicht.

Analog zu den Versuchen unter quasistatischer Prozessführung wurde auch bei den Versuchen zum Orthogonaldrehen mit praxisrelevanten Schnittparametern die

Schneidkantenrundung variiert. Im unteren rechten Diagramm in Bild 6-27 ist die spezifische Schnittkraft in Abhängigkeit von der bezogenen Spannungsdicke abgebildet. Der eingestellte Vorschub ist wegen der Orthogonalität der Zerspanparameter der Spannungsdicke gleichzusetzen. Zusätzlich zu den konventionell eingesetzten Wendeschneidplatten in scharfkantiger Ausführung fanden auch hier nachträglich durch Strömungsschleifen verrundete Wendeschneidplatten Anwendung. Die Schneidkantenrundungen betragen bei den nicht vorbehandelten Schneiden analog zu den quasistatischen Versuchen $r_{\beta} = 3 \mu\text{m}$. Die durch Strömungsschleifen vorverrundeten Schneidkanten wiesen Radien von $r_{\beta} = 20 \mu\text{m}$, $r_{\beta} = 40 \mu\text{m}$ und $r_{\beta} = 90 \mu\text{m}$ auf.

Analog zu dem bereits in Abschnitt 6.1.2 vorgestellten Modell zur Abhängigkeit der spezifischen Schnittkraft von der bezogenen Spannungsdicke h' werden die Koeffizienten $k_{c1,\bar{r}_{\beta}} = 550 \text{ N/mm}^2$ und $m_c = 0,39$ zur Beschreibung herangezogen. Auch hier können die Messwerte in doppeltlogarithmischer Darstellung durch die mit diesem Ansatz berechnete Gerade approximiert werden. Infolge der verschleißbedingten Schneidkantenverrundung, die sich auch innerhalb der für die Kraftmessung herangezogenen ersten Umdrehungen einstellt, weichen die ermittelten spezifischen Schnittkräfte insbesondere bei geringen Vorschüben geringfügig von den errechneten Werten ab. Darüber hinaus ist die insbesondere bei kleinen Vorschüben respektive kleinen bezogenen Spannungsdicken durch die geringen Spannungsquerschnitte und die hohen wirksamen spezifischen Kräfte lokal einsetzende thermische Erweichung in dem vorgestellten Modell nicht berücksichtigt. Aufgrund der besonderen Eigenschaften intermetallischer Titanaluminide sind die dadurch eintretenden Abweichungen jedoch offensichtlich gering.

Die Schneidkantenrundung r_{β} zeigt bei den bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30 \text{ m/min}$ und einem Vorschub von $f = 0,03 \text{ mm}$ durchgeführten Versuche keinen Einfluss auf die Segmentierungsfrequenz P_{seg} . Dies lässt den Schluss zu, dass die Segmentierung bei diesen Schnittparametern primär durch die Spannungsdicke beeinflusst wird. Auch der Segmentierungsgrad G_S bleibt durch die Steigerung der Schneidkantenrundung unbeeinflusst bei Werten von $G_S = 0,68$ bis $0,73$.

Die thermographisch ermittelten Spalttemperaturen steigen geringfügig mit abnehmendem Vorschub von $\vartheta_F = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ bei $f = 0,10 \text{ mm}$ auf etwa $\vartheta_F = 310 \text{ }^{\circ}\text{C}$ bei $f = 0,01 \text{ mm}$. Der mit abnehmendem Vorschub signifikant steigende Zusammenhalt ist demnach nicht allein auf eine signifikante thermische Aktivierung des Verformungspotenzials zurückzuführen. Wohl kann aber davon ausgegangen werden, dass beim Zerspanen mit praxisnaher Prozessführung (Außen-Längs-Runddrehen, Fräsen, Bohren) in den für die Schnittflächenausbildung verantwortlichen Bereichen des Spannungsquerschnitts (Radius und Nebenschneide) aufgrund der höheren lokalen Umformgrade auch entsprechend hohe Temperaturen vorliegen. Bei der Zerspanung mit quasistatischer Prozessführung ist der Temperaturbereich von

$\vartheta = 300\text{ °C}$ bis 500 °C als Übergangsbereich für die Erzeugung von Schnittflächen ohne grobe Risse identifiziert worden. Die thermographisch bestimmten Spantemperaturen weichen prozessbedingt deutlich von den lokal in den primären und sekundären Spanbildungszonen vorliegenden Temperaturen ab. Daher stellen die hier aufgeführten Messwerte nur ein Indiz für die Erreichung dieses Übergangsbereichs dar.

Der Vorschub, bei orthogonalen Zerspanprozessen der Spanungsdicke entsprechend, besitzt einen entscheidenden Einfluss auf die Spanbildung. Es treten sowohl bei quasistatischer als auch bei Prozessführung mit praxisrelevanter Schnittgeschwindigkeit starke Schwankungen hinsichtlich des Zusammenhalts auf. Die spezifische Schnittkraft, nach TÖNSHOFF ET AL. [Tön04] der für die Zerspanung einer Volumeneinheit notwendigen Energie, lässt sich unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit durch eine Potenzfunktion beschreiben. Hierbei kommt der Schneidkantenrundung eine besondere Bedeutung zu. Diese besitzt keinen Einfluss auf den Periodenabstand und den Segmentierungsgrad. Jedoch wirken sich eine Steigerung der Schneidkantenrundung r_β respektive eine geringere bezogene Spanungsdicke h' steigernd auf die spezifischen Schnittkräfte aus. Im Allgemeinen laufen spröde Bruchvorgänge energiearm ab [Gro96]. Ein Hauptteil der für die Zerspanung aufgewendeten Energie wird bei der Verformung umgesetzt [Tön04]. Insgesamt lässt sich somit folgern, dass das Verformungspotenzial mit abnehmender bezogener Spanungsdicke steigt. Der Umformgrad sinkt mit steigendem Vorschub. Der Scherwinkel naher der freien Werkstückoberfläche ist ab einem Vorschub von $f = 0,03\text{ mm}$ konstant bei nahezu 45 ° . Bei den quasistatischen Experimenten zeigte sich ein entsprechendes Bild. Im Bereich der Spanunterseite wurden auch bei praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten Bereiche mit höherer plastischer Verformung festgestellt.

6.2.3 Spanwinkel

Der Spanwinkel bestimmt mit der Schneidkantenrundung die Ausbildung der Stauzone vor der Werkzeugschneide [Web86]. Im Allgemeinen gelten positive Werkzeuggeometrien als vorteilhaft für den Zerspanprozess. Positive Spanwinkel bewirken niedrige Schnittkräfte und damit geringere mechanischen Werkzeugbelastungen [Tön04]. Analog zu den Untersuchungen zum Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und der Spanungsdicke wurden Versuche zum Orthogonaldrehen durchgeführt. Hierbei fanden Wendeschneidplatten mit zusätzlich positiv geschliffenen Spanflächen Anwendung. Eigene Voruntersuchungen zum Außen-Längs-Runddrehen der intermetallischen TiAl Legierung γ -MET in gegossenem Gefügestand haben gezeigt, dass durch das Einstellen eines positiven Spanwinkels im Bereich von $\gamma_0 = 10\text{ °}$ bis 20 ° um 100 % höhere Standzeiten erreicht werden konnten. Gegenübergestellt wurden durch Schleifen vorbearbeitete Wendeschneidplatten und Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 1200308 aus dem Feinstkornhartmetall HIP der Fa. SANDVIK, Sandviken, Schweden ohne zusätzliche Präparation. Die Schneidkantenrundung betrug bei allen Versuchen $r_\beta = 3\text{ }\mu\text{m}$. Die Oberflächengüte der

Schnittflächen nahm mit steigendem Spanwinkel tendenziell zu. Die gemittelte Rautiefe lag jedoch bei allen Versuchen im Bereich von $Rz = 3 \mu\text{m}$ bis $5 \mu\text{m}$.

Für die Versuche zum Orthogonaldrehen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 im stranggepressten Gefügestand fanden analog durch die Fa. MAPAL DR. KRESS KG, Aalen vorbereitete Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 mit zusätzlich eingeschliffenem Spanwinkel von $\gamma_0 = 10^\circ$ und $\gamma_0 = 20^\circ$ Anwendung. Zur Gegenüberstellung wurden keramische Wendeschneidplatten der Spezifikation SPGN 120408 verwendet. Diese weisen eine Schutzfase mit einer Breite von 0,1 mm auf. Da der Vorschub in dieser Versuchsreihe konstant $f = 0,05 \text{ mm}$ betrug, erfolgte die Zerspanung nur im Bereich der Schutzfase wodurch ein effektiver Spanwinkel von $\gamma_{\text{eff}} = -20^\circ$ angenommen werden kann.

Die Aufschmierungen von TiAl auf der Spanfläche, die bei den Zerspanversuchen und den in Abschnitt 5 beschriebenen tribologischen Untersuchungen festgestellt wurden, verringern den Einfluss der unterschiedlichen thermomechanischen Schneidstoffeigenschaften. Daher sind die Schnittkräfte unter Vernachlässigung dieser Unterschiede erfasst worden. Dabei kamen beide im Vorfeld beschriebenen Messsysteme zum Einsatz. Die Bestimmung der Schnittkräfte erfolgte einmal hochdynamisch mit dem Miniatur-Kraftmesssensor. Zum anderen erfolgte die Ermittlung der Schnitt- und Passivkraft mit dem Drei-Komponenten-Dynamometer. Die Versuche erfolgten analog zu den bereits beschriebenen Versuchen im Trockenschnitt.

Die Spanbildungsmechanismen ändern sich nicht grundsätzlich. Es werden sowohl bei positivem als auch negativem Spanwinkel segmentierte Späne gebildet. Hinsichtlich der Spanmorphologie steigt jedoch der Zusammenhalt. In **Bild 6-28** sind REM-Aufnahmen der Scherflächen und Oberseiten von Spänen abgebildet, die bei neutralem, negativem und positivem Spanwinkel erzeugt wurden. Bei der Zerspanung mit negativem bis neutralem Spanwinkel werden kurze Spanlocken gebildet. Diese bestehen aus einigen zusammenhängenden Segmenten. Die Anzahl der über die Scherflächen verbundenen Spansegmente steigt hierbei mit negativ werdendem Spanwinkel signifikant an. Bei einem Spanwinkel von $\gamma_0 = 0^\circ$ treten zu gleichen Teilen Segmentgruppen und Einzelsegmente auf. Dagegen wurden bei einem Spanwinkel von $\gamma_0 = -20^\circ$ ausschließlich stark gekrümmte Späne festgestellt werden.

Bei allen untersuchten Spanwinkelvariationen treten in der Scherfläche im Bereich nahe der freien Oberfläche Sprödbrüche auf. Mit zunehmend negativem Spanwinkel scheint jedoch der Anteil der durch Sprödbruch gekennzeichneten Scherfläche abzunehmen. Dies lässt sich insbesondere im direkten Vergleich der im unteren Bereich von Bild 6-28 dargestellten Scherebenen erkennen. Diese sind mit einem Spanwinkel von $\gamma_0 = -20^\circ$ (links) und $\gamma_0 = 20^\circ$ (rechts) erzeugt worden. Bei positivem Spanwinkel erstrecken sich die Stufungen und Querrisse etwa $2/3$ der Scherflächenbreite, gemessen ausgehend von der Spanoberseite.

Dagegen treten diese Merkmale bei negativem Spanwinkel nur bis zu etwa 1/3 der Scherflächenbreite auf. Im jeweils unteren Bereich der in Bild 2-28 abgebildeten Scherflächen sind die bereits in Abschnitt 6.2.1 beschriebenen Gleitstrukturen zu erkennen, die auf jeweils sehr hohe Temperaturen schließen lassen.

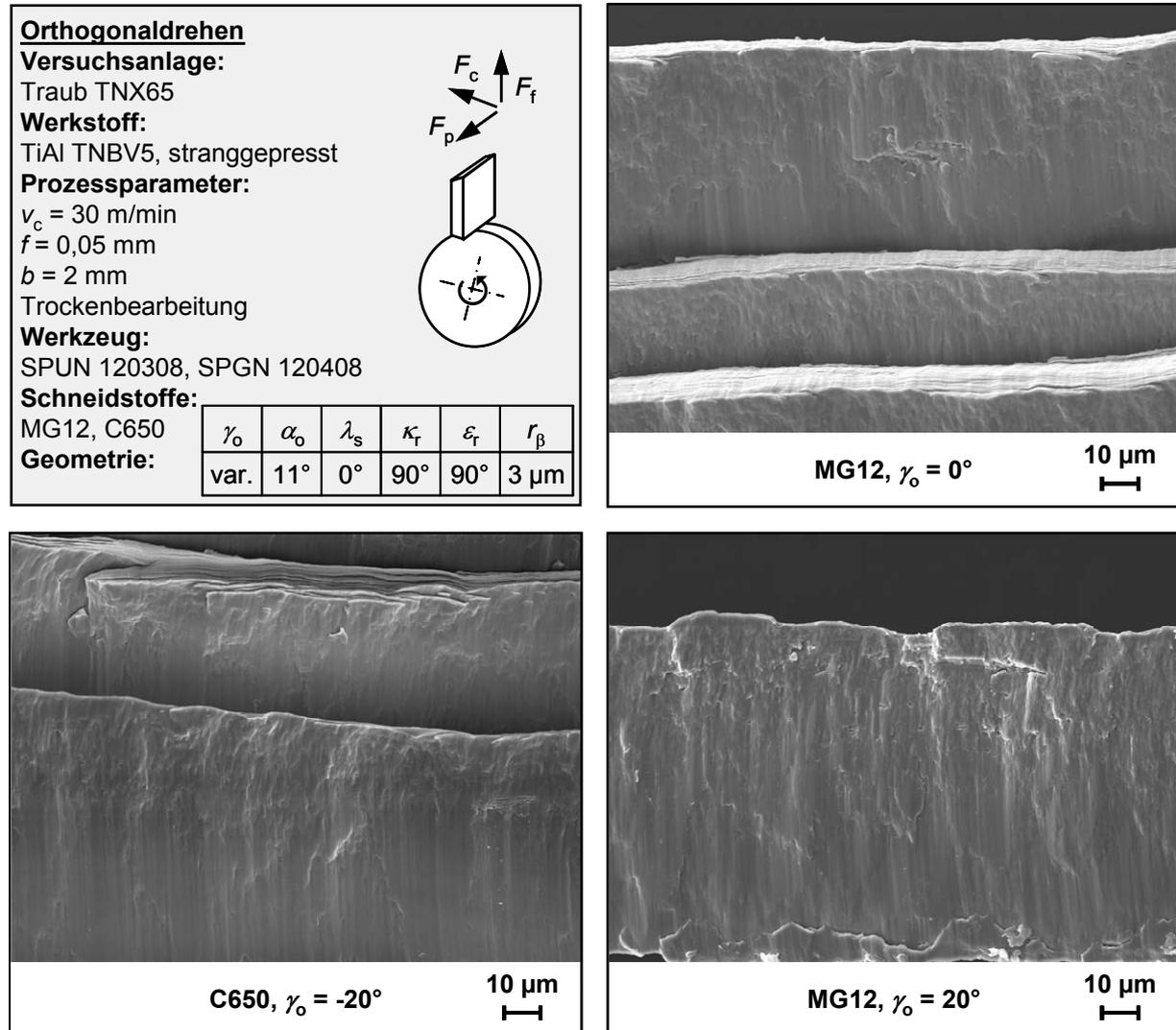


Bild 6-28: Spanmorphologie in Abhängigkeit vom Spanwinkel

Analog zur Vorgehensweise bei der Ermittlung der Einflüsse der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs erfolgte auch hier die Bestimmung des Scherwinkels nahe der freien Oberfläche und des Aufwölbungswinkels. Diese sind gemeinsam mit den mittels Miniatur-Kraftmessensor und der bereits beschriebenen Vorgehensweise ermittelten, statischen und dynamischen Schnittkraftanteilen in **Bild 6-29** gegenübergestellt. Mit zunehmend positivem Spanwinkel verringern sich erwartungsgemäß die mittleren statischen Anteile der Schnittkraft. Dagegen steigen die dynamischen Anteile im Bereich zwischen $\gamma_{\text{eff}} = -20^\circ$ und $\gamma_o = 0^\circ$ signifikant von etwa $F_{\text{cdyn}} = 30\%$ auf cirka $F_{\text{cdyn}} = 60\%$ an. Dies deckt sich mit dem höheren Zusammenhalt bei negativem Spanwinkel. Dies ist aufgrund der kurzen Prozesszeiten und der in den tribologischen Untersuchungen bereits nach kurzer Kontaktzeit gebildeten Aufschmierungen nicht auf die unterschiedlichen thermischen Eigenschaften der

verwendeten Schneidstoffe zurückzuführen. Vielmehr bewirkt der negative Spanwinkel vermutlich eine im Verhältnis zur Spanbildungszone größere Stauzone. Dies wird durch die anhand der Spanquerschliffe ermittelten Scher- und Aufwölbungswinkel bestätigt (vgl. Bild 6-29, rechts).

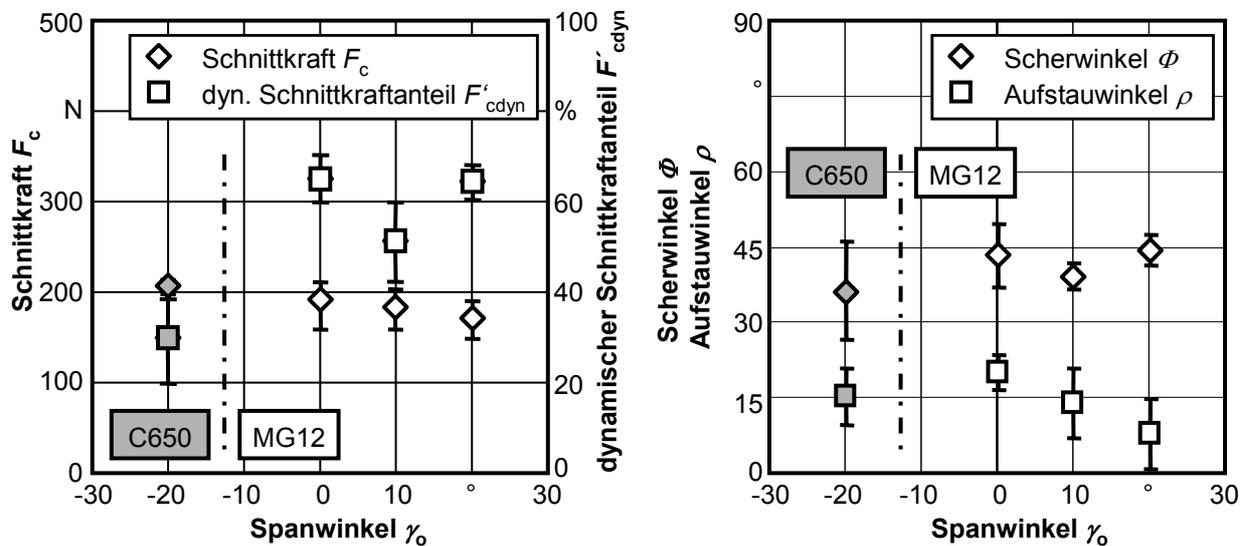


Bild 6-29: Schnittkraft, Scher- und Aufwölbungswinkel in Abhängigkeit vom Spanwinkel beim Orthogonal drehen von TiAl TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand

Der Scherwinkel verringert sich bei negativem Spanwinkel auf etwa $\Phi = 35^\circ$. Gleichzeitig erfolgt die Aufwölbung der freien Oberfläche um $\rho = 15^\circ$. Erfolgt die Zerspanung dagegen mit positivem Spanwinkel nähert sich der Scherwinkel dem Wert $\Phi = 45^\circ$ und die Aufwölbung verringert sich auf unter $\rho = 8^\circ$. Die Segmentierungsfrequenz steigt im gleichen Bereich von $f_{seg} = 5$ kHz bis 7 kHz bei einem negativen Spanwinkel von $\gamma_o = -20^\circ$ auf $f_{seg} = 10$ kHz bis 16 kHz bei einem positiven Spanwinkel von $\gamma_o = 20^\circ$. Damit einhergehend verringert sich die Periodenlänge P_{seg} von etwa $P_{seg} = 130$ μ m auf $P_{seg} = 50$ μ m bis 60 μ m. Somit kann geschlossen werden, dass die Verwendung von negativen Spanwinkeln erwartungsgemäß zu ähnlichen Ergebnissen hinsichtlich der Spanbildung führt wie die Verwendung verrundeter Wendeschneidplatten. Der sich in der Stauzone vermutlich ausbildende hydrostatische Druckspannungszustand behindert die energiearme Gestaltänderung durch Rissbildung. Welche Auswirkungen die Variation des Spanwinkels auf die Schnittflächenausbildung und die weiteren Prozesskenngrößen beim Drehen hervorruft wird in Abschnitt 7 dargestellt.

Bei allen mit praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten durchgeführten Experimenten zum Orthogonaldrehen wurden diskontinuierlich gebildete Späne festgestellt. Dies korreliert mit den im Abschnitt 2 dargestellten Ergebnissen zur Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide und zur Charakterisierung der Spanbildung. Bei der quasistatischen Bearbeitung konnte durch die Steigerung der Werkstücktemperatur auf $\vartheta = 800\text{ °C}$ ein Übergang zur Fließspanbildung erreicht werden. Die Verringerung der bezogenen Spannungsdicke führte dagegen nicht zu einer kontinuierlichen Spanbildung. Die Schnittflächenqualität steigt jedoch signifikant, wenn die bezogene Spannungsdicke reduziert wird. Bruch- und Rissvorgänge dominieren die Spanbildungsmechanismen bei quasistatischer Zerspanung mit hohen Spannungsdicken. Die Variation der Schnittgeschwindigkeit bei den Orthogonaldrehversuchen zeigte dagegen keine deutlichen Auswirkungen auf die Spanmorphologie und die Prozesskenngrößen. Vielmehr konnte auch hier eine Abhängigkeit der Bearbeitungsergebnisse von der bezogenen Spannungsdicke nachgewiesen werden.

6.3 Beschreibung des Spanbildungsverhaltens mittels FEM

6.3.1 FE-Systembeschreibung

In den durchgeführten Untersuchungen zum Zerspanen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 wurden Indizien für den Einfluss des hydrostatischen Spannungszustands auf die Spanbildung und Schnittflächeneigenschaften festgestellt. Lokal auf den Bereich vor der Schneidkante der Werkzeuge traten signifikant höhere plastische Verformungen auf als die geringe Bruchdehnung von $A = 2\%$ vermuten ließ. Die integrale Betrachtung der Umformgrade in der Spanbildungszone in Anlehnung an GENTE [Gen02] berücksichtigt die lokal unterschiedlichen Spannungszustände nicht. Zur Ermittlung des Einflusses der Schneidkantenrundung, der Spannungsdicke und des Spanwinkels wurden insbesondere im Rahmen des von der DFG geförderten Schwerpunktprogramms „Prozessskalierung“ verschiedene experimentelle und simulative Untersuchungen durchgeführt [Clo05a, Den05, Kot05, Klo05, Sto05]. Die Zerspansimulation bietet die Möglichkeit einer lokal und temporär hoch aufgelösten Betrachtung. Eine umfassende Simulation des Zerspanprozesses steht jedoch nicht im Fokus der hier vorliegenden Arbeit. Es wurde vielmehr ein einfaches Modell zur Ableitung der Abhängigkeit des Spannungszustands vor der Werkzeugschneide von der bezogenen Spannungsdicke h' entwickelt. Diese ist in den quasistatischen Modellexperimenten und den Versuchen zum Orthogonaldrehen als wesentlicher Einflussfaktor auf die Spanbildungsmechanismen bestätigt worden.

Die Untersuchungen erfolgten mit dem FEM-System ABAQUS-EXPLIZIT 6.6-4, HIBBIT, KARLSSON & SORENSEN INC., Providence, USA, unter Variation der bezogenen Spannungsdicke h' , der Reibung und des Werkstoffverhaltens. Vereinfachend wurde der Orthogonalschnitt zweidimensional simulativ abgebildet. Herangezogen wurde der Lagrange-Ansatz in expliziter Formulierung, da dieser eine stabile Kontaktmodellierung erlaubt. Hierbei

werden die Elementspannungen nach jedem eingestellten Zeitinkrement aus den Knotenverschiebungen bestimmt [Tön04].

Ein zur Simulation verwendetes FE-Modell ist in **Bild 6-30** exemplarisch dargestellt. Die Modellgrößen wurden entsprechend des Verhältnisses von Spanungsdicke und Schneidkantenrundung skaliert. Die Schneidkantenrundung betrug in allen Simulationen $r_p = 10 \mu\text{m}$. Die Spanungsdicke wurde mit $h = 0,01 \text{ mm}$, $h = 0,05 \text{ mm}$ und $h = 0,10 \text{ mm}$ skaliert. Hierdurch ergeben sich bezogene Spanungsdicken von $h' = 1$, $h' = 5$ und $h' = 10$. Die Vernetzung erfolgte in mehreren Teilbereichen mit an die erwarteten Verformungsgrade angepasster Elementkantenlänge. Dabei blieb die Elementkantenlänge in den jeweiligen Teilbereichen bei allen Simulationen nahezu konstant. Hierdurch kann die Vernetzung als Einflussfaktor weitgehend ausgeschlossen werden.

GENTE [Gen02] verwendete in den von ihm vorgestellten Betrachtungen zur Spanbildung eine schräg, jedoch geradlinig von der freien Oberfläche zur Schneidkante herab verlaufende Werkstückgrenze. Hiermit wurde versucht, die Scherebene des bereits gebildeten und herausgeschobenen Segments nachzubilden. Hierbei räumt der Autor jedoch ein, dass auch hiermit nur eine abstrakte modellhafte Beschreibung der Zerspanvorgänge möglich ist. Um die hohen plastischen Verformungen möglichst schnell zu erreichen, wurde hier eine parallel zur Spanfläche verlaufende Werkstückkante gewählt. Jedoch wurde der Schneidkantenradius im Modell des Werkstücks abgebildet.

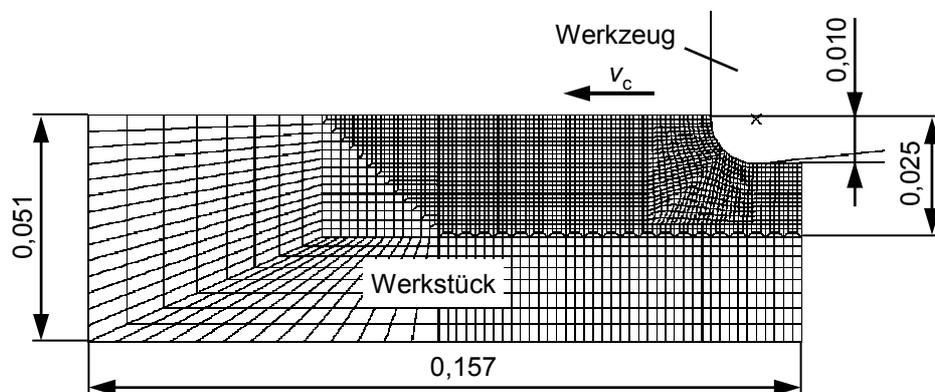


Bild 6-30: FE-Modell der in Orthogonalanordnung durchgeführten Zerspannsimulation für eine Spanungsdicke von $h = 0,01 \text{ mm}$

Im Bereich der Schneidkantenrundung wurden in Richtung der Spanungsdicke stets 10 Elementreihen vorgesehen. Hier betrug die Elementkantenlänge konstant $1 \mu\text{m}$. Um den Rechenaufwand zu verringern, erfolgte die Vernetzung in den der Werkzeugschneide abgewandten Modellbereichen gröber. Das Werkzeug wurde mit einem Spanwinkel von $\gamma_0 = 0^\circ$ und einem Freiwinkel von $\alpha_0 = 6^\circ$ als Starrkörper definiert.

Die Variation des Reibungskoeffizienten erfolgte mit $\mu = 0$, $\mu = 0,3$ und $\mu = 0,5$ in drei Schritten. Um den Einfluss der Reibung auf die Ausbildung des Spannungszustands in der

Spanbildungszone abzubilden, wurde zudem die kritische Schubspannung in der Grenzfläche zwischen Werkzeug und Werkstückwerkstoff in zwei Schritten variiert. So führt die Wahl der geringen kritischen Schubspannung von $\tau_{\text{krit}} = 1 \text{ MPa}$ in Verbindung mit einem Reibungskoeffizienten von $\mu = 0$ zu einer Betrachtung des Spanbildungsvorgangs gänzlich ohne Berücksichtigung der Wirkung der Grenzflächenreibung.

Zur Beschreibung des Materialverhaltens kam ein Ansatz nach JOHNSON und COOK [Joh85] nach Gleichung (6-13) mit druckabhängiger Versagensdehnung ε_f gemäß Gleichung (6-14) zur Anwendung. Dieser ist im oben genannten FEM-System implementiert und ermöglicht eine große Variabilität. Für die hier durchgeführten Untersuchungen ist die Möglichkeit von Bedeutung, den hydrostatischen Spannungsanteil σ_m bzw. die Mehrachsigkeit q als Parameter aufzunehmen. Diese wird als Quotient aus der hydrostatischen Spannung σ_m und der Vergleichsspannung σ_v gebildet.

$$\sigma_v = \left[A + B \cdot \bar{\varepsilon}_{pl}^n \right] \cdot \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_{trans}}{T_S - T_{trans}} \right)^m \right] \quad (6-13)$$

Gleichung (6-14) beschreibt die plastische Versagensdehnung ε_f in allgemeiner Form. Dabei muss angemerkt werden, dass gemäß JOHNSON und COOK [Joh85] die im amerikanischen Sprachgebrauch geläufige Vorzeichenregelung genutzt wurde. Da die Vergleichsspannung nach v. Mises stets positive Werte annimmt, bedeutet dies, dass ein hydrostatischer Druckspannungszustand ebenfalls durch ein positives Vorzeichen gekennzeichnet wird. Der Verlauf der Versagensdehnung spiegelt nun den von v. KÁRMAN [Kár11] erstmals an sprödharten Gesteinen nachgewiesenen Umstand wider, dass ein vorliegender hydrostatischer Druckspannungszustand zu einer höheren Versagensdehnung führt.

$$\varepsilon_f = \left[d_1 + d_2 \cdot \exp \left(d_3 \frac{\sigma_m}{\sigma_v} \right) \right] \cdot \left[1 + d_4 \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[1 - d_5 \cdot \left(\frac{T - T_{trans}}{T_S - T_{trans}} \right)^m \right] \quad (6-14)$$

In **Tabelle 6-1** sind die Parameter zusammengefasst, die zur Beschreibung des Materialverhaltens in den Gleichungen (6-13) und (6-14) eingesetzt wurden. Um die Rechenzeiten gering zu halten, betrug die Schnittgeschwindigkeit bei allen Simulationen $v_c = 150 \text{ m/min}$. Ein Vergleich mit den quasistatisch durchgeführten Experimentellen Untersuchungen ist trotzdem zulässig, da das Materialverhalten dehnratunabhängig formuliert wurde. Hierzu wurde der entsprechende Parameter d_4 in Gleichung (6-14) auf den Wert $d_4 = 0$ gesetzt.

Ziel der Simulationsrechnungen war die Abbildung der quasistatischen Zerspanung. Diese erfolgten, wie in Abschnitt 6.1 beschrieben wurde, bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 0,01 \text{ m/min}$. Die Wärmeleitfähigkeit des betrachteten Titanaluminids ist sehr gering. Die

quasistatischen Zerspanversuche haben jedoch gezeigt, dass für die Ableitung der infolge der plastischen Verformung freigesetzten Wärme genug Zeit zur Verfügung steht. Zur Verringerung der Rechenzeiten erfolgten die Simulationen unter Berücksichtigung einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 150$ m/min. Hier traten in den in Abschnitt 6.2.1 beschriebenen Versuchen ebenfalls stark segmentierte Späne auf. Die metallographisch präparierten Spanquerschliffe (vgl. Bild 6-19) zeigen darüber hinaus keine signifikante Veränderung der Gefügemorphologie im Vergleich zum Grundwerkstoff. Um die Vergleichbarkeit zu den quasistatischen Experimenten zu gewährleisten, wurde die Übergangstemperatur sehr hoch angesetzt. Hierdurch kann thermische Entfestigung als Ursache für die Lokalisierung ausgeschlossen werden. Bei der Beschreibung der Versagensdehnung in Gleichung (6-14) wurde zudem durch die Wahl des Parameters $d_5 = 0$ eine Wirkung der Temperatur ausgeschlossen. In den Simulationen wurde ein thermischer Wirkungsgrad von 0,9 angesetzt (vgl. Tabelle 6-1). Unter diesen Voraussetzung wurden in den Simulationsrechnungen Temperaturen in der Spanbildungszone von maximal $\vartheta = 350$ °C bestimmt. Da auch im Experiment bis zu Temperaturen von $\vartheta = 750$ °C keine signifikante Änderung der Spanbildungsmechanismen festgestellt wurden erscheint die Formulierung des Materialverhaltens als gerechtfertigt.

Tabelle 6-1: Parameter zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Plastic, hardening = Johnson-Cook						Elastizitätsmodul E [GPa]	150
A [MPa]	B [MPa]	n	m	T_S [°K]	T_{trans} [°K]	Dichte ρ [t/mm ³]	$4 \cdot 10^{-9}$
1000 (600)*	0 (200)*	0 (1)*	1,60	1804	1800	therm. Ausdehnungs- koeffizient α [K ⁻¹]	$12 \cdot 10^{-6}$
Shear Failure, Type = Johnson-Cook						therm. Wirkungsgrad [-]	0,9
d_1	d_2	d_3	d_4	d_5	Wärmekapazität c [mJ/t·K]		$600 \cdot 10^6$
0	0,3	2	0	0	Wärmeleitfähigkeit λ [mW/mm·K]		13 bei $T = 294$ °K 18 bei $T = 1074$ °K

* linear verfestigendes Materialverhalten

Wie in Abschnitt 2.2.3 erläutert wurde, hängt die ertragbare Grenzdehnung insbesondere bei sprödharten Materialien vom vorliegenden Spannungszustand ab. Für die Betrachtungen hinsichtlich des Spannungszustandes und des Verformungsverhaltens war die Festsetzung eines Vergleichskriteriums notwendig. Hierzu wurde die Versagensdehnung ε_f herangezogen, bei deren Erreichen das Element versagt und gelöscht wird [Sin03, Joh85, Uhl05]. Die in den einzelnen Iterationsschritten i ermittelten Dehnungen ε_i in einem Element werden auf die Versagensdehnung ε_f normiert und summiert. Das Element wird gelöscht, wenn diese Summe als Versagenskriterium den Wert 1 erreicht. Die Versagensdehnung ist gemäß des ersten Terms in Gleichung (6-14) vom Spannungszustand und der Mehrachsigkeit abhängig. Es

ergibt sich der im rechten Diagramm in **Bild 6-31** aufgezeichnete Verlauf in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit. Gleichzeitig diente dies als Kriterium für den Abbruch der Simulationsrechnungen. Hierdurch ist es möglich, die im Bereich der Spanbildungszone vorliegenden Spannungszustände qualitativ zu vergleichen.

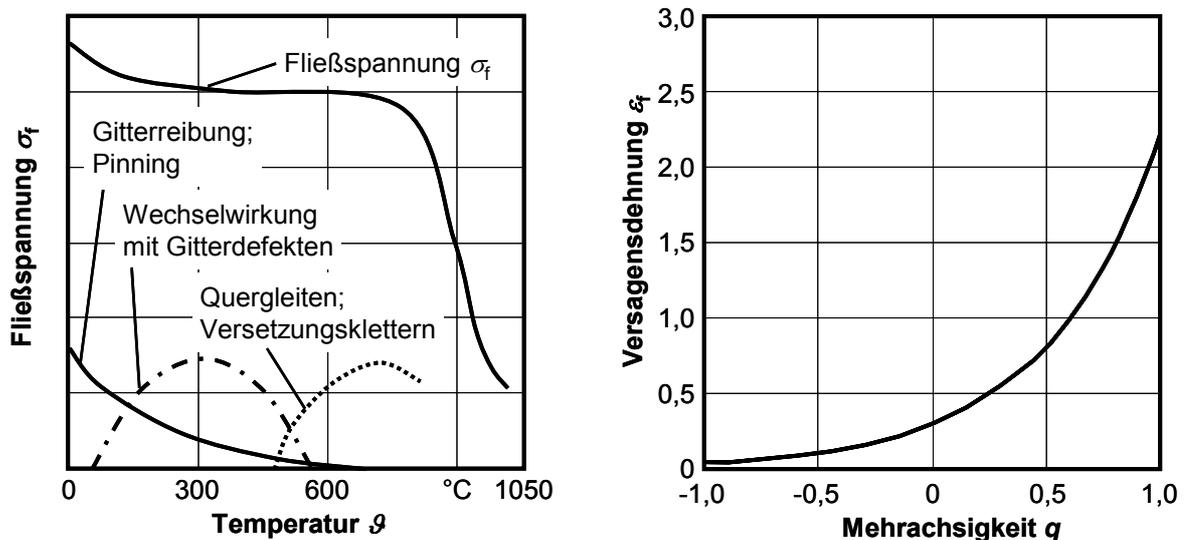
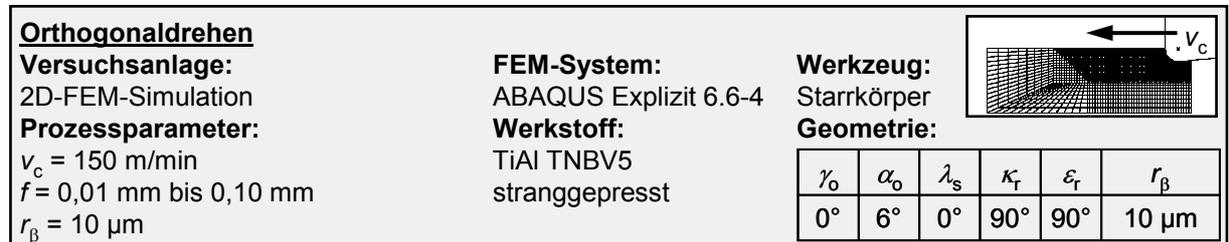


Bild 6-31: Schematische Darstellung der Fließspannung in Abhängigkeit von der Temperatur von feinkörnigen TiAl-Basislegierungen (links) [nach App98]; plastische Versagensdehnung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des vorliegenden Spannungszustands (rechts)

Im linken Diagramm in Bild 6-31 ist die für TiAl-Legierungen typische Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur schematisch dargestellt [nach App98]. Gitterreibung und Pinning, die gegenseitige Behinderung von Versetzungen und die Wechselwirkung mit anderen Gitterdefekten sowie das Quergleiten und Klettern von Versetzungen sind die in verschiedenen Temperaturbereichen hauptsächlich wirksamen Mechanismen, die der Versetzungsbewegung entgegenwirken (vgl. Abschnitt 2.1.1). Die Superposition der potenziellen Einflüsse führt dazu, dass die Fließspannung über einen weiten Temperaturbereich nahezu konstant bleibt [App98, Kni07].

Hinsichtlich des für die simulativen Untersuchungen angesetzten Werkstoffverhaltens wurden a.) ein ideal plastisches und b.) ein linear verfestigendes Materialverhalten unterschieden. Wobei die Fließspannung beim ideal plastischen Ansatz in Anlehnung an die in Abschnitt 4.1 aufgeführten Werkstoffeigenschaften auf $\sigma_f = 1000$ MPa festgelegt wurde. Durch die Wahl des ideal plastischen Materialverhaltens wurde die bereits beschriebene weitgehende Konstanz der Fließspannung abgebildet. Darüber hinaus sind die Bruchdehnung der

verwendeten TiAl-Legierung und die Differenz zwischen Dehngrenze und Zugfestigkeit sehr gering (vgl. Abschnitt 4.1). Die Simulationsrechnungen erfolgten im Rahmen der Untersuchungen zur Spanbildung zudem ausschließlich qualitativ. Eine Auswertung hinsichtlich der Zerspankraft erfolgte nicht.

Die linear verfestigenden Berechnungen wurden mit einer von $\sigma_f = 600$ MPa auf $\sigma_f = 1000$ MPa steigenden Fließspannung durchgeführt. Die Wahl eines linear verfestigenden Materialverhaltens zur simulativen Beschreibung des Zerspanvorgangs beim Orthogonalspanen von intermetallischem Titanaluminid erfolgte, um den Anteil einer möglichen dehnungsabhängigen Verfestigung im Bereich der Spanbildungszone auf die Lokalisierungsneigung abzubilden. Hierbei wurde berücksichtigt, dass bei entsprechend hoher erreichter Grenzdehnung eine Verfestigung durch zunehmende gegenseitige Behinderung der Versetzungsbewegung eintreten müsste.

6.3.2 Einfluss der bezogenen Spanungsdicke

Als wesentlicher Einflussparameter auf die Spanmorphologie und die Prozesskenngrößen bei quasistatischer Versuchsführung als auch beim Orthogonaldrehen mit praxisnahen Schnittgeschwindigkeiten hat sich die bezogene Spanungsdicke h' herausgestellt, die in Abschnitt 6.1.2 eingeführt wurde. Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit wies im mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall durchgeführten Untersuchungsbereich bis $v_c = 150$ m/min nur graduelle Auswirkungen auf die Spanmorphologie auf. Der Zusammenhalt stieg erst bei höheren Schnittgeschwindigkeiten, die durch den Einsatz von Wendeschneidplatten auf der Basis von polykristallinem kubischem Bornitrid und polykristallinem Diamant ermöglicht wurden. Die Lokalisierung der plastischen Verformung im Bereich der Spanbildungszone tritt, wie in den Versuchen unter quasistatischer Versuchsführung ermittelt wurde, nicht als Folge einer thermischen Erweichung ein. Vielmehr wurde vermutet, dass die materialphysikalischen Eigenschaften intermetallischer Titanaluminide eine Segmentspanbildung hervorrufen.

Bild 6-32 zeigt den Einfluss der bezogenen Spanungsdicke h' auf die Ausbildung des Spannungszustands in der Spanbildungszone und die dadurch determinierte plastische Dehnung. Die Einflussparameter zur Charakterisierung der Reibung wurden bei den hier aufgeführten Simulationen konstant belassen. Der Reibungskoeffizient betrug $\mu = 0,3$. und Die in der Trennfläche übertragbare Schubspannung wurde auf $\tau = 200$ MPa festgelegt. Kriterium der Auswertung war die Erreichung der Versagensdehnung. Dargestellt sind jeweils die Zustände ein Iterationsschritt vor dem Versagen des ersten Elements. Erkennbar ist, dass die Verwendung der Vergleichsspannung nach v. Mises (vgl. Bild 6-32, links) keine Aussage über die Verformungsvorgänge erlaubt.

Ein direkter Zusammenhang der Segmentierungsneigung vom vorliegenden hydrostatischen Spannungszustand lässt sich nicht ableiten. Jedoch wird deutlich, dass bei geringerer bezogener Spannungsdicke ein im Verhältnis zur gesamten Spanbildungszone größerer Anteil plastische Verformungen aufweist. Mit steigender bezogener Spannungsdicke verringert sich die Breite des Scherbands zunehmend. Dagegen steigen die Maximalwerte der plastischen Vergleichsdehnung mit wachsender bezogener Spannungsdicke von etwa $\varepsilon = 1$ bei $h' = 1$ auf $\varepsilon = 2$ und mehr bei $h' = 10$. Somit werden deutlich höhere Gradienten ausgebildet, die vermutlich die Ursache für die stärkere Neigung zur Bildung von Rissen darstellen. Die größten Dehnungen werden im Bereich direkt vor der Schneidkante erreicht. Bei höheren bezogenen Spannungsdicken ist zudem die Ausbildung eines Keils vor der Spanfläche des Werkzeugs erkennbar.

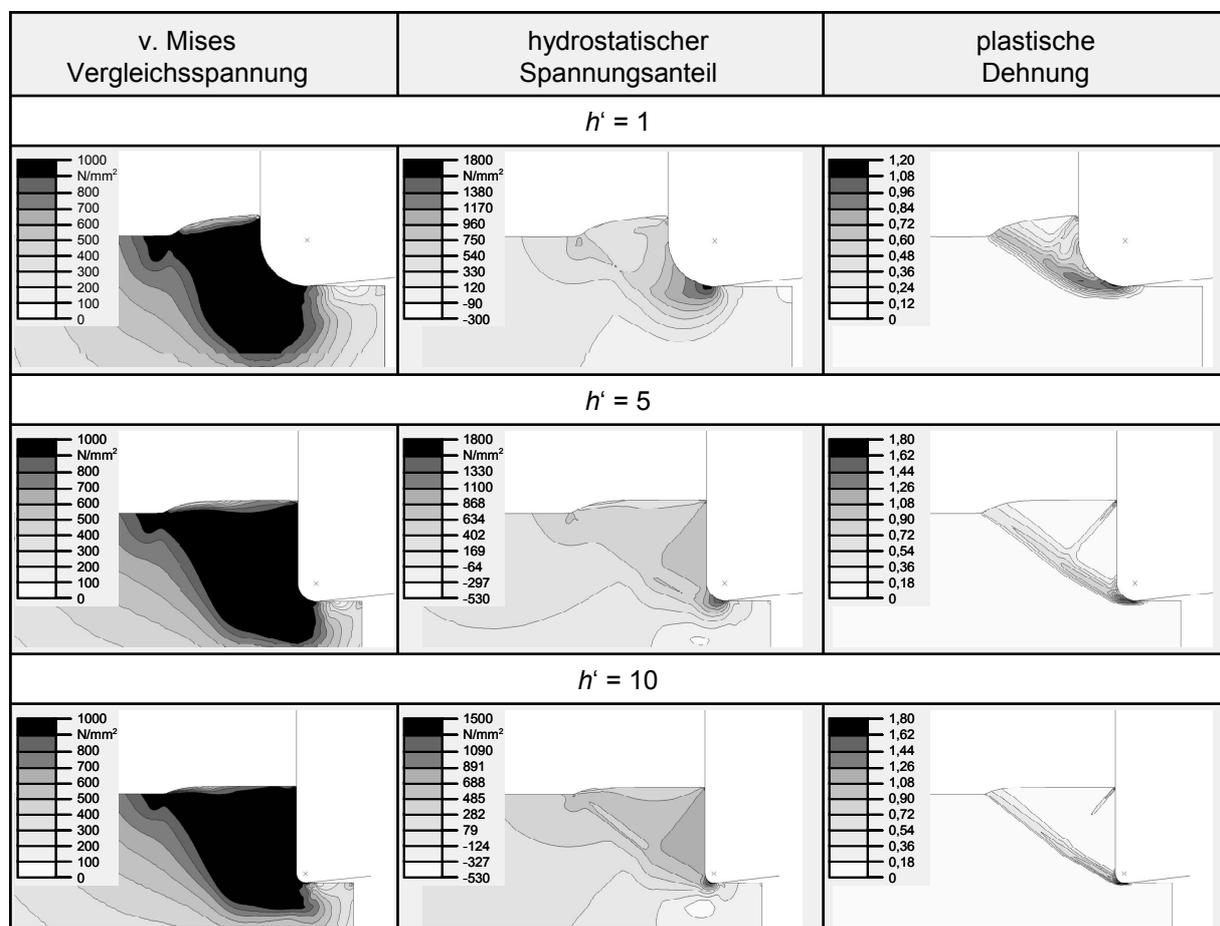


Bild 6-32: Einfluss der bezogenen Spannungsdicke h' auf die Vergleichsspannung nach v. Mises, den hydrostatischen Spannungsanteil und die plastische Dehnung im Bereich der Spanbildungszone

Auch der mit geringer werdenden Spannungsdicken respektive Vorschüben festgestellte steigende integrale Umformgrad konnte in den Simulationsrechnungen nachgebildet werden. Unabhängig von der bezogenen Spannungsdicke stellte sich im Bereich nahe der freien Werkstückoberfläche ein Scherwinkel von $\Phi = 37^\circ$ ein. Damit ist der Scherwinkel in den Simulationsrechnungen stets niedriger als in den Experimenten ermittelt. Dies kann an der simulierten Eingriffsgeometrie liegen, die sich aufgrund der Segmentierung im realen

Zerspanprozess nicht einstellt. Somit wirken sich das bereits heraus geschobene Segment und der Zusammenhalt der einzelnen Segmente auf die Ausbildung des Scherwinkels aus. Im Bereich der Stauzone direkt vor und unterhalb der Schneidkante sinkt der Scherwinkel und läuft stetig in die Schnittfläche ein. Dies korreliert mit den durchgeführten experimentellen Untersuchungen.

Bild 6-33 zeigt die Ergebnisse der bei gleichen Einstellparametern durchgeführten Simulationen nach dem Versagen der ersten Elemente. Anhand der ausgewerteten Vergleichsspannung nach v. Mises lässt sich die Lage der versagenden Elemente erkennen. Darüber hinaus sind die zu diesem Zeitpunkt erreichten plastischen Dehnungen abgebildet. Das Versagen erfolgt bei allen bezogenen Spannungsdicken nicht an der freien Oberfläche des Werkstücks. Vielmehr setzt die Trennung mit zunehmender bezogener Spannungsdicke in stetig geringerem Abstand zur Schneidkante ein.

Bei geringer bezogener Spannungsdicke reichen Höhe und Volumenanteil des hydrostatischen Druckspannungszustands im Bereich der Schneidkantenrundung aus, um eine Trennung in diesem Bereich der Spanbildungszone zu verhindern. Bei der höchsten untersuchten bezogenen Spannungsdicke von $h' = 10$ traten zudem im Bereich der Schneidkante in das Werkstückgrundmaterial verlaufende Bereiche auf, in denen das Versagenkriterium erreicht wurde. Hieraus lässt sich ableiten, dass die Zerspanung mit höheren bezogenen Spannungsdicken die Gefahr birgt, dass sich Risse in die neu entstehende Schnittflächenrandzone fortsetzen.

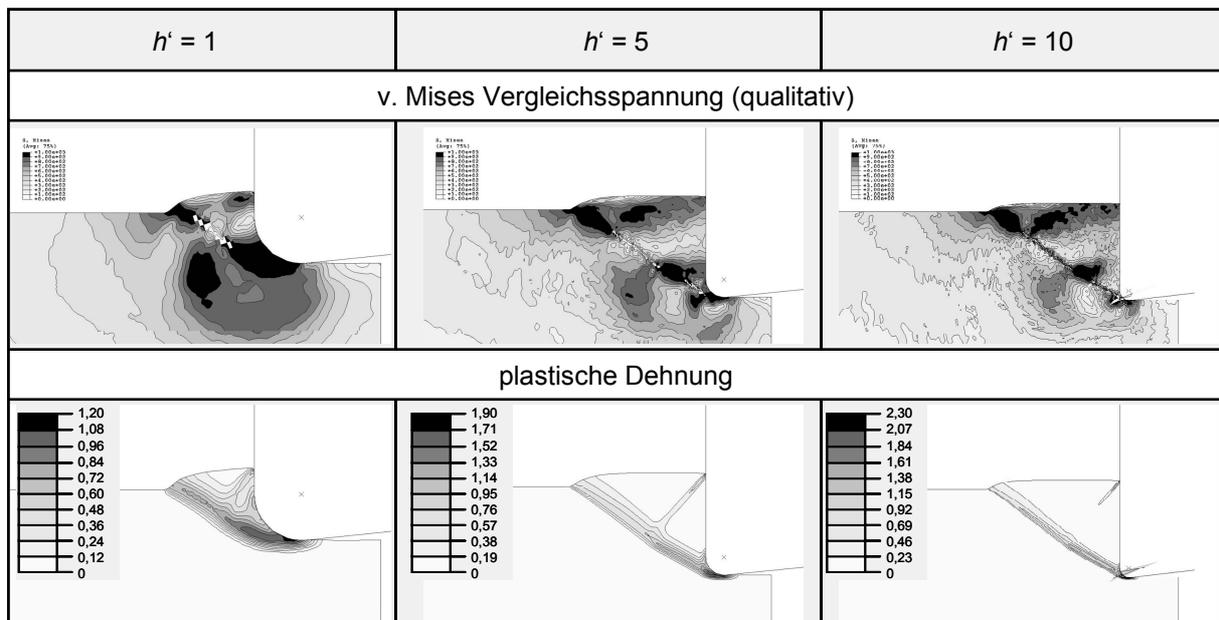


Bild 6-33: Einfluss der bezogenen Spannungsdicke h' auf die Lage der ersten versagenden Elemente und die plastische Dehnung im Bereich der Spanbildungszone bei Erreichen der jeweiligen Versagensdehnung

Betrachtet man die plastische Dehnung in dem jeweiligen Bereich, in dem das Versagen der Elemente einsetzt, so lässt sich feststellen, dass sich dort die Versagensdehnung umgekehrt

proportional zur bezogenen Spannungsdicke verhält. Bei $h' = 1$ beträgt die Versagensdehnung $\varepsilon_f = 0,72$. Dagegen werden bei $h' = 10$ nur noch $\varepsilon_f = 0,46$ erreicht.

Die Schneidkantenrundung kann einem negativen effektiven Spanwinkel gleich gesetzt werden. Hierdurch erfolgt die Ausbildung einer Stauzone mit hohem hydrostatischem Druck. In dieser Stauzone ist das plastische Formänderungsvermögen deutlich gesteigert. Die höchsten in den Simulationen festgestellten plastischen Dehnungen lagen bei $\varepsilon = 2,3$. Dabei steigen die maximal erreichten Dehnungen mit der bezogenen Spannungsdicke an. Gleichzeitig nimmt jedoch der Gradient deutlich zu. Am Übergang von der Schneidkantenrundung zur Freifläche kommt es infolge des fehlenden Drucks des Werkzeugs zu einer starken Verringerung des hydrostatischen Anteils. Es treten Zugspannungen auf. Bei der realen Zerspanung könnten somit zu hohe Spannungsgradienten im Übergang zu einem Aufreißen der Schnittfläche führen.

Die geringe Schadenstoleranz des Materials führt auch bei der realen Zerspanung zu quer zur Schnitttrichtung verlaufenden Rissen in der Schnittfläche wie in Abschnitt 7.2 gezeigt wird. Die Ergebnisse der FEM-Simulationen und der bei den experimentellen Untersuchungen festgestellte Einfluss der bezogenen Spannungsdicke korrelieren somit in guter Näherung. Dies wird insbesondere bei den in quasistatischer Versuchsführung erzeugten und metallographisch präparierten Spanwurzeln deutlich, die in Abschnitt 6.1.2 erläutert wurden. Hier traten analog zu den Simulationen Mikrorisse und Hohlräume in Abhängigkeit von der eingestellten Spannungsdicke auf.

6.3.3 Einfluss der Reibung und des Materialverhaltens

Die Reibung des an der Spanfläche ablaufenden Spans wurde bei der mittleren bei den Simulationen eingestellten bezogenen Spannungsdicke von $h' = 5$ mit $\mu = 0$, $\mu = 0,3$ und $\mu = 0,5$ variiert. Dabei betrug die maximal übertragbare Scherspannung $\tau_{\max} = 200$ MPa. Zudem wurde ein Versuch bei einem Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,5$ auch mit einer auf $\tau_{\max} = 400$ MPa gesteigerten maximalen Scherspannung gerechnet.

In **Bild 6-34** sind die Vergleichsspannung, der hydrostatische Anteil am Spannungszustand und die sich einstellende plastische Verformung in Abhängigkeit vom Reibungskoeffizienten und der in der Kontaktfläche übertragbaren Schubspannung aufgezeigt. Ergänzend kann die mittlere Reihe in Bild 6-32 herangezogen werden, bei der die bezogene Spannungsdicke ebenfalls $h' = 0,05$ und die maximal übertragbare Scherspannung $\tau_{\max} = 200$ MPa betragen und der Reibungskoeffizient auf $\mu = 0,3$ eingestellt wurde. Die Simulation wurde hier nach $t = 4,111 \cdot 10^{-6}$ s ausgewertet. Der Unterschied zu dem bei einem Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,5$ (mittlere Reihe in Bild 6-34) ist jedoch nur gering.

Ausgehend von der Ecke zwischen Spanoberfläche und Spanfläche läuft eine Zone höherer plastischer Verformung herab. Diese ist auf die Reibung des ablaufenden Spans

zurückzuführen. Ein vergleichbares Phänomen wurde auch in den quasistatischen Experimenten beobachtet. Wie in der oben in Bild 6-2 abgebildeten Spanwurzel zu erkennen ist ($\vartheta = 20^\circ \text{C}$), bildet sich ein dreiecksförmiger Keil. Die Spannungsdicke betrug bei den experimentellen Versuchen $h = 0,10 \text{ mm}$. Dies entspricht einer bezogenen Spannungsdicke von $h' = 25$. Diese war damit deutlich höher als bei den Simulationen. Es kommt aufgrund der stärkeren Behinderung des freien Abfließens des Werkstoffmaterials zur Bildung von Rissen. In den Simulationen ist nun zu erkennen, dass sich im Inneren dieser dreiecksförmigen Zone ein homogener hydrostatischer Druckspannungszustand einstellt. Daher wird dieser Bereich im Folgenden als hydrostatischer Keil bezeichnet. Die Ausprägung des hydrostatischen Keils steigt dabei deutlich mit zunehmender Berücksichtigung der Reibung. In den quasistatisch durchgeführten Experimenten waren bei den Versuchen ohne Werkstückerwärmung im Bereich der Spanbildungszone in Schnittrichtung vorlaufende Risse erkennbar (vgl. Bild 6-2, oben). Diese entstehen vermutlich durch Zugspannungen senkrecht zur freien Oberfläche infolge des Vorschiebens des hydrostatischen Keils.

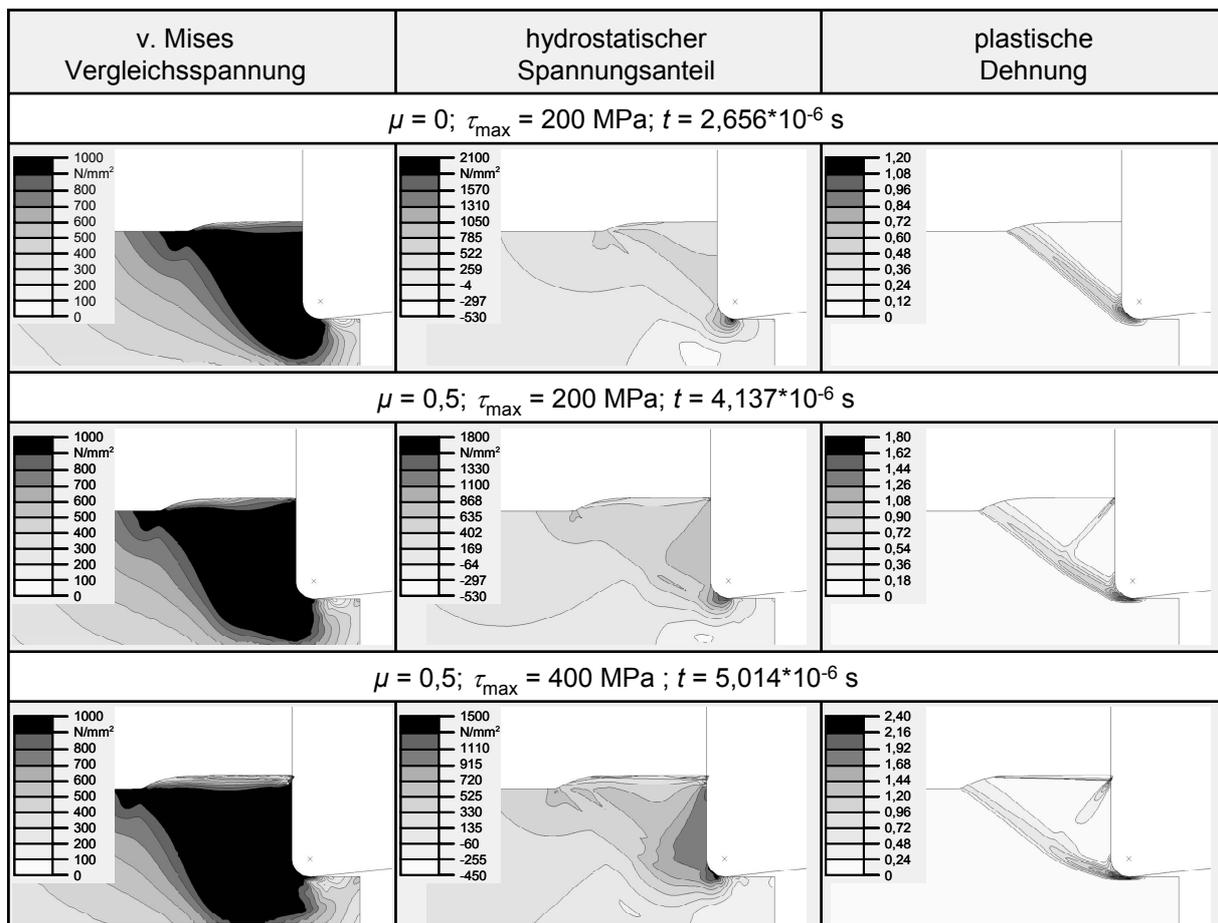


Bild 6-34: Einfluss des Reibungskoeffizienten und der in den Kontaktzonen zwischen Werkstück und Werkzeug maximal übertragbaren Scherspannung auf die Vergleichsspannung nach v. Mises, den hydrostatischen Spannungsanteil und die plastische Dehnung im Bereich der Spanbildungszone jeweils ein Iterationsschritt vor Erreichen der jeweiligen Versagensdehnung

Zudem ist erkennbar, dass das Auslaufen des Scherwinkels in die Schnittfläche deutlich durch die Ausbildung des hydrostatischen Keils beeinflusst wird. Bei vollständiger

Vernachlässigung des reibungsbedingten Einflusses auf die Spanbildung verläuft die Scherzone geradlinig von der freien Werkstückoberfläche bis zur Schneidkante. Wird dagegen Reibung zwischen den Wirkpartnern angenommen, knickt der Scherwinkel im Bereich der Spitze des hydrostatischen Keils ab und läuft tangential in die Schnittfläche ein. In experimentellen Untersuchungen kann dieses Verhalten bei der Bestimmung des Scherwinkels nur unzureichend berücksichtigt werden. Integral betrachtet sinkt der Scherwinkel mit zunehmender Berücksichtigung der Reibung, wenn man die Aufwölbung und die Schneidkante als Indikatoren festlegt. Im Bereich nahe der freien Werkstückoberfläche bleibt der Scherwinkel jedoch nahezu konstant. Bei einer angenommenen übertragbaren Scherspannung von $\tau_{\max} = 400 \text{ MPa}$ und einem Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,5$ läuft der Scherwinkel ähnlich tangential in die Schnittfläche ein, wie es bereits bei sehr geringen bezogenen Spannungsdicken beobachtet wurde. Zudem steigen Zeit und Weg, die das Werkzeug bis zum Erreichen des Trennkriteriums in der Spanbildungszone zurücklegt. Übertragen auf die reale Zerspanung würde dies einem größeren Periodenabstand und geringerer Segmentierungsfrequenz entsprechen. Die tangential in die Schnittfläche einlaufende Scherzone ist ebenfalls bei den Spanwurzelquerschleifen festgestellt worden, die bei den quasistatischen Versuchen erzeugt wurden. In den metallographisch präparierten Querschleifen, dargestellt in Bild (6-13), wurden Risse und Hohlräume festgestellt. Zudem tritt hier starke plastische Verformung in Form von Scherung auf.

Wird anstelle eines ideal plastischen Materialverhaltens ein linear mit der erreichten Dehnung steigender Verlauf der Fließspannung angenommen, ergibt sich ein deutlich abweichendes Verhalten (vgl. **Bild 6-35**). Bei dem zugrunde gelegten Material und der Steigung der Fließkurve von $\sigma_f = 600 \text{ MPa}$ auf $\sigma_f = 1000 \text{ MPa}$ zeigt sich auch eine Tendenz zur Lokalisierung der plastischen Verformung. Die Verformungen sind nominell geringer. Jedoch sind diese gleichmäßiger über den Spanungsquerschnitt verteilt.

Die Aufwölbung der freien Oberfläche zeigt ebenfalls deutliche Unterschiede. Im Vergleich zum ideal plastischen Materialverhalten erfolgt die Aufwölbung deutlich gleichmäßiger wenn eine dehnungsabhängige Verfestigung angenommen wird. Darüber hinaus lässt sich erkennen, dass unter der Wirkung der verformungsabhängigen Verfestigung der Scherwinkel sinkt.

Ein durch Sprödbbruch bedingtes Trennen des Werkstoffzusammenhalts ist an lokalen Fehlstellen wie Seigerungen, Korngrenzen oder Einschlüssen deutlich leichter möglich. Duktilität und ein hydrostatischer Druckspannungszustand lassen eine stärkere plastische Verformung ohne sprödes Trennen zu. In diesem Fall erfolgt die Verformung in der Spanbildungszone homogener und der Scherwinkel sinkt. Im Umkehrschluss kann angenommen werden, dass die Spanbildung bei duktilen Werkstoffen durch die Ausbildung einer Verformungsvorlaufzone gekennzeichnet ist. Diese der eigentlichen Spanbildung

voreilende Zone sollte demnach durch mikroplastische Verformung und Homogenisierung charakterisiert sein.

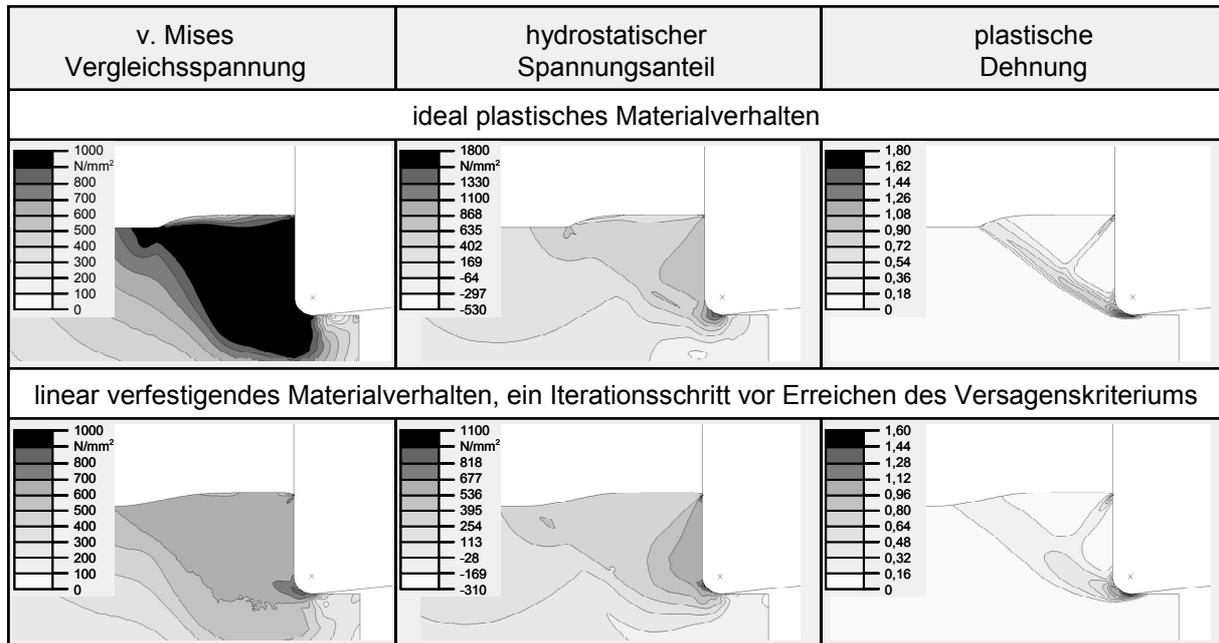


Bild 6-35: Einfluss des angenommenen Materialverhaltens auf die Vergleichsspannung nach v. Mises, den hydrostatischen Spannungsanteil und die plastische Dehnung im Bereich der Spanbildungszone jeweils ein Iterationsschritt vor Erreichen der jeweiligen Versagensdehnung

KREIS [Kre73] stellte die These auf, dass die verformungsbedingte Verfestigung als Ursache für die Fließspanbildung angesehen werden kann (vgl. Abschnitt 2.2). Die hier durchgeführten Simulationsrechnungen unterstützen diese Aussage. Deutlich erkennbar ist in Bild 6-36 der Einfluss der angenommenen Verformungsverfestigung, die einer Lokalisierung entgegenwirkt. Dabei sind die maximal erreichten plastischen Dehnungen geringer im Vergleich zur Rechnung mit ideal plastischem Verhalten. Jedoch ist ein deutlich breiterer Bereich einer Verformung unterlegen.

6.4 Fazit

Die Kenntnis der Spanbildungsmechanismen bei der Bearbeitung innovativer Hochleistungswerkstoffe stellt eine Grundlage für die Bereitstellung geeigneter Zerspanstrategien dar. Um die wechselseitigen Einflüsse von Temperatur, Spannungsdicke und Schnittgeschwindigkeit zu untersuchen, erfolgten Analogieversuche mit orthogonaler Kinematik. Die Experimente erfolgten im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 0,01$ m/min bis 300 m/min.

Die Spanbildung erfolgt bei der Bearbeitung der verwendeten intermetallischen Titanaluminide in einem breiten Schnittgeschwindigkeitsbereich durch lokalisierte Scherung und Schubbruch. Der Übergang vom Fließ- zum Segmentspan tritt nur bei sehr geringer Schnittgeschwindigkeit und gleichzeitiger Erwärmung der gesamten Spanbildungszone auf Temperaturen von $\vartheta = 800$ °C und darüber auf. Dies entspricht der Spröd-Duktil-

Übergangstemperatur des Werkstückwerkstoffs (vgl. Abschnitt 4.1). Unterhalb dieser Temperatur erfolgt die Spanbildung unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit stets diskontinuierlich. Um den Einfluss der Werkstücktemperatur und der bezogenen Spannungsdicke analysieren zu können, erfolgten die Zerspanversuche zunächst bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 0,01$ m/min. Hierbei steht für die Ableitung der bei der plastischen Verformung umgesetzten Wärme ausreichend Zeit zur Verfügung. Somit kann isothermes Werkstoffverhalten in der Spanbildungszone angenommen werden (vgl. Abschnitt 4.3.2).

Die thermomechanischen Eigenschaften intermetallischer Titanaluminide verhindern eine deutliche Erweichung der gesamten Spanbildungszone infolge Dissipation. Der Werkstoff versagt spröde bevor eine ausreichende plastische Verformung stattfindet, die zu einer Temperaturerhöhung über die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur hinaus führen könnte. Das zur Segmentbildung führende Werkstoffversagen setzt zudem nicht im Bereich der höchsten plastischen Verformung ein (vgl. **Bild 6-36**, oben). Die Beschreibung der Spanbildung intermetallischer Titanaluminide sollte somit unter Berücksichtigung des Spannungszustands in der Spanbildungszone erfolgen. Dieser wird im Wesentlichen durch die Eingriffsgeometrie beeinflusst. Bei konstantem Spanwinkel von $\gamma_0 = 0^\circ$ konnte hier die bezogene Spannungsdicke h' als charakteristische Größe bestimmt werden.

Die hier vorgestellten Untersuchungen bestätigen, dass eine Lokalisierung infolge von Rissbildung stattfindet. Die Bildung von Rissen erfolgt in Abhängigkeit vom sich einstellenden Spannungszustand und den Werkstoffeigenschaften. Die Rissinitiation erfolgt bei den hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen nahe der freien Oberfläche. Die Simulationsrechnungen führten zu einem qualitativ gleichwertigen Ergebnis. Bei spröden Werkstoffen erfolgt die Trennung durch Bruch an lokalen Fehlstellen. Der hohe hydrostatische Spannungsanteil im Bereich der Stauzone vor der Schneidkante ermöglicht eine plastische Verformung weit über die in Stauchversuchen ermittelte Bruchdehnung A_{pl} hinaus. Voraussetzung für die Bildung schadigungsarmer Schnittflächen ist daher der Aufbau eines ausreichend hohen hydrostatischen Druckspannungszustands im Bereich der Schneidkante, der ein Durcheilen der oberhalb gebildeten Risse verhindert. In diesem Bereich kann der Werkstoff starke plastische Verformungen ertragen.

Neben der Schneidkantenrundung fördert die Reibung des ablaufenden Spans an der Spanfläche die Ausbildung hydrostatischer Druckspannungen und damit den Anteil der Stauzone an der Spanbildungszone. Dies belegen die mit verschiedenen Reibungskoeffizienten durchgeführten Simulationsrechnungen. Auch die metallographisch präparierten Spanwurzeln zeigen stets Bereiche mit stark verformtem Gefüge (vgl. **Bild 6-36**, unten links). Da die plastische Verformung mit einer zunehmenden Behinderung der Versetzungsbewegung einhergeht, kann eine Verfestigung stattfinden. Ein Ansatz zur

Beschreibung hierfür stellt die erweiterte Schubspannungshypothese dar, welche das insbesondere bei spröden Werkstoffen mit hydrostatischem Druck steigende Verformungspotenzial berücksichtigt [Iss95]. Die weitere Verformung in der Spanbildungszone setzt sich im vorgelagerten Bereich fort. Dieser ist noch nicht verformungsbedingt verfestigt. Infolgedessen sinkt der Scherwinkel in der Stauzone ab. Dies ist, wie in Abschnitt 2.2.2 dargestellt wurde, von KREIS [Kre73] bei Experimenten zur Zerspanung von Titanlegierungen abgeleitet worden. Dies trifft in entsprechend geringeren Anteilen der Spanbildungszone auch für sprödharte Werkstoffe zu, wenn ausreichend hoher hydrostatischer Druck vorliegt.

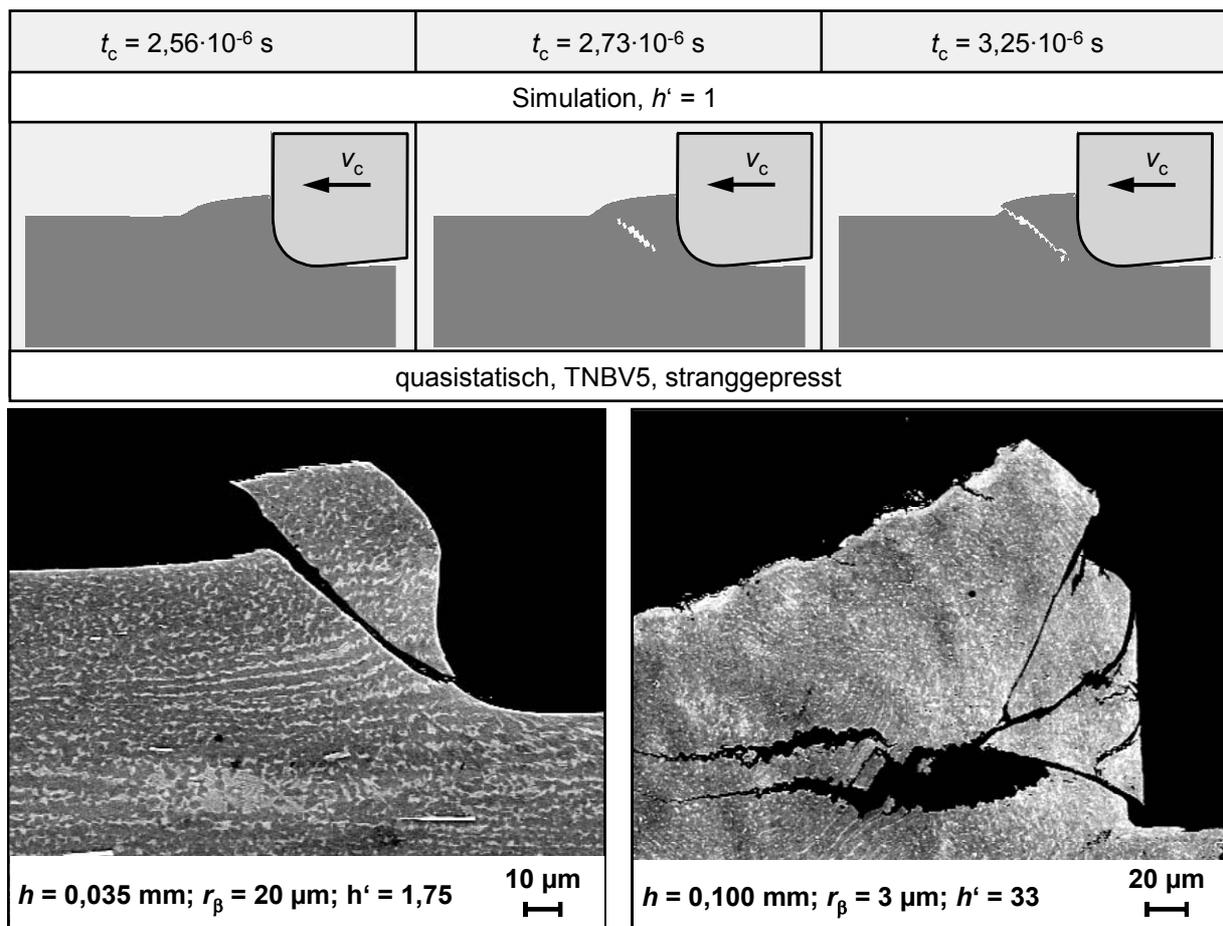


Bild 6-36: Spanbildung in Simulation und Experiment

Der Anteil des unter hydrostatischem Druck liegenden Bereichs der Spanbildungszone steigt mit abnehmender bezogener Spanungsdicke h' . Die Reduzierung der bezogenen Spanungsdicke führt gleichzeitig zu einer geringeren Lokalisierung der plastischen Verformung. Dadurch erhöht sich der Anteil der plastischen Verformung bei der Spanbildung.

Die in Abhängigkeit vom Vorschub ermittelten Zerspankraftkomponenten zeigen ein globales Maximum bei einem Vorschub von etwa $f = 0,05 \text{ mm}$ oder einer bezogenen Spanungsdicke von etwa $h' = 15$. Bei größeren Spanungsdicken sind demnach verstärkt spröde und damit

energiearme Trennmechanismen bei der Spanbildung wirksam. Dies belegen auch die ermittelten dynamischen Anteile der Schnitt- und Passivkräfte. Eine Steigerung des Spanwinkels führt nicht zu einer signifikanten Verringerung der Schnittkräfte. Gemäß TÖNSHOF [Tön04] stellt die spezifische Schnittkraft eine energetische Größe dar. In Anlehnung an VICTOR [Vic56] und KIENZLE [Kie57] kann eine Potenzfunktion zur Beschreibung der Abhängigkeit der spezifischen Schnittkraft von der Spannungsdicke herangezogen werden (vgl. Abschnitt 6.1.2). Bei kleiner werdender Spannungsdicke ist dabei jedoch der steigende Einfluss des Scheidkantenradius und die höhere Versagensdehnung zu berücksichtigen. Hierfür kann die bezogene Spannungsdicke h' als Quotient aus Spannungsdicke und Schneidkantenrundung verwendet werden. Mit der Zugfestigkeit und der ebenen Scherung ergibt sich sowohl bei den quasistatischen als auch den Orthogonaldrehversuchen eine sehr gute Übereinstimmung der errechneten spezifischen Schnittkräfte mit den aus den experimentell ermittelten Schnittkräften bestimmten Werte.

Im oberen, zur freien Oberfläche hin orientierten Bereich der Spanbildungszone versagte der Werkstoff bei allen Schnittgeschwindigkeiten spontan durch Schubbruch. Hier reicht der hydrostatische Druck nicht aus, die Bildung und das Wachsen von Rissen zu verhindern. Die sich beim Restbruch in der primären Scherzone ausbildenden Scherflächen zeigen jedoch bereits bei konventioneller Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min Strukturen, die auf das Erreichen der Schmelztemperatur hinweisen. Dies kann eine Folge des Abgleitens der chemisch hoch aktiven Scherflächen aufeinander sein. Die bei der Segmentierung neu entstehenden Oberflächen können somit leicht wiederverschweißen. Der mit der Schnittgeschwindigkeit steigende Zusammenhalt der Späne kann auf diesen Effekt zurückgeführt werden. Übereinstimmend mit den Ergebnissen von ABELE ET AL. [Abe05] hat die Schnittgeschwindigkeit insgesamt nur einen geringen Einfluss auf die Spanbildungsmechanismen.

Insgesamt lässt sich ableiten, dass die Einstellung eines ausreichend großen Bereichs unter hydrostatischer Druckspannung die Bildung von schädigungsarmen Schnittflächen bei der Zerspanung intermetallischer Titanaluminide fördert. Die Beschreibung des Materialverhaltens in der Spanbildungszone mit Hilfe des Ansatzes nach JOHNSON und COOK [Joh85] ist erfolgreich. Zur Beschreibung der erhöhten erreichbaren Versagensdehnungen im Bereich der Spanbildungszone kann die Mehrachsigkeit herangezogen werden. Mit geringer werdender bezogener Spannungsdicke h' erhöht sich der Anteil plastischer Verformung. Eine schädigungsminimierte Zerspanung wird so möglich. Aufgrund der Werkstoffeigenschaften und der Eingriffskinematik wird jedoch nicht die gesamte Spanbildungszone duktilisiert. Hinsichtlich der thermomechanischen Belastungen des Zerspanwerkzeugs ist dies sogar als vorteilhaft zu bewerten. Für die Zerspanung sind somit Werkzeuggeometrien und Kinematiken zu bevorzugen, die in dem Bereich der Nebenschneide eine kleine bezogene Spannungsdicke aufweisen.

7 Untersuchungen zum Plan- und Runddrehen

7.1 Randzonenbeeinflussung beim Plandrehen

7.1.1 Einfluss der Schnittgeschwindigkeit

Die bisher durchgeführten Untersuchungen zur Spanbildung haben gezeigt, dass die Variation der Schnittgeschwindigkeit nur eine geringe Auswirkung auf die Spanbildungsmechanismen ausübt. Vielmehr ist die bezogene Spanungsdicke als relevante Einflussgröße identifiziert worden. Im Folgenden soll nun die Wirkung der Einstellgrößen auf Prozess und Ergebnis der spanenden Bearbeitung durch Drehen untersucht werden. Versuchsaufbau und -durchführung sind in Abschnitt 4.3.3 detailliert beschrieben.

Durchgeführt wurden die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der kinematischen und geometrischen Einstellparameter beim Plandrehen von scheibenförmigen Proben aus stranggepresstem TiAl der Legierung TNBV5. Die Scheiben wiesen eine Dicke von 4 mm auf. Versuche mit geringerer Scheibendicke führten zu einer Verfälschung der Ergebnisse infolge elastischer Verformung der Platten, hervorgerufen durch die bei der Zerspanung wirksamen Passivkräfte. Die Proben wurden durch Funkenerosion, Rund- und Plandrehen vorbearbeitet. Zunächst erfolgte die Variation der Schnittparameter Schnittgeschwindigkeit und Vorschub im für die Schruppbearbeitung relevanten Bereich. Anwendung fanden die in Abschnitt 4.2 beschriebenen Wendeschneidplatten aus unbeschichtetem Feinstkornhartmetall der Sorte MG12 mit der ISO-Spezifikation SPUN 120308. Die verwendeten Wendeschneidplatten sind in Abschnitt 4.2 beschrieben. Die Schnittgeschwindigkeit ist in fünf Schritten von $v_c = 10$ m/min auf $v_c = 60$ m/min erhöht worden. Vorschub und Schnitttiefe blieben hierbei konstant bei $f = 0,05$ mm und $a_p = 0,5$ mm. Die Schneidkanten wiesen im Anlieferungszustand eine Schneidkantenrundung von $r_\beta = 3$ μ m auf. Darüber hinaus sind Versuche mit Wendeschneidplatten aus PKD der Sorte CTM 302 (vgl. Tabelle 4-2) durchgeführt worden. Hierbei wurde vor dem Hintergrund einer Schlichtoperation der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die Randzoneneigenschaften bei einem Vorschub von $f = 0,02$ mm und einer Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm ermittelt. Zur Beurteilung des Bearbeitungsergebnisses wurden die Zerspankraftkomponenten in Schnitt-, Vorschub- und Passivrichtung aufgenommen, die Oberflächenrauheit bestimmt und REM-Aufnahmen von den Oberflächen und Randzonen erstellt. Darüber hinaus erfolgte die Bestimmung von Härtetiefenverläufen und Eigenspannungen in der Schnittflächenrandzone.

Die Schnittkräfte bleiben im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 10$ m/min bis 40 m/min nahezu konstant bei $F_c = 108$ N bis 113 N (vgl. **Bild 7-1**). Bei weiterer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 50$ m/min und $v_c = 60$ m/min sinken die Schnittkräfte geringfügig auf $F_c = 104$ N und 102 N ab. Gleichzeitig steigen die Vorschubkräfte leicht von $F_f = 52$ N bei $v_c = 10$ m/min auf $F_f = 58$ N bei $v_c = 60$ m/min an. Die geringste Vorschubkraft von $F_f = 49$ N ist bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 20$ m/min bestimmt worden. Die

Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 40$ m/min führt zu einer mittleren Vorschubkraft von $F_f = 62$ N. Die Passivkräfte erreichen bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 20$ m/min mit $F_p = 83$ N ein Minimum. Die höchste Passivkraft von $F_p = 105$ N wurde dagegen im untersuchten Parameterbereich bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 40$ m/min gemessen. Insgesamt ist der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die Zerspankraftkomponenten im hier untersuchten Bereich als gering einzuschätzen.

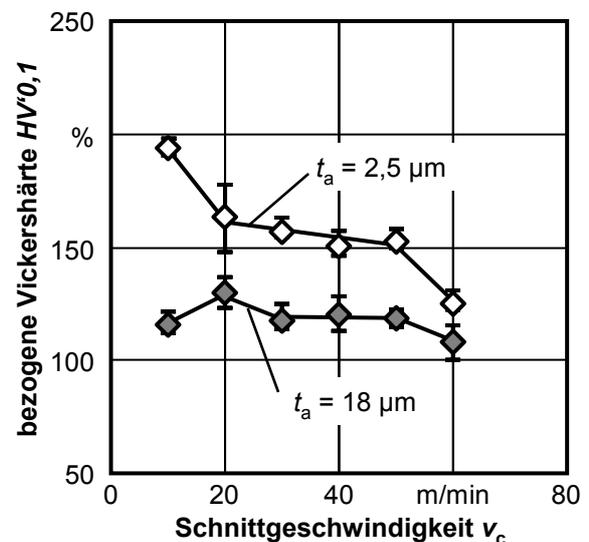
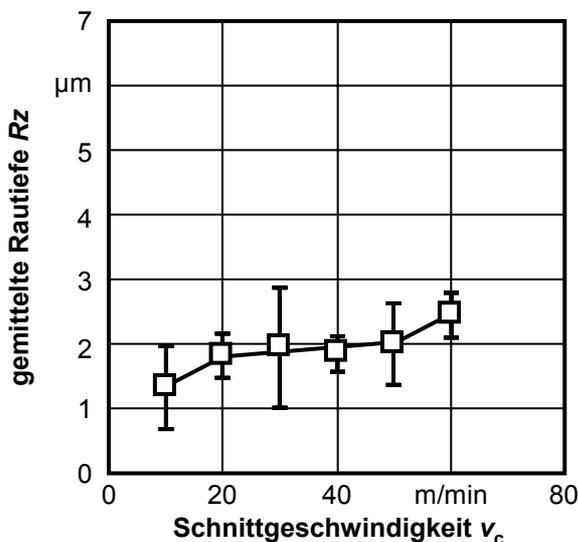
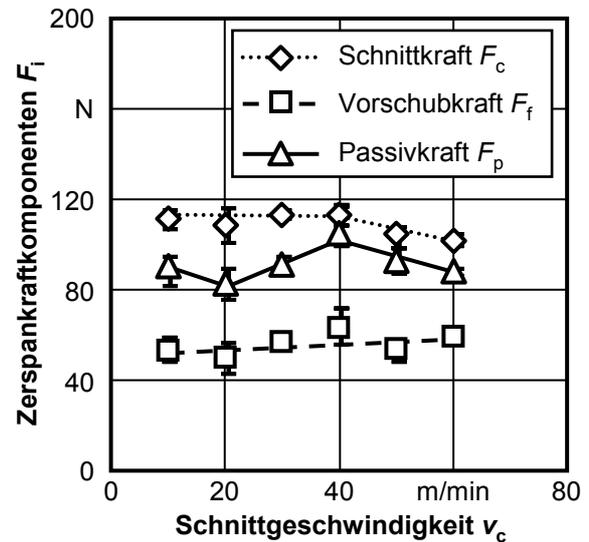
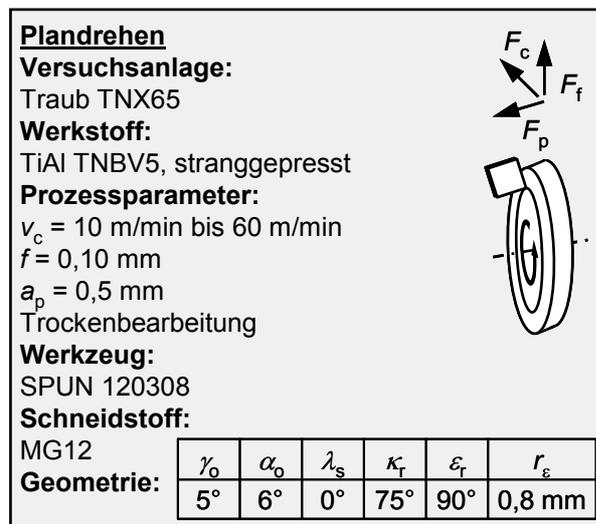


Bild 7-1: Zerspankraftkomponenten, Oberflächenrauheit und bezogene Vickershärte $HV'_{0,1}$ in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Plandrehen mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall

Die Oberflächenrauheit steigt stetig mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit an (vgl. Bild 7-1, unten links). Bei der niedrigsten eingestellten Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min beträgt die gemittelte Rautiefe $R_z = 1,3 \mu\text{m}$. Im Bereich von $v_c = 20$ m/min bis 50 m/min ist die Oberflächenrauheit bei $R_z = 1,9 \mu\text{m}$ nahezu konstant. Die weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 60$ m/min führt zu einer höheren Oberflächenrauheit von im Mittel $R_z = 2,5 \mu\text{m}$. Insgesamt verdoppelt sich also die Oberflächenrauheit durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit im Bereich von $v_c = 10$ m/min bis 60 m/min. Vor dem

Hintergrund der Absolutwerte kann die Änderung jedoch ebenfalls als geringfügig bezeichnet werden.

Die Aufhärtung der oberflächennahen Randzone der Schnittfläche reduziert sich mit steigender Schnittgeschwindigkeit stetig (vgl. Bild 7-1, unten rechts). Bei geringer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 10$ m/min wurde eine spezifische Härtesteigerung um 94 % bestimmt. Dies entspricht einer auf die Grundhärte bezogenen Vickershärte von $HV'_{0,1} = 194$ %. Dagegen lag die Vickershärte in der Randzone der Schnittfläche bei $v_c = 60$ m/min nur noch 26 % über der Grundhärte. Dies ist als Folge einer Schneidkantenverrundung und dadurch bedingten Zunahme der Zerspantemperaturen zu betrachten. Im Bereich zwischen $v_c = 20$ m/min und $v_c = 50$ m/min wiesen die bestimmten gemittelten und bezogenen Vickershärten $HV'_{0,1}$ dagegen nur eine geringe geschwindigkeitsabhängige Abnahme auf. In der Analysetiefe von im Mittel $18 \mu\text{m}$ ergab sich im gesamten untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nur ein kleiner Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die bezogene Vickershärte. Die gemittelten bezogenen Vickershärten lagen zwischen 10 % und 30 % über den jeweiligen Grundhärten. Dabei sind die höchsten bezogenen Vickershärten bei mittleren Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von $v_c = 20$ m/min bis 40 m/min bestimmt worden.

Das verwendete Kraftmesssystem ließ die Verwendung von Kühlschmierstoff nicht zu. Eine weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit über $v_c = 60$ m/min hinaus war im Trockenschnitt mit den Wendeschneidplatten aus Hartmetall aufgrund der kurzen Standzeiten nicht möglich. Hierfür fanden Wendeschneidplatten mit Decklagen aus PKD der ISO-Spezifikation SPUN 090308 Anwendung. Die Schnittgeschwindigkeit ist in drei Schritten von $v_c = 60$ m/min auf $v_c = 360$ m/min gesteigert worden. Die Versuche wurden in Anlehnung an die kinematischen Parameter bei einer Schlichtbearbeitung mit einem reduzierten Vorschub von $f = 0,02$ mm und einer Schnitttiefe von $a_p = 0,2$ mm durchgeführt (vgl. **Bild 7-2**).

Durch die Reduzierung des Vorschubs und der Schnitttiefe verringern sich die Zerspankraftkomponenten auf unter $F_i = 50$ N. Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit um 500 % von $v_c = 60$ m/min auf 360 m/min hat in allen drei Richtungen im Vergleich dazu nur geringfügig abnehmende Zerspankraftkomponenten zur Folge. Die Schnittkraft sinkt von $F_c = 32$ N auf 28 N, die Vorschubkraft von $F_f = 27$ N auf 15 N und die Passivkraft von $F_p = 48$ N auf 29 N. Ähnlich geringe Auswirkungen hat die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min auf $v_c = 240$ m/min auf die Rauheit der Schnittfläche. Die gemittelte Rautiefe ist mit $Rz = 0,9 \mu\text{m}$ bei $v_c = 60$ m/min und $Rz = 1,2 \mu\text{m}$ bei $v_c = 240$ m/min nahezu konstant. Die weitere Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 360$ m/min führt zu einem Anstieg der gemittelten Rautiefe auf $Rz = 2,3 \mu\text{m}$. Hier ist jedoch die Streuung der Werte sehr groß, die bei den drei Einzelmessungen (versetzt um 120°) auf jeweils vier verschiedenen Proben bestimmt wurden. Es kann davon ausgegangen

werden, dass die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit bei kleinen Vorschüben keine wesentliche Auswirkung auf die Oberflächenqualität ausübt.

Einen eindeutigen Einfluss der Schnittgeschwindigkeit im Bereich von $v_c = 60$ m/min bis 360 m/min auf die Härtesteigerung in der Schnittflächenrandzone konnte nicht festgestellt werden. Die bei einer Eindringtiefe von $t_a = 2,5$ μm bestimmten gemittelten Härtesteigerungen lagen im Bereich von 57 % bis 78 %. In der Analysetiefe von 18 μm war keine Steigerung der Gefügehärte gegenüber der Grundhärte festzustellen. Die Einhärtetiefe liegt bei den Versuchen mit Schlichtparametern somit deutlich unter 20 μm . Hierbei ist zu berücksichtigen, dass Vorschub und Schnitttiefe mit $f = 0,02$ mm und $a_p = 0,2$ mm deutlich geringer eingestellt wurden.

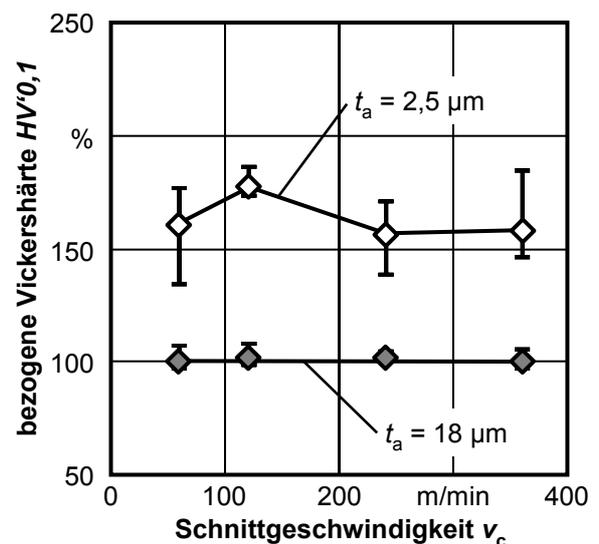
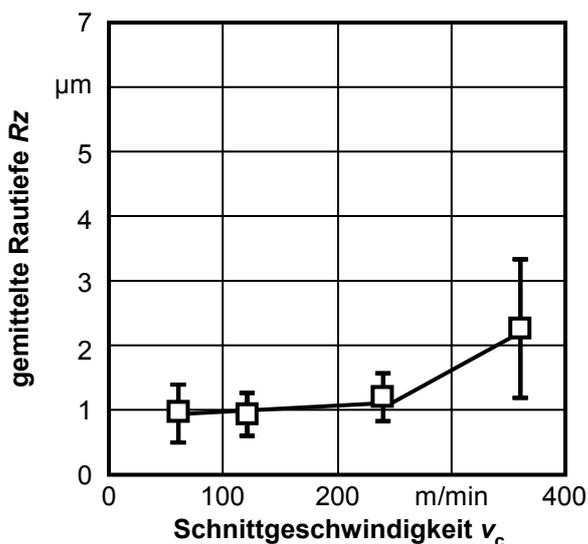
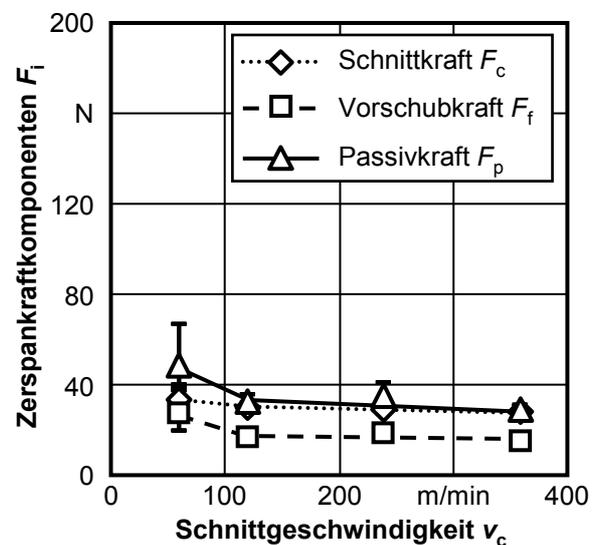
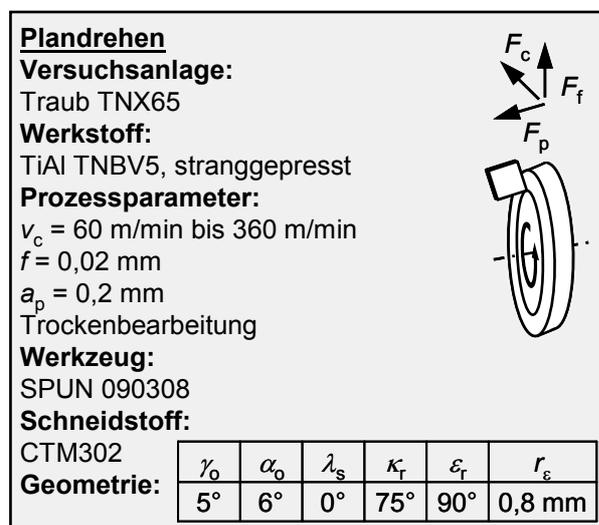


Bild: 7-2: Zerspankraftkomponenten, Oberflächenrauheit und bezogene Vickershärte $HV'_{0,1}$ in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen mit Wendeschneidplatten aus PKD

Entsprechend der in Abschnitt 4.3.4 beschriebenen Vorgehensweise erfolgte die Bestimmung der in der Randzone der Schnittfläche vorliegenden Eigenspannungen. Es erfolgten einmal Messungen der oberflächennahen Eigenspannungen direkt an der Schnittfläche. Zum anderen

wurden durch selektives Ätzen Eigenspannungstiefenverläufe bestimmt. Durch die Werkstückherstellung durch Strangpressen hervorgerufene Eigenspannungen konnten nicht festgestellt werden. In beiden Richtungen lagen die Werte bei Messungen an unbearbeiteten Vergleichsproben in beiden Richtungen nahe 0 MPa. Die tangentialen Spannungen weisen in Schnittrichtung, die radialen entsprechend in Vorschubrichtung.

Bild 7-3 zeigt die oberflächennahen Eigenspannungen in radialer und tangentialer Richtung. Die radiale Richtung ist der Vorschubrichtung gleichzusetzen. Dagegen entspricht die tangentiale Richtung der Schnittrichtung. Die Eigenspannungen wurden, wie in Abschnitt 4.3.4 beschrieben, in einer Analysetiefe von $t_a = 18 \mu\text{m}$ nachgewiesen. Die Eigenspannungen in radialer Richtung zeigen ein Minimum bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30 \text{ m/min}$ bei $\sigma_r = -430 \text{ MPa}$ (vgl. Bild 7-3, links). Die Eigenspannung in tangentialer Richtung (Schnittrichtung) weist ein nicht sehr ausgeprägtes Minimum von $\sigma_t = -410 \text{ MPa}$ bereits bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 20 \text{ m/min}$ auf. Jedoch liegen die Ergebnisse der Messungen im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 10 \text{ m/min}$ bis 40 m/min unter Berücksichtigung der Fehlertoleranzen sehr dicht beieinander. Eine Steigerung der Schnittgeschwindigkeit führt in beiden Richtungen zu betragsmäßig abnehmenden Druckeigenspannungen in der Schnittflächenrandzone. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60 \text{ m/min}$ konnten noch Eigenspannungen von $\sigma_r = -345 \text{ MPa}$ und $\sigma_t = -335 \text{ MPa}$ bei den Versuchen mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall festgestellt werden.

Auch bei den mit Wendeschneidplatten mit Decklagen aus dem polykristallinen Diamantschneidstoff CTM302 durchgeführten Versuchen setzt sich diese Tendenz bei höheren Schnittgeschwindigkeiten fort (vgl. Bild 7-3, rechts). Bemerkenswert ist hierbei, dass die Reduzierung von Vorschub und Schnitttiefe auf $f = 0,02 \text{ mm}$ und $a_p = 0,2 \text{ mm}$ bei gleicher Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60 \text{ m/min}$ keine signifikanten Auswirkungen auf die Höhe der Druckeigenspannungen in beiden Richtungen hat. Diese betragen hier $\sigma_r = -360 \text{ MPa}$ und $\sigma_t = -340 \text{ MPa}$.

Die höchste im Rahmen dieser Untersuchungen eingestellte Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 360 \text{ m/min}$ hat ebenfalls noch Druckeigenspannungen zu Folge. Diese erreichen jedoch nur noch $\sigma_r = -260 \text{ MPa}$ und $\sigma_t = -265 \text{ MPa}$. Damit kann zusammengefasst werden, dass die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit und die damit wachsenden Kontaktzonentemperaturen betragsmäßig sinkenden Druckeigenspannungen in der Schnittflächenrandzone führen. Der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit im Bereich über $v_c = 60 \text{ m/min}$ ist jedoch insgesamt gering. Die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen stützen die Resultate der Härtemessungen. Hier wurde in diesem Schnittgeschwindigkeitsbereich eine mit zunehmendem Abstand zur Schnittfläche schnelle Abnahme der Aufhärtung festgestellt.

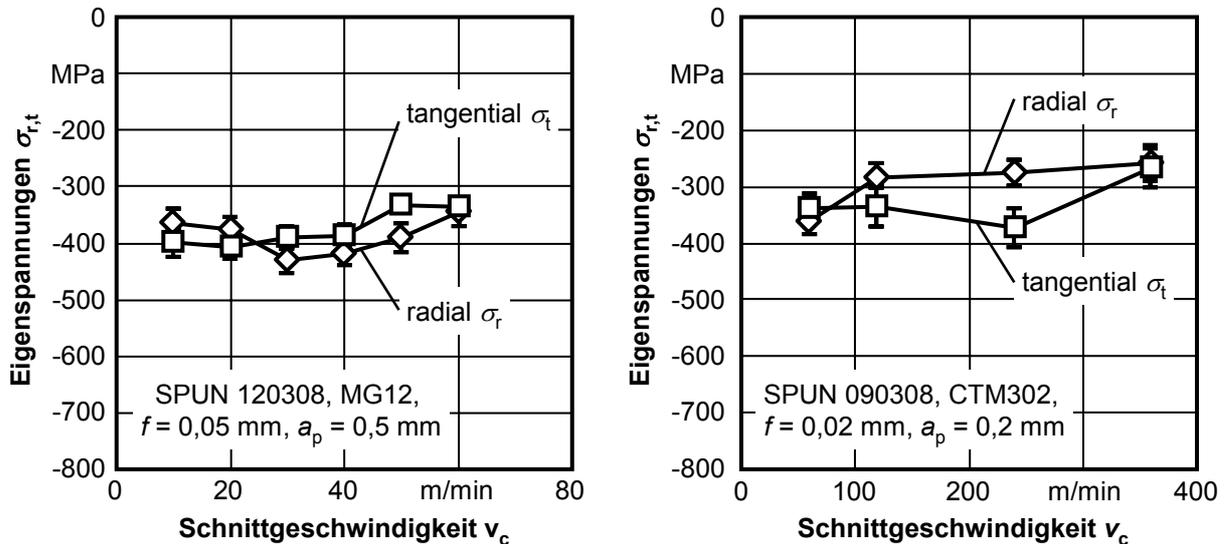


Bild 7-3: Oberflächennahe Eigenspannungen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Plandrehen

In den Analogieversuchen zum Orthogonalspanen wurde gezeigt, dass die Schnittflächenausbildung wesentlich durch die wirksame Spannungsdicke beeinflusst wird. Beim Plandrehen traten bei allen untersuchten Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von $v_c = 10$ m/min bis $v_c = 60$ m/min, einem auf $f = 0,10$ mm gesteigerten Vorschub und der Verwendung von Wendeschneiden aus Feinstkornhartmetall in der SPUN-Ausführung kleine, quer zur Schnitttrichtung verlaufende Risse in der Schnittfläche auf. Diese scheinen jedoch nicht Auswirkung spröder Rissbildung in der primären Scherzone. Vielmehr können diese flachen Risse eine Folge von Reibung zwischen der gerade entstehenden Schnittfläche und dem Werkzeug darstellen. Bei den Versuchen mit CTM302-Decklagen traten diese Effekte bei jedoch reduziertem Vorschub nicht auf (vgl. **Bild 7-4**). Insbesondere bei hoher Spannungsdicke zeigte sich in den in Abschnitt 6.3 erläuterten Simulationen, dass sich Zugspannungen im Bereich der gerade vom Werkzeug überstrichenen Schnittfläche entstehen können. Dies wird durch Reibung begünstigt (vgl. Bild 6-34).

Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit über $v_c = 60$ m/min hinaus ist nur mit Wendeschneidplatten aus hochharten Schneidstoffen wie PCBN und PKD prozesssicher möglich. Im unteren Bereich von Bild 7-4 sind die Schnittflächen abgebildet, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min und $v_c = 360$ m/min gebildet wurden. Der Vorschub und die Schnitttiefe sind bei diesen Versuchen wie bereits beschrieben in Anlehnung an eine Schlichtbearbeitung auf $f = 0,02$ mm und $a_p = 0,2$ mm reduziert worden.

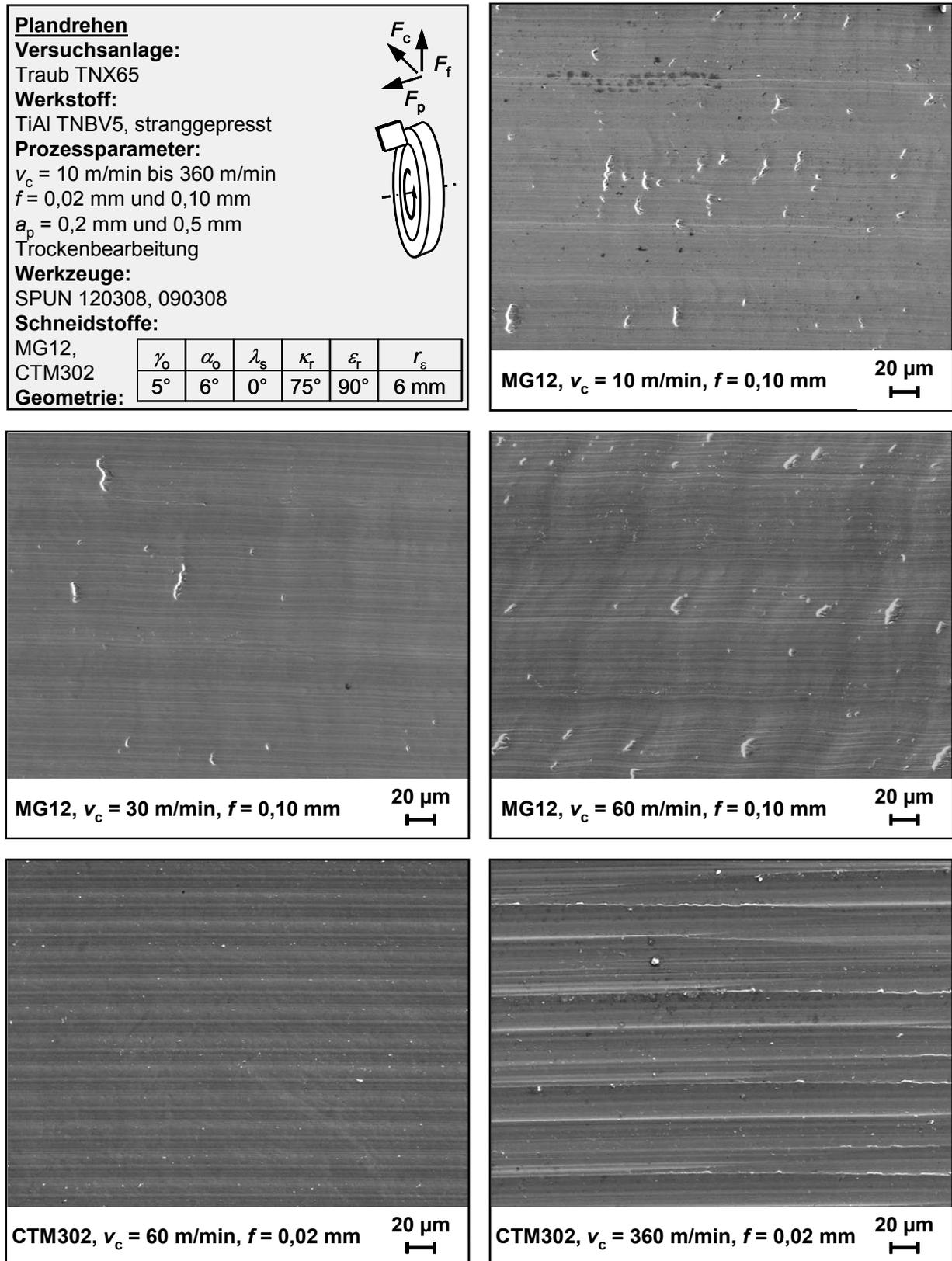


Bild 7-4: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (SE) der Schnittflächen, die Schnitttrichtung verläuft jeweils von rechts nach links

Erkennbar ist, dass, gefördert durch die tribologischen Eigenschaften des PKD, die Reduzierung des Vorschubs zu vollständig rissfreien Schnittflächen führt. Wie bereits beschrieben bewirkt die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 360 \text{ m/min}$ eine

Steigerung der Oberflächenrauheit. Erkennbar sind hier deutlich durch mikroplastische Verformung erhöhte Kämme der Vorschubrillen, die auf eine sehr hohe Prozesstemperatur schließen lassen. Darüber hinaus trat bei dieser Schnittgeschwindigkeit Rattern auf, was ebenfalls zu erhöhten Rauheiten der Schnittflächen führt.

7.1.2 Einfluss des Vorschubs

Die Steigerung des Vorschubs von $f = 0,02$ mm auf $0,05$ mm führt zunächst zu einer Reduzierung der Zerspankraftkomponenten in Vorschub- und Passivrichtung von $F_f = 61$ N und $F_p = 88$ N auf $F_f = 45$ N und $F_p = 72$ N (vgl. **Bild 7-5**, oben rechts).

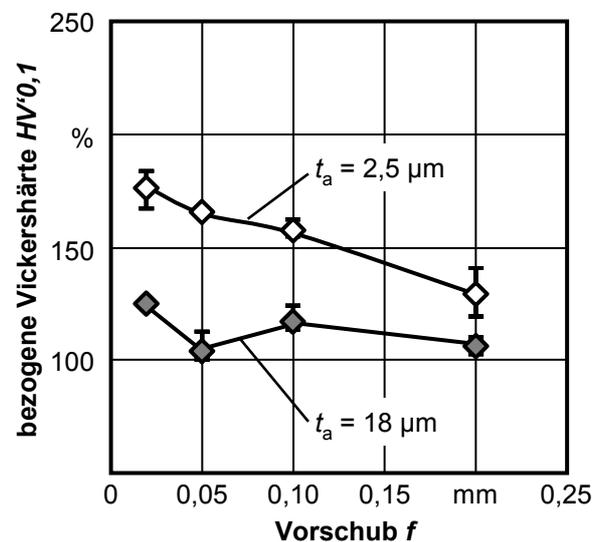
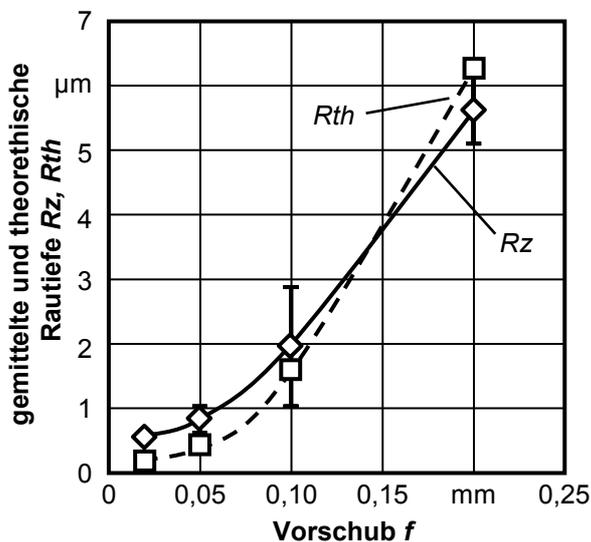
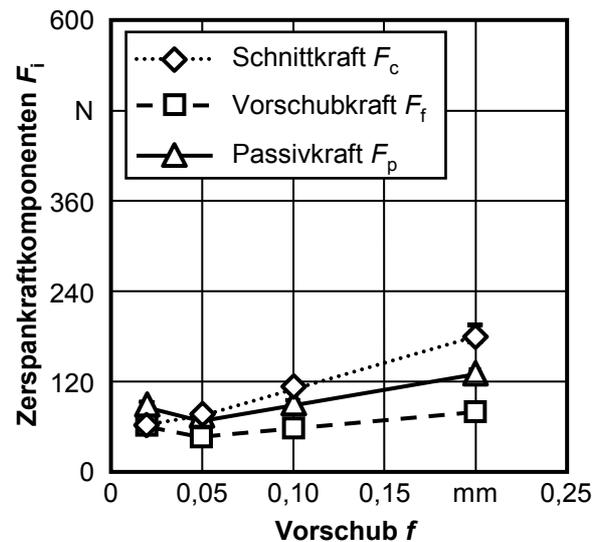
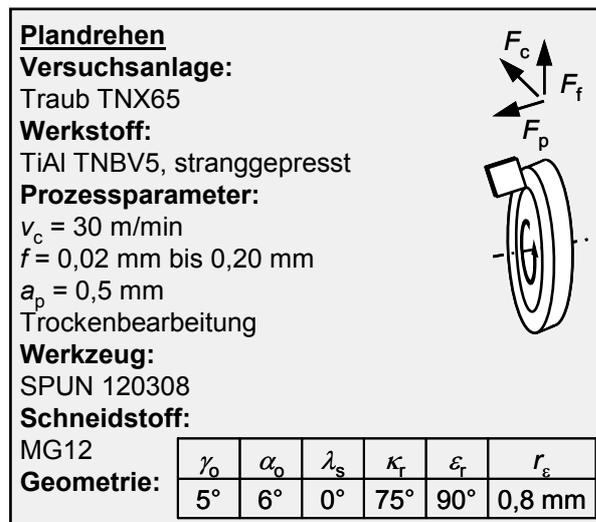


Bild 7-5: Zerspankraftkomponenten, Oberflächenrauheit und bezogene Vickershärte $HV'_{0,1}$ in Abhängigkeit vom Vorschub beim Drehen mit Wendschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308

Die weitere Erhöhung des Vorschubs auf bis zu $f = 0,20$ mm hat dann einen linearen Anstieg der Vorschub- und Passivkraft auf $F_f = 80$ N und $F_p = 130$ N zur Folge. Die Schnittkraft nimmt dagegen kontinuierlich linear mit Erhöhung des Vorschubs von $F_c = 61$ N bei $f = 0,02$ mm auf $F_c = 179$ N bei $f = 0,20$ mm zu. Zudem erhöhen sich die Differenzen

zwischen Schnitt-, Vorschub- und Passivkraft mit Steigerung des Vorschubs oberhalb von $f=0,05$ mm. Für sehr kleine Vorschübe ist die Passivkraft die betragsmäßig größte Zerspankraftkomponente. Dies spiegelt sich auch in den Aufhärtungen der oberflächennahen Randzone der Schnittfläche wider (vgl. Bild 7-5, unten rechts). Die Härtesteigerung in der Analysetiefe von $t_a = 2,5$ μm nimmt linear mit zunehmendem Vorschub ab. So sind die mittleren Aufhärtungen bei $f=0,02$ mm mit 76 % und 30 % bei einem Vorschub von $f=0,20$ mm bestimmt worden. In einer Tiefe von $t_a = 18$ μm ist noch eine schwache Tendenz zu einer Reduktion der Aufhärtung mit steigendem Vorschub erkennbar. Bei dem größten eingestellten Vorschub von $f=0,20$ mm beträgt die Härtesteigerung nur noch 6 % während bei $f=0,02$ mm die Härte bezogen auf die Grundhärte um 25 % höher ist. Jedoch ist der Zusammenhang zwischen Einhärtung und Vorschub hier nicht eindeutig nachzuweisen. Die geringste Härtesteigerung in der mittleren Analysetiefe von $t_a = 18$ μm wurde bei den Proben bestimmt, die mit einem Vorschub von $f=0,05$ mm gedreht wurden.

Die Oberflächenrauheit nimmt mit zunehmendem Vorschub nahezu quadratisch zu. In Bild 7-5, unten links ist der gemessenen gemittelten Rautiefe R_z die theoretische Rautiefe gegenübergestellt, die sich bei idealer Rillenausbildung in erster Näherung nach Gleichung (7-1) ergibt [Tön04]:

$$R_{th} \approx \frac{f^2}{8 \cdot r_\epsilon} \quad (7-1)$$

Die gemittelten Rautiefen steigen von $R_z = 0,5$ μm bei $f=0,02$ mm auf $R_z = 5,6$ μm bei $f=0,20$ mm. Die bestimmten gemittelten Rautiefen liegen aufgrund der geringen eingestellten Vorschübe im Bereich der beim Feindreihen konventioneller Stahlwerkstoffe üblichen Werte.

Analog zu den Versuchen mit Wendeschneidplatten der Geometrie SPUN 120308 ist der Einfluss des Vorschubs auch beim Plandreihen mit runden Wendeschneidplatten vom Typ RCMX 120400 untersucht worden. Die kommerziell von der Fa. SANDVIK, Sandviken, Schweden, angebotenen Wendeschneidplatten weisen neben dem bauartbedingten großen Eckenradius von $r_\epsilon = 6$ mm auch eine Fase der ISO-Spezifikation T01020 auf (vgl. Abschnitt 4.2). Bei einem nominellen Spanwinkel von $\gamma_0 = 0^\circ$ reduziert sich insbesondere bei kleinen Vorschüben der effektive Spanwinkel auf $\gamma_{\text{eff}} = -20^\circ$. In den graphischen Darstellungen wurde jedoch der nominelle und durch den Werkzeughalter vorgegebene Spanwinkel aufgeführt. Ein direkter Vergleich des Einflusses der unterschiedlichen Wirkgeometrien ist nicht Gegenstand der hier vorgestellten Arbeit. Vielmehr wurden die in Abschnitt 4.2 beschriebenen Wendeschneidplatten hinsichtlich ihres Anwendungspotenzials und der Randzonenbeeinflussung getestet.

Wie bei den Versuchen mit Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 steigen die Schnittkräfte auch hier mit zunehmendem Vorschub nahezu linear an (vgl.

Bild 7-6, oben rechts). Jedoch sind die Schnittkräfte insgesamt mehr als doppelt so hoch im Vergleich zu den bereits beschriebenen Versuchen mit quadratischen Wendeschneidplatten. So steigen die Schnittkräfte hier von $F_c = 171 \text{ N}$ auf $F_c = 381 \text{ N}$ bei einer Erhöhung des Vorschubs von $f = 0,02 \text{ mm}$ auf $f = 0,20 \text{ mm}$. Die Vorschubkraft wird durch die Variation des Vorschubs im Verhältnis zu den übrigen Zerspankraftkomponenten nur gering beeinflusst. Auch hier sinkt die Vorschubkraft zunächst, wenn der Vorschub von $f = 0,02 \text{ mm}$ auf $f = 0,05 \text{ mm}$ erhöht wird. Die weitere Steigerung des Vorschubs führt dann ebenfalls zu einer Zunahme der Vorschubkraft von $F_f = 87 \text{ N}$ auf $F_f = 120 \text{ N}$ bei $f = 0,20 \text{ mm}$. Damit wird der Wert von $F_f = 113 \text{ N}$, der bei dem geringsten eingestellten Vorschub erreicht wurde, bei einem Vorschub von $f = 0,20 \text{ mm}$ nur geringfügig überschritten.

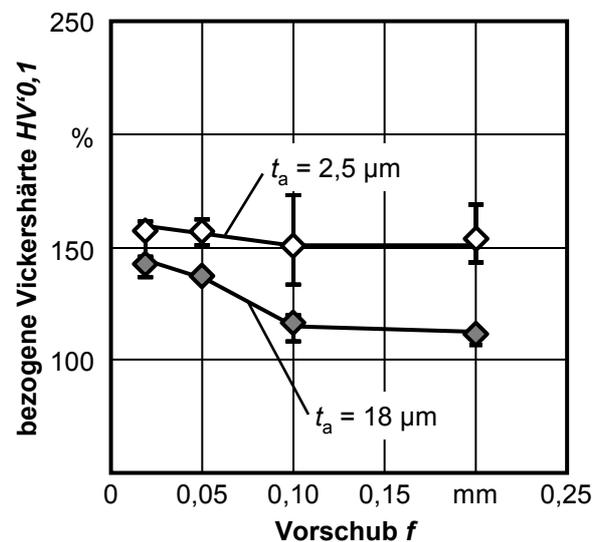
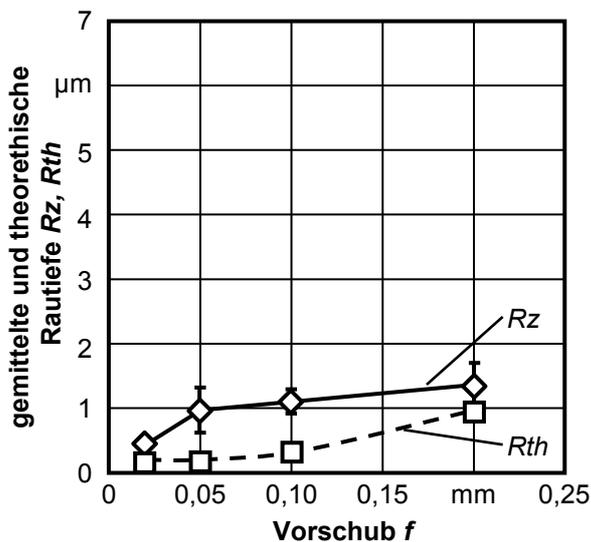
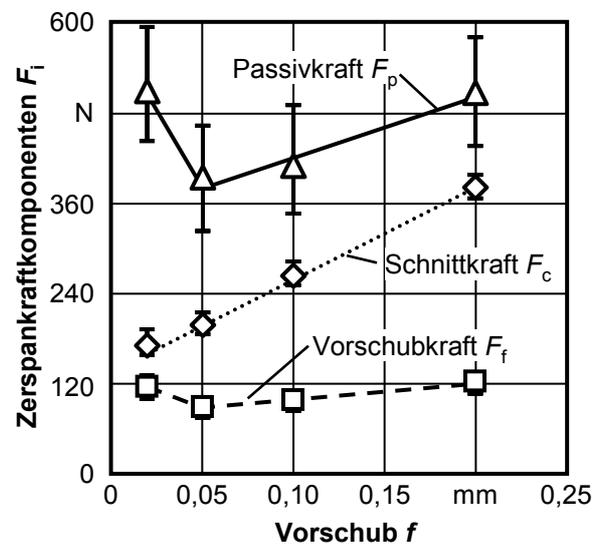
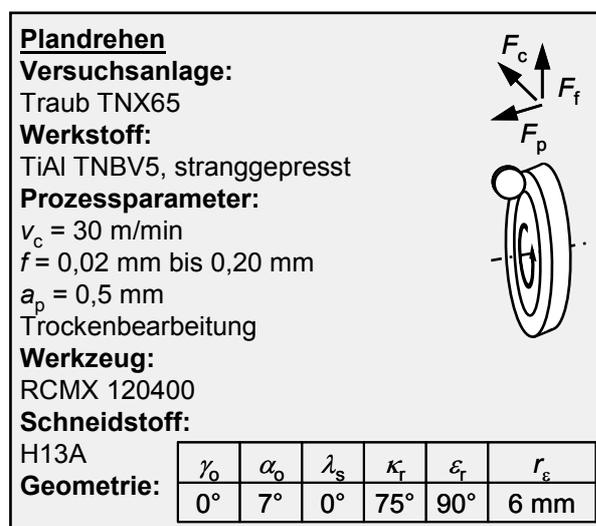


Bild 7-6: Zerspankraftkomponenten, Oberflächenrauheit und bezogene Vickershärte $HV'_{0,1}$ in Abhängigkeit vom Vorschub beim Drehen mit Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400

Die betragsmäßig größte Zerspankraftkomponente ist bei den Versuchen mit runden Wendeschneidplatten die Passivkraft. Analog zum Verhalten beim Einsatz quadratischer Wendeschneidplatten fällt die Passivkraft zunächst um etwa 20 % von $F_p = 507 \text{ N}$ auf

$F_p = 393$ N ab, um bei weiterer Erhöhung des Vorschubs stetig auf $F_p = 506$ N zu steigen. Anders als bei der Nutzung der quadratischen Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 ist bei der Nutzung der runden Wendeschneidplatten stets die Passivkraft die betragsmäßig größte Zerspankraftkomponente.

Dies liegt einmal an der Fase mit dem negativen effektiven Spanwinkel und zum anderen an der im Verhältnis zum Vorschub großen Spannungsbreite, bedingt durch den großen Eckenradius. Hierdurch liegt in einem im Verhältnis zum Einsatz der quadratischen Wendeschneidplatten großen Bereich des Spanungsquerschnitts eine geringe Spannungsdicke h vor. Der Einfluss der Spannungsdicke auf die Zerspankraftkomponenten, die Spanbildungsmechanismen und die Schnittflächenausbildung ist bereits in Abschnitt 6 betrachtet worden. Vor dem Hintergrund niedriger Prozesskräfte ist somit auch hier die Einstellung des Vorschubs auf $f = 0,05$ mm zu empfehlen.

Die gemittelten Rautiefen liegen bei den geringen eingestellten Vorschüben von $f = 0,02$ mm und $f = 0,05$ mm bei $Rz = 0,5$ μm und $Rz = 1,0$ μm auf gleichem Niveau wie die beim Plandrehen mit quadratischen Wendeschneidplatten bestimmten Werte. Bei höheren Vorschüben von $f = 0,10$ mm und $f = 0,20$ mm sind die maximalen Rauheitsprofilhöhen mit $Rz = 1,1$ μm und $Rz = 1,4$ μm deutlich geringer. Insgesamt liegen die gemittelten Rautiefen etwas über den aus den geometrischen Verhältnissen ableitbaren theoretischen Rautiefen.

Die in der Schnittfläche bestimmte Aufhärtung zeigte bei Verwendung der runden Wendeschneidplatten keine Abhängigkeit vom Vorschub. Im Mittel lag die bezogene Vickershärte $HV'0,1$ bei allen Versuchen 49 % bis 56 % über der jeweiligen Grundhärte. Im Abstand von 18 μm zur Schnittfläche nimmt die Aufhärtung mit steigendem Vorschub dagegen deutlich ab. Während bei einem Vorschub f von $f = 0,02$ mm und $f = 0,05$ mm die bezogene Vickershärte die Grundhärte um 41 % sowie 36 % übersteigt, liegen bei Vorschüben von $f = 0,10$ mm und $f = 0,20$ mm Härtesteigerungen von nur noch 15 % und 10 % vor.

Mit zunehmendem Vorschub sinkt der relative Anteil des im vorherigen Überlauf verfestigten Werkstückwerkstoffs innerhalb der Spanbildungszone. Hierdurch ergeben sich vermutlich Summierungseffekte hinsichtlich der Randzonenverfestigung. Darüber hinaus korrelieren die Ergebnisse mit den bei den Zerspanversuchen ermittelten Kraftkomponenten und den Betrachtungen zu den vorliegenden Spanbildungsmechanismen. Die Tiefenverläufe der Härten weisen bei allen untersuchten Vorschüben und beiden verwendeten Typen von Wendeschneidplatten Einhärtetiefen von maximal $t_e = 40$ μm auf. In **Bild 7-7** sind vergleichend metallographisch präparierte Querschliffe der Schnittflächenrandzone abgebildet, die auch zur Bestimmung der Härte genutzt wurden. Die Querschliffe erfolgten parallel zur Vorschubrichtung, um die Lage der Härteeindrücke bezogen zur Vorschubrille festlegen zu können. Die mit den quadratischen Wendeschneidplatten gedrehten Proben

lassen hier geringere Beeinflussungstiefen erkennen, als die mit den runden Wendeschneidplatten bearbeiteten Werkstücke. Dabei ist die Wirkung der Schutzfase an diesen Werkzeugen zu berücksichtigen. Die hier ableitbare Einhärtetiefe beträgt beim Drehen mit an die Schruppbearbeitung orientierten Schnittgeschwindigkeiten und Vorschüben etwa $t_e = 25 \mu\text{m}$. Die Reduzierung der Schnittparameter Vorschub und Schnitttiefe auf $f = 0,02 \text{ mm}$ und $a_p = 0,2 \text{ mm}$ führt nahezu unabhängig von der eingestellten Schnittgeschwindigkeit stets zu Einhärtetiefen von unter $t_e = 10 \mu\text{m}$.

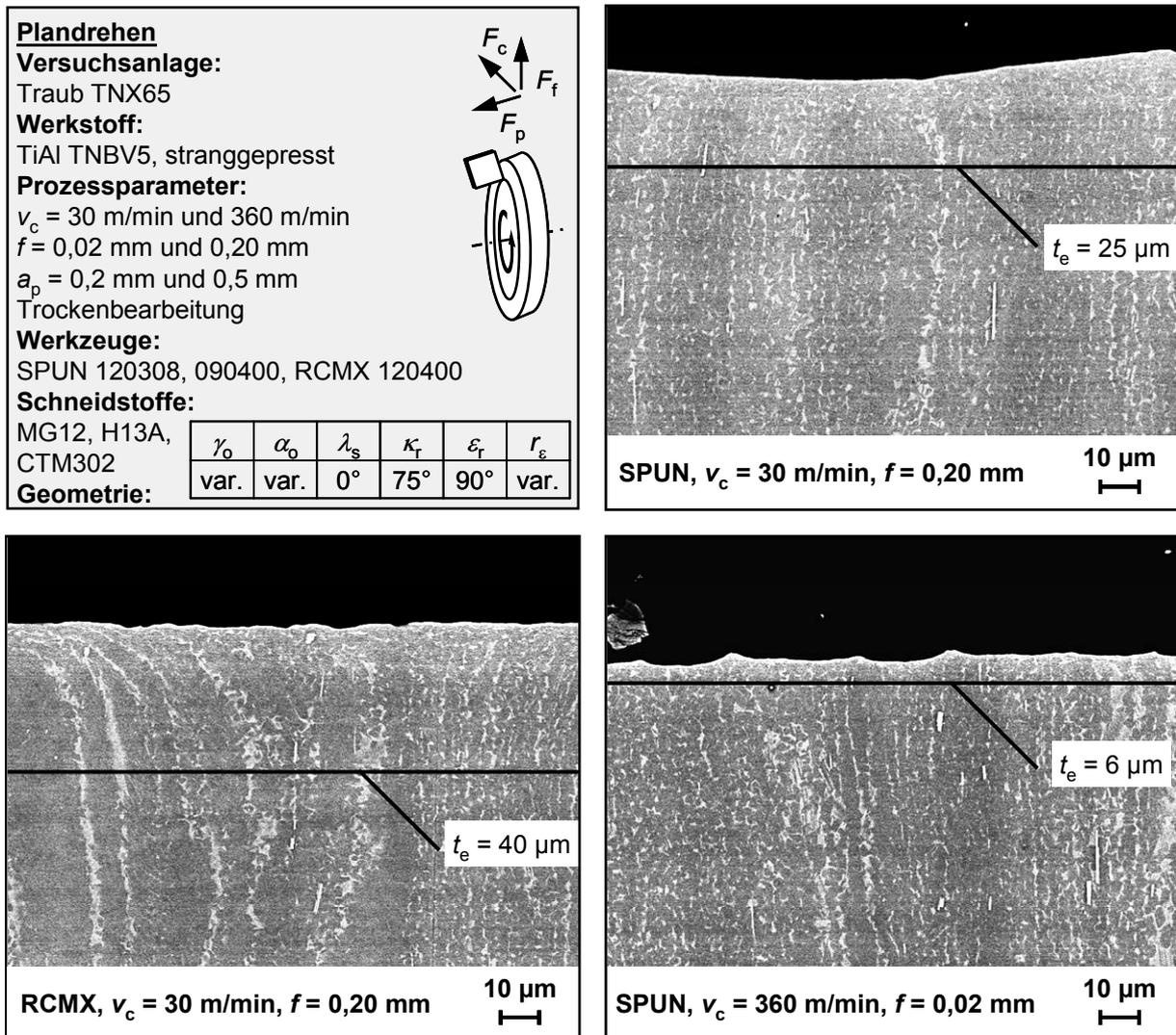


Bild 7-7: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (BSE) der Randzonen quer zur Schnitttrichtung

Die oberflächennahen Eigenspannungen in Abhängigkeit des Vorschubs und der Wendeschneidplattengeometrie sind in **Bild 7-8** dargestellt. Bei beiden verwendeten Werkzeugen zeigen die Eigenspannungen in radialer Richtung insgesamt nur eine geringe Abhängigkeit vom Vorschub. Die Druckeigenspannungen nehmen betragsmäßig tendenziell mit zunehmendem Vorschub ab. Dabei sind die Druckeigenspannungen in radialer Richtung bei den mit Wendeschneidplatten der RCMX-Spezifikation gedrehten Proben insgesamt geringer bestimmt worden. Die radialen Druckeigenspannungen bei den mit den SPUN-Wendeschneidplatten gedrehten Proben sind nahezu unabhängig vom eingestellten Vorschub

verwendeten Messaufbau nur als integrale Mittelwerte in einer Analysetiefe von $0 \mu\text{m} \leq t_a \leq 18 \mu\text{m}$ ermittelt werden (vgl. Abschnitt 4.3.4). Deshalb sind die zugehörigen Symbole in Bild 7-9 verbreitert dargestellt. Analog zu den Härtemessungen zeigt sich, dass die mit den RCMX-Wendeschneidplatten bearbeiteten Proben die Schnittflächenrandzone deutlich tiefer beeinflussen. Die hinsichtlich des Betrags größten Druckeigenspannungen wurden hier in einer Analysetiefe von etwa $t_a = 35 \mu\text{m}$ bestimmt. Die mit SPUN-Wendeschneidplatten gedrehten Proben weisen die Eigenspannungsminima in beiden Richtungen unabhängig vom eingestellten Vorschub in einer Tiefe von etwa $20 \mu\text{m}$ auf.

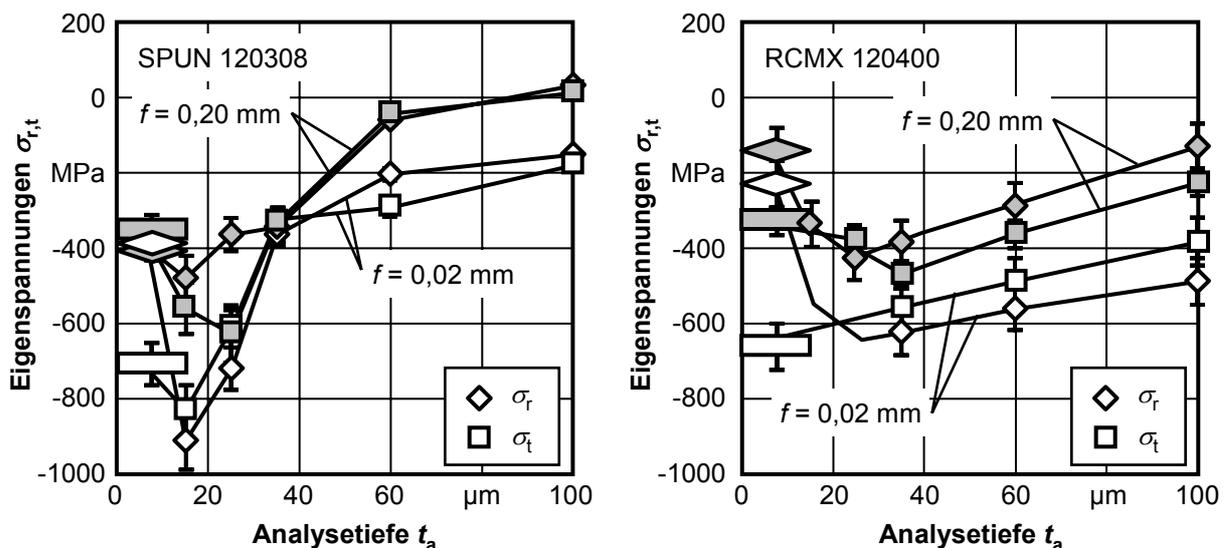


Bild 7-9: Eigenspannungstiefenverläufe in Abhängigkeit vom Vorschub und der Werkzeuggeometrie beim Plandrehen

Bei einem Vorschub von $f = 0,20 \text{ mm}$ sind die maximalen Beträge der Druckeigenspannungen bei mit beiden Werkzeugen bearbeiteten Proben auf gleichem Niveau mit -400 MPa bis -600 MPa in beiden Richtungen bestimmt worden. Deutlich wird jedoch, dass die Bearbeitung mit geringem Eckenradius, geringer Schneidkantenrundung und leicht positivem Spanwinkel bei kleinen Vorschüben hinsichtlich des Betrags zu deutlich höheren Druckeigenspannungen führt als die Bearbeitung mit runden und gefasten Wendeschneidplatten. Entgegen den Härtemessungen, bei denen die Extremwerte stets an der Oberfläche bestimmt wurden, zeigen die Eigenspannungen die Extremwerte in einem tieferen Bereich der Randzone. Die Reduzierung des Vorschubs wirkt sich bereits bei konventionellen, mit Werkzeugen aus Hartmetall realisierbaren Schnittgeschwindigkeiten, positiv auf die Schnittflächenmorphologie aus. Beim Plandrehen mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall ist der Einfluss

des Vorschubs auch bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min untersucht worden. Wie in **Bild 7-10** erkennbar ist, treten bei den Vorschüben von $f = 0,02$ mm und $f = 0,05$ mm keine Querrisse in der Schnittfläche auf.

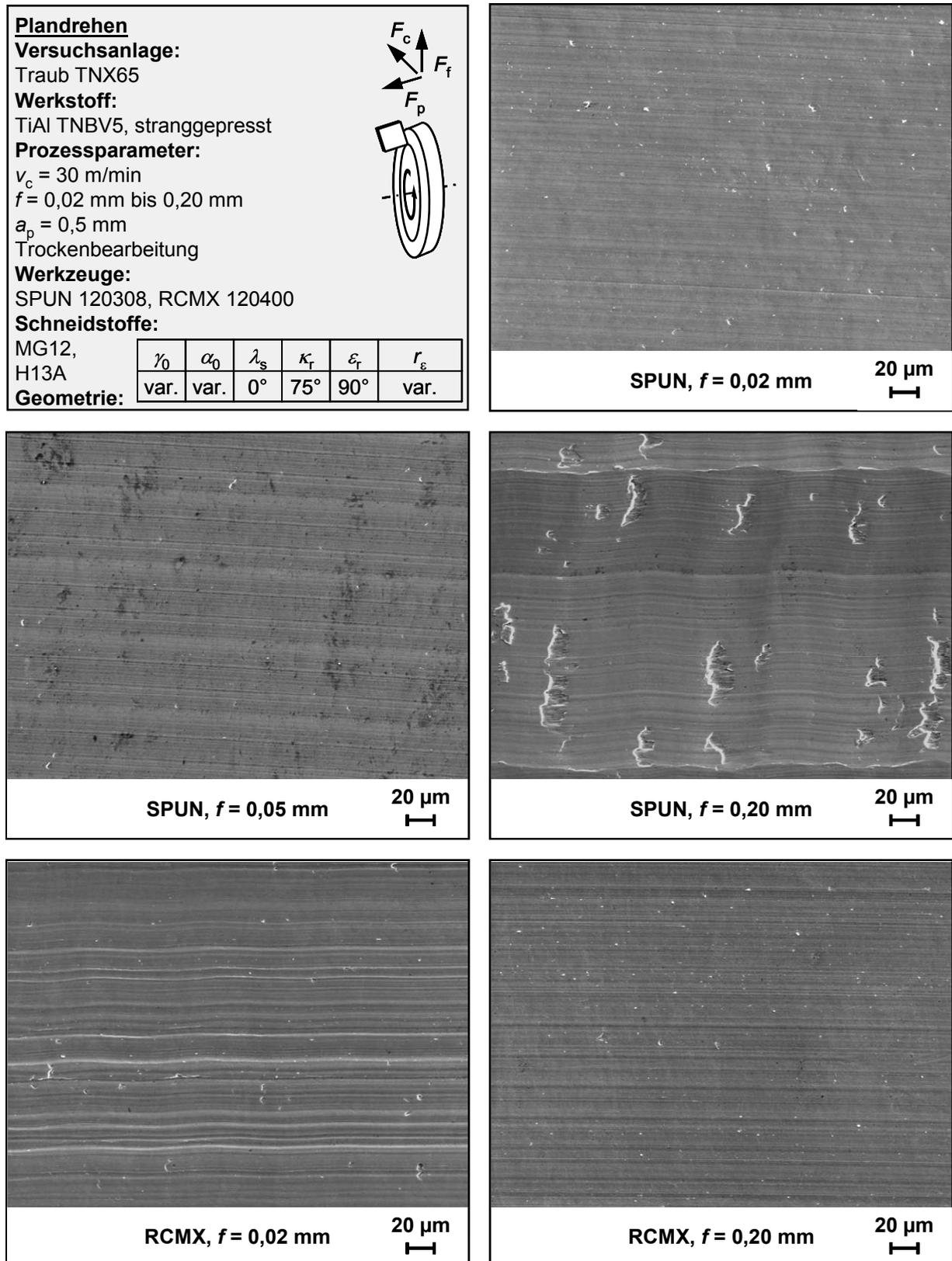


Bild 7-10: Schnittflächen in Abhängigkeit vom Vorschub und von der Werkzeuggeometrie

Ein Vorschub von $f = 0,20$ mm führt dagegen zu massiven Schädigungen der Schnittfläche im gesamten Vorschubrillenbereich. Dagegen führt die Verwendung runder Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 zu über den gesamten untersuchten Vorschubbereich konstant rissfreien Schnittflächen.

7.1.3 Einfluss des Verschleißzustands

Um den Einfluss des Verschleißzustands auf die Prozesskenngrößen und Randzonenausbildung zu ermitteln, sind verschlissene Wendeschneidplatten mit Verschleißmarkenbreiten von $VB = 0,1$ mm und $VB = 0,2$ mm zur Bearbeitung eingesetzt worden. Die Versuche erfolgten mit den Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 aus Feinstkornhartmetall MG12. Die Schnittflächenrauheit wurde durch den Einsatz verschlissener Wendeschneidplatten nicht beeinflusst. Die gemittelte Rautiefe betrug bei allen Versuchen etwa $Rz = 2$ μm . Die Zerspankraftkomponenten steigen erst bei einer Verschleißmarkenbreite von mehr als $VB = 0,1$ mm signifikant an. Der Einsatz von verschlissenen Wendeschneiden mit doppelter Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2$ mm bewirkt eine Steigerung der Schnittkraft um etwa 55 % auf $F_c = 165$ N, während Vorschub und Passivkraft direkt proportional steigen und mit $F_f = 145$ N und $F_p = 200$ N bestimmt wurden. Dieses Verhalten spiegelt sich auch in den Tiefenverläufen der Vickershärte wider (vgl. **Bild 7-11**, links). Hier sind die Tiefenverläufe der Proben, die mit arbeitsscharf eingesetzten sowie mit $VB = 0,1$ mm verschlissenen Wendeschneidplatten bearbeitet wurden, qualitativ gleichwertig.

Die Härtesteigerung direkt an der Oberfläche wird offensichtlich nicht durch den Verschleißzustand beeinflusst. Die mittleren Härten liegen dicht beieinander im Bereich von $HV = 700$ HV_{0,1} bis 730 HV_{0,1}. Es ist jedoch zu erkennen, dass mit steigender Verschleißmarkenbreite die Einhärtetiefe und die Aufhärtung in der Analysetiefe von $t_a = 18$ μm signifikant steigen. Während die Drehbearbeitung mit Wendeschneiden im Neuzustand zu einer Härtesteigerung von ca. 20 % auf Vickershärten von $HV = 550$ HV_{0,1} bis 570 HV_{0,1} führt, bewirkt die höhere Kontaktlänge bei mit $VB = 0,2$ mm verschlissenenem Werkzeug eine Zunahme auf $HV = 650$ HV_{0,1} oder 40 % gegenüber der entsprechenden Grundhärte. Bei mittlerer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,1$ mm sind somit Aufhärtung und Einhärtetiefe nahezu gleich den Werten, die bei arbeitsscharfem Werkzeug erreicht werden. Insbesondere die mit zunehmendem Verschleiß ebenfalls steigende Schneidkantenverrundung könnte als Ursache für höhere Aufhärtungen und Einhärtetiefen bei stark verschlissenenem Werkzeug mit einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2$ mm angenommen werden. Aufgrund des kommaförmigen Spannungsquerschnitts wird mit zunehmender Schneidkantenverrundung in einem größeren Anteil eine kleinere bezogene Spannungsdicke $h' = h/r_\beta$ erreicht. Wie die Versuche zum Einfluss der Spannungsdicke und Schneidkantenrundung gezeigt haben, steigen hiermit die spezifischen Zerspankraftkomponenten drastisch an. Der höhere Energieeintrag in die Spanbildungszone

bewirkt im Bereich geringster Spannungsdicken deutlich höhere Verformungen. Somit unterliegt auch die Schnittflächenrandzone einer stärkeren plastischen und elastischen Verformung, woraus sich höhere Gefügefestigkeiten und Härtewerte erklären lassen.

Dies bestätigen auch die oberflächennahen Eigenspannungen (vgl. Bild 7-11, rechts). Hinsichtlich des Betrags steigen die induzierten Druckeigenspannungen mit zunehmender Verschleißmarkenbreite progressiv an. Dabei ist der Anstieg in Schnittrichtung (tangential) deutlich stärker als der in Vorschubrichtung (radial). In Vorschubrichtung bewirkt der Verschleiß des Werkzeugs bis zu einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,1$ mm nahezu keine Veränderung. Die Druckeigenspannungen betragen etwa $\sigma_r = -440$ MPa. In Schnittrichtung steigen die Druckeigenspannungen im gleichen Bereich dagegen betragsmäßig. Die Eigenspannungen wurden hier mit $\sigma_t = -400$ MPa bei arbeitsscharfem Werkzeug und $\sigma_t = -520$ MPa bei $VB = 0,1$ mm bestimmt. Die Weiternutzung der Werkzeuge bis zu einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2$ mm hat zur Folge, dass sich die Beträge der Druckeigenspannungen in beiden Richtungen auf $\sigma_r = -510$ MPa und $\sigma_t = -785$ MPa erhöhen.

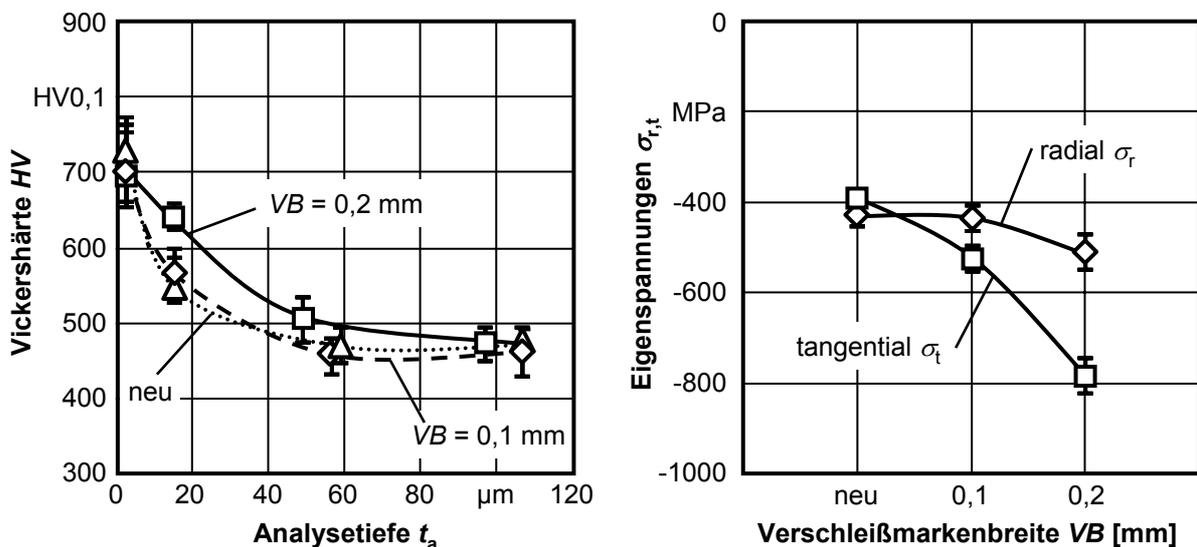


Bild 7-11: Tiefenverläufe der Vickershärte HV und oberflächennahe Eigenspannungen in Abhängigkeit vom Verschleißzustand der Wendschneidplatten beim Plandrehen

Insgesamt kann festgehalten werden, dass die zunehmende Verschleißmarkenbreite, einhergehend mit steigender Schneidkantenverrundung, wesentlich zu einer Steigerung der Beträge der in Schnittrichtung induzierten Druckeigenspannungen führen. Dies korreliert mit den Ergebnissen aus der Ermittlung der Mikrohärtetiefenverläufe. Im relevanten

Tiefenbereich von 20 μm liegt die Vickershärte bei einer Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,2 \text{ mm}$ mit $HV = 650 \text{ HV}_{0,1}$ deutlich über dem Wert, der bei arbeitsscharfem und leicht verschlissenen Werkzeug gemessen wurden. Hier erreicht die Härte Werte im Bereich von $HV = 550 \text{ HV}_{0,1}$ bis $580 \text{ HV}_{0,1}$. Zwischen der Änderung der Zerspankraftkomponenten insbesondere der Passivkraft, die sich bei Steigerung der Verschleißmarkenbreite von $VB = 0,1 \text{ mm}$ auf $VB = 0,2 \text{ mm}$ um 100 % erhöht und der Änderung der Druckeigenspannungen lässt sich demnach ein direkter Zusammenhang feststellen.

Alle durch Plandrehen hergestellten Proben weisen in der Schnittflächenrandzone Druckeigenspannungen auf. Die Randzone der Proben hinsichtlich der erreichten Oberflächenrauheit, der Einhärtetiefen und Aufhärtung und der induzierten Eigenspannungen zeigt keine signifikante Beeinflussung durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit. Dies und die Erkenntnis der durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit im untersuchten Bereich von $v_c = 10 \text{ m/min}$ bis $v_c = 360 \text{ m/min}$ nur gering beeinflussten Spanbildungsmechanismen bestätigen sich gegenseitig. Die mit der Schnittgeschwindigkeit steigenden Temperaturen, im Wesentlichen hervorgerufen durch Reibung, führen in der Schnittflächenrandzone zu abnehmenden Druckeigenspannungen in Verbindung mit geringeren Aufhärtungen und Einhärtetiefen. Ursache hierfür ist die hinsichtlich Ort und Zeit abnehmende Wirkung der Temperaturerhöhung. Zu berücksichtigen ist hier jedoch der rapide Verschleißfortschritt der eingesetzten Werkzeuge. Der bei quasistatischer Prozessführung identifizierte Temperaturgrenzbereich für die Erzeugung von Schnittflächen ohne grobe Risse von $\vartheta = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $500 \text{ }^\circ\text{C}$ kann bereits bei konventionellen Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von $v_c = 30 \text{ m/min}$ bis 60 m/min erreicht werden (vgl. Bild 6-21).

Als wesentlicher Einflussparameter auf die Oberflächen- und Randzoneneigenschaften konnte der Vorschub identifiziert werden. Jedoch ermöglicht der Einsatz runder Wendeschneidplatten auch bei hohem Vorschub von $f = 0,20 \text{ mm}$ die Herstellung von rissfreien Schnittflächen mit geringer Rauheit. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die verwendeten Wendeschneidplatten des Typs RCMX 120400 eine gefaste Schneidkante aufweisen. Die Fasenbreite übersteigt insbesondere bei den geringen eingestellten Vorschüben die Spanungsdicke. Somit ist ein effektiv negativer Spanwinkel anzunehmen. Bei den Experimenten zum Orthogonaldrehen konnte eine Abhängigkeit der Spanbildungsmechanismen von der bezogenen Spanungsdicke h' nachgewiesen werden (vgl. Abschnitt 6.2.2). Analog dazu kann auch hier von einer Steigerung des plastischen Verformungsvermögens ausgegangen werden, da der Anteil der durch hydrostatischen Druck beanspruchten Stauzone am Spanungsquerschnitt steigt. Dies zieht höhere Prozesskräfte nach sich, da bis zu einer Temperatur von $\vartheta = 850 \text{ }^\circ\text{C}$ keine thermische Entfestigung wirkt. Dies haben die quasistatischen Experimente bei erhöhter Werkstücktemperatur gezeigt (vgl. Abschnitt 6.1.1). In Verbindung mit dem großen Eckenradius resultieren geringe Rauheiten, hohe Einhärtetiefen und Druckeigenspannungen insbesondere in Schnittrichtung.

7.2 Zerspankraftkomponenten und Standverhalten

Die tribologischen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit haben gezeigt, dass insbesondere unbeschichtete Hartmetalle und hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und Diamant ein hohes Anwendungspotenzial für die spanende Bearbeitung intermetallischer TiAl-Legierungen aufweisen (vgl. Abschnitt 5). In den Versuchen zum Orthogonaldrehen (vgl. Abschnitt 6.2) konnte nachgewiesen werden, dass die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit im konventionellen Schnittgeschwindigkeitsbereich, nicht zu einer signifikanten Änderung der Spanbildungsmechanismen führt. Mit steigender Schnittgeschwindigkeit wächst jedoch die Temperatur in der Spanbildungszone infolge der höheren umgesetzten Reibleistung. Darüber hinaus steigen im Schnittgeschwindigkeitsbereich ab $v_c = 150$ m/min die Kontaktlängen zwischen Span und Spanfläche durch die Erhöhung des Zusammenhalts der Späne im Bereich der Spanunterseite. Im Folgenden sollen nun die Einflüsse der kinematischen Einstellgrößen Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und Schnitttiefe auf die Zerspankraftkomponenten und das Standverhalten betrachtet werden.

Die Untersuchungen der Wechselwirkungen zwischen der bezogenen Spannungsdicke h' und den Schnittflächeneigenschaften in **Abschnitt 6.1.2** haben gezeigt, dass kleine bezogene Spannungsdicken zu riss- und ausbruchsfreien Schnittflächen bei der Zerspaltung der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 führen. Der Vorschub beim Außen-Längs-Runddrehen wird im Allgemeinen gemäß Gleichung (7-2) zur Spannungsdicke h in Beziehung gesetzt. Die Schnitttiefe a_p lässt sich abhängig vom Einstellwinkel κ über die Gleichung (7-3) mit der Spannungsbreite b vergleichen [Tön04].

$$f = \frac{h}{\sin(\kappa)} \quad (7-2)$$

$$a_p = b \cdot \sin(\kappa) \quad (7-3)$$

$$A = b \cdot h = a_p \cdot f \quad (7-4)$$

Den Übergang zwischen Haupt- und Nebenschneide an rhombischen Zerspanwerkzeugen bildet die Eckenrundung. Bestimmt wird diese durch den Eckenradius r_ε . Bei Wendeschneidplatten liegen meist Eckenradien im Bereich von $r_\varepsilon = 0,1$ mm bis 3,0 mm vor. Dagegen zeichnen sich runde Wendeschneidplatten durch einen fließenden Übergang zwischen Haupt- und Nebenschneide aus. Dieser wird durch den Plattenradius vorgegeben. Ein fester Einstellwinkel lässt sich hier somit nicht angeben.

Im Bereich des Eckenradius ändern sich der Einstellwinkel und damit die Spannungsdicke stetig. Die in Abhängigkeit des Einstellwinkels κ angegebene Spannungsdicke ist somit nur für den Hauptschneidenanteil des Spanungsquerschnitts A konstant, wie er bei rhombischen

Werkzeugen und entsprechender Eingriffsgeometrie vorliegt. Der Spanungsquerschnitt errechnet sich gemäß Gleichung (7-4) [Tön04].

Wie in **Bild 7-12** deutlich zu erkennen ist, erhöht sich die Bogenlänge des im Eingriff befindlichen Schneidenabschnitts mit wachsendem Eckenradius. Der Spanungsquerschnitt A ist hierbei konstant. Der Bereich konstanter und gemäß Gleichung (7-2) bestimmter Spannungsdicke h ist grau hervorgehoben. Man erkennt leicht den mit abnehmender Schnitttiefe geringer werdenden Einstellwinkel. Gleichzeitig sinkt die Spannungsdicke bis zur werkstoffabhängigen Schnitteinsatzdicke ab.

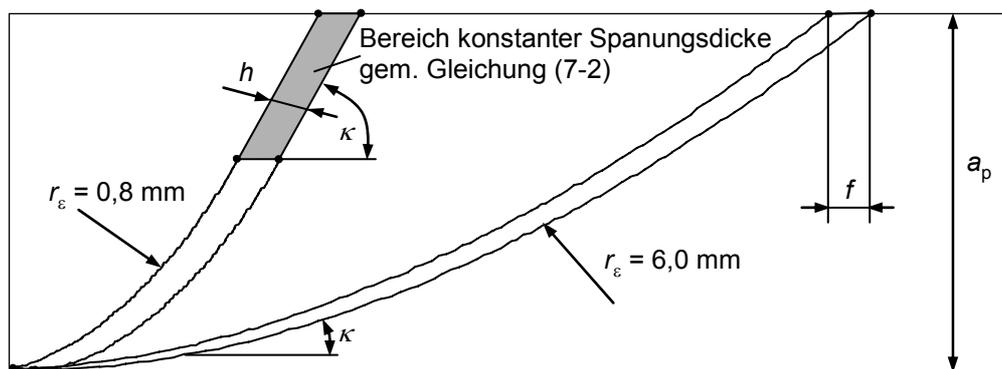


Bild 7-12: Schematische Darstellung des Spanungsquerschnitts in Abhängigkeit vom Eckenradius r_ϵ bei gleichem Vorschub $f = 0,20 \text{ mm}$ und gleicher Schnitttiefe $a_p = 1,0 \text{ mm}$ sowie einem Einstellwinkel von $\kappa = 75^\circ$ (maßstäblich vergrößert)

Die in Abschnitt 6 beschriebenen Ergebnisse zur Abhängigkeit der Spanbildung und Schnittflächenausbildung belegen, dass eine geringe Spannungsdicke h bzw. eine geringe bezogene Spannungsdicke h' den Zusammenhalt der Späne und die Rissfreiheit der Schnittfläche fördert. In Abschnitt 7.1.2 konnte gezeigt werden, dass bei Verwendung runder Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 rissfreie Schnittflächen auch bei größeren Vorschüben erzeugt werden. Bei den verwendeten Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 traten hingegen bereits bei einem Vorschub von $f = 0,05 \text{ mm}$ Querrisse in der Schnittfläche auf. Neben der geringeren effektiven Spannungsdicke wirkt sich bei Verwendung der Wendeschneidplatten des Typs RCMX vermutlich die Schutzfase positiv auf die Schnittflächenausbildung aus.

Gleichzeitig sind beim Plandrehen jedoch deutlich höhere Zerspankraftkomponenten festgestellt worden. Auch beim Außen-Längs-Runddrehen sind zunächst die Zerspankraftkomponenten in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit aufgezeichnet worden. Die Versuche erfolgten im Trockenschnitt an beiden Gefügemodifikationen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5. Es fand der in Abschnitt 4.3 beschriebene Messaufbau Anwendung. Gegenübergestellt wurden zunächst die Werkzeugsysteme mit Wendeschneidplatten aus Feinstkornhartmetall, die in Abschnitt 4.2 erläutert wurden und bereits beim Plandrehen zum Einsatz kamen. Der Vorschub ist zunächst mit $f = 0,10 \text{ mm}$ konstant belassen worden. Die Schnitttiefe betrug $a_p = 1,0 \text{ mm}$ (vgl. **Bild 7-13**).

Die gemessenen Schnittkräfte liegen im Bereich von $F_c = 225$ N bis 260 N. Wobei auch hier im Bereich bis $v_c = 30$ m/min eine leichte Abnahme der Schnittkräfte mit steigender Schnittgeschwindigkeit zu verzeichnen ist. Darüber hinaus gesteigerte Schnittgeschwindigkeiten führen dann, wie bereits beschrieben, verschleißbedingt zu höheren Schnittkräften. Analog zu den Versuchen zum Orthogonal- und Plandrehen zeigen die Vorschub- und Passivkraft auch hier keine eindeutige Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit. Die bestimmten gemittelten Rautiefen Rz sind beim Runddrehen des stranggepressten Materials etwas geringer mit im Mittel $Rz = 2,6$ μm als bei dem Material im Gusszustand. Bei diesem wurde bei den unterschiedlichen untersuchten Schnittgeschwindigkeiten im Mittel der Versuche $Rz = 3,4$ μm gemessen.

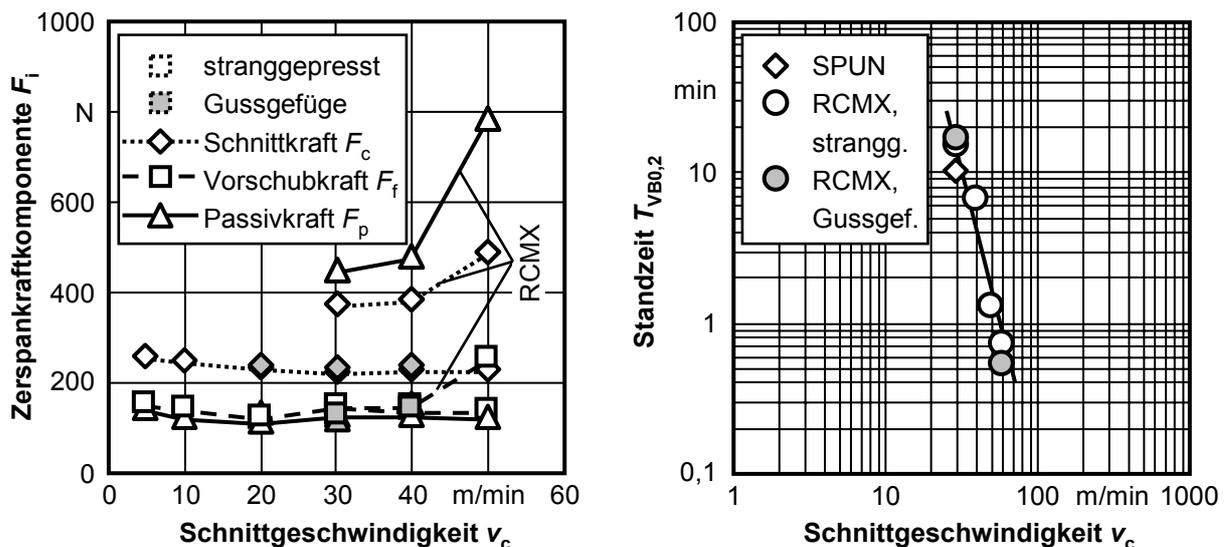


Bild 7-13: Zerspankraftkomponenten und Standzeiten in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Außen-Längs-Runddrehen

Insbesondere die Schnitt- und Passivkraftkomponenten sind beim Drehen mit den runden und gefasten Wendeschneidplatten des Typs RCMX 120400 deutlich größer im Vergleich zum Drehen mit konventionellen quadratischen Wendeschneidplatten. Die Passivkraft ist hierbei zudem die größte Komponente. Ein weiterer Unterschied zum Drehen mit Wendeschneidplatten der Spezifikation SPUN besteht in den mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit ansteigenden Kraftkomponenten. So betragen die Zerspankraftkomponenten bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 50$ m/min durchschnittlich $F_c = 488$ N, $F_f = 256$ N und $F_p = 787$ N. Die aus den hohen Kräften

resultierenden enormen thermomechanischen Belastungen der Werkzeugschneide führen zu einem Totalversagen des Werkzeugs innerhalb von wenigen Sekunden. Die gebildeten Späne sind durch schmale und zusammenhängende Segmente gekennzeichnet. Die Scherflächen sind glattflächig und lang, dies lässt auf geringe Scherwinkel und hohe Temperaturen schließen.

Bei den im Trockenschnitt durchgeführten Versuchen ist der Verschleißfortschritt sehr schnell. Darüber hinaus haben die Versuche zum Orthogonaldrehen gezeigt, dass die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit und damit der Temperaturen keine signifikante Änderung der Spanbildungsmechanismen bewirkt (vgl. Abschnitt 6.2.1). Daher sind die weiteren Versuche zur Ermittlung der Standhaltigkeit der Werkzeuge mit konventioneller Kühlschmierung erfolgt. Eingesetzt wurde eine 5 %-ige Emulsion mit einem KSS-Druck von $p_{\text{KSS}} = 5$ bar. Als Werkstückwerkstoffe fanden sowohl die stranggepresste Modifikation als auch das Gussmaterial der TiAl-Legierung TNBV5 Anwendung. Dies ermöglicht einen ersten Vergleich des Einflusses der Werkstückvorbereitung und Werkstoffeigenschaften.

Die Standzeiten liegen in doppeltlogarithmischer Darstellung nahezu auf einer Geraden. Es kann also ein entsprechender Potenzialansatz zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen Schnittgeschwindigkeit und Standzeit verwendet werden. Auch ist der Unterschied zwischen den Versuchen zum Drehen der gegossenen und stranggepressten Gefügemodifikation gering. Die im Vergleich zum stranggepressten Material etwas geringere Festigkeit des Gusswerkstoffs wirkt sich vermutlich aufgrund der höheren Korngrößen und damit noch stärkeren dynamischen Zerspankräfte nicht positiv auf die erreichbaren Standzeiten aus. Hinsichtlich der Schruppbearbeitung mit Wendeschneidplatten aus Hartmetall sollte demnach auch bei Flutungskülschmierung die Schnittgeschwindigkeit den Wert von 40 m/min nicht überschreiten. Hier beträgt die Standzeit im Durchschnitt der jeweils drei durchgeführten Versuche noch $T_{\text{VB0,2}} = 7$ min. Dies entspricht einem Standvolumen von $V_{\text{VB0,2}} = 28 \text{ cm}^3$. Die maximalen Standvolumina sind mit Wendeschneidplatten der Spezifikation RCMX bei einer Schnittgeschwindigkeit von 30 m/min mit fast $V_{\text{VB0,2}} = 55 \text{ cm}^3$ bei einer Standzeit von $T_{\text{VB0,2}} = 18,3$ min erreicht worden. Die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf 50 m/min führt zu einem Absinken der Standzeiten auf etwa $T_{\text{VB0,2}} = 1$ min. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min versagten die Schneiden trotz Kühlschmierung bereits nach wenigen Sekunden. Die Verschleißerscheinungsformen ändern sich in diesem Schnittgeschwindigkeitsbereich deutlich (vgl. **Bild 7-14**).

Zunächst erfolgt der Verschleiß durch Schneidkantenversatz. Mit steigender Schnittgeschwindigkeit nimmt der Anteil an Freiflächenverschleiß deutlich zu. Es bilden sich zudem Aufschmierungen, die die Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug verstärken. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min versagen die Wendeschneidplatten spontan durch großflächige Ausbrüche.

In Ergänzung zu den Versuchen mit unbeschichteten Wendeschneidplatten aus Hartmetall sind auch verschiedene keramische Dünnschichtsysteme hinsichtlich ihrer Eignung zur Steigerung der erreichbaren Standzeiten beim Drehen der TiAl-Legierung TNBV5 untersucht worden. Jedoch konnten auch die bereits in den tribologischen Modellversuchen (vgl. Abschnitt 5) getesteten Beschichtungen auf der Basis von TiAlN, CrN, ZrN und AlTiCrN+CBC keine signifikante Verbesserung des Standverhaltens der eingesetzten Wendeschneidplatten der Spezifikation SPUN 120308 bewirken. Neben unzureichender Kantenfestigkeit reicht die geringe Dicke der Beschichtungen für eine dauerhaft wirksame Wärmespreizung nicht aus.

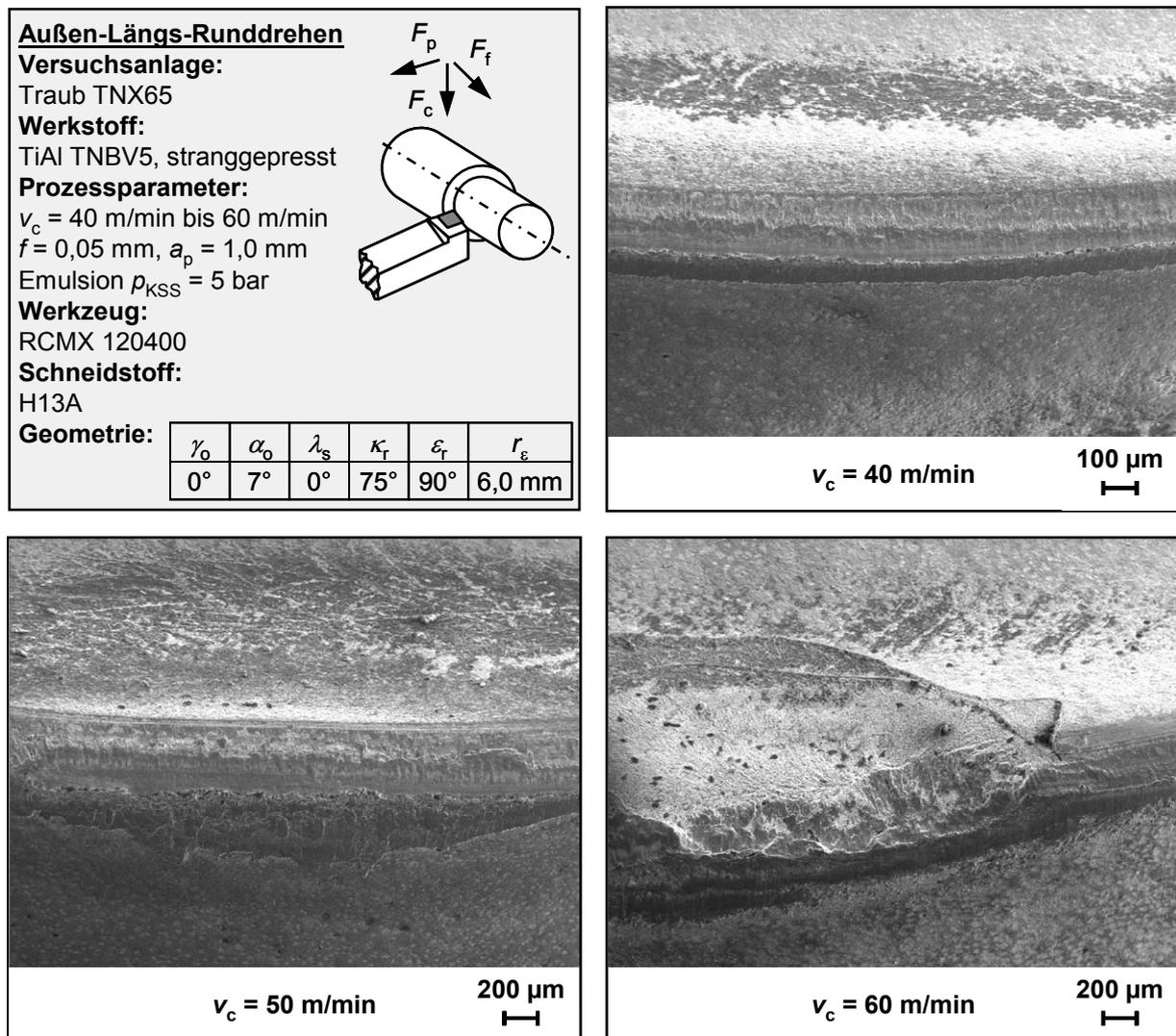


Bild 7-14: Verschleißerscheinungsformen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen des stranggepressten Werkstückwerkstoffs

Daher sind auch Wendeschneidplatten mit Decklagen aus PCBN und PKD zum Außen-Längs-Runddrehen verwendet worden. Deren Potenzial konnte in ersten Zerspanuntersuchungen zum Außen-Rund-Längsdrehen der γ -MET-Legierung Ti-46.8Al-1Mo-0.2Si nachgewiesen werden. Hier sind verschiedene PCBN-Systeme und ein PKD Schneidstoff beim Schlichtdrehen mit Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 100 \text{ m/min}$ und

$v_c = 200$ m/min und einem Vorschub von $f = 0,02$ mm bei einer Schnitttiefe von 0,2 mm eingesetzt worden [Uhl06]. Insbesondere feinkörnige Sorten PCBN als auch PKD mit Kobalt als Bindephase konnten hier bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 100$ m/min im Trockenschnitt noch eine Standzeit von etwa $T_{VB0,2} = 3$ min erreichen.

In Anlehnung an diese Ergebnisse ist der Vorschub beim Drehen der TiAl-Legierung TNBV5 auf $f = 0,05$ mm reduziert worden, um die nominellen Schneidkantenbelastungen zu verringern. In **Bild 7-15**, links sind die mit verschiedenen Schneidstoffen erzielten Standzeiten beim Drehen des im Gusszustand vorliegenden Werkstückwerkstoffs gegenübergestellt.

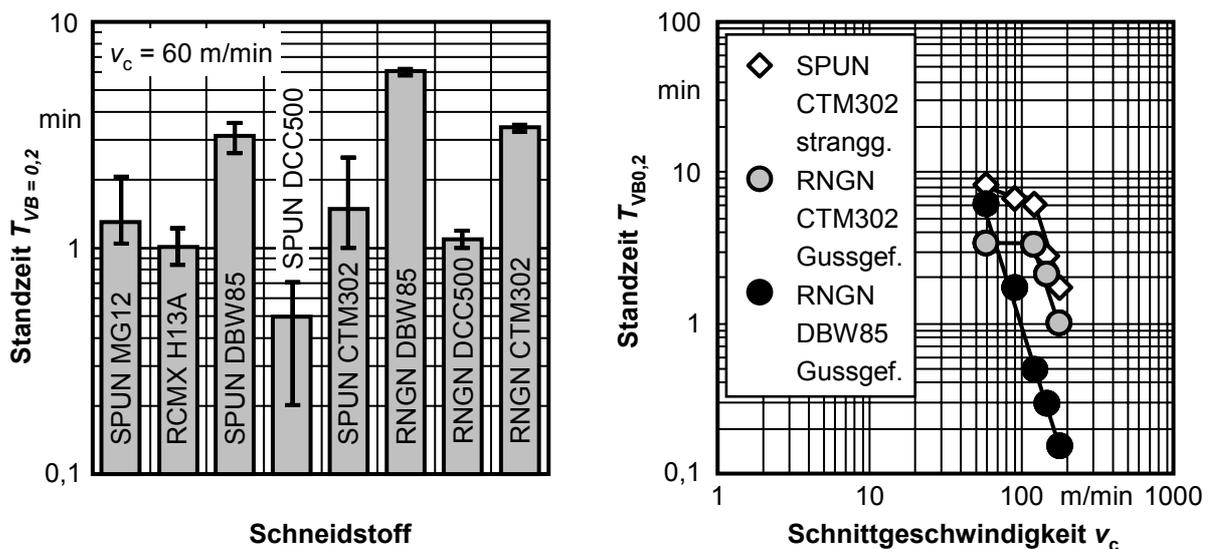


Bild 7-15: Standzeiten in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und des Schneidstoffs beim Außen-Längs-Runddrehen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in gegossenem (links) und beiden untersuchten Gefügestandarten (rechts)

Die keramische TiC-Binderphase des Schneidstoffs DCC500 führt auch hier zu einem schnellen Versagen der Werkzeuge. Dies korreliert mit den in Abschnitt 5.2 vorgestellten Ergebnissen der tribologischen Untersuchungen. Die Reduzierung des Vorschubs um 50 % auf $f = 0,05$ mm bewirkt, dass auch die Wendeschneidplatten aus unbeschichtetem Hartmetall Standzeiten von etwa $T_{VB0,2} = 1$ min (SPUN MG12 und RCMX H13A) erreichen. Die längste Standzeit wird mit $T_{VB0,2} = 6$ min durch die runden Wendeschneidplatten mit dem PCBN-Schneidstoff DBW85 erzielt. Dies entspricht einem Standvolumen von $V_{VB0,2} = 18$ cm³. Die

Wendeschnidplatten nach ISO-Spezifikation RNGN090300 wurden mit neutraler Geometrie und scharfer Schneidkante (Typ F) eingesetzt.

Die PKD-Wendeschnidplatten der Sorte CTM302 und gleicher Geometrie (RNGN090300) erreichen mit einer Standzeit von im Durchschnitt $T_{VB0,2} = 3,4$ min (entsprechend einem Standvolumen von $V_{VB0,2} = 10,2 \text{ cm}^3$) bei sehr geringer Streuung der Einzelwerte ebenfalls noch ein gutes Ergebnis. Zur Ermittlung des Einflusses der Schnittgeschwindigkeit auf das Standverhalten sind dann runde Wendeschnidplatten aus PCBN DBW85 und PKD CTM302 beim Außen-Längs-Runddrehen des TiAl-Werkstoffs TNBV5 im Gusszustand eingesetzt worden. Die in Bild 7-14, rechts dargestellten Ergebnisse stellen die Mittelwerte aus erneut je drei Versuchen dar. Die Streuung der Messwerte war bei allen Versuchen gering. Gegenübergestellt sind zudem Ergebnisse, die beim Drehen des stranggepressten Werkstückwerkstoffs mit PKD-Wendeschnidplatten aus CTM302 in SPUN-Spezifikation ermittelt wurden.

Die Abhängigkeit der Standzeiten von der Schnittgeschwindigkeit lässt sich im Fall der Wendeschnidplatten mit den PCBN-Decklagen in doppeltlogarithmischer Darstellung durch eine Gerade approximieren (vgl. Bild 7-15, rechts). Somit kann auch hier ein entsprechender Potenzialansatz mit einem Exponenten von $m_T = -3,4$ zur Beschreibung verwendet werden. Die Wendeschnidplatten mit den Decklagen aus dem PKD der Sorte CTM302 zeigen ab einer Schnittgeschwindigkeit von 120 m/min ein ähnliches Verhalten mit Exponenten von $m_T = -2,9$ für die runden Wendeschnidplatten beim Drehen des Gussmaterials und $m_T = -3,1$ für die Wendeschnidplatten in SPUN-Ausführung beim Drehen des stranggepressten Materials. Für Schnittgeschwindigkeiten im Bereich zwischen $v_c = 60$ m/min und $v_c = 120$ m/min kann kein einheitliches Verhalten der Wendeschnidplatten mit PKD-Decklage festgestellt werden.

Die PKD-Wendeschnidplatten in der ISO-Spezifikation SPUN 120308 mit einem Eckenradius von $r_\epsilon = 0,8$ mm zeigen beim Außen-Längs-Runddrehen des stranggepressten Werkstückwerkstoffs zunächst nur eine Abnahme der erreichbaren Standzeiten mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min konnte hier noch eine Standzeit von $T_{VB0,2} = 8$ min mit einem entsprechendem Standvolumen von 24 cm^3 werden. Gegenüber runden Wendeschnidplatten aus Hartmetall konnte hier die Standzeit auf das 8fache gesteigert werden. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 120$ m/min beträgt die Standzeit noch $T_{VB0,2} = 6$ min oder einem Standvolumen von 36 cm^3 .

Die Wendeschnidplatten wiesen keine eingelöteten Schneideinsätze auf. Vielmehr war die Hartstofflage vollflächig auf dem Hartmetallträger aufgebracht. Bis zu einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 120$ m/min führt die hohe Wärmeleitfähigkeit des Schneidstoffs Diamant in Verbindung mit der großen Oberfläche vermutlich zu einer

ausreichenden Wärmeabfuhr aus der Kontaktzone zwischen Span und Spanfläche. Deshalb kommt es nicht zu einem Wärmestau und der Verschleißfortschritt ist stetig. Die in den Modellversuchen zum Orthogonalspanen nachgewiesene Steigerung des Zusammenhalts der Späne mit der Schnittgeschwindigkeit im Bereich um $v_c = 150$ m/min und die konstant hohen Schnitt- und Passivkräfte führen dann jedoch zu einer überkritischen thermomechanischen Belastung der Schneidkante. Es kommt somit wie bei den Wendeschneiden aus PCBN, deren Wärmeleitfähigkeit geringer ist, auch hier mit steigender Schnittgeschwindigkeit zu einer starken Abnahme der Standzeiten und Standvolumina.

Insgesamt kann die bessere Wärmeabfuhr bei den vollständig mit PKD belegten Wendeschneidplatten als Ursache für die längeren Standzeiten im Vergleich zu den Ergebnissen mit Wendeschneidplatten mit PCBN-Decklagen angesehen werden. So werden bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 180$ m/min mit den SPUN-Wendeschneidplatten aus CTM302 beim Drehen des stranggepressten Materials noch $T_{VB0,2} = 1,7$ min und mit den runden RNGN-Wendeschneidplatten beim Drehen des Materials im Gusszustand noch $T_{VB0,2} = 1,0$ min erreicht.

Die Wendeschneidplatten mit Decklagen aus dem PCBN der Sorte DBW85 stehen die thermomechanischen Belastungen beim Drehen des Gussmaterials mit einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 180$ m/min nur noch etwa 10 s durch. Bereits nach dieser kurzen Zeit wird eine maximale Verschleißmarkenbreite von $VB_{max} = 0,2$ mm erreicht. Neben Kerbverschleiß kommt es zu Schneidkantenversatz und Freiflächenverschleiß in Form einer Verschleißmarke.

Die REM-Aufnahmen in **Bild 7-16** zeigen die Wendeschneidplatten nach Erreichen des Standkriteriums beim Drehen der TiAl-Legierung TNBV5 im Gusszustand. Die Bereits bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min sind an den verwendeten Wendeschneidplatten deutliche Unterschiede hinsichtlich der Verschleißerscheinungsformen erkennbar. Der mit nur 50 Vol.-% geringere Hartstoffanteil in der Decklage aus dem PCBN DCC500 führt hier im Gegensatz zu den Werkzeugen mit Decklagen aus DBW85 mit einem Hartstoffanteil von 85 Vol.-% und CTM302 mit 92 Vol.-% zu einem starken Kerbverschleiß. Bei den Wendeschneidplatten mit DBW85 tritt Schneidkantenversatz auf. An der Span- und der Freifläche zeigen sich Anhaftungen von TiAl. Zudem zeigen sich deutliche Verfärbungen die als Brandspuren beschrieben werden können. Die Werkzeuge mit einer Decklage aus dem PKD CTM302 zeigten dagegen kaum Aufschmierungen. Auch hier trat der Verschleiß in Form von Schneidkantenversatz auf. Die Freifläche zeigt keinen abrasiv bedingten Verschleiß in Form einer Verschleißmarke. Der in Eingriff befindliche Abschnitt der Freifläche erscheint deutlich heller. Dies setzt sich bis in den Hartmetallgrundkörper fort.

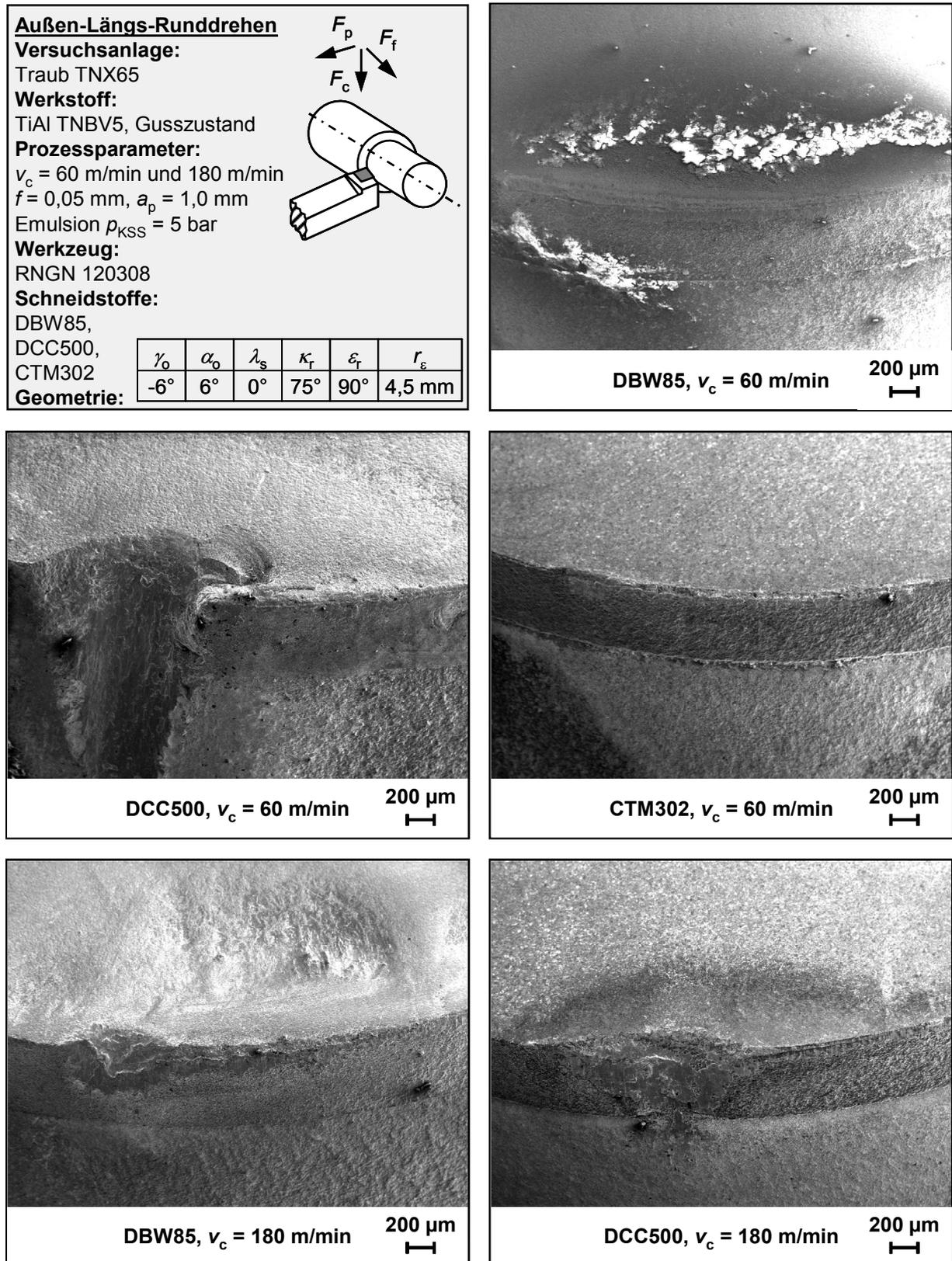


Bild 7-16: Wendeschneidplatten mit Decklagen aus hochharten Schneidstoffen nach Erreichen des Standkriteriums beim Außen-Längs-Runddrehen der TiAl-Legierung TNBV5 im Gusszustand

Dies Steigerung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 180 \text{ m/min}$ führt bei den Wendeschneidplatten mit einer Decklage aus dem PKD CTM302 zu einem Totalversagen durch großvolumige Ausbrüche. In Bild 7-16 sind daher nur PCBN-Wendeschneidplatten

gegenübergestellt. Auch hier lassen sich Vorteile des höheren Hartstoffanteils und des Fehlens von Titan im Bindermaterial erkennen. Die entsprechenden Wendeschneidplatten mit Decklagen aus DBW85 zeigen Kerbverschleiß und Schneidkantenversatz.

Der Verschleißangriff zeichnet sich zudem durch die Bildung einer Verschleißmarke aus. Großflächige Aufschmierungen sind dagegen nicht erkennbar. Dagegen versagen die Wendeschneidplatten mit DCC500 Decklagen durch Blankbremsung. Hier wirkt sich vermutlich der Anteil an Titan im Binder besonders nachteilig aus.

Beim Außen-Längs-Rundrehen des stranggepressten Materials zeigen die Verschleißerscheinungsformen an den verwendeten Wendeschneidplatten aus dem PKD CTM302 ebenfalls eine deutliche Geschwindigkeitsabhängigkeit. Bei Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 60$ m/min und $v_c = 90$ m/min tritt vermehrt Kerbverschleiß auf. Bei Überschreiten eines kritischen Kerbverschleißes im Bereich der Belegungsdicke des Hartstoffs von 0,5 mm versagen die Wendeschneidplatten bei diesen Schnittgeschwindigkeiten durch großvolumige Ausbrüche (vgl. **Bild 7-17**, oben). Gleichzeitig erfolgt ein geringer und stetiger Verschleiß durch Schneidkantenversatz. Die Kontaktzone zwischen Span und Spanfläche ist durch Aufschmierungen von Werkstückwerkstoff gekennzeichnet. Die tribologischen Untersuchungen (vgl. Abschnitt 5.3) ergaben keinen Hinweis auf die Diffusion von Titan oder Aluminium aus dem Werkstückwerkstoff in die Schneiden mit PKD-Decklagen der Sorte CTM302. Die hohe Affinität zwischen Titan und Kohlenstoff führt jedoch, wie in den Reibversuchen gezeigt werden konnte, zur Bildung fest haftender Verbindungen. Diese können als selbstinduzierte Beschichtungen aufgefasst werden. Im mittleren Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 60$ m/min bis 120 m/min könnten diese zur Wärmespreizung beitragen und fördern so die Kühlung des im Eingriff befindlichen Schneidenbereichs. Hieraus resultiert, wie rechts in Bild 7-15 zu erkennen ist, eine deutlich geringere Abnahme der Standzeiten mit steigender Schnittgeschwindigkeit.

Die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auf $v_c = 120$ m/min bis 150 m/min bewirkt einen Übergang zu einem stetigen Schneidkantenversatz. Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit scheint der Anteil des Freiflächenverschleißes zu steigen und die Aufschmierungen werden geringer. Der Verschleißangriff ist nun sehr gleichmäßig und entsprechend des Spanungsquerschnitts ausgeprägt. Der Schneidenanteil im Bereich des Eckenradius determiniert die Schnittflächen- und Randzonenbeeinflussung. Bei Erreichen des Standkriteriums von $VB = 0,2$ mm ist die Verschleißmarkenbreite in diesem Bereich der Schneide jedoch sehr gering. Daher kann in diesem Schnittgeschwindigkeitsbereich eine höhere Verschleißmarkenbreite als Standkriterium verwendet werden. Dies birgt jedoch die Gefahr eines spontanen Werkzeugversagens durch großvolumige Ausbrüche.

Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 180$ m/min tritt massiver Schneidkantenversatz und Freiflächenverschleiß auf. Zudem kommt es zur Ablagerung von Reaktionsprodukten auf den

Span- und Freiflächen. Die thermische Schädigung der Schneide kann an farblichen Veränderungen bis zu einem Abstand von 1 mm von der Schneidkante festgestellt werden.

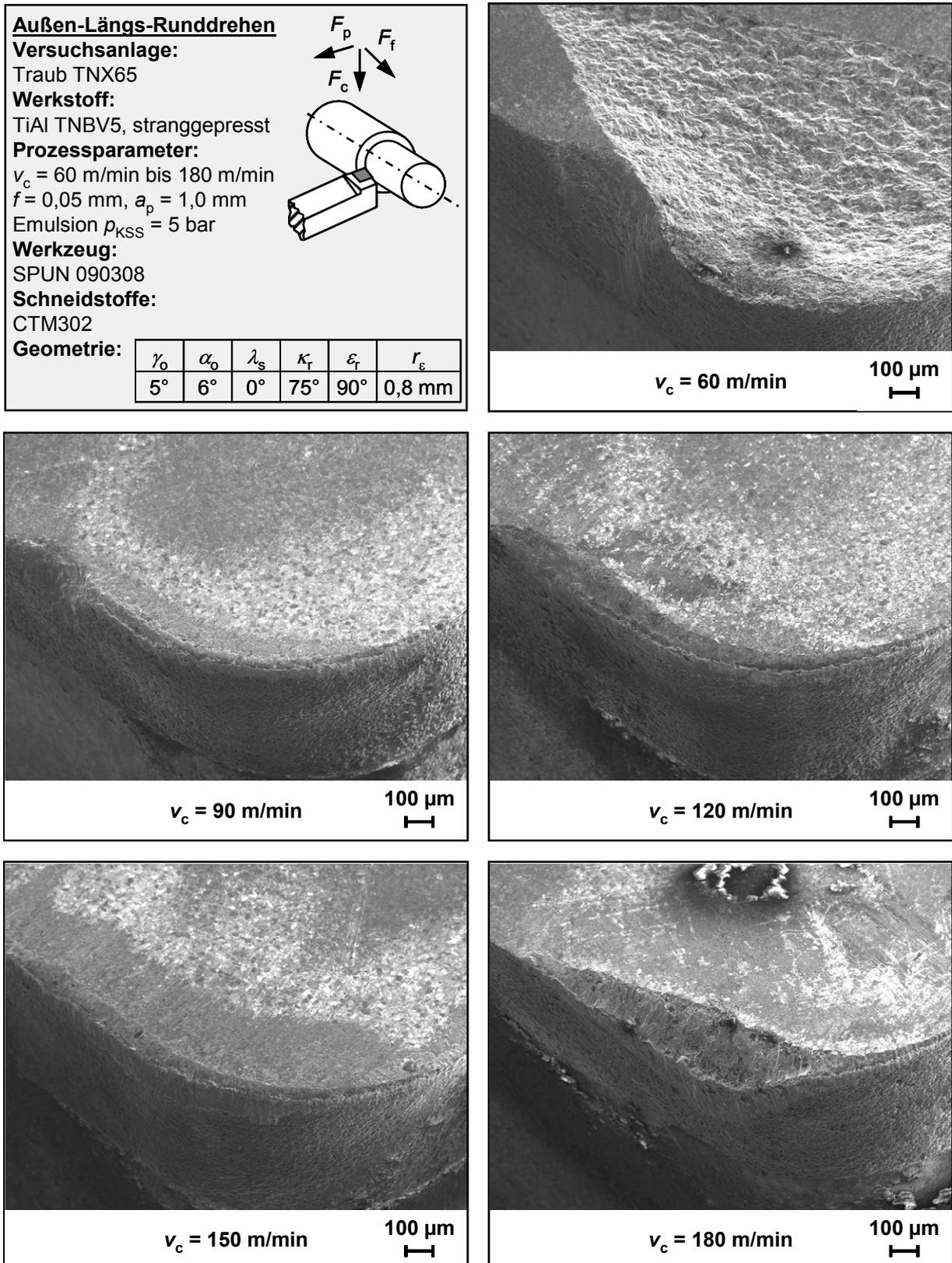


Bild 7-17: Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die Verschleißerscheinungsformen beim Drehen der TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresstem Gefügestand mit Wendeschneidplatten mit einer Decklage aus dem PKD CTM302

Bereits bei konventioneller Schnittgeschwindigkeit treten beim Drehen der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 lokal sehr hohe Temperaturen auf wie die Untersuchungen in Abschnitt 6.2 gezeigt haben. Diese führen zu thermischer Erweichung der Schneidstoffe und so zu Verschleiß durch Schneidkantenversatz. Der größte Verschleiß durch Schneidkantenversatz konnte im Übergang von Hauptschneide zum Eckenradius festgestellt werden. Als Ursache lässt sich ein hier auftretender Wärmestau anführen. Zur vollständigen Duktilisierung des Werkstückwerkstoffs ist jedoch eine gleichmäßig verteilte Erwärmung der Spanbildungszone auf über $\vartheta = 800\text{ °C}$ notwendig. Dies ist anhand der quasistatisch durchgeführten Versuche (vgl. Abschnitt 6.1.1) nachgewiesen worden. Bisher sind keine Schneidstoffe im industriellen Einsatz, die in Verbindung mit Titan entsprechende Warmhärten und chemische Beständigkeiten aufweisen.

Die Trockenbearbeitung kann vor dem Hintergrund einer angestrebten Duktilisierung des Werkstückwerkstoffs nicht empfohlen werden, da hier lediglich die Standzeiten signifikant beeinflusst werden. Auch die Nutzung von Innenkühlsystemen erscheint aufgrund der geringen Spanungsquerschnitte und Kontaktlängen nicht zu deutlichen Standzeit- und Wirtschaftlichkeitsvorteilen zu führen. Der Einsatz hochharter Schneidstoffe auf der Basis von Diamant ermöglicht bei konventioneller Flutungskühlschmierung die Steigerung der maximalen Schnittgeschwindigkeiten. Aber auch hier sollte ausreichend Kühlschmiermittel zugeführt werden.

In Ergänzung zu den Versuchen zum Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die Zerspankräfte und Standzeiten wurde auch der Vorschub variiert. Einsatz fanden Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 aus dem Feinstkornhartmetall MG12. Die Schnittgeschwindigkeit betrug bei diesen Versuchen $v_c = 30\text{ m/min}$. Die Schnitttiefe wurde auf $a_p = 1,0\text{ mm}$ eingestellt. Im gesamten untersuchten Bereich von $f = 0,02\text{ mm}$ bis $0,20\text{ mm}$ steigen die Schnittkräfte nahezu proportional mit dem Vorschub an. Im Vergleich zu den Ergebnissen, die beim Plandrehen aufgenommen wurden (vgl. Abschnitt 7.1.2, Bild 7-5), wirkt sich die Steigerung der Schnitttiefe hier nahezu proportional auf die Schnittkräfte aus. Die Schnittkraft steigt stetig von $F_c = 120\text{ N}$ bei einem Vorschub von $f = 0,02\text{ mm}$ auf $F_c = 420\text{ N}$ bei $f = 0,20\text{ mm}$.

Die Vorschub- und Passivkräfte steigen dagegen nur geringfügig mit dem Vorschub an. Ähnlich zu den Versuchen zum Plandrehen tritt bei einem Vorschub von $f = 0,05\text{ mm}$ ein Minimum hinsichtlich beider Kraftkomponenten auf. Die Vorschubkraft beträgt $F_f = 134\text{ N}$ während die Passivkomponente $F_p = 126\text{ N}$ erreicht. Im Unterschied zum Plandrehen stimmen die Verläufe der Vorschub- und Passivkräfte im gesamten untersuchten Vorschubbereich nahezu überein. Als Ursache kann eine geringere elastische Werkstückverformung durch den größeren Querschnitt beim Außen-Längs-Runddrehen angesehen werden. Bei einem

Vorschub von $f = 0,20$ mm treten Vorschub- und Passivkräfte von $F_f = 175$ N und $F_p = 190$ N auf.

Analog zu dem in Abschnitt 6 vorgestellten Modell zur Berechnung der Schnittkräfte in Abhängigkeit der bezogenen Spannungsdicke kann auch hier die Schnittkraft kalkuliert werden. Da hier jedoch kein Orthogonalschnitt vorliegt, ist die Berücksichtigung weiterer Parameter erforderlich. Die Schnittkraft setzt sich aus dem Hauptschneiden- und den Eckenradiusanteil zusammen. Nach Gleichung (6-11) lässt sich dann für den Hauptschneidenanteil F_{HS} ableiten:

$$F_{HS} = (a_p - (r_\varepsilon - r_\varepsilon \cdot \cos(\kappa_r))) \cdot f \cdot \frac{1}{2} R_m \cdot \left(\frac{\bar{r}_\beta}{r_\beta} \right)^{-m_c} (f \cdot \sin(\kappa_r))^{-m_c} \quad (7-5)$$

Vereinfachend wird zudem ein idealer Kreisbogen für die Abbildung des im Eingriff befindlichen Eckenradius angenommen. Für die näherungsweise Bestimmung des Eckenradiusanteils der Schnittkraft ist eine Zerlegung des Eckenradius notwendig. Nur so lässt sich die in Richtung Nebenschneide abnehmende Spannungsdicke berücksichtigen. Hierzu wird der Einstellwinkel in 10 Inkremente unterteilt. Ausgehend vom Schnittpunkt zweier aufeinander folgender Vorschubbahnen können dann mit Gleichung (7-6) die Schnittkraftinkremente F_i errechnet werden. Der Schnittpunkt der Vorschubbahnen wird durch den halben Wert des Vorschubs bestimmt und der dazugehörige Winkel mit κ_0 bezeichnet.

$$F_{i=1,\dots,10} = \frac{1}{2} R_m \cdot \left(\frac{\bar{r}_\beta}{r_\beta} \right)^{-m_c} \cdot \underbrace{\frac{\pi}{180} \cdot r_\varepsilon \cdot \left(\frac{\kappa_r - \kappa_0}{10} \right)}_{=b_i} \cdot \left(\underbrace{f \cdot \sin \left(\kappa_0 + i \cdot \left(\frac{\kappa_r - \kappa_0}{10} \right) \right)}_{=h_i} \right)^{1-m_c} \quad (7-6)$$

Durch Aufsummieren der Kraftinkremente lässt sich nun die Schnittkraft F_{cber} in Abhängigkeit des Vorschubs zurückrechnen. In **Bild 7-18** sind die für die diskreten Vorschübe berechneten Schnittkräfte den experimentell bestimmten Werten gegenüber gestellt. Die Übereinstimmung ist als gut zu bewerten. Es bestätigt sich der in Abschnitt 6 hergeleitete verwendete Ansatz zur Verwendung der kritischen Schubspannung nach TRESCA $1/2 \cdot R_m$, des aus der ebenen Scherung abgeleiteten Exponenten $m_c = 0,39$ und der Berücksichtigung der bezogenen Spannungsdicke. Dabei wurde eine Schneidkantenrundung von $r_\beta = 0,010$ mm angesetzt da die Werkzeuge aus unbeschichtetem Hartmetall unmittelbar nach Schnitteinsatz Aufschmierungen und geringe Schneidkanterverrundung zeigten. Aus dem Diagramm lässt sich ableiten, dass im mittleren Vorschubbereich tendenziell zu hohe Schnittkräfte berechnet werden. Für den kleinsten und den größten Vorschub waren dagegen die gemessenen Schnittkräfte höher als die kalkulierten Werte. Insgesamt erlaubt der verwendete Ansatz eine hinreichende Vorhersage der zu erwartenden Schnittkräfte für die

Zerspanung der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresster Gefügemodifikation.

Um das Potenzial der Vorschubsteigerung zur Erhöhung des Standvolumens oder der Standzeiten zu ermitteln, wurde der Vorschub bei den erfolgten Standzeitversuchen von $f = 0,05$ mm auf $f = 0,10$ mm verdoppelt. Die Versuche erfolgten an der TiAl-Legierung im Gusszustand. Eingesetzt wurden Wendeschneidplatten aus Feinstkornhartmetall der ISO-Spezifikationen SPUN 120308 und RCMX 120400 und runde Wendeschneidplatten der Spezifikation RNGN090300 mit PCBN-Decklagen aus DBW85. Die Schnittgeschwindigkeit wurde in Anlehnung an die bereits dargestellten Ergebnisse auf $v_c = 30$ m/min und $v_c = 60$ m/min eingestellt. Die Versuche erfolgten jeweils in dreifacher Wiederholung. Auch bei diesen Versuchen kam konventionelle Kühlschmierung mit 5 %-iger Emulsion und einem KSS-Druck von $p_{KSS} = 5$ bar zum Einsatz.

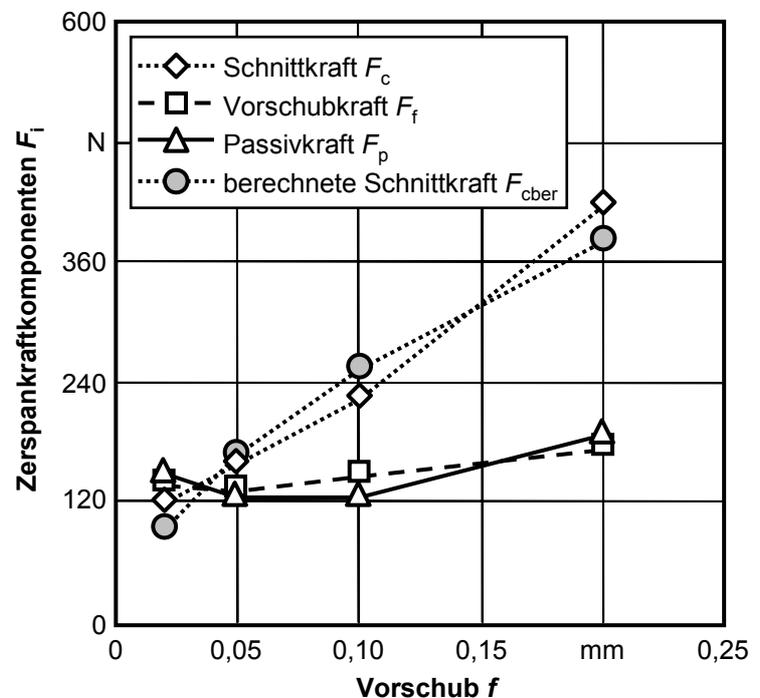


Bild 7-18: Zerspankraftkomponenten und berechnete Schnittkraft in Abhängigkeit vom Vorschub

Bei Verwendung der SPUN-Wendeschneidplatten aus Feinstkornhartmetall reduziert sich bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min die Standzeit bei Verdopplung des Vorschubs von $f = 0,05$ mm auf $f = 0,10$ mm von $T_{VB0,2} = 18,5$ min auf $T_{VB0,2} = 7,8$ min. Das erreichbare Standvolumen $V_{VB0,2}$ sinkt gleichzeitig jedoch von $V_{VB0,2} = 27,7$ cm³ auf $V_{VB0,2} = 23,3$ cm³. Ein noch höheres Standvolumen beim Runddrehen lässt sich mit den RCMX-Wendeschneidplatten erzielen. Hier verringert sich die Standzeit bei gleicher Schnittgeschwindigkeit nur von $T_{VB0,2} = 25,9$ min bei einem Vorschub von $f = 0,05$ mm auf $T_{VB0,2} = 18,3$ min bei $f = 0,10$ mm. Somit steigt hier bei Verdopplung des Vorschubs das erreichbare Standvolumen von $V_{VB0,2} = 19,4$ cm³ auf $V_{VB0,2} = 54,9$ cm³.

Die in Abschnitt 7.1 diskutierten Versuche zum Plandrehen ergaben zudem, dass die Schnittflächen und Randzonen bei Verwendung runder Wendeschneidplatten auch bei vergleichsweise hohem Vorschub von $f=0,20$ mm keine groben Risse und Ausbrüche zeigten. Somit kann bei geeigneter Werkstückgeometrie durch Steigerung des Vorschubs eine Verbesserung der Wirtschaftlichkeit der Drehbearbeitung erzielt werden.

Bei der Variation des Vorschubs sind die Unterschiede hinsichtlich der Verschleißerscheinungsformen lediglich graduell. Die Neigung zur Ablagerung von Reaktionsprodukten auf der Spanfläche steigt deutlich. Bei beiden eingesetzten Vorschüben treten aufgrund der starken thermischen Beeinträchtigung an den Freiflächen deutliche farbliche Veränderungen auf.

Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 60$ m/min sind die Standzeiten bei Verwendung von Wendeschneidplatten aus Hartmetall bereits bei geringen Vorschüben von $f = 0,05$ mm sehr gering. Bei diesen Parametern konnten die höchsten Standzeiten mit runden Wendeschneidplatten mit einer PCBN-Decklage der Sorte DBW85 erreicht werden. Die Verdopplung des Vorschubs von $f = 0,05$ mm auf $f = 0,10$ mm hat hier jedoch zur Folge, dass sich die Standzeit von ca. $T_{VB0,2} = 6$ min auf $T_{VB0,2} = 1$ min reduziert. Somit sinkt das erreichbare Standvolumen hier von $V_{VB0,2} = 18 \text{ cm}^3$ auf $V_{VB0,2} = 6 \text{ cm}^3$. Die schlechtere Wärmeabfuhr aus der Kontaktzone zwischen Span und Spanfläche führt zu einem beschleunigten thermisch bedingten Schneidkantenversatz. Zudem steigt der Anteil des Kerbverschleißes im Bereich der maximalen Spannungsdicke. Ursächlich sind hierfür vermutlich die höheren nominellen Zerspankräfte und der wachsende dynamische Anteil.

Gleichung (7-3) ermöglicht die Zuordnung der Schnitttiefe zur Spanungsbreite. Hinsichtlich des Zeitspannungsvolumens lässt sich ebenfalls ein linearer Zusammenhang ableiten. Zur Untersuchung des Standverhaltens der Werkzeuge wurde die Schnitttiefe mit $a_p = 0,5$ mm und $a_p = 1,0$ mm eingestellt. Die Versuche erfolgten mit den Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308. Die kinematischen Schnittparameter betragen $v_c = 30$ m/min und $f = 0,05$ mm. Der Einstellwinkel betrug $\kappa = 75^\circ$. Somit ergibt sich ein Spanungsquerschnitt gemäß Bild 7-12, links. Bei den so eingestellten geometrischen und kinematischen Zerspanparametern ist nur der Bereich des Eckenradius zwischen Haupt- und Nebenschneide im Eingriff. Die Halbierung der Schnitttiefe auf $a_p = 0,5$ mm führt zu einer Steigerung der Standzeit auf $T_{VB0,2} = 38$ min. Das Standvolumen verändert sich hierbei jedoch kaum da die Standzeit etwa doppelt so hoch ausfällt im Vergleich zu den Versuchen mit einer Schnitttiefe von $a_p = 1,0$ mm. Auch die Oberflächengüte verändert sich nicht. Bei beiden Parameterkombinationen erreicht die gemittelte Rautiefe werte von $Rz = 2 \mu\text{m}$. Mit Steigerung der Schnitttiefe erhöhen sich die nominellen Zerspankräfte nahezu proportional. Eine Steigerung der Schnitttiefe über $a_p = 1,0$ mm hinaus führt bei Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 jedoch zu erhöhtem Kerbverschleiß. Mit runden

Wendeschnidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 konnten intermetallische Titanaluminide auch mit größeren Schnitttiefen erfolgreich bearbeitet werden. Hierbei sind die sehr hohen Passivkräfte zu beachten, die eine Außen-Längs-Runddrehbearbeitung kleiner Werkstückdurchmesser erschweren.

In den die Schnittflächenausbildung determinierenden Schneidenbereichen Schneidenecke und Nebenschneide werden bei der Bearbeitung mit großen Eckenradien oder runden Wendeschnidplatten aufgrund der geringen bezogenen Spannungsdicken $h' = h/r_\beta$ hohe Umformgrade erreicht. Eine duktile Bearbeitung ohne grobe Rissbildung und Ausbrüche in der Schnittfläche ist somit auch bei konventioneller Prozessführung möglich. Zudem sind runde Wendeschnidplatten zu bevorzugen, da hier das hohe Verhältnis von Spannungsbreite zur Spannungsdicke zu einer deutlich besseren Kühlung des Werkzeugs führt. In Verbindung mit den geringeren nominellen Kräften, bei gleichzeitig hohen Umformgraden im unteren Bereich des Spanungsquerschnitts sind deutlich höhere Standzeiten bei gleichzeitig verbesserter Schnittflächenqualität zu erreichen. Die Schutzfasen der eingesetzten RCMX-Wendeschnidplatten bewirken einen effektiven Spanwinkel von $\gamma_0 = -20^\circ$. Dieser kann hinsichtlich der Wirkung auf die Spanbildungszone vermutlich mit einer starken Schneidkantenrundung gleichgesetzt werden. Somit liegt eine geringe bezogene Spannungsdicke h' vor. Es ergeben sich die aus den Modellversuchen in Abschnitt 6 abgeleiteten Vorteile hinsichtlich der Spanbildung und Randzonenbeeinflussung.

Da sich die beim Zerspanvorgang umgesetzte Leistung auf einen längeren Schneidenabschnitt verteilt, sinkt zudem die auf die Schneidkantenlänge bezogene thermische Belastung der Schneide. Hinsichtlich der Standhaltigkeit lassen sich zudem Vorteile aus dem höheren effektiven Keilwinkel ableiten. In Abschnitt 7.2.1 konnte gezeigt werden, dass die mit runden Wendeschnidplatten erreichbaren Standzeiten über denen liegen, die mit rhombischen Wendeschnidplatten erzielt wurden.

Hinsichtlich des Standverhaltens der eingesetzten Werkzeuge kann zusammengefasst werden, dass bei allen verwendeten Schneidstoffen die Schnittgeschwindigkeit die erreichbaren Standzeiten determiniert. Die Schnittgeschwindigkeiten sind bei Verwendung von Wendeschnidplatten aus Hartmetall auf maximal $v_c = 40$ m/min zu beschränken. Keramische Dünnschichtsysteme konnten nicht zur Steigerung der erreichbaren Standzeiten beitragen. Trotz der geringeren Warmhärte im Vergleich zu Schneidstoffen auf der Basis von Keramik, PCBN und Diamant weisen Wendeschnidplatten aus Hartmetall ein hohes Anwendungspotenzial auf. Die verwendeten runden RCMX-Wendeschnidplatten aus Hartmetall führten zu den besten Resultaten hinsichtlich der Standvolumina.

Wendeschnidplatten mit vollflächigen Decklagen aus polykristallinem Diamant bieten die Möglichkeit, die Schnittgeschwindigkeiten bis $v_c = 120$ m/min bei vergleichbaren Standvolumina zu steigern. Höhere Schnittgeschwindigkeiten führen auch hier zu spontanem

thermisch bedingtem Werkzeugversagen. Der Vorschub kann bei Verwendung von runden Wendeschneidplatten gesteigert werden, ohne dass sich die Schnittflächen- und Randzonenqualität signifikant verschlechtert. Da mit dem Vorschub auch die Kontaktfläche zwischen Span- und Spanfläche steigt, nimmt die thermische Belastung der Schneidkante signifikant zu. Die Steigerung des Vorschubs führt wegen der unterproportional sinkenden Standzeit bei Verwendung der RCMX-Wendeschneidplatten zu höheren Standvolumina. Diese können also insbesondere für die Schruppbearbeitung empfohlen werden. Die hohen Passivkräfte infolge des Eckenradius, der Schneidkantenrundung und der Schutzfase stehen dem Einsatz in der Schlichtbearbeitung entgegen. Insbesondere bei der Drehbearbeitung kleiner Durchmesser kommt es hier zu elastischen Werkstückabdrängungen und damit zu geometrischen Fehlern. Im Folgenden soll zudem untersucht werden, welchen Einfluss die Einstellparameter beim Außen-Längs-Runddrehen auf die Zeitfestigkeit der Werkstücke hat.

7.3 Einfluss der Prozessparameter auf das Zeitfestigkeitsverhalten

Als wesentliche Einflussfaktoren auf die Randzoneneigenschaften der Schnittfläche sind in den bereits beschriebenen Versuchen zum Orthogonalspanen und Plandrehen (vgl. Abschnitte 6 und 7.1) die korrelierenden Einstellgrößen Spannungsdicke und Vorschub identifiziert worden. In Ergänzung zu den bereits beschriebenen Versuchen sind Umlaufbiegeproben entsprechend der in Abschnitt 4.3.4 beschriebenen Vorgehensweise gefertigt und geprüft worden. Die Proben wurden aus dem stranggepressten Werkstückwerkstoff TNBV5 gefertigt. Dieses weist gemäß Abschnitt 4.1 eine deutlich geringere Korngröße und ein globulares near-gamma Gefüge auf. Zudem eignet sich das grobkörnige und weitestgehend aus lamellaren Anteilen bestehende Gussgefüge aufgrund der Werkstoffeigenschaften nicht für dynamisch beanspruchte Bauteile.

Bei der Probenherstellung wurde die Schnittgeschwindigkeit im Bereich von $v_c = 10$ m/min bis 90 m/min variiert. Höhere Schnittgeschwindigkeiten waren bei dem zu fertigenden geringen Durchmesser aufgrund der Drehzahlgrenze der Antriebsspindel von $n_{\max} = 5000$ 1/min des verwendeten Dreh-Bearbeitungszentrums vom Typ TNX65 der Fa. TRAUB, Reichenbach nicht möglich. Der Vorschub wurde bei der Fertigung der Umlaufbiegeproben in drei Schritten von $f = 0,02$ mm auf $f = 0,20$ mm gesteigert. Darüber hinaus fanden runde Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 Anwendung, die beim Plan- und Längsdrehen bereits erfolgreich getestet wurden. Neben Versuchen mit Wendeschneidplatten aus den Feinstkornhartmetallen MG12 und H13A kamen zudem Wendeschneidplatten mit einer Decklage aus dem PKD-Schneidstoff CTM302 zu Einsatz. Da die Zeit- und Dauerfestigkeitseigenschaften stark von der Oberflächentopographie abhängen erfolgte die Erfassung der gemittelten Rautiefe auch an den für diese Versuche gedrehten Proben. Die im Folgenden angegebenen Werte beziehen sich auf diese und weichen geringfügig von den Ergebnissen der bisherigen Versuche ab. Aus kapazitiven Gründen

wurden jeweils fünf Proben mit der gleichen Parameterkombination hergestellt. Hierdurch war es jedoch möglich, eine große Variationsbreite einzustellen.

Die erreichten Versagenslastwechsel variieren bei allen Proben sehr stark. Aufgrund der geringen Probenanzahl können daher nur Tendenzen abgelesen werden (vgl. **Bild 7-19**). Im linken Diagramm in Bild 7-19 ist der Einfluss des Vorschubs auf die Streuung der Versagenslastwechsel bei den Proben zu erkennen, die mit Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikationen SPUN 120308 und RCMX 120400 gedreht wurden. Mit Verringerung des Vorschubs sinken die in der Schnittfläche bestimmten gemittelten Rautiefen. Diese Tendenz ist bei den SPUN-Wendeschneidplatten deutlicher ausgeprägt als bei den Werkzeugen der ISO-Spezifikation RCMX 120400.

Auch bezüglich der Härte in der oberflächennahen Randzone ist der Einfluss des Vorschubs bei den SPUN-Wendeschneidplatten deutlicher (vgl. Abschnitt 7.1.2, Bild 7-5). Dagegen wird die Oberflächenrauheit bei Verwendung runder Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 aufgrund des großen Radius im Gegensatz zu den SPUN-Werkzeugen geringer beeinflusst (vgl. Bild 7-6). Auch die dicht unter der Oberfläche bestimmten bezogenen Vickershärten zeigen bei den RCMX-Wendeschneidplatten nur eine geringe Abhängigkeit vom eingestellten Vorschub. Dagegen reicht die verfestigende Wirkung bei der Zerspanung mit tiefer in die Schnittflächenrandzone hinein (vgl. Bild 7-9).

Die resultierenden Eigenspannungen in tangentialer Richtung zeigten, wie in Bild 7-8 zu erkennen ist, bei beiden Werkzeuggeometrien eine ähnliche Abhängigkeit vom Vorschub. Im Unterschied zu den RCMX-Wendeschneidplatten waren die radialen Eigenspannungen beim Drehen mit den Werkzeugen der ISO-Spezifikation SPUN 120308 betragsmäßig doppelt so hoch. Die tangentialen Eigenspannungen unterschieden sich nur im mittleren Vorschubbereich. Hier fielen die Druckspannungen hervorgerufen durch das Drehen mit RCMX-Wendeschneidplatten betragsmäßig höher aus. Sowohl beim kleinsten als auch beim größten eingestellten Vorschub sind die durch beide Werkzeuge hervorgerufenen Eigenspannungen jedoch nahezu gleich. Die Einstellung kleiner Vorschübe führt demnach unabhängig von der Werkzeuggeometrie zu deutlich höheren Verfestigungen in der Schnittflächenrandzone als die Bearbeitung mit höheren Vorschüben.

Hieraus folgend sollten die erreichbaren Versagenslastwechsel mit abnehmendem Vorschub steigen. Insgesamt lässt sich jedoch aus den durchgeführten Versuchen kein einheitlicher Einfluss des Vorschubs und der verwendeten Wendeschneidplattengeometrie auf die Streuung der Versagenslastwechsel feststellen. Bei Verwendung der SPUN-Wendeschneidplatten sinkt die Streuung der Versagenslastwechsel mit steigendem Vorschub. Bei Einsatz der Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 treten auch bei dem größten eingestellten Vorschub deutliche Unterschiede in den erreichten Versagenslastwechseln auf.

Umlaufbiegeprüfung										
Versuchsanlage: Schenk PUN-Z	Werkstoff: TiAl TNBV5 stranggepresst	Werkzeuge: SPUN 120308, RCMX 120400 SPUN 090308								
Prozessparameter: $f = 100 \text{ Hz}$ $M_b = 952 \text{ MPa (konst.)}$ $d = 5,9 \text{ mm}$	Schneidstoffe: MG12, H13A, CTM302	Geometrie:								
			γ_0	α_0	λ_s	κ_r	ϵ_r	r_ϵ		
			var.	var.	0°	75°	90°	var.		

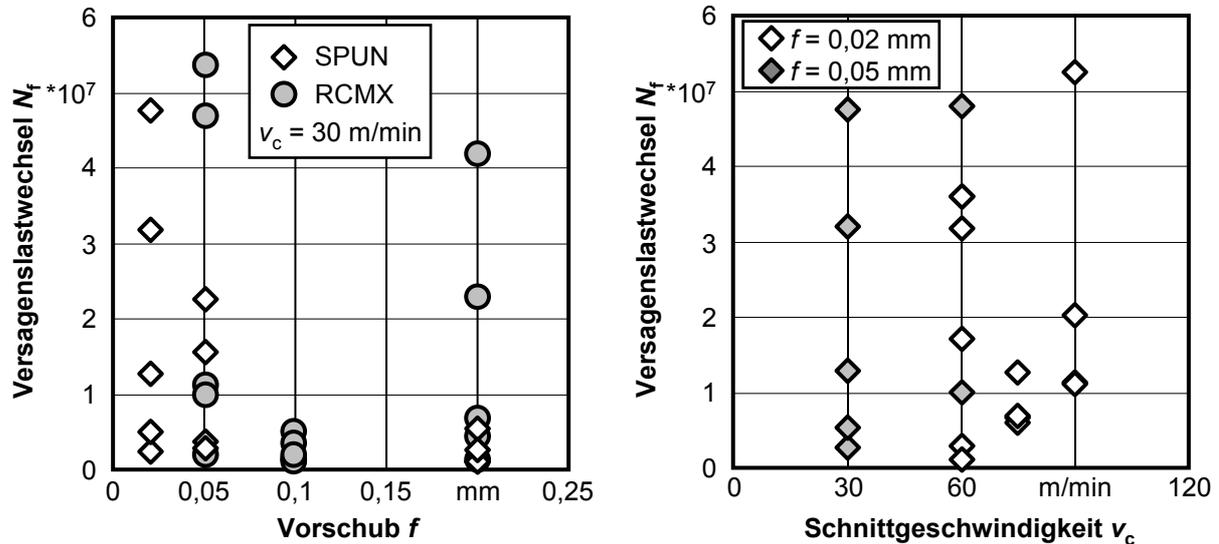


Bild 7-19: Versagenslastwechsel in Abhängigkeit vom Vorschub und von der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen mit SPUN-Wendeschneidplatten

Bei Verwendung der SPUN-Wendeschneidplatten korrelieren die Ergebnisse hinsichtlich der erreichten Oberflächenrauheit und der Verfestigung der Schnittflächenrandzone mit den Ergebnissen der Umlaufbiegeversuche. Bei hohen Vorschüben bewirken die hohen Rauheiten und die geringeren Verfestigungen im Mittel deutlich geringere Versagenslastwechsel. Bei einigen Proben, die mit kleinem Vorschub bearbeitet wurden bewirken die geringe Rauheit, die hohe Verfestigung und die Druckeigenstressungen in der Schnittflächenradzone eine starke Zunahme der Versagenslastwechsel. Einige Proben versagen dagegen auch hier bei sehr geringen Lastspielwechseln. Dies kann auf Schwankungen der Werkstoffhomogenität als auch auf Vorschädigungen der Proben innerhalb der Probenfertigung als auch Handhabung zurückgeführt werden. Darüber hinaus können geringe Abweichungen bei der Probeneinspannung in der Umlaufbiegemaschine als Ursache angeführt werden. Bei größeren Vorschüben sinken sowohl die Versagenslastwechsel als auch die Streuung infolge des wachsenden Einflusses der Oberflächenrauheit und der abnehmenden Druckeigenstressungen.

Bei Verwendung der runden Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 treten die großen Schwankungen der Versagenslastwechsel sowohl bei geringen als auch bei großen eingestellten Vorschüben auf. Die Oberflächengüte wird hier durch den Vorschub nur geringfügig beeinflusst und ist mit gemittelten Rautiefen um $Rz = 1,0 \mu\text{m}$ insbesondere bei großen Vorschüben deutlich besser als bei Verwendung von SPUN-Wendeschneidplatten.

Hier wurden bei einem Vorschub von $f = 0,20$ mm gemittelte Rautiefen um $Rz = 10$ μm bei den Umlaufbiegeproben und etwa $Rz = 6$ μm bei den plangedrehten Werkstücken festgestellt. Auch die bezogene Vickershärte war mit $HV'_{0,1} = 150$ % direkt unterhalb der Schnittfläche weitgehend unabhängig vom eingestellten Vorschub. Hieraus folgend sollten die erreichbaren Versagenslastwechsel mit steigendem Vorschub eine deutlich geringere Abnahme aufweisen. Doch auch hier scheinen Schädigungen der Werkstoffintegrität und Fehler in der Probenhandhabung zu deutlich geringeren Versagenslastwechseln zu führen.

Hinsichtlich der Schnittgeschwindigkeit lassen die durchgeführten Umlaufbiegeversuche ebenfalls keine eindeutige Aussage zur Abhängigkeit der Versagenslastwechsel zu. Der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die erreichbare Oberflächengüte, die Zerspankraftkomponenten sowie die Härte und Eigenspannungen wurde in Abschnitt 7.1.1 erläutert. Im Allgemeinen wirkt sich die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit nur gering auf die gemittelte Rautiefe und die bestimmten Druckeigenspannungen aus. Im Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 30$ m/min bis 50 m/min bleibt auch die bezogene Vickershärte in einer Analysetiefe von $t_a = 2,5$ μm nahezu konstant (vgl. Bild 7-1). Da der Verschleiß bei Verwendung von Hartmetall trotz Kühlschmierung sehr schnell erfolgt, sind darüber hinaus die in Bild 7-2 dargestellten Versuche mit hochharten Schneidstoffen als Referenz heranzuziehen. Hier liegen die bezogenen Vickershärten bei ebenfalls $HV'_{0,1} = 150$ %. Die in Bild 7-3 dargestellten Eigenspannungen zeigen auch nur eine geringe Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Somit korrelieren die aus den Umlaufbiegeversuchen abgeleiteten Ergebnisse mit den im Vorfeld beschriebenen Resultaten.

Eine positive Beeinflussung der Wechselfestigkeitseigenschaften durch die in Abhängigkeit der geometrischen und kinematischen Prozessparameter induzierten Druckeigenspannungen konnte somit nicht festgestellt werden. Auch bei geringen Vorschüben und damit geringen Oberflächenrauheiten kommt es zu einem vergleichsweise schnellen Versagen der Proben. Hierfür können auch etwaige Inhomogenitäten des Probengefüges ursächlich sein. Die durch die Zerspanung hervorgerufenen Änderungen der Randzoneneigenschaften scheinen jedoch insbesondere bei hohen Vorschüben und Schnittgeschwindigkeiten die erreichbaren Versagenslastwechsel zu dominieren. Alle Proben waren jedoch frei von groben Ausbrüchen und makroskopisch erkennbaren Rissen.

7.4 Fazit

Das Anwendungspotenzial innovativer Hochleistungswerkstoffe lässt sich nur in Verbindung mit einer wirtschaftlichen Herstell- und Bearbeitungstechnologie ausschöpfen. Die Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide nimmt in der Prozesskette zur Herstellung von Bauteilen aus intermetallischen Titanaluminiden eine Schlüsselfunktion ein. Die hohen Anforderungen an die Bauteilqualität tolerieren keine Schädigung der Bauteilrandzone. Die Randzonenbeeinflussung erfolgt als Folge der tribologischen Randbedingungen und der

Spanbildungsmechanismen. Ausgehend von den in Abschnitt 5 und 6 ermittelten Ergebnissen zum Anwendungspotenzial verschiedener Schneidstoffsysteme und der grundlegenden Spanbildungsmechanismen bei der Zerspaltung des intermetallischen Titanaluminids TNBV5 erfolgten Versuche zum Plan- und Außen-Längs-Runddrehen. Dabei wurde neben der durch Strangpressen feinkörnigen Gefügemodifikation auch TiAl im Gusszustand zerspant. Neben den Schnittflächen- und Randzoneneigenschaften Oberflächenrauheit, Aufhärtung und Einhärtetiefe sowie den Eigenspannungen wurden die Prozesskräfte und Standzeiten ermittelt. Die Randzoneneigenschaften wurden an plangedrehten Proben analysiert. Dies ermöglichte bei geringem Materialverbrauch eine breite Variation der Stellgrößen sowie eine einfache Probenpräparation und Auswertung. Die Herstellung der Umlaufbiegeproben erfolgte jedoch wie die Standversuche in der Kinematik des Außen-Längs-Runddrehens.

Aus den tribologischen Modellversuchen konnten unbeschichtete Hartmetalle als auch hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und PKD als die Schneidstoffe mit dem höchsten Anwendungspotenzial identifiziert werden. Daher erfolgten die Versuche zum Plan- und Runddrehen ebenfalls mit diesen Schneidstoffen. Anhand von Standversuchen mit beschichteten Hartmetallen wurden jedoch die Ergebnisse aus Abschnitt 5 verifiziert.

In Abschnitt 6 wurde ermittelt, dass die Spanbildung bei intermetallischen Titanaluminiden einmal durch Scherung und zum anderen durch Schubbruch erfolgt. Die Schnittgeschwindigkeit zeigte keinen signifikanten Einfluss auf die Spanbildungsmechanismen. Auch beim Plan- und Runddrehen weisen die mit Wendeschneidplatten der Spezifikation SPUN ermittelten Zerspankraftkomponenten keine Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit auf. Die Randzoneneigenschaften ändern sich dagegen bei den im Trockenschnitt durchgeführten Versuchen leicht mit steigender Schnittgeschwindigkeit. Die gemittelten Rauheiten steigen und die Aufhärtung und Einhärtetiefe sinken. Dies korreliert mit den beim Orthogonaldrehen ermittelten Temperaturen im Freiflächenspalt. Es wurde ermittelt, dass die sich Temperaturen der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur annähern. Dies wirkt der Bildung von Druckeigenspannungen in der Bauteilrandzone entgegen. Die Aufhärtung und die Einhärtetiefe nehmen ab. Die Versuche mit Wendeschneidplatten aus PKD erfolgten mit Schlichtparametern. Hier konnte bei einer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 90$ m/min auf $v_c = 150$ m/min eine Reduktion der Zerspankraftkomponenten beobachtet werden. Die Analogieversuche zum Orthogonaldrehen zeigten bei geringen Vorschüben und hohen Schnittgeschwindigkeiten gesteigerte Spanzusammenhalte und eine Abnahme der dynamischen Schnittkraftkomponente. Beides kann auf die Steigerung des Anteils plastischer Verformung und thermischer Erweichung zurückgeführt werden. Die Randzoneneigenschaften werden mit steigender Schnittgeschwindigkeit beim Schlichtdrehen in stetig geringerer Tiefe durch den Zerspanprozess beeinflusst. Insgesamt ist eine Beeinflussung nur innerhalb der ersten $20 \mu\text{m}$ unterhalb der Schnittfläche erkennbar.

In Abschnitt 6 konnte der Einfluss des hydrostatischen Spannungszustands auf die plastische Verformbarkeit des Werkstückwerkstoffs abgeleitet werden. Diese determiniert die Schnittflächen- und Randzonenintegrität. Runde Wendeschneidplatten bewirken kleine Spannungsdicken in dem Bereich des Spannungsquerschnitts, der die Schnittflächenausbildung determiniert. Daher sind diese für die Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide vor dem Hintergrund der Erzeugung rissarmer Schnittflächen auch bei höheren Vorschüben zu empfehlen.

Eine signifikante positive Beeinflussung der Wechselfestigkeitseigenschaften durch die in Abhängigkeit der geometrischen und kinematischen Prozessparameter induzierten Druckeigenstressungen konnte anhand der dargestellten Versuche jedoch nicht festgestellt werden. Die ungünstigen Werkstoffeigenschaften überlagern einen möglichen positiven Einfluss. Bei keiner der hergestellten Proben wurden grobe Ausbrüche und makroskopisch erkennbare Risse festgestellt, die vermutlich die Bauteileigenschaften deutlich beeinflusst hätten. Somit kann hinsichtlich der Bauteil- und Randzoneneigenschaften geschlossen werden, dass bei der Wahl runder Wendeschneidplatten und eines Vorschubs im Bereich bis $f = 0,2$ mm keine negative Beeinflussung durch die Drehbearbeitung zu erwarten ist.

Die bei der Zerspanung der intermetallischen TiAl-Legierung TNBV5 in der Schnittflächenrandzone detektierten Druckeigenstressungen reichen bei Nutzung runder RCMX-Wendeschneidplatten tiefer in das Grundmaterial hinein. Hier wirken sich die Fase und die geringere bezogene Spannungsdicke aus. Damit einhergehend sind jedoch höhere Zerspankräfte. Insbesondere bei dünnwandigen Bauteilen können die Vorschub- und Passivkräfte zu einer verringerten geometrischen Qualität führen.

Das Standverhalten der eingesetzten Werkzeuge bestätigt die Empfehlung aus Abschnitt 5. Für die spanende Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide durch Drehen sollten unbeschichtete Hartmetalle Anwendung finden. Diese zeigen trotz der geringeren Warmhärte im Vergleich zu Keramik, PCBN und Diamant das derzeit höchste Anwendungspotenzial auf. Hierbei sollte die Schnittgeschwindigkeiten jedoch maximal $v_c = 40$ m/min betragen um ein spontanes Versagen der Werkzeuge zu verhindern. Dünnschichtsysteme können nicht zu einer Steigerung der erreichbaren Standzeiten beitragen.

Polykristalliner Diamant bietet die Möglichkeit, die Schnittgeschwindigkeiten bis $v_c = 120$ m/min bei vergleichbaren Standvolumina zu steigern. Für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide kann der Einsatz von vollflächig mit Decklagen aus PKD versehenen Wendeschneidplatten empfohlen werden. Schnittgeschwindigkeiten über $v_c = 120$ m/min führen jedoch auch hier zu thermisch bedingtem Werkzeugversagen durch spontane Blankbremsung. Der Verschleiß bei der Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide kann insgesamt auf die thermisch bedingte Abnahme der Warmhärte des Schneidstoffs zurückgeführt werden. Die Werkzeuge versagen durch Schneidkantenversatz.

Bei hohen Vorschüben und konventioneller Schnittgeschwindigkeit tritt zudem abrasiv bedingter Korbverschleiß auf. Die in Abschnitt 5 vorgestellten tribologischen Modellversuche untermauern die Erkenntnis, dass unbeschichtete Hartmetalle bei konventionellen Schnittgeschwindigkeiten wegen der ausreichenden Zähigkeit und guten chemischen Beständigkeit gegenüber Titanwerkstoffen das höchste Anwendungspotenzial aufweisen. Keramische Dünnschichtsysteme konnten aufgrund der geringen Wärmespreizeffekte und der meist hohen Affinität zum Werkstückwerkstoff keine Leistungssteigerung gegenüber unbeschichteten Hartmetallen nachweisen. Für höhere Schnittgeschwindigkeiten sind derzeit ausschließlich Schneidstoffe auf Basis von Diamant geeignet. Bei allen Anwendungen ist eine Flutungskühlschmierung anzustreben.

Die Verwendung von runden Wendeschneidplatten ist insbesondere für die Schruppbearbeitung großvolumiger Bauteile zu empfehlen. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit eingesetzten runden RCMX-Wendeschneidplatten führten insgesamt zu den besten Resultaten hinsichtlich der Standvolumina. Darüber hinaus konnte die vermutete positive Wirkung des großen Eckenradius auf die Randzonenintegrität bestätigt werden. Gleichzeitig steigen jedoch die Zerspankraftkomponenten deutlich an.

In Anlehnung an die in Abschnitt 6 abgeleitete Abhängigkeit ist auch beim Außen-Längs-Runddrehen der Einfluss der bezogenen Spannungsdicke zu berücksichtigen. Durch eine Aufteilung der aktiven Schneidenabschnitte und inkrementelle Addition konnten die Schnittkräfte berechnet werden. Verifiziert wurden die Berechnungen durch die in den Experimenten ermittelten Werte. Beim Außen-Längs-Runddrehen ergibt sich ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung. Auch hier wurde die Dehngrenze zur Charakterisierung herangezogen. Der Exponent m_c wurde analog zu den in Abschnitt 6 durchgeführten Analogieuntersuchungen mit $m_c = 0,39$ eingesetzt. Dieser entspricht der ermittelten ebenen Scherung. Die gute Korrelation lässt darauf schließen, dass die materialphysikalischen Parameter Dehngrenze und Grenzumformgrad zur Berechnung der Schnittkraft bei der Zerspanung intermetallischer Titanaluminide herangezogen werden können. Darüber hinaus ermöglicht Verwendung der bezogenen Spannungsdicke die Berücksichtigung der sich ändernden Spannungsverhältnisse in der Spanbildungszone. Es handelt sich trotzdem um lediglich um ein einfaches Modell, welches aufgrund der besonders konstanten Segmentierung und des nahezu idealplastischen Werkstoffverhaltens bei der Zerspanung intermetallischer Titanaluminide anwendbar ist. Für andere insbesondere sprödharte Werkstoffe sind die hier vorgestellten Ansätze zu überprüfen.

8 Zusammenfassung

Das Anwendungspotenzial maßgeschneiderter Werkstoffe lässt sich nur ausschöpfen wenn ebenfalls eine maßgeschneiderte Bearbeitungstechnologie zur Verfügung steht. Die Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide nimmt vor dem Hintergrund der industriellen Akzeptanz intermetallischer Titanaluminide eine Schlüsselrolle ein. Dabei lassen die Anforderungen an die Bauteil- und Randzonenqualität Schädigungen infolge der Bearbeitung nicht zu. Das Hauptziel dieser Arbeit stellt die Bereitstellung der technologischen Grundlagen und geeigneter Bearbeitungsstrategien für die schädigungsarme und wirtschaftliche Zerspanung von intermetallischen TiAl-Werkstoffen mit geometrisch bestimmter Schneide dar. Die technologischen Grundlagen lassen sich in die Auswahl geeigneter Schneidstoffe, Kenntnis der Spanbildungsmechanismen und Randzonenbeeinflussung und die Ableitung geeigneter Werkzeuggeometrien und kinematischer Prozessparameter untergliedern.

Anhand von tribologischen Modellversuchen wurden in der hier vorgestellten Arbeit zunächst Schneidstoffsysteme mit den höchsten Anwendungspotenzialen die für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide mit geometrisch bestimmter Schneide identifiziert. Die tribologischen Untersuchungen zeigen, dass auf Hartmetalle aufgebrachte Dünnschichtsysteme nicht zu einer signifikanten Steigerung des Widerstands gegen die tribologischen Beanspruchungen führen. Bei allen untersuchten Grundkörpern führt die hohe Adhäsionsneigung des Gegenkörperwerkstoffs TiAl zudem zur Bildung von Zwischenschichten. Neben unbeschichteten Hartmetallen zeigen hochharte Schneidstoffe auf der Basis von PCBN und PKD ein hohes Anwendungspotenzial. Der Reibungskoeffizient sinkt mit zunehmender Reibgeschwindigkeit. Dies ist ein Indiz für steigende Kontakttemperaturen. Wegen der höheren Warmhärte fanden insbesondere für die Untersuchungen bei höheren Reibgeschwindigkeiten Grundkörper mit Decklagen aus den hochharten PCBN und PKD Schneidstoffen DBW85, DCC500 und CTM302 Anwendung. Dabei kann der PCBN Schneidstoff DCC500 nicht für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide empfohlen werden. Nachteilig sind der geringe Hartstoffanteil und die Zusammensetzung der Bindung. Diese enthält Titan, wodurch tribochemischer Verschleiß begünstigt wird. Anhand der tribologischen Untersuchungen können somit unbeschichtete Hartmetalle und hochharte PCBN und PKD Schneidstoffe ohne Titan in der Binderphase empfohlen werden.

Zur Ermittlung des Einflusses der Werkstücktemperatur auf die Spanbildungsmechanismen erfolgten Analogiezerspanversuche in orthogonaler Kinematik und bei sehr geringer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 0,01$ m/min und definiert eingestellter Werkstücktemperatur. Hierbei steht für die Ableitung der bei der plastischen Verformung umgesetzten Wärme

ausreichend Zeit zur Verfügung. Somit kann isothermes Werkstoffverhalten in der Spanbildungszone angenommen werden.

Die Materialeigenschaften intermetallischer Titanaluminide sind gekennzeichnet durch eine deutliche Spröd-Duktil-Übergangstemperatur. Bei quasistatischer Prozessführung und vollständiger Erwärmung der Proben aus der stranggepressten TiAl-Legierung TNBV5 auf Temperaturen über $\vartheta = 800\text{ °C}$ erfolgt der Übergang vom Segment- zum Fließspan. Jedoch führt bereits die Erwärmung der Spanbildungszone auf Temperaturen über $\vartheta = 500\text{ °C}$ zur Erzeugung von rissfreien Schnittflächen. Die Bildung von Ausbrüchen wird schon bei einer Steigerung der Proben temperatur auf $\vartheta = 300\text{ °C}$ signifikant reduziert. Bei nicht erwärmten Proben werden bei quasistatischer Versuchsführung stets Reiß- oder Segmentspäne mit hohem Bruchanteil gebildet. Der Bruchanteil sinkt mit abnehmender Spannungsdicke und steigender Schneidkantenrundung.

Die durchgeführten experimentellen und simulativen Untersuchungen erbrachten keine Erkenntnisse, die die thermoplastische Theorie der diskontinuierlichen Spannbildung stützen. Wegen der fehlenden plastischen Verformbarkeit unterhalb der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur erfolgt die Lokalisierung somit kristallographisch bedingt. Für den Spannungsabbau durch plastische Verformung stehen offensichtlich nicht ausreichend qualitativ hochwertige Gleitsysteme zur Verfügung. Im Bereich nahe der freien Werkstückoberfläche erfolgte die Trennung durch Schubbruch und Scherung. Mit geringer werdendem Abstand zur Schneidkante nimmt der Anteil plastisch verformten Gefüges zu. Hier werden über die bei Stauchversuchen erzielten Bruchdehnungen deutlich hinausgehende Umformgrade erzielt. In den durchgeführten FEM-Simulationen konnte der hier vorliegende hydrostatische Druckspannungszustand als ursächlich identifiziert werden. Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wurde die von der Mehrachsigkeit abhängige Versagensdehnung im Werkstoffgesetz implementiert.

Der Anteil der durch hohen hydrostatischen Druck gekennzeichneten Zone an der gesamten Spanbildungszone wird wesentlich durch die Eingriffsgeometrie beeinflusst. Hier wurde die bezogene Spannungsdicke h' , das Verhältnis aus Spannungsdicke und Schneidkantenradius, als beschreibende Größe identifiziert. Mit abnehmender bezogener Spannungsdicke steigt der Anteil des unter hohem hydrostatischen Druck liegenden Bereichs. Die spezifischen Schnittkräfte steigen, da weniger Material durch spröde Materialtrennmechanismen energiearm abgetrennt wird. Bezüglich der spezifischen Schnittkraft konnte für die orthogonalen Zerspanprozesse in Anlehnung an KIENZLE und VICTOR ein Modell abgeleitet werden, in dem die bezogene Spannungsdicke Berücksichtigung fand. Mit der Zugfestigkeit und der gemittelten Scherung ergab sich bei den quasistatischen und den Orthogonaldrehversuchen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten für die Schnittkraft. Zudem ermöglicht der Ansatz in modifizierter Form auch die

Berechnung der Schnittkräfte beim Außen-Längs-Runddrehen der intermetallischen TiAl-Legierung.

Es konnte gezeigt werden, dass die Spanbildung in einem breiten Schnittgeschwindigkeitsbereich von $v_c = 0,01$ m/min bis 360 m/min durch lokalisierte Scherung und Schubbruch erfolgt. Die Spalttemperaturen, gemessen im Freiflächenspalt, erreichen bei hohen Schnittgeschwindigkeiten die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur des verwendeten Werkstoffs TiAl. Jedoch treten auch bei höheren Schnittgeschwindigkeiten Schubbruchanteile auf. Ein Übergang zur Fließspanbildung, wie er bei den Analogieversuchen beobachtet wurde, tritt nicht auf. Dies lässt sich damit begründen, dass der Werkstoff kristallographisch bedingt lokalisiert. Die sich beim Restbruch in der primären Scherzone ausbildenden Scherflächen zeigen bereits bei konventioneller Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 30$ m/min Strukturen, die auf das Erreichen der Schmelztemperatur hinweisen. Die bei der Segmentierung neu entstehenden Oberflächen können wiederverschweißen und der Zusammenhalt der Späne steigt.

An der TiAl-Legierung TNBV5 in stranggepresster Gefügemodifikation erfolgten Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses der spanenden Bearbeitung auf die Schnittflächen- und Randzoneneigenschaften. Die spanende Bearbeitung führt im betrachteten Parameterbereich stets zur Bildung von Druckeigenspannungen in der Schnittflächenrandzone. Eine Steigerung der Schnittgeschwindigkeit führt nicht zu einer signifikanten Änderung der ermittelten Randzoneneigenschaften Oberflächenrauheit, Einhärtetiefe und Aufhärtung. Dies bestätigt die in den Modellversuchen erarbeitete Erkenntnis, dass die Spanbildungsmechanismen durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit im untersuchten Bereich von $v_c = 10$ m/min bis 360 m/min nur gering beeinflusst werden. Die mit der Schnittgeschwindigkeit steigenden Temperaturen führen in der Schnittflächenrandzone jedoch zu geringfügig abnehmenden Druckeigenspannungen. Begründet werden kann dies dadurch, dass der Temperaturgradient höher und die lokale Wirkdauer geringer wird. Bei hohen Schnittgeschwindigkeiten ist aber der rapide Verschleißfortschritt der eingesetzten Werkzeuge zu berücksichtigen. Der bei quasistatischer Prozessführung identifizierte Temperaturgrenzbereich für die Erzeugung von Schnittflächen ohne grobe Risse von $\vartheta = 300$ °C bis 500 °C kann jedoch schon bei konventionellen Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von $v_c = 30$ m/min bis 60 m/min erreicht werden.

Als wesentlicher Einflussparameter auf die Oberflächen- und Randzoneneigenschaften konnte der Vorschub identifiziert werden. Jedoch ermöglicht der Einsatz runder Wendeschneidplatten auch bei hohem Vorschub von $f = 0,20$ mm die Herstellung von rissfreien Schnittflächen mit geringer Rauheit. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die hier verwendeten Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation RCMX 120400 eine gefaste Schneidkante aufweisen. Die Fasenbreite übersteigt insbesondere bei den geringen

eingestellten Vorschüben die Spanungsdicke. Somit ist ein effektiv negativer Spanwinkel anzunehmen. Es kann auch hier von einer Steigerung des plastischen Verformungsvermögens ausgegangen werden, da der Anteil der durch hydrostatischen Druck beanspruchten Stauzone am Spanungsquerschnitt steigt. Dies zieht jedoch höhere Prozesskräfte nach sich, da bis zu einer Temperatur von $\vartheta = 850\text{ °C}$ keine thermische Entfestigung wirkt. Aufgrund der geringen Spanungsdicke ergeben sich beim Einsatz runder Wendeschneidplatten insgesamt geringe Rauheiten, hohe Einhärtetiefen und Druckeigenstressungen insbesondere in Schnittrichtung.

Hinsichtlich des Standverhaltens der eingesetzten Werkzeuge kann zusammengefasst werden, dass bei allen verwendeten Schneidstoffen die Schnittgeschwindigkeit die erreichbaren Standzeiten determiniert. Die Schnittgeschwindigkeiten sind bei Verwendung von Wendeschneidplatten aus Hartmetall auf maximal $v_c = 40\text{ m/min}$ zu beschränken. Bei Verwendung von runden Wendeschneidplatten führt die Steigerung des Vorschubs nicht zu einer signifikanten Verschlechterung der Schnittflächen- und Randzonenqualität. Bei Wendeschneidplatten der ISO-Spezifikation SPUN 120308 sinken die erreichbaren Standzeiten und Oberflächengüten dagegen deutlich. Da zudem mit dem Vorschub auch die Kontaktfläche zwischen Span- und Spanfläche steigt, nimmt die thermische Belastung der Schneidkante deutlich zu. Wegen der unterproportional sinkenden Standzeit bei Verwendung der runden RCMX-Wendeschneidplatten führt die Steigerung des Vorschubs zu höheren Standvolumina. Die verwendeten runden RCMX-Wendeschneidplatten mit dem durch eine Schutzfase effektiv negativem Spanwinkel führten insgesamt zu den besten Resultaten hinsichtlich der Standvolumina. Diese können insbesondere für die Schruppbearbeitung empfohlen werden. Die hohen Passivkräfte infolge des Eckenradius, der Schneidkantenrundung und der Schutzfase stehen dem Einsatz in der Schlichtbearbeitung entgegen. Insbesondere bei der Drehbearbeitung kleiner Durchmesser kommt es hier zu elastischen Werkstückabdrängungen und damit zu geometrischen Fehlern.

Trotz der geringeren Warmhärte im Vergleich zu Keramik, PCBN und Diamant weisen Wendeschneidplatten aus Hartmetall ein hohes Anwendungspotenzial auf. Polykristalliner Diamant bietet jedoch die Möglichkeit, die Schnittgeschwindigkeiten bis $v_c = 120\text{ m/min}$ bei vergleichbaren Standvolumina zu steigern. Der Einsatz von vollflächig mit Decklagen aus PKD versehenen Wendeschneidplatten kann dabei für die Zerspanung intermetallischer Titanaluminide empfohlen werden. Schnittgeschwindigkeiten über $v_c = 120\text{ m/min}$ führen jedoch auch hier zu thermisch bedingtem Werkzeugversagen durch spontane Blankbremsung. Der Verschleiß bei der Bearbeitung intermetallischer Titanaluminide kann insgesamt auf die thermisch bedingte Abnahme der Warmhärte des Schneidstoffs zurückgeführt werden. Die Werkzeuge versagen durch Schneidkantenversatz. Bei hohen Vorschüben und konventioneller Schnittgeschwindigkeit tritt zudem abrasiv bedingter Kerbverschleiß auf. Die durchgeführten tribologischen Modellversuche untermauern zudem die Erkenntnis, dass

unbeschichtete Hartmetalle bei konventionellen Schnittgeschwindigkeiten wegen der ausreichenden Zähigkeit und guten chemischen Beständigkeit gegenüber Titanwerkstoffen das höchste Anwendungspotenzial aufweisen. Mit keramischen Dünnschichtsystemen konnten aufgrund der geringen Wärmespreizeffekte und der meist hohen Affinität zum Werkstückwerkstoff keine Leistungssteigerung gegenüber unbeschichteten Hartmetallen erzielt werden. Für höhere Schnittgeschwindigkeiten sind derzeit daher ausschließlich Schneidstoffe auf Basis von Diamant aufgrund der ausgezeichneten Wärmeleitfähigkeit geeignet. Trotz der im Allgemeinen höheren chemischen Beständigkeit von Schneidstoffen auf der Basis von PCBN erreichen diese im Vergleich zu Werkzeugen mit Decklagen aus PKD nur geringere Standzeiten. Der Verschleißfortschritt kann bei allen eingesetzten Schneidstoffen durch ausreichende Kühlung mit Hilfe der konventionellen Flutungskühlschmierung deutlich verlangsamt werden.

Zur Beurteilung der Auswirkungen der durch die Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide hervorgerufenen Randzonenbeeinflussungen sind Umlaufbiegeversuche durchgeführt worden. Eine positive Beeinflussung der Wechselfestigkeitseigenschaften durch die in Abhängigkeit der geometrischen und kinematischen Prozessparameter induzierten Druckeigenstressungen konnte nicht festgestellt werden. Auch bei geringen Vorschüben und damit geringen Oberflächenrauheiten kommt es zu einem schnellen Versagen einiger Proben. Die Beeinflussung der Randzoneneigenschaften scheint jedoch im Gegensatz zu den Inhomogenitäten im Werkstückwerkstoff und der Prozessführung bei hohen Vorschüben und Schnittgeschwindigkeiten die erreichbaren Versagenslastwechsel zu dominieren. Bei keiner der mit runden Wendeschneidplatten des Typs RCMX hergestellten Proben wurden grobe Ausbrüche und makroskopisch erkennbare Risse festgestellt, die vermutlich die Bauteileigenschaften deutlich beeinflusst hätten. Somit kann hinsichtlich der Bauteil- und Randzoneneigenschaften geschlossen werden, dass bei der Wahl des Vorschubs im Bereich bis $f = 0,2$ mm keine negative Beeinflussung durch die Drehbearbeitung zu erwarten ist.

Mit der vorliegenden Arbeit konnte gezeigt werden, dass intermetallische Titanaluminide mit geometrisch bestimmten Schneiden schädigungsminimiert zerspant werden können. Zukünftige Untersuchungen sollten durchgeführt werden, um den Einfluss des Kühlschmiermittels hinsichtlich des Zufuhrdrucks zu ermitteln. Die bei der Zerspanung mit hohen plastischen Anteilen auftretenden hohen Temperaturen begrenzen derzeit die Leistungsfähigkeit der verfügbaren Schneidstoffsysteme. Für eine weitere Steigerung der industriellen Akzeptanz intermetallischer Titanaluminide ist die Bereitstellung von Schneidstoffen notwendig, die auch bei Temperaturen im Bereich von $\vartheta = 1000$ °C und darüber hinaus dauerhaft der tribologischen Beanspruchungen bei der Zerspanung von Titanwerkstoffen widerstehen. Der nachgewiesene Einfluss des hydrostatischen Spannungsanteils auf die Spanbildung sollte experimentell und mit Hilfe von verfeinerten Simulationen an weiteren Werkstoffen überprüft werden.

9 Literatur

- [Abe05] Abele, E.; Sahn, A.; Koppka, F.: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes und der Technologieparameter auf die Spanbildung und Schnittkräfte beim Hochgeschwindigkeitsfräsen.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 292-303.
- [Abr96] Abrão, A. M.; Aspinwall, D. K.: The Surface Integrity of Turned and Ground Hardened Bearing Steel.
In: Wear, 196, 1996, S. 279-284.
- [App00] Appel, F.; Brossmann, U.; Christoph, U.; Eggert, S.; Janschek, P.; Lorenz, U.; Müllauer, J.; Oehring, M.; Paul, D. H.: Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys.
In: Advanced Engineering Materials, 11, 2000, S. 699-720.
- [App02] Appel, F., Oehring, M.: γ -Titanaluminid-Legierungen: Legierungsentwicklung und Eigenschaften.
In: Peters, M., Leyens, Ch. (Hrsg.): Titan und Titanlegierungen, Köln, 2002, S. 39-103.
- [App03] Appel, F., Oehring, M.: Entwicklung von TiAl-Legierungen der 3. Generation.
In: Dietrich, M. (Hrsg.): Titan-Aluminid-Legierungen - Eine Werkstoffgruppe mit Zukunft, Jülich, 2003, S. 85-91.
- [App98] Appel, F.; Wagner, R.: Microstructure and deformation of two-phase gamma-titanium aluminides.
In: Materials Science and Engineering, Part R, Bd. R22, 5, 1998, S. 187-268.
- [Asp05] Aspinwall, D.K.; Dewes, R.C.; Mantle, A.L.: The Machining of γ -TiAl intermetallic Alloys.
In: Annals of the CIRP, Vol. 51/1, 2005, S. 377-390.
- [Aru04] Arunachalam, R.; Mannan, M.; Spowage, A.: Residual Stress and Surface Roughness when Facing Age Hardened Inconel 718 with CBN and Ceramic Cutting Tools.
In: Int. J. Mach. Tool. Manuf., 44, 2004, S. 879-887.
- [Aus95] Austin, C. M.; Kelly, T. J.: Progress in implementation of cast gamma titanium aluminide.
In: Kim, Y.-W.; Wagner, R.; Yamaguchi, M. (Hrsg.): Gamma Titanium Aluminides. The Minerals, Metals & Materials Society, 41, 1995, S. 21-32.
- [Aus99] Aust, E.; Niemann, H.R.: Machining of γ -TiAl.
In: Advanced Engineering Materials VI (1), 1999, S.53-57.
- [Bäk04] Bäker, M.: Finite Element Simulation of Chip Formation. Habilitation Braunschweig, 2003.
- [Bar00] Barry, J.; Byrne, G.; Lennon, D.: Observations on chip formation and acoustic emission in machining Ti-6Al-4V alloy.
In: Internat. Journal of Machine Tools & Manufacture, 41, 2001, S. 1055-1070.
- [Bau98] Baur, H.: Kriech- und Ermüdungseigenschaften von γ -Titanaluminiden. Dissertation Technische Universität Hamburg, 1998.
- [Ben00] Bentley, S.A.; Aspinwall, D.K.: Creep feed grinding of γ -TiAl.
In: Proc. of the 33rd Int. MATADOR Conf, 2000, S. 439-446.
- [Ben99] Bentley, S.A.; Mantle, A.L.; Aspinwall, D.K.: The effect of machining on the fatigue strength of γ -TiAl intermetallic alloy.
In: Intermetallics 7, 1999, S. 967-969.

- [Ber06] Bergmann, S.; Kempmann, C.; Weinert, K.: Super hard abrasives for g-Titanium aluminide alloy machining.
In: Diamond Business, 2, 2006, S. 42-48.
- [Ber08] Bergmann, S.: Beitrag zur Zerspanung intermetallischer g-Titanaluminide durch Bohren, Gewindbohren und Fräsen. Dissertation Technische Universität Dortmund, 2008.
- [Bie08] Biermann, D.; Bergmann, S.: Drilling and Milling of Intermetallic g-TiAl.
In: Proceedings of the TMS 2008, 137th Annual Meeting and Exhibition, New Orleans, LA, USA, 9.-13. März 2008, S. 137-148.
- [Boh99] Bohn, R.: Herstellung und mechanische Eigenschaften silizidhaltiger TiAl-Werkstoffe mit Korngrößen im Submikronbereich. Dissertation Technische Universität Hamburg, 1999.
- [Blü01] Blümke, R.: Gefügeeinfluß auf die Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsfräsen. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2001.
- [Bra95] Brandt, D.: Randzonenbeeinflussung beim Hartdrehen. Dissertation, Universität Hannover, 1995.
- [Bri47] Bridgman, P. W.: The effect of hydrostatic pressure on the fracture of brittle substances.
In: Journal of Applied Physics, 18, 1947, S. 246-258.
- [Bri82] Brinksmeier, E.; Cammet, J.; König, W.; Leskovar, P.; Peters, J.; Tönshoff, H.: Residual Stresses - Measurement and Causes in Machining Processes.
In: Annals of the CIRP, 31, 1982, S. 491-510.
- [Bri96] Brinksmeier, E.; Malz, R.; Riemer, O.: Mikrozerspanung duktiler und spröder Werkstoffe in optischer Qualität.
In: VDI Berichte, 1276, 1996, S. 229-243.
- [Bri01] Brinksmeier, E.; Gläbe, R.: Advances in Precision Machining of Steel.
In: Annals of the CIRP, 50, 1, 2001, S. 385-388.
- [Bri05] Brinksmeier, E.; Mayr, P.; Hoffmann, F.; Lübben, T.; Walter, A.; Diersen, P.; Ponteau, P.; Sölter, J.: Werkstoffeinfluss auf die Spanbildung bei der Hochgeschwindigkeitszerspanung metallischer Werkstoffe.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 267-291.
- [Bri06] Brinksmeier, E.; Rickens, K.; Grimme, D.: Werkzeuge, Maschinen und Prozesse zum Ultrapräzisions-Schleifen.
In: Tawakoli, T. (Hrsg.): Moderne Schleiftechnologie und Feinstbearbeitung 2006. Stuttgart, 2006, 2, S. 1-24.
- [Büh72] Bühler, H.; v. Finckenstein, E.: Ein Beitrag zur Frage der Dauerschwingfestigkeitsänderung durch spanende und abtragende Oberflächenbearbeitung.
In: Archiv Eisenhüttenwesen, 43, 1, 1972, S. 61-64.
- [Bür01] Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik, Grundlagen, Werkstoffbeanspruchung, Hochtemperaturlegierungen. Vieweg Verlag, 2001.
- [Che01] Che-Haron, C. H.: Tool Life and Surface Integrity in Turning Titanium Alloy.
In: J. Mater. Process. Tech., 118, 2001, S. 231-237.
- [Cho99] Choudhury, A.; Blum, M.; Jarczyk, G.; Scholz, H.; Busse, P.; Frommeyer, G.; Knippscheer, S.; Laudenberg, H. J.; Segtrop, K.: Massenherstellung von TiAl-Automobilventilen durch Schmelzen und Schleudergießen in einem Arbeitsgang.
In: Proc. DVM-Tag, Berlin, 5.-7. Mai 1999, S. 125-133.

- [Cle00] Clemens, H.; Kestler, H.: Processing and Applications of Intermetallic γ -TiAl-Based Alloys.
In: Advanced Engineering Materials, 2, 9, 2000, S. 551-570.
- [Cle95] Clemens, H.: Intermetallic gamma-TiAl based alloy sheet materials - Processing and mechanical properties.
In: Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 86, 12, 1995, S. 814-822.
- [Cle97] Clemens, H.; Glatz, W.; Eberhardt, N.; Martinz, H.-P.; Knabl, W.: Mat.Res.Soc. Symp. Proc. Vol 460 (1997) 29.
- [Clo05a] Clos, R.; Günther, S.; Schreppel, U.; Veit, P.: Größeneffekte beim Hartzerspanen in 100Cr6.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Prozessskalierung. Strahltechnik, Bd. 27, BIAS Verlag, Bremen, 2005, S. 199-208.
- [Clo05b] Clos, R.; Lorenz, H.; Schreppel, U.; Veit, P.: Verformungslokalisierung und Spanbildung in Inconel 718:
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 426-445.
- [Clo07] Clos, R.; Radoch, S.; Schreppel, U.; Veit, P.; Jivishov, V.; Denkena, B.: Size Effect at Chip Formation in 100Cr6.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Proceedings of the 2nd International Conference on New Forming Technology, Bremen, 20.-21. September 2007, S. 511-519.
- [Dah93] Dahl, W.; Kopp, R.; Pawelski, O. (Hrsg.): Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1993.
- [Deg93] Degner, W. (Hrsg.); Lutze, H.; Smejkal, E.: Spanende Formung. Hanser Verlag, München, Wien, 1993.
- [Den05] Denkena, B.; Jivishov, V.: Größeneinflüsse auf die Spanbildung, Zerspankräfte und Eigenspannungen beim Drehen – Experiment und Simulation.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Prozessskalierung. Strahltechnik, Bd. 27, BIAS Verlag, Bremen, 2005, S. 285-298.
- [Den07] Denkena, B.; Clos, R.; Veit, P.; Jivishov, V.; Meyer, R.: Influence of the Cutting Edge Geometry on the Chip Formation in Machining.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Proceedings of the 2nd International Conference on New Forming Technology, Bremen, 20.-21. September 2007, S. 491-498.
- [Die94] Dieckhues, G. W.: Feingußtechnologie für intermetallische γ -TiAl-Legierungen.
In: Fortschrittsberichte VDI, Reihe 5, Nr. 369, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1994.
- [Dim95] Dimiduk, D. M.: Gamma titanium aluminides: an emerging materials technology.
In: Kim, Y.-W.; Wagner, R.; Yamaguchi, M. (Hrsg.): Gamma Titanium Aluminides. The Minerals, Metals & Materials Society, 41, 1995, S. 3-20.
- [Dom94] Domke, W.: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung. Cornelsen Verlag, Berlin 1994.
- [Eck96] Eckstein, M.; Smarsly, W.: TiAl als Konstruktionswerkstoff und dessen spanende Bearbeitung am Beispiel hochbelasteter Komponenten in Fluggasturbinen.
In: VDI-Berichte Nr. 1276, 1996, S. 641-653.
- [Elb96] Elbestawi, M. A.; Srivastava, A. K.; El-Wardany, T. I.: A Model for Chip Formation During Machining of Hardened Steel.
In: Annals of the CIRP, 45, 1996, S. 71-76.

- [Ern41] Ernst, H.; Merchant, M. E.: Chip Formation, Friction and High Quality Machined Surfaces.
In: American Society for Metals, The Surface Treatment of Metals, 1941, S. 299-378.
- [Ezu97] Ezugwu, E.; Wang, Z.: Titanium Alloys and their Machinability – a Review.
In: J. Mater. Process. Tech., 68, 1997, S. 262–274.
- [Fri95] Fritz, A. H.; Schulze, G. (Hrsg.): Fertigungstechnik. VDI Verlag, Düsseldorf, 1995.
- [Fro01] Frommeyer, G.; Brück, U.; Knippscheer, S.; Rablbauer, R.: Hochleistungswerkstoffe für Fahrzeugbau und Energietechnik.
In: Konstruktion, 5, 2001, S. 61-62.
- [Fro92] Frommeyer, G.; Wunderlich, W.; Kremser, Th.; Liu, Z. G.: Strength properties and enhanced plasticity of intermetallic Ti-Al-(CrSi) alloys.
In: Materials Science and Engineering, Part A, Bd. A152, 1992, S. 166-172.
- [Gek98] Gekonde, H. O.; Subramanian, S. V.: Tool Wear and Surface Finish in High Speed Machining of Steel.
In: Slater, C. E.; Kaufman, R. M.; Silvonc, W.; Sample, M. A.; Miller, D. (Hrsg.): Proceedings of the 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference. The Iron and Steel Society, Warrendale, 7, 1998, S. 33-747.
- [Gen99] Genzel, C.: Entwicklung eines Mess- und Auswerteverfahrens zur röntgenografischen Analyse des Eigenspannungszustandes im Oberflächenbereich vielkristalliner Werkstoffe.
Habilitationsschrift, Humboldt Universität Berlin, 1999.
- [Gen02] Gente, A.: Spanbildung von TiAl6V4 und Ck45N bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten.
Dissertation Technische Universität Braunschweig, 2002.
- [Gor98] Gorzel, A.: Das langzeitige Verformungsverhalten von ein- und mehrphasigen TiAl-Legierungen bei hohen Temperaturen. Dissertation RWTH Aachen, 1998.
- [Gro96] Gross, D.: Bruchmechanik. Springer Verlag, Berlin, 1996.
- [Grö06] Gröning, H.; Klocke, F.; Zeppenfeld, C.: Einsatz von Diamant- und cBN-Körnern beim Schleifen von α -Titanaluminiden.
In: Diamond Business, 1, 2006, S. 34-42.
- [Güt03] Güther, V.: Herstellung von TiAl-Legierungsmaterial.
In: Titan-Aluminid-Legierungen – eine Werkstoffgruppe mit Zukunft. Forschungszentrum Jülich GmbH 2003, S. 38-47.
- [Hal05] Halle, T.: Zusammenhänge zwischen Spanvorgängen und dem mechanischen Werkstoffverhalten bei hohen Dehnungsgeschwindigkeiten. Dissertation Technische Universität Chemnitz, 2005.
- [Hau97] Hauk, V. (Hrsg.): Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods. Elsevier Verlag, Amsterdam, 1997.
- [Hof05] Hoffmeister, H.-W.; Wessels, T.: Thermomechanische Wirkmechanismen bei der Hochgeschwindigkeitsspannung von Titan- und Nickelbasislegierungen.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 470-491.
- [Hou95] Hou, Z. B.; Komanduri, R.: On a Thermomechanical Model of Shear Instability in Machining. In: Annals of the CIRP Vol. 44/1, 1995.
- [Hou97] Hou, Z. B.; Komanduri, R.: Modelling of Thermomechanical Shear Instability in Machining.
In: International Journal of Mechanical Science Vol.39/11, 1997, S.1273-1314.

- [Hua91] Huang, S.C.; Hall, E.L.: Plastic deformation and fracture of binary TiAl-base alloys.
In: Metall. Trans., A22, 1991, S. 427-439.
- [Huc52] Hucks, H.: Plastizitätsmechanische Theorie der Spanbildung.
In: Werkstatt und Betrieb, 85, 1952, S. 1-40.
- [Iss95] Issler, L.; Ruoß, H.; Häfele, P.: Festigkeitslehre – Grundlagen.
Springer Verlag, 1995.
- [Joh85] Johnson, G. R.; Cook, W. H.: Fracture Characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures.
In: Engineering Fracture Mechanics, 21, 1, 1985, S. 31-45.
- [Kai92] Kaiser, M.: Hardfeinbearbeitung von einatzgehärtetem Stahl mit PKB-Werkzeugen, IDR (1992) 1, S. 24-33.
- [Kár11] v. Kármán, Th.: Festigkeitsversuche unter allseitigem Druck.
In: Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure, Bd. 55, 42, 1911, S. 224-235.
- [Kau96] Kaufeld, M.: Hochgeschwindigkeitsfräsen von Leichtmetallen.
In: Schulz, H. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsbearbeitung. Carl Hanser Verlag, München, 1996, S. 46-58.
- [Kie57] Kienzle, O.; Victor, H.: Spezifische Schnittkräfte bei der Metallbearbeitung.
In: Werkstofftechnik und Maschinenbau, 47, 1957, S. 224–225.
- [Kim94] Kim, Y. W.: Ordered intermetallic alloys. Part III: Gamma titanium aluminides.
In: The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Bd. 46, 7, 1994, S. 30-39.
- [Klo90] Kloos, K.H.: Dubbel, Taschenbuch für den Maschinenbau, Kap. E2, Springer Verlag, Berlin 1992.
- [Klo99] Klossowski, U.: Laserunterstütztes Fräsen von TiAl6V4. Dissertation RWTH Aachen, 1998.
- [Klo05] Klocke, F.; Gerschwiler, K.; Risse, K.: 3D-Simulation des Bohrprozesses zur Bestimmung von Größeneffekten.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Prozessskalierung. Strahltechnik, Bd. 27, BIAS Verlag, Bremen, 2005, S. 261-271.
- [Klo06] Klocke, F.; Stegen, A.: Dem spröden Stoff die Spanbildung beibringen.
In: Werkstatt und Betrieb, 10, 2006, S. 64-67.
- [Klo07] Klocke, F.; Gerschwiler, K.; Abouridouane, M.: Size Effects of the Tool Edge Radius on Specific Cutting Energy and Chip Formation in Drilling.
Vollertsen, F. (Hrsg.): Proceedings of the 2nd International Conference on New Forming Technology, Bremen, 20.-21. September 2007, S. 499-510.
- [Kni99] Knippscheer, S.; Frommeyer, G.; Baur, H.; Joos, R.; Lohmann, M.; Berg, O.; Kestler, H.; Eberhardt, N.; Güther, V.; Otto, A.: TiAl automotive valves - fabrication and properties. TiAl-Automobilventil - Herstellung und Eigenschaften.
In: Proc. EUROMAT 99 Materials for Transportation Technology, Vol. 1, München, 27.-30. September 1999, S. 110-115.
- [Kni00] Knippscheer, S., Frommeyer, G.: Properties of low cost TiAl automotive valves produced by cold wall induction melting and permanent mold centrifugal casting.
In: Titanium '99, Proceedings of the 9th World Conference on Titanium, St. Petersburg, Vol. 1, St. Petersburg, Russia, 2000, S. 320-327.
- [Kni05] Knippscheer, S.; Kestler, H.: Schlummernde Effekte.
In: Maschinenmarkt Das Industriemagazin. 2005 Heft 1/2 . S. 30-32.

- [Kni07] Knippscheer, S.: Entwicklung und Charakterisierung von intermetallischen Leichtbaulegierungen auf Basis von TiAl-(Cu, Mo, Cr, Nb, Si). Dissertation Universität Duisburg-Essen, 2007.
- [Koc53] Kochendörfer, A.: Der Gleitvorgang und die Verfestigung bei metallischen Werkstoffen.
In: VDI-Sonderheft Werkstoffe I, 1953, S. 19-26.
- [Koc91] Koch, E. N.: Technologie zum Schleifen asphärischer optischer Linsen. Dissertation RWTH Aachen, 1991.
- [Kön97] König, W., Klocke, F.: Fertigungsverfahren: Drehen, Fräsen, Bohren. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1997.
- [Kom81a] Komanduri, R.; von Turkovich, B. F.: New Observations on the Mechanism of Chip Formation when Machining Titanium Alloys.
In: Wear, 69, 1981, S. 179-188.
- [Kom81b] Komanduri, R.; Brown, R. H.: On the Mechanics of Chip Segmentation in Machining.
In: Journal of Engineering for Industry, 103, 1981, S. 33-51.
- [Kom82a] Komanduri, R.: Some Clarifications on the Mechanics of Chip Formation when Machining Titanium Alloys.
In: Wear, 76, 1982, S. 15-34.
- Kom82b] Komanduri, R.; Schroeder, T.; Hazra, J.; von Turkovich, B. F.; Flom, D. G.: On the Catastrophic Shear Instability in High-Speed Machining of an AISI 4340 Steel.
In: J. Eng. Ind., 104, 1982, S. 121-131.
- [Kom86] Komanduri, R.; Schroeder, T. A.: On Shear Instability in Machining a Nickel-Iron Base Superalloy.
In: J. Eng. Ind., 108, S. 93-100.
- [Kom95] Komanduri, R.; Zhen-Bin, H.: On a Thermomechanical Model of Shear Instability in Machining.
In: Annals of the CIRP, 44, 1995, S. 69-73.
- [Kot05] Kotschenreuther, J.; Delonnoy, L.; Hochrainer, T.; Weber, M.; Schmidt, J.; Fleischer, J.; Schulze, V.; Löhe, D.; Gumbsch, P.: Modellierung und experimentelle Untersuchungen von Größeneffekten beim Stirndrehen von 90MnCrV8 im vergüteten Zustand.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Prozessskalierung. Strahltechnik, Bd. 27, BIAS Verlag, Bremen, 2005, S. 219-240.
- [Kot07] Kotschenreuther, J.; Autenrieth, H.; Weber, M.; Fleischer, J.; Schulze, V.; Löhe, D.; Gumbsch, P.: Influence of Multiple Machining Steps on the Specific Cutting Force and Surface Characteristics in Micro Cutting.
Vollertsen, F. (Hrsg.): Proceedings of the 2nd International Conference on New Forming Technology, Bremen, 20.-21. September 2007, S. 551-562.
- [Kre73] Kreis, W.: Verschleißursachen beim Drehen von Titnwerkstoffen. Dissertation RWTH Aachen, 1973.
- [Krö58] Kröner, E.: Berechnung der elastischen konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls.
In: Zeitschrift für Physik A, 151, 1958, S. 504-518.
- [Kum02] Kumpfert, J.; Leyens, C.: Orthorhombische Titanaluminide: Schadenstolerante intermetallische Werkstoffe.
In: Peters, M.; Leyens, C. (Hrsg.): Titan und Titanlegierungen, Köln, 2002, S. 105-137.

- [Kum96] Kumpferr, J.; Leyens, C.; Peters, M.: Das Design von Titanlegierungen.
In: Titan und Titanlegierungen. FG für Luft- und Raumfahrt, Köln, 1996,
S. 123-138.
- [Lan05] Landua, S.: Einfluss von Gefüge und Schnittgeschwindigkeit auf die
Mechanismen der Spanbildung und die Ermüdungseigenschaften von
Leichtmetalllegierungen. Dissertation Technische Universität Darmstadt, 2005.
- [Lee45] Lee, E. H.; Shaffer, B. W.: The Theory of the Metal Cutting Process I and II.
In: Journal of Applied Physics, 16, 1945, S. 267-275 u. 318-324.
- [Lee53] Lee, E. H.; Shaffer, B. W.: The Theorie of Plasticity Applied to a Problem of
Machining.
In: Journal of Applied Mechanics, 18, 1953, S. 405-413.
- [Lee84] Lee, D.: The Nature of Chip Formation in Orthogonal Machining.
In: J. Eng. Mater. Technol., 106, 1984, S. 9-15.
- [Les82] Leskovar, P.; Peklenik, J.: Influences Affecting Surface Integrity in the Cutting
Process.
In: Annals of the CIRP, 31, 1982, S. 447-450.
- [Lüt03] Lütjering, G.; Albrecht, J. (Hrsg.): Ti-2003 Science and Technology.
Proceedings of the 10th World Conference on Titanium, Volume IV, 2003.
- [Mac61] Macherauch, E.; Müller, P.: Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen
Spannungsmessung.
In: Zeitschrift für angewandte Physik, 13, 1961, S. 305-312.
- [Man94] Mantle, A. L.; Aspinwall, D. K.; Wise, M. L. H.: Electrical discharge wire
machining of titanium aluminide intermetallics.
In: 3rd international conference on the behaviour od materials in machining, UK,
1994, S. 138-151.
- [Man96] Mantle, A. L.; Aspinwall, D. K.: Temperature measurement and tool wear when
turning gamma TiAl intermetallic.
In: Proc. of the 13th Irish Manufacturing Conf., 1996, S. 427-436.
- [Man97a] Mantle, A. L.; Aspinwall, D. K.: Machinery of Titanium Intermetallics.
In: ISATA Proc. of 30th International Symposium on Automotive Technology
and Automation. Florence 1997, S. 619-626.
- [Man97b] Mantle, A. L.; Aspinwall, D. K.: Surface Integrity and Fatigue Life of Turned
Gamma Titanium Aluminide.
In: J. Mater. Process. Tech., 72, 1997, S. 413-420.
- [Man98] Mantle, A. L.; Bentley, S. A.; Aspinwall, D. K.: A comparision of tool wear
when turning Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8vol.% TiB₂ and Ti-44Al-8Nb-1B titanium
aluminide intermetallics.
In: Proc. of the 4th Int. Conf. on Behaviour of Materials Machining, 1998,
S. 300-308.
- [Man01] Mantle, A. L.; Aspinwall, D. K.: Surface Integrity of a High Speed Milled
Gamma Titanium Aluminide.
In: Journal of Materials Processing Technology, 118, 2001, S. 143-150.
- [McC88] McCullough, C.; Valencia, J. J.; Mateos, H.; Levi, C. G.; Mehrabian, R.: The
High Temperature α -Field in the Titanium-Aluminium Phase Diagram.
In: Scripta Metall, Ausgabe 22 (7), 1988, S. 1131.
- [McC89] McCullough, C.; Valencia, J. J. C.; Levi, G. Mehrabian, R.: Phase Equilibria and
Solidification in Ti-Al Alloys.
In: Acta Metall., Ausgabe 37, 1989, S. 1321.

- [Mei97] Meier, A.: Bearbeitung von metallischen Gasturbinenwerkstoffen durch Tiefschleifen und Drahterodieren. Berichte aus dem Produktionstechnischen Zentrum Berlin. Hrsg.: G. Spur. Fraunhofer-Institut für Produktionsanlagen und Konstruktionstechnik, IPK Berlin, 1997. Zugl.: Dissertation Technische Universität Berlin, 1997.
- [Mer45] Merchant, M. E.: Mechanics of the Metal Cutting Process. Journal of Applied Physics, Nr. 16, S. 267-275 und S.318-324, 1945.
- [Mey05] Meyer, L. W.; Halle, T.: Ermittlung von Werkstoffkennwerten für die numerische Simulation des Hochgeschwindigkeitsspanens.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 379-403.
- [Mol02] Molinari, A.; Musquar C.; Sutter, G.: Adiabatic Shear Banding in High Speed Machining of Ti-6Al-4V: Experiments and Modelling.
In: Int. J. Plasticity, 18, 2002, S. 443-459.
- [Mur87] Murray, J. L.: Phase Diagrams of binary Titanium Alloys. ASM International, Metals Park, Ohio, 1987.
- [Mur88] Murray, J. L.: Calculation of the Titanium-Aluminium Phase Diagram. Metallurgical Transformations A, Vol. 19 (2), 1988, S. 243-247.
- [Nak74] Nakayama, K.: The Formation of Saw-Toothed Chip in Metal Cutting.
In: Proc. Int. Conf. on Production Engineering, Tokyo, 1974, S. 572-577.
- [Nak88] Nakayama, K.; Arai, M.; Kanda, T.: Machining Characteristics of Hard Materials.
In: Annals of the CIRP, 37, 1, 1988, S. 89-93.
- [Nim07] Nimomi, M.; Akiyama, M.; Ikeda, M.; Hagiwara, M.; Maruyama, K. (Hrsg.): Ti-2007 Science and Technology. Proceedings of the 11th World Conference on Titanium, Volume II, 2007.
- [Nod98] Noda, T.: Application of cast gamma TiAl for automobiles. Anwendung gegossener Titanaluminide im Fahrzeug- und Turbinenbau.
In: Intermetallics, 6, 1998, S. 709-713.
- [Nol91] Nolan, T. C.: Wet surface grinding of NiAl, 809, 817 and TiAl.
In: General Electric Internal Evaluation Bulletin AD91179, 1991.
- [Opi53] Opitz, H.; Hucks, H.: Der Zerspanungsvorgang als Problem der Mohr'schen Gleitflächentheorie für den zwei- und dreiachsigen Spannungszustand.
In: Werkstatttechnik und Maschinenbau, 43, 6, 1953, S. 253-260.
- [Oxl61] Oxley, P. L. B.; Humphreys, A. G.; Larizadeh, A.: The Influence of Rate of Strain-hardening in Machining.
In: Machine Shop Magazine, 22, 1961, S. 306-316.
- [Oxl66] Oxley, P. L. B.: Introducing Strain-Rate Dependent Work Material Properties into the Analysis of Orthogonal Cutting.
In: Annals of the CIRP, 13, 1966, S. 127-138.
- [Pau06] Paul, J.; Oehring, M.; Appel, F.: TiAl for Cast Turbocharger and Blade Applications.
Vortrag anlässlich des 3rd International Workshop on γ -TiAl Technologies. Bamberg, 29.-31. Mai 2006.
- [Pér05] Pérez Vargas, R. G.: Wear mechanisms of WC insert in face milling of gamma titanium aluminides.
In: Wear 2005 Heft 259, S.1160-1167.
- [Pet02a] Peters, M.; Leyens, C. (Hrsg.): Titan und Titanlegierungen. Weinheim Wiley Verlag, 2002.

- [Pet02b] Peters, M.; Hemptenmacher, J; Kumpfert, J; Leyens, C.: Titan und Titanlegierungen: Struktur, Gefüge, Eigenschaften.
In: Peters, M.; Leyens, C. (Hrsg.): Titan und Titanlegierungen. Weinheim Wiley Verlag, 2002, S. 1-37.
- [Pii37] Piispanen, V.: Teknillinen Aikakauslehti 27, S. 315-322, 1937.
- [Raz03] Razavi, H. A.; Kurfess, T. R.; Danyluk, S.: Force control grinding of gamma TiAl.
In: Int. Journal of Machine Tools and Manufacture 43, 2003, S. 185-191.
- [Rec64] Recht, R. F.: Catastrophic Thermoplastic Shear.
In: Journal Applied Mechanics, 39, 1964, S. 189-193.
- [Reu29] Reuss, A.: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingungen für Einkristalle.
In: Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik, 9, 1929, S. 49-58.
- [Rom97] Rommerskirchen, M.: Struktur und Eigenschaften feinkristalliner γ -TiAl-Legierungen. Dissertation RTWH Aachen, 1997.
- [Rös05] Rösler, J.; Bäker, M.; Siemers, C.: Mechanisms of Chip Formation.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 492-514.
- [Rot05] Roth, M.; Biermann, H.: Thermo-mechanical fatigue behaviour of the γ -TiAl alloy TNB-V5.
In: Scripta materialica, 54, 2006, S. 137-141.
- [Rot06] Roth-Fagaraseanu, D.: Technology Readiness for Gamm TiAl Production. Vortrag anlässlich des 3rd International Workshop on γ -TiAl Technologies. Bamberg, 29.-31. Mai 2006.
- [Sau89] Sauthoff, G.: Intermetallic Alloys - Materials Development and Prospects.
In: Zeitschrift für Metallkunde, 80, 1989, S. 337-344.
- [Sau91] Sauthoff, G.: Internationaler Stand der Werkstoffentwicklung auf der Basis Intermetallischer Phasen.
In: Bremer, F. J. (Hrsg.): Intermetallische Phasen als Strukturwerkstoffe für hohe Temperaturen. Konferenzen des FZ Jülich, Bd. 6, 1991, S. 1-13.
- [Sau95] Sauthoff, G.: Intermetallics. VCH Verlag, Weinheim, New York, 1995.
- [Sch76] Schreiber, E.: Die Werkstoffbeeinflussung weicher und gehärteter Oberflächenschichten durch spanende Bearbeitung.
In: VDI-Berichte, 256, 1976, S. 67-79.
- [Sch89a] Schulz, H.: Hochgeschwindigkeitsfräsen metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe. Carl Hanser Verlag, München, 1989.
- [Sch89b] Schulz, H.; Spur, G.: Aspects in Cutting Mechanism in High Speed Cutting.
In: Annals of the CIRP, 38, 1989, S. 51-54.
- [Sch91] Schinker, M. G.: Subsurface damage mechanisms at high-speed ductile machining of optical glasses.
In: Precision Engineering, 13, 3, 1991, S. 208-218.
- [Sch92] Schulz, H.; Moriwaki, T.: High-Speed Machining.
In: Annals of the CIRP, 41, 1992, S. 637-643.
- [Sch97] Schlögl, S. M.: Micromechanical Modelling of the Deformation Behavior of Gamma Titanium Aluminides. Dissertation Montanuniversität Leoben, 1997.
- [Sch04] Schubert, F.: Heißes Eisen.
In: Das Industriemagazin 49, 2004, S. 26-29.
- [Sem83] Semiati, S. L.; Rao, S. B.: Shear Localization During Metal Cutting.
In: Mater. Sci. Eng., 61, 1983, S. 185-192.

- [Sha54] Shaw, M. C.; Dirke, S. O.; Smith, P. A.; Cook, N. H.; Loewen, E. G.; Yang, C. T.: Machining Titanium.
In: Reprint to the U.S. Air Force, 1954.
- [Sha84] Shaw, M. C.: Metal Cutting Principles. Oxford University Press, 1984.
- [Sha93] Shaw, M. C.; Vyas, A.: Chip formation in the Machining of Hardened Steel.
In: Annals of the CIRP, 42, 1, 1999, S. 29-33.
- [Sha97] Shaw, M. C.: Festvortrag zur Verleihung des Georg-Schlesinger-Preises 1997.
In: Festschrift, Berlin, 1997, S. 27-47.
- [Sha01a] Sharman, A. R. C.; Aspinwall, D. K.; Dewes, R. C.; Clifton D.; Bowen, P.: The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of γ -titanium aluminide.
In: Int. Journal of Machine Tools & Manufacture 41, 2001, S. 1681-1685.
- [Sha01b] Sharman, A. R. C.; Aspinwall, D. K.; Dewes, R. C.; Bowen, P.: Workpiece surface integrity considerations when finish turning gamma titanium aluminide.
In: Wear 249, 2001, S. 473-481.
- [Sie53] Siebel, E.: Werkstoffmechanik.
In: VDI_Sonderheft Werkstoffe I, 1953, S. 27-33.
- [Sie05a] Siems, S.; Warnecke, J.; Aurich, J. C.: Mechanismen der Werkstoffbeanspruchungen sowie deren Beeinflussung bei der Zerspanung mit hohen Geschwindigkeiten.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 304-329.
- [Sie05b] Sievert, R.; Hamann, A.; Noack, H.-D.; Löwe, P.; Singh, K. N.; Künecke, G.: Simulation der Spansegmentierung einer Nickelbasislegierung unter Berücksichtigung thermischer Entfestigung und duktiler Schädigung.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 446-469.
- [Sin03] Singh, K. N.; Clos, R.; Schreppel, U.; Veit, P.; Hamann, A.; Klingbeil, D.; Sievert, R.; Künecke, G.: Versagenssimulation dynamisch belasteter Proben mit unterschiedlichen Mehrachsigekeitszuständen unter Verwendung des Johnson-Cook-Versagensmodells für eine Nickelbasislegierung.
In: Technische Mechanik, Bd. 23, Heft 2-4, 2003, S. 205-215.
- [Sma94] Smarsly, W.; Singheiser, L.: Potential of Intermetallics to Replace Superalloys for Advanced Operation Conditions in Gas Turbines.
In: Counsouradis, D.; et al. (Hrsg.): Materials for Advanced Power Engineering, Part II. Kluwer Academic Publishers, 1994, S. 1731-1756.
- [Spa98] Sparka, U.A.H.: Verformungs- und Verfestigungsverhalten in ein- und zweiphasigen Titanaluminid-Legierungen.
Dissertation Universität Hamburg, 1998
- [Spi95] Spintig W.: Prozeßführung und Werkstoffbeeinflussung beim Bohren gehärteter Stähle. In: Fortschritt-Berichte VDI, VDI Verlag, Hanover, 1995
- [Sto05] Stoll, A.; Leopold, J.; Neugebauer, R.: Modellierung von Größeneinflüssen bei der Gratbildung.
In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Prozessskalierung. Strahltechnik, Bd. 27, BIAS Verlag, Bremen, 2005, S. 241-252.
- [Sul78] Sullivan, K. F.; Wright, P. K.; Smith, P. D.: Metallurgical Appraisal of Instabilities Arising in Machining.
In: Met. Technol., 5, S. 181-189.

- [Sun07] Sung, S. Y.; Choi, B. J.; Kim, Y. J.: Casting and Modeling of Titanium Aluminides for Automotive.
In: Nimomi, M.; Akiyama, M.; Ikeda, M.; Hagiwara, M.; Maruyama, K. (Hrsg.): Ti-2007 Science and Technology. Proceedings of the 11th World Conference on Titanium, Volume II, 2007, S. 1399-1402.
- [Tol96] Toller, D. F.: Developments in Compressor Blade Machining.
In: Proceedings of the 3rd International Conference on Progress of Cutting and Grinding, Osaka, 1996, S. 1-7.
- [Tön80] Tönshoff, H.; Brinksmeier, E.: Determination of the Mechanical and Thermal Influences on Machined Surfaces by Microhardness and Residual Stress Analysis.
In: Annals of the CIRP, 29, 1980, S. 519-530.
- [Tön99] Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten. Bericht zum DfG-Schwerpunktprogramm, 1999.
- [Tön00a] Tönshoff, H. K.; Arendt, C.; Ben Amor R.: Cutting of Hardened Steel.
In: Annals of the CIRP, 49, 2000, S. 547-566.
- [Tön00b] Tönshoff, H. K.; Friemuth, T.; Plöger, J.; Ben-Amor, R.: Kräfte und Eigenspannungsausbildung beim Hochgeschwindigkeits-Außenlängsdrehen.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten. Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, 2000, S. 152-163.
- [Tön04] Tönshoff, H. K., Denkena, B.: Spanen Grundlagen. Springer Verlag, 2004.
- [Tön05] Tönshoff, H. K.; Denkena, B.; Ben Amor, R.; Ostendorf, A.; Stein, J.; Hollmann, C.; Kuhlmann, A.: Spanbildung und Temperaturen beim Spanen mit hohen Geschwindigkeiten.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 1-40.
- [Uhl93] Uhlmann, E.: Tiefschleifen hochfester keramischer Werkstoffe. Reihe Produktionstechnik – Berlin, Forschungsberichte für die Praxis; Bd. 129. Hrsg.: G. Spur. München, Wien: Carl Hanser Verlag, 1994. Zugl.: Dissertation Technische Universität Berlin, 1993.
- [Uhl01a] Uhlmann, E.; Schauerte, O. S.; Brücher, M.: Machining of Titanium Aluminide Intermetallics.
In: Proc. of 1st International Seminar on Progress in Innovative Manufacturing Engineering, PRIME 2001, S. 65-69.
- [Uhl01b] Uhlmann, E.; Schauerte, O. S.; Brücher, M.; Herter, S.: Tool wear during turning of titanium aluminide intermetallics.
In: Production Engineering. Research and Development, Bd. 8, 2001, S. 13-16.
- [Uhl03a] Uhlmann, E.; Frommeyer, G.; Herter, S.; Knippscheer, S.; Lischka, J. M.: Studies on the conventional machining of TiAl based alloys.
In: Lütjering, G.; Albrecht, J. (Hrsg.): Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium, Volume IV, 2003, S. 2293-2300.
- [Uhl03b] Uhlmann, E.; Wiemann, E.; Zettler, R.; Herter, S.: Hochwarmfeste Werkstoffe im Turbinen-, Motoren und Anlagenbau.
In: Futur - Mitteilungen aus dem Produktionstechnischen Zentrum (PTZ) Berlin, 3, 2003, S. 4-5.

- [Uhl03c] Uhlmann, E.; Frommeyer, G.: Einfluss der spanenden Bearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide auf die Materialeigenschaften intermetallischer Nickel- und Titanaluminide. Bericht zum DfG-Forschungsvorhaben Uh100/32, 2003.
- [Uhl04a] Uhlmann, E.; Herter, S.: Cutting of intermetallic nickel and titanium aluminides. In: Proceedings of the APE, International Conference on Advances in Production Engineering, Part II, 2004, S. 297-304.
- [Uhl04b] Uhlmann, E.; Herter, S.; König, J.; Kott, R.; Wiemann, E.: Zeitgemäß Spanen im Automobilbau.
In: WB Werkstatt + Betrieb, 4, 2004, S. 24-30.
- [Uhl05] Uhlmann, E.; Zettler, R.: Experimentelle und Numerische Untersuchungen zur Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsspanen einer Nickelbasislegierung.
In: Tönshoff, H. K.; Hollmann, F. (Hrsg.): Hochgeschwindigkeitsspanen. Wiley-VCH, 2005, S. 404-425.
- [Uhl06] Uhlmann, E.; Herter, S.: Studies on conventional cutting of intermetallic nickel and titanium aluminides.
In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Volume 220, Number 9, 2006, S. 1391-1398.
- [Uhl07] Uhlmann, E.; Herter, S.; Zettler, R.: Rotation macht die Schneiden leistungsfähiger - Drehen intermetallischer Titanaluminide mit rotierenden Wendeschneidplatten.
In: WB Werkstatt + Betrieb, 5, 2007, S. 32-36.
- [Ull92] Ullmann, F.: Temperaturbestimmung beim Drehen faserverstärkter Kunststoffe. Reihe Produktionstechnik – Berlin, Forschungsberichte für die Praxis; Bd. 100. Hrsg.: G. Spur. München, Wien: Carl Hanser Verlag, 1992. Zugl.: Dissertation Technische Universität Berlin, 1992.
- [Vic56] Victor, H: Beitrag zur Kenntnis der Schnittkräfte beim Drehen, Hobeln und Bohren. Dissertation Technische Hochschule Hannover, 1956.
- [Voi28] Voigt, W.: Lehrbuch der Kristallphysik. Nachdruck, 1. Auflage, Teuber Berlin/Leipzig, 1928.
- [Vya99] Vyas, A.; Shaw, M. C.: Mechanics of Saw-Tooth Chip Formation in Metal Cutting.
In: J. Manufact. Sci. Eng., 121, 1999, S. 163-172.
- [Wag07] Wagner, L.; Schauerte, O.: Status of Titanium and Titanium Alloys in Automotive Applications.
In: Nimomi, M.; Akiyama, M.; Ikeda, M.; Hagiwara, M.; Maruyama, K. (Hrsg.): Ti-2007 Science and Technology. Proceedings of the 11th World Conference on Titanium, Volume II, 2007, S. 1371-1378.
- [War74] Warnecke, G.; Tönshoff, K. (Hrsg.): Band 2 Spanbildung bei metallischen Werkstoffen. Technischer Verlag Resch KG, 1974.
- [Web86] Weber, H.; Loladze, T. N. (Hrsg.): Grundlagen des Spanens. VEB Verlag Technik Berlin, 1986.
- [Wei06] Weimer, M. J.; Kelly, T. J.: Gamma TiAl Alloy 48-2-2 Specification and Data Base Status at GE Aviation.
Vortrag anlässlich des 3rd International Workshop on γ -TiAl Technologies. Bamberg, 29.-31. Mai 2006.
- [Wes00] Westbrook, J. H.; Fleischer, R. L.: Basic mechanical properties and lattice defects of intermetallic compounds. Wiley Verlag, 2000.

- [Yam93] Yamaguchi, M.; Inui, H: TiAl Compounds for Structural Applications.
In: Dariola, A. et al. (Hrsg.): Structural Intermetallics, The Minerals, Metals & Mat. Society, 127, 1993, S. 127-142.
- [Yan02] Yang, X.; Liu, C.; Grandt, A.: An Experimental Study on Fatigue Life Variance, Residual Stress Variance and Their Correlation of Face-Turned and Ground Ti-6Al-4V Samples.
In: J. Manuf. Sci. Eng., 124, 2002, S. 809-819.
- [Zep05] Zeppenfeld, C.: Schnellhubschleifen von γ -Titanaluminiden. Dissertation, RTWH Aachen, 2005.
- [Zha94] Zhang, H.; Wise, M. L. H., Aspinwall, D. K.; Aspinwall, E. M.: Investigation of machinability of a HIPed gamma titanium aluminide.
In: Proc. of TMS Symposium, Materials Issues in Machining II, 1994, S.89-104.
- [Zha95] Zhang, H.; Wise, M. L. H., Aspinwall, D. K.: The surface quality of HIPed gamma bar after turning. In: Proc. 31st MATADOR Conf., 1995, S217-221.

Normen und Richtlinien

- [DIN EN ISO 4287] Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Beuth Verlag GmbH, 1998.
- [ISO 5608] Klemmhalter und Kurzklemmhalter für Wendeschneidplatten - Bezeichnung. Beuth Verlag GmbH, 1995.
- [ISO 1832] Wendeschneidplatten für Zerspanwerkzeuge -Bezeichnung. Beuth Verlag GmbH, 2004.
- [DIN EN ISO 14577] Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil 1: Prüfverfahren. Beuth Verlag GmbH, 2002.
- [DIN 50113] Prüfung metallischer Werkstoffe; Umlaufbiegeversuch. Beuth Verlag GmbH, 1982.
- [VDI/VDE 2616] Härteprüfung an metallischen Werkstoffen, Blatt 1. Beuth Verlag GmbH, 2002.
- [DIN 50320] Verschleiß, Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. (zurückgezogen 1997) Beuth Verlag, Berlin, 1979.
- [DIN EN 1071-02] Hochleistungskeramik - Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten - Teil 2: Bestimmung der Schichtdicke mit dem Kalottenschleifverfahren. Beuth Verlag, Berlin, 2002.
- [DIN EN 1071-06] Hochleistungskeramik - Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten - Teil 6: Bestimmung der Beständigkeit gegen Abriebverschleiß von Schichten mittels Mikroabriebprüfung. Beuth Verlag, Berlin, 2007.
- [DIN 8589-15] Fertigungsverfahren Spanen - Teil 15: Läppen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin, 2003.