

Gefügeeinfluß auf die Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsfräsen

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften
der technischen Universität Darmstadt

zur

Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigte
Dissertation
vorgelegt von

Dipl.-Ing. Ralf Blümke
aus Frankfurt a. M.

Hauptberichterstatter:	Prof. Dr. H.E. Exner
Mitberichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. H. Schulz
Tag der Einreichung:	15.01.2001
Tag der mündlichen Prüfung:	07.05.2001

Darmstadt 2001
D 17

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Literaturübersicht	2
2.1	Werkstoffeinfluß auf die Scherlokalisierung	2
2.2	Bildung kontinuierlicher Späne	8
2.3	Bildung segmentierter Späne	12
2.4	Temperaturerhöhung und Oberflächenausbildung bei der Spanbildung	16
2.5	Offene Fragen	21
3	Versuchsdurchführung	23
3.1	Werkstoffe und Wärmebehandlungen	23
3.2	Werkstoffcharakterisierung	25
3.3	Spanherstellung und Meßtechnik	28
3.4	Spanuntersuchung	31
4	Werkstoffcharakterisierung	33
4.1	Gefügeausbildung	33
4.2	Statische mechanische Eigenschaften	37
4.3	Dynamische mechanische Eigenschaften	38
5	Spanbildung in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen	47
5.1	Gefügeabhängigkeit der Spanbildung bei der Aluminiumlegierung 7075	47
5.2	Vergleich der Spanbildung der Legierungen 7075 und 7050	52
6	Spanbildung in Stahl	55
6.1	Gefügeabhängigkeit der Spanbildung in homogenen Gefügen des Stahls 40 CrMnMo 7	55
6.2	Gefügeabhängigkeit der Spanbildung in Duplexgefügen des Stahls 40 CrMnMo 7	59

7	Oberflächenuntersuchungen	61
8	Diskussion	67
8.1	Segmentspanbildung in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen	67
8.2	Segmentspanbildung in Stahl	73
8.3	Bedeutung der Duplexgefüge	74
8.4	Schlußfolgerungen	76
9	Zusammenfassung	78
10	Literaturverzeichnis	81

1 Einleitung

Beim Hochgeschwindigkeitsfräsen liegen die Schnittgeschwindigkeiten um etwa einen Faktor 10 über den bei der konventionellen Bearbeitung verwendeten. Dieser technologische Fortschritt wird durch die Entwicklung neuer Schneidstoffe, durch neue Antriebssysteme der Werkzeugmaschinen und durch neue Motorspindel-Lagerungssysteme ermöglicht.

Die der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung zu Grunde liegenden physikalischen und metallkundlichen Phänomene sind noch weitgehend ungeklärt. Im angewandten Schnittgeschwindigkeitsbereich von bis zu 8000 m/min werden gegenüber der konventionellen Zerspaltung veränderte Mechanismen der Spanbildung beobachtet. Die durch das periodische Auftreten von Instabilitäten innerhalb der Späne verursachte Segmentspanbildung tritt im Hochgeschwindigkeitsbereich wesentlich häufiger auf als bei der konventionellen Bearbeitung und wird vielfach als ein Kriterium der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung angesehen.

Das Entstehen der Spansegmentierung wird durch den in metallischen Werkstoffen bei Belastung mit hohen Dehnraten auftretenden Vorgang der Scherlokalisierung hervorgerufen. Hierbei wird die gesamte plastische Verformung in einem schmalen Scherband konzentriert, während das angrenzende Werkstoffvolumen nahezu unverformt bleibt. Die Anfälligkeit eines Werkstoffs zur Bildung von lokalisierten Scherbändern wird stark durch seinen Gefügestand beeinflusst. Hierbei ist noch weitgehend unklar, welche metallkundlichen Mechanismen zur Auslösung der Scherlokalisierung führen.

Die genaue Kenntnis der die Spanbildung bestimmenden Mechanismen kann über eine gezielte Beeinflussung der Zusammensetzung und des Gefüges der zerspannten Werkstoffe zur Senkung der Schnittkraft und damit zur Optimierung der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung ausgenutzt werden. Die vorliegende Arbeit geht auf diese Problemstellung ein. Ziel ist es, zu einem besseren Verständnis der bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung in der primären und sekundären Scherzone der Späne ablaufenden Vorgänge und Mechanismen beizutragen.

2 Literaturübersicht

Die Werkstoffbeanspruchung bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung ist gekennzeichnet durch hohe Dehnungen, Dehnraten und Temperaturen. Die Spanbildung wird daher durch das Materialverhalten unter diesen Bedingungen bestimmt. Hierbei treten häufig lokale Schervorgänge auf, die zur Bildung segmentierter Späne führen. Die metallkundlichen Aspekte der bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten auftretenden Lokalisierung der plastischen Verformung sind in Abschnitt 2.1 zusammengefaßt. Einen Überblick über die bei der Bildung kontinuierlicher Späne in der primären und in der sekundären Scherzone auftretenden Phänomene gibt Abschnitt 2.2. Die für die Bildung segmentierter Späne verantwortlichen mechanischen und metallkundlichen Parameter sowie die Auswirkungen einer Spansegmentierung auf den Zerspanungsprozeß werden in Abschnitt 2.3 vorgestellt. Die in der Literatur beschriebenen Einflußparameter auf die Zerspanungstemperatur sowie unterschiedliche werkstoffkundliche Verfahren zur Temperaturabschätzung werden in Abschnitt 2.4 zusammengefaßt.

2.1 Werkstoffeinfluß auf die Scherlokalisierung

Das Auftreten von lokaler Scherung ist die Hauptursache für das Versagen von metallischen Werkstoffen, die mit hohen Dehnraten belastet werden. Die erste Beobachtung von lokalisiert auftretenden Scherbändern wurde von Zener und Hollomon [1944] bei Druckversuchen an niedrig legiertem Stahl beschrieben.

Die seitdem erschienene umfangreiche Literatur zum Auftreten von lokaler Scherung wurde in Übersichtsarbeiten von Rogers [1979, 1983], Cowie und Tuler [1987] und Timothy [1987] zusammengefaßt. Die folgenden Punkte sind für die vorliegende Arbeit wichtig:

2.1.1 Scherbandeigenschaften

Unter einachsiger Druckbelastung bilden sich Scherbänder unter einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung in der Ebene höchster Schubspannung (Lee und Lin [1998]). Die Ausbreitung der Bänder erfolgt kristallographisch undefiniert (Dobromyslov et al. [2000], Shockey und Erlich [1981]). Innerhalb der Bänder treten hohe Dehnungen und Dehnraten auf. Von Wittmann et al. [1990] wurden in einem

Scherband in niedrig legiertem Stahl mit martensitischem Ausgangsgefüge
Dehnungen von 400% und Dehnraten von 10^6 s^{-1} gemessen.

Die im Scherband auftretenden Temperaturen können den Schmelzpunkt des Metalls überschreiten (Chou et al. [1991], Grebe et al. [1985]). Aufgeschmolzene Bereiche lassen sich im Rasterelektronenmikroskop durch ihre von Stock und Thompson [1970] und Giovanola [1988] als „knobbly“ beschriebene charakteristische Oberflächenausbildung erkennen. Diese durch Erstarrung geringer Mengen von Schmelze entstandenen Oberflächen werden häufig nach der Erstarrung durch Reibung mit gegenüberliegenden Scherflächen verändert. Die hierbei entstehenden Oberflächen weisen ein verschmiertes Erscheinungsbild auf (Cho et al. [1990]).

Aufgrund der kurzen Wärmeeinwirkungszeit ergeben sich lokale Aufheizraten von bis zu 10^7 K/s (Duffy und Chi [1992]). Während der Scherbandbildung wird nur ein sehr geringer Teil der durch plastische Verformung lokal erzeugten Wärmemenge durch Wärmeleitung in den angrenzenden Werkstoff abgeführt, so daß Scherbänder oft als adiabatisch bezeichnet werden. Erst nachdem die Scherbandbildung abgeschlossen ist, kommt es durch Wärmeabfluß in den umliegenden Werkstoff zu einer Temperaturabnahme. Die Abkühlrate kann hierbei 10^7 K/s erreichen (Me-Bar und Shechtman [1983]).

Aufgrund ihrer äußeren Erscheinung im Schlibbild und ihres Ätzverhaltens werden Scherbänder häufig in „verformte“ und in „weiße“ Scherzonen eingeteilt. Ein Scherband wird als verformtes Band bezeichnet, falls ein allmählicher Übergang vom unverformten umliegenden Gefüge zum stark verformten Scherband erfolgt und beide das gleiche Ätzverhalten aufweisen. Scherbänder dieser Art wurden in Aluminiumlegierungen (Leech [1985]) oder Kupferlegierungen (Quadir und Shewmon [1981]) beobachtet. In Stahl (Glenn und Leslie [1971]) sowie in Titanlegierungen (Timothy und Hutchings [1985]) wurden dagegen Scherbänder gefunden, die eine scharfe Begrenzung zum umgebenden Werkstoff aufweisen. Diese Bänder lassen sich in metallographischen Schliffen im Gegensatz zu verformten Scherbändern nicht ätzen und erscheinen daher im Lichtmikroskop als strukturlose weiße schmale Bänder oder Linien. Im folgenden werden diese Zonen sowohl für Stahl als auch für Titan als „martensitische Bänder“ bezeichnet.

Verformte Scherbänder sind in den meisten Fällen breiter als martensitische Scherbänder. In Aluminium- bzw. Kupferlegierungen wurden Scherbandbreiten von

mehr als 100 μm beobachtet, während martensitische Scherbänder in Stahl meist eine Breite von unter 20 μm aufweisen (Dodd und Bai [1985]).

Sowohl in verformten (Leech [1985]) als auch in martensitischen Scherbändern (Manion und Wingrove [1972]) wurde durch Mikrohärtemessungen eine gegenüber dem Ausgangsgefüge deutlich erhöhte Härte festgestellt. In Stahl ist die Härte martensitischer Scherbänder nicht von der Härte des Ausgangsgefüges abhängig (Meyers und Wittman [1990], Velez und Powell [1981]). Sie wird vielmehr nur durch den Kohlenstoffgehalt des Stahls bestimmt (Rogers und Shastry [1981]).

Die hohe Härte von verformten Bändern wird auf eine starke Verfestigung des Werkstoffs (Nakkalil [1991]) bzw. auf die in solchen Bändern gefundene kleine Korngröße zurückgeführt (Kunze et al. [1981]). In verformten Scherbändern einer Aluminiumlegierung wurden globulare Körner mit einer Korngröße von unter 400 nm nachgewiesen (Lee et al. [1998]). Von Andrade et al. [1994] wurde in verformten Scherbändern einer Kupferlegierung eine Korngröße von etwa 100 nm gefunden. Diese Kornfeinung wird in beiden Fällen auf während der Scherbandentstehung stattfindende dynamische Rekristallisationsvorgänge zurückgeführt.

In martensitischen Scherbändern konnten durch Elektronenbeugungsuntersuchungen unterschiedliche Phasen nachgewiesen werden. Die in Stahl am häufigsten nachgewiesene Phase ist raumzentriert tetragonaler Martensit (Thornton und Heiser [1971], Wingrove [1971], Wittman et al. [1990]). In einigen Untersuchungen konnte die Anwesenheit von Austenit nachgewiesen werden, auch wenn ein austenitfreies Ausgangsmaterial verwendet wurde (Bourne [1950], Derep [1987], Meunier [1988]).

Für die hohe Härte, die scharfe Abgrenzung zum umgebenden Ausgangsgefüge und die unterschiedlichen nachgewiesenen Phasen martensitischer Scherbänder wird eine Phasenumwandlung zu Austenit oder δ -Ferrit (Derep [1987], Lee et al. [1993a], Wingrove [1971]) bzw. β -Titan (Me-Bar und Shechtman [1983]) verantwortlich gemacht, die von den hohen Temperaturen während der lokalisierten plastischen Verformung verursacht wird. Nach dieser Hypothese entsteht die beobachtete Bandstruktur anschließend durch eine martensitische Umwandlung während der schnellen Abkühlung auf Umgebungstemperatur (Irick et al. [1995]).

Dagegen wird von anderen Autoren das Durchlaufen einer Phasenumwandlung bezweifelt (Cho et al. [1993], Duffy und Chi [1992], Xu et al. [2000]). Dies wird meist mit dem Fehlen von Restaustenit begründet. Duffy und Chi [1992] geben als Begründung für diese Sichtweise an, daß in der kurzen Zeit, die zur Scherbandbildung zur Verfügung steht, keine ausreichende Diffusion von Kohlenstoff zur Bildung von Austenit ablaufen kann. Jedoch konnte von Meunier et al. [1988] sowie von Rogers und Shastry [1981] gezeigt werden, daß in Stahl vorhandene Karbide im Scherband vollständig aufgelöst wurden. Das Auflösen von Karbiden kann nach Wittman et al. [1990] durch eine vorhergehende mechanische Zerstörung der Karbide, die durch die hohe plastische Verformung verursacht wird, beschleunigt werden, so daß auch in der kurzen zur Scherbandentstehung benötigten Zeit ein vollständiges Auflösen des Kohlenstoffs in der Matrix möglich ist.

Neben Phasenumwandlungen werden in martensitischen Scherbändern häufig dynamische Erholungs- und Rekristallisationsprozesse angenommen (Hines et al. [1998]). Meyers und Pak [1986] machen dynamische Rekristallisation für die in Scherbändern in Titan beobachteten kleinen Korngrößen von 50 nm verantwortlich. In niedrig legiertem Stahl wurden von Beatty et al. [1992] in Scherbändern Korngrößen von unter 20 nm gefunden. Die Entstehung feiner globularer Körner mit hoher Versetzungsdichte in Stahl wird von Lee et al. [1993a] auf eine dynamische Rekristallisation während der Scherbandentstehung, gefolgt von weiterer plastischer Verformung, die zu einem erneuten Anstieg der Versetzungsdichte führt, zurückgeführt. Von Cho et al. [1993] werden zusätzlich dynamische Erholungsprozesse angenommen, die für die gefundene Versetzungsanordnung in globularen Zellstrukturen verantwortlich sind.

2.1.2 Scherbandentstehung

Der erste Ansatz zur Untersuchung der Ursachen, die zum Auftreten von Scherlokalisierungen führen, wurde von Recht [1964] veröffentlicht. Es wird ein Wettlauf zwischen thermischer Entfestigung und mechanischer Verfestigung des Werkstoffs bei der plastischen Verformung angenommen. Scherlokalisierung setzt ein, falls die thermische Entfestigung die mechanische Verfestigung übersteigt. Diese Entfestigung führt zu einer Konzentration der plastischen Verformung, die einen weiteren Temperaturanstieg und damit eine weitere Konzentration der Verformung verursacht. Es kommt zu einem sich selbst beschleunigenden Prozeß, der zur

Ausbildung eines „adiabaten“ Scherbandes führt. Überwiegen die verfestigenden Werkstoffeigenschaften gegenüber den entfestigenden, kommt es nicht zur Verformungslokalisierung in Form eines Scherbandes (Needleman [1989]). Eine hohe Dehnrate verstärkt nach diesem Modell die Neigung zur Scherlokalisierung, da in der kürzeren Verformungszeit nur eine geringere Wärmemenge in den umgebenden Werkstoff abgeführt werden kann (Clifton et al. [1984]). Dies führt zu stärkerer Wärmekonzentration und damit stärkerer thermischer Entfestigung als im Fall niedriger Dehnraten.

Der Ansatz nach Recht [1964] ermöglicht durch einen Vergleich der Verfestigungs- und Entfestigungseigenschaften unterschiedlicher Werkstoffe eine Klassifizierung nach ihrer Empfindlichkeit zur Ausbildung von Scherlokalisierungen. Die höchste Scherempfindlichkeit ergibt sich hiernach in Titanlegierungen, während Aluminiumlegierungen und weichgeglühter Stahl die geringste Scherempfindlichkeit aufweisen. Hierbei wird nicht zwischen unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen oder unterschiedlichen Gefügeständen der gleichen Legierung unterschieden. Es ist jedoch bekannt, daß beide Faktoren die Neigung zur Scherbandbildung beeinflussen: In Reinaluminium oder Reinkupfer konnte keine Scherbandentstehung beobachtet werden (Brunton et al. [1964]), während in Legierungen beider Elemente eine deutliche Scherneigung auftritt (Quadir und Shewmon [1981], Leech [1985]).

Ein Einfluß des Gefüges auf die Scherbandbildung konnte für viele Metalle nachgewiesen werden. In Stahl wurden von Meyers und Wittman [1990] Scherbänder sowohl im gehärteten als auch im angelassenen Zustand nachgewiesen, nicht jedoch im weichgeglühten Zustand. Im Fall von Titanlegierungen ergeben sich deutliche Unterschiede zwischen lamellaren und globularen Gefügen. Legierungen mit lamellarem Gefügebau weisen eine deutlich höhere Scherempfindlichkeit auf als globulare Gefüge (Burkins und Love [1996], Meyer et al. [1997]). Bei Aluminiumlegierungen hat der Auslagerungszustand einen starken Einfluß auf die Ausbildung von Scherbändern. Lee et al. [1999] untersuchten den lösungsgeglühten und den maximal ausgehärteten Zustand der Aluminiumlegierung 7075. Eine deutliche Neigung zum Auftreten von Scherlokalisierung ergab sich nur im maximal ausgehärteten Zustand. Es wurden jedoch keine weiteren Auslagerungszustände eingestellt, insbesondere wurde der Einfluß von Überalterung der Legierung nicht untersucht.

Der Zusammenhang zwischen der Härte einer Legierung und der Entstehung von Scherbändern ist nicht klar. In den meisten Fällen wurde mit einer Härtezunahme auch eine Zunahme der Scherempfindlichkeit beobachtet. In einigen Fällen wurde jedoch auch von gegenteiligen Beobachtungen berichtet. In Stählen besteht ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Härte und Scherempfindlichkeit. Manion und Wingrove [1972], Nakkalil [1991] und Velez und Powell [1981] beobachteten übereinstimmend, daß mit Zunahme der Härte des Stahls auch die Neigung zur Bildung von Scherlokalisierungen zunimmt. Dieser Zusammenhang konnte für Aluminium nicht eindeutig belegt werden: Der gleiche Einfluß der Härte wie bei Stahl wurde von Lee et al. [1999] für unterschiedliche Auslagerungszustände einer Aluminiumlegierung festgestellt. Dagegen wurde von Lee und Lee [1998] sowie von Lee et al. [1993b] von Untersuchungen an Aluminiumwerkstoffen berichtet, bei denen die höchste Scherempfindlichkeit bei einem Zustand mit geringerer Härte beobachtet wurde.

Diese zum Teil widersprüchlichen Beobachtungen erschweren die genaue Festlegung der Ursachen, die zur Auslösung von Scherbändern führen. Häufig wird angenommen, daß die Scherbandauslösung entweder an einem Defekt (Marchand und Duffy [1988], Semiatin et al. [1987]), oder durch lokale Werkstoffentfestigung (Molinari und Clifton [1987], Wright und Walter [1987]) erfolgt. Als auslösende Defekte können Oberflächenfehler wie Kerben und Risse oder Werkstoffinhomogenitäten wie Einschlüsse wirken, die zu einer Spannungskonzentration im Werkstoff führen. Eine Werkstoffentfestigung wird meist auf eine lokal begrenzte Temperaturerhöhung, verursacht durch lokalisierte plastische Verformung zurückgeführt (Lee et al. [2000a]). Falls die thermische Entfestigung die mechanische Verfestigung übersteigt, kommt es zum Werkstoffversagen durch Bildung eines Scherbandes. Bei dieser Betrachtungsweise, die auf Recht [1964] zurückgeht, und die nach Chung et al. [1977] eine notwendige, jedoch nicht hinreichende Bedingung zum Auslösen von Scherlokalisierungen ist, bleibt unklar, welche metallkundlichen Ursachen zum ersten Auftreten lokalisierter plastischer Verformung geführt haben.

Eine mögliche Ursache für ein entfestigendes Werkstoffverhalten, das zur Lokalisierung plastischer Verformung führen kann, ist das Abscheren von Ausscheidungen durch Versetzungen (Dew-Hughes und Robertson [1960]). Die Neigung eines Werkstoffs zur Bildung von Scherlokalisierung kann daher durch seinen Ausscheidungszustand, d.h. durch die Anwesenheit von durch Versetzungen schneid-

barer Ausscheidungsteilchen beeinflusst werden (Lee und Duggan [1994]). Ein solcher Zusammenhang konnte experimentell an austenitischem Stahl und an Aluminium-Lithium Legierungen nachgewiesen werden: Von Mataya et al. [1982] wurde in Druckversuchen gezeigt, daß Scherlokalisierung in einem ausscheidungsgehärteten austenitischen Stahl ausschließlich bei Anwesenheit von kohärenten und damit schneidbaren γ' -Ausscheidungen auftritt. In Aluminium-Lithium Legierungen wurde das Auftreten von lokalisierten Fließprozessen von mehreren Autoren mit dem Vorhandensein von kohärenten δ' -Ausscheidungen begründet (Behood und Evans [1989], Li und Park [2000], Pink et al. [2000]).

2.2 Bildung kontinuierlicher Späne

Trent [1988 a, b, c] gibt einen Überblick über die bei der Bildung von kontinuierlichen Spänen auftretenden Phänomene sowie deren Auswirkung auf den Zerspanungsvorgang. Die für diese Arbeit wichtigen Punkte werden im folgenden für die primäre und sekundäre Scherzone getrennt beschrieben.

2.2.1 Vorgänge in der primären Scherzone

Die Beschreibung der Spanbildung im Fall kontinuierlicher Späne geht auf das von Merchant [1945 a, b] veröffentlichte Scherebenenmodell zurück. In dieser Arbeit wird eine sich von der Spitze der Schneide zur freien Oberfläche erstreckende Scherebene angenommen, in der die gesamte zur Bildung des Spans erforderliche plastische Scherverformung stattfindet. Diese Scherebene wird häufig als primäre Scherzone bezeichnet. Dort treten während der Spanbildung Dehnungen von 200-300% und Dehnraten von 10^4 s^{-1} auf (Spaans [1972]). Die hohe plastische Verformung führt zu einer Temperaturerhöhung auf etwa 200-300°C (Murarka et al. [1981]) sowie zur Verfestigung innerhalb des Spans, die sich durch Härtemessungen nachweisen läßt (Jiang et al. [1996, 1997]).

Die Lage der primären Scherzone kann durch Rekristallisation von Spanwurzeln sichtbar gemacht werden (Weinmann und von Turkovich [1971], Ramalingam und Black [1972]). Als Folge der zur Spanentstehung notwendigen plastischen Verformung entsteht bei Rekristallisation von Spanwurzeln innerhalb des Spans ein feines Korn, während im nicht verformten Werkstück das ursprüngliche grobe Korn

erhalten bleibt. Die primäre Scherzone läßt sich als scharfe Grenzfläche zwischen den Bereichen mit grobem und feinem Korn erkennen.

Der in der primären Scherzone auftretende Spannungszustand ist vom Ort in der Scherzone entlang der Spannungsbreite abhängig. An der Außenseite der Scherzone ergibt sich ein ebener Spannungszustand, während im Innern ebene Dehnung auftritt (Klamecki und Kim [1988]).

Eine Voraussage des sich bei der Zerspanung einstellenden Scherwinkels ergibt sich im Modell nach Merchant [1945 a, b] durch Anwendung des Prinzips minimaler Zerspanungsarbeit. Die Zerspanungsarbeit ist hierbei die Summe der in der Scherebene aufgebrauchten Verformungsarbeit und der beim Spanablauf über die Spanfläche aufgebrauchten Reibarbeit. Im Idealfall vernachlässigbarer Reibung auf der Spanfläche ergibt sich hieraus ein Scherwinkel von 45° und damit eine Spandicke gleich der Spannungstiefe. In der Praxis werden jedoch eine Spanstauchung und geringere Werte des Scherwinkels zwischen 15° und 40° beobachtet (Wright [1982], Komanduri et al. [1985]).

2.2.2 Vorgänge in der sekundären Scherzone

Die Berechnung der beim Spanablauf über die Schneidfläche aufgebrauchten Reibarbeit erfolgte im Modell nach Merchant [1945 a, b] durch die Annahme von Coulomb-Reibung zwischen Span und Schneide. Diese Annahme wird auch in neueren Arbeiten noch verwendet (Shamoto und Altintas [1999]). Dagegen konnte von verschiedenen Autoren sowohl theoretisch als auch experimentell gezeigt werden, daß die Kontaktbedingungen zwischen Span und Schneide das Auftreten von Coulomb-Reibung beim Ablaufen des Spans nicht zulassen. Auf der Spanfläche werden hohe Flächenpressungen von bis zu 700 MPa erreicht (Wright et al. [1979]). Hierbei kommt es zu Verschweißungen zwischen Span und Schneide: Beim Reibschweißen werden haltbare Verbindungen schon bei deutlich geringeren Flächenpressungen (z.B. etwa 50 MPa bei Aluminium und etwa 100 MPa bei Stahl) erreicht (Wallace et al. [1983]).

Der erste metallographische Nachweis von zwischen Span und Schneide auftretenden Verschweißungen wurde von Trent [1963] erbracht. Falls die Bindungsstärke zwischen Span und Schneide die Scherfestigkeit des zerspannten Werkstoffs übersteigt, kommt es zur Ausbildung einer Fließzone an der Spanunterseite (Wright

[1981]). Diese Fließzone wird meist als sekundäre Scherzone bezeichnet. Dort bildet sich ein Geschwindigkeitsgradient innerhalb des über die Schneide ablaufenden Spans aus. Eine mehrere Atomlagen dicke Zone in der Spanunterseite weist relativ zur Schneide die Geschwindigkeit Null auf. Die Geschwindigkeit der angrenzenden Atomlagen nimmt mit zunehmender Entfernung von der Grenzfläche zwischen Span und Schneide zu, bis die Ablaufgeschwindigkeit des Spans erreicht ist (Wright et al. [1979]). Hierbei kann ein linearer Verlauf der Geschwindigkeit über die Dicke der Scherzone angenommen werden (DeSalvo und Shaw [1968]). Mit dieser Annahme ist es möglich, die sekundäre Scherzone mit einem zwischen dem Span und der Schneide vorhandenen viskosen Flüssigkeitsfilm zu vergleichen (Jackson und Wright [1982]).

Die Gesamtdicke der sekundären Scherzone beträgt etwa $20\ \mu\text{m}$ (Li et al. [1996]), so daß nur ein geringer Bruchteil des gesamten Spanvolumens in der sekundären Scherzone enthalten ist. Eine Zunahme der Schnittgeschwindigkeit führt zu einer Abnahme der Dicke der sekundären Scherzone (Mathew und Oxley [1981]). Die in der sekundären Scherzone auftretenden Dehnungen sind um mehr als eine Größenordnung höher als in der primären Scherzone. Es wurden Dehnungen im Bereich von 3000-5000% gemessen (Wright [1982]). Die Dehnrage beträgt hierbei etwa $10^4\ \text{s}^{-1}$ (Trent [1991]).

Das Auftreten der sekundären Scherzone führt zu einer über die gesamte verschweißte Kontaktlänge konstanten Schubspannung auf den Schneidkörper, deren Höhe durch die Scherfestigkeit des zerspannten Werkstoffs bestimmt wird. Im Gegensatz dazu fällt die auf der Schneidfläche auftretende Normalspannung von einem Maximalwert, der an der Spitze der Schneide erreicht wird, entlang der Spanablaufrichtung exponentiell auf Null ab (Usui et al. [1984], Özel und Altan [2000]). Der Verlauf dieser Spannungsverteilung ist unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit. Die meßtechnische Bestimmung der Spannungsverteilung erfolgt durch Schnittkraftmessungen mit Hilfe von zweigeteilten Schneidwerkzeugen (Barrow et al. [1982]).

Durch die lokalisierte starke Verformung in der sekundären Scherzone treten hohe Temperaturen in der Spanunterseite auf. Bei der Zerspannung von Stahl kann hier die Umwandlungstemperatur von Ferrit zu Austenit überschritten werden. Von Opitz und Gappisch [1962] wurde hierzu bei der Zerspannung von unlegiertem Kohlenstoffstahl die Form des Zementits in der sekundären Scherzone untersucht. Bei niedriger

Schnittgeschwindigkeit werden Karbide in Scherrichtung verformt und zeilig ausgerichtet. Dagegen wurden bei hohen Schnittgeschwindigkeiten gleichmäßig verteilte globulare Karbide gefunden. Dieses Verhalten wurde auf eine Austenitisierung der Fließzone bei hohen Schnittgeschwindigkeiten zurückgeführt. Bei der anschließenden Abkühlung bilden sich aus dem im Austenit gelösten Kohlenstoff fein verteilte Karbide. Shelbourn et al. [1985] berichten von ähnlichen Ergebnissen bei TEM-Untersuchungen an unlegierten Stahlspänen. Hier wurde ein Vergleich von an der Spanunterseite aus der sekundären Scherzone entnommenen Proben mit aus der Spanmitte entnommenen Proben durchgeführt. In der Spanmitte wurden durch plastische Verformung in der primären Scherzone stark verformte, gestreckte Ferritkörner gefunden. Dagegen wiesen die Ferritkörner in der sekundären Scherzone eine globulare Struktur auf. Es wurde keine Streckung der Körner in Richtung der sekundären Scherung festgestellt. Diese Unterschiede im Gefügebau wurden auf eine Austenitisierung der sekundären Scherzone und die anschließende Rückumwandlung in Ferrit beim Abkühlen des Spans zurückgeführt.

Von Hau-Bracamonte [1981] wurde der Einfluß der Werkstücktemperatur auf die Phasenumwandlung in der Fließzone von unlegiertem Stahl untersucht. Hierzu wurden zusätzlich zu den bei Raumtemperatur durchgeführten Versuchen Werkstücke auf eine Temperatur von -196°C gekühlt und bei unveränderten mechanischen Parametern zerspannt. Im Fall des gekühlten Werkstücks wurde in der sekundären Scherzone Martensit nachgewiesen, während die sekundäre Scherzone der bei Raumtemperatur hergestellten Späne aus Perlit bzw. Bainit bestand.

Zur Interpretation dieser Ergebnisse wurde die folgende Abfolge von Ereignissen vorgeschlagen: Während der Spanbildung kommt es durch die starke lokalisierte Verformung unabhängig von der Werkstücktemperatur zur Austenitisierung der sekundären Scherzone. Im Anschluß daran erfolgt ein Abschrecken des Materials in der sekundären Scherzone auf die in der Spanmitte herrschende Temperatur, gefolgt von einem langsamen Abkühlen des gesamten Spanvolumens auf Raumtemperatur. Bei der Zerspannung des gekühlten Werkstücks ist die Temperatur im Spaninnern geringer als die zur Umwandlung des Austenits zu Martensit erforderliche Martensit-Start-Temperatur M_s , so daß in der sekundären Scherzone eine martensitische Umwandlung erfolgt. Dagegen wird bei der Zerspannung bei Raumtemperatur im Spaninnern die M_s -Temperatur überschritten, so daß beim Abschrecken der

sekundären Scherzone keine Phasenumwandlung stattfindet. Erst beim anschließenden langsamen Abkühlen des gesamten Spanvolumens auf Raumtemperatur erfolgt die Umwandlung des Austenits in der sekundären Scherzone zu Perlit bzw. Bainit.

2.3 Bildung segmentierter Späne

Neben der Bildung kontinuierlicher Späne wird bei der Zerspanung vieler Werkstoffe (gehärtete Stähle, Titanlegierungen, Nickelbasislegierungen) insbesondere bei hohen Schnittgeschwindigkeiten das Auftreten von segmentierten Spänen beobachtet. In den folgenden Abschnitten werden die für die Bildung segmentierter Späne entscheidenden Einflußgrößen sowie die Auswirkungen einer Spansegmentierung auf den Zerspanungsprozeß zusammengefaßt.

2.3.1 Einfluß der Zerspanungsparameter und des Werkstoffs auf die Spansegmentierung

Segmentierte Späne entstehen durch das periodische Auftreten von Instabilitäten in der primären Scherzone, die zur Scherlokalisierung innerhalb des Spans führen. Durch die Relativbewegung zwischen Werkzeug und Werkstück kommt es zum Aufstauchen des Werkstoffs und damit zum Spannungsaufbau vor der Schneide. Diese Spannungen werden in regelmäßigen Abständen durch ein Werkstoffversagen in Form von lokalisierten Scherbändern abgebaut (Turley et al. [1982]). Im Gegensatz zum kontinuierlichen Span ist die plastische Verformung damit nicht über das gesamte Spanvolumen homogen verteilt, sondern in periodisch auftretenden Scherbändern konzentriert. Das Innere der Spansegmente ist dagegen nur schwach plastisch verformt (Lee und Flom [1981]).

Das Auftreten von Spansegmentierung wird sowohl von den Zerspanungsbedingungen als auch durch den Werkstoff beeinflusst. Segmentierte Späne wurden insbesondere bei hohen Schnittgeschwindigkeiten (Komanduri und Schroeder [1986]), hohen Vorschüben (Brown und von Turkovich [1983], Lindberg und Lindström [1983]) und hohen Spanwinkeln (Turley und Doyle [1982]) beobachtet. Durch Variation der genannten Einflußparameter kann es zu einem Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen kommen. Im Fall segmentierter Späne wurde von Davies et al. [1995, 1997] bei Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit eine

Zunahme des Segmentabstands gefunden. Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit führt zusätzlich zu einer zunehmenden Trennung benachbarter Segmente bis hin zum Auftreten von Bröckelspänen (Komanduri et al. [1982], Winkler [1983]).

Der Einfluß des Werkstoffs auf das Segmentierungsverhalten wurde für unterschiedliche metallische Werkstoffe und Wärmebehandlungszustände untersucht. Als wichtigste Werkstoffparameter, die das Spansegmentierungsverhalten bestimmen, werden die Härte, die Wärmeleitfähigkeit und das Kristallsystem des zerspannten Werkstoffs angesehen (Komanduri [1985], Schulz und Moriwaki [1992]). In Werkstoffen geringer Härte und hoher Wärmeleitfähigkeit, die ein kubisches Gitter aufweisen, werden meist kontinuierliche Späne beobachtet. Beispiele hierfür sind Aluminiumlegierungen und weichgeglühte Stähle. Dagegen treten in Werkstoffen, die eine hohe Härte, eine geringe Wärmeleitfähigkeit oder ein hexagonales Gitter aufweisen, häufig segmentierte Späne auf. Dies trifft auf gehärtete Stähle, Titanlegierungen oder Nickelbasis-Superlegierungen zu.

Im Fall von Stahl gilt die Härte des zerspannten Materials als wichtigster Werkstoffparameter, der das Auftreten von Spansegmentierung bestimmt (Matsumoto et al. [1987], Matsumoto [1988]). Von Komanduri und Brown [1981] wurden bei der Zerspannung eines weichgeglühten Stahls kontinuierliche Späne beobachtet, während beim Zerspanen eines härteren perlitischen Gefüges segmentierte Späne auftraten. Eine ähnliche Beobachtung wurde von Sowerby und Chandrasekaran [1989] beim Vergleich des Zerspanungsverhaltens von weichgeglühtem und vergütetem Stahl beschrieben. Eine Spansegmentierung trat nur im Fall des härteren Vergütungsgefüges auf. Die Schnittgeschwindigkeit, bei der ein Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen auftritt, ist um so geringer, je höher die Härte des zerspannten Stahls ist (Komanduri et al. [1982]).

Im Gegensatz zu Stahl treten bei Titanlegierungen unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit und vom Wärmebehandlungszustand segmentierte Späne auf (Komanduri und von Turkovich [1981], Sheikh-Ahmad und Bailey [1997]). Die Härte der zerspannten Legierung hat hierbei keinen Einfluß auf die Segmentspanbildung.

Zum Segmentierungsverhalten von Aluminiumlegierungen sind nur wenige systematische experimentelle Untersuchungen bekannt. In einigen Arbeiten wurden bei der Zerspannung von Aluminiumlegierungen ausschließlich kontinuierliche Späne gefunden (Komanduri et al. [1985], Lee [1984]). In anderen Arbeiten von Kottenstette

und Recht [1982] sowie von Lee und Flom [1981] wurde bei der Zerspanung ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen teilweise von segmentierten Spänen berichtet. Zur Untersuchung des Spanbildungsverhaltens erfolgte jedoch keine systematische Variation des Gefüges der bearbeiteten Legierungen.

2.3.2 Ursachen der Spansegmentierung

Die Spansegmentierung wird durch eine Instabilität in der primären Scherzone verursacht. Nach Sullivan et al. [1978] entsteht diese Instabilität nicht durch während der Zerspanung auftretende Maschinenschwingungen, sondern wird durch den Werkstoff ausgelöst. Dies kann aus dem Auftreten von Spansegmentierungsfrequenzen geschlossen werden, die deutlich höher sind, als die Eigenfrequenzen der verwendeten Maschine. Die zur Spansegmentierung führende Instabilität kann daher auf lokales Werkstoffversagen zurückgeführt werden. Die metallkundlichen Ursachen, die zur Auslösung der Instabilität und damit zur Spansegmentierung führen, sind bisher nicht vollständig verstanden. Von einigen Autoren werden in der primären Scherzone auftretende Ablösungsvorgänge an Grenzflächen als Auslöser der Spansegmentierung verantwortlich gemacht. Hierbei handelt es sich um Grenzflächen zwischen der Matrix und nichtmetallischen Einschlüssen, die aufgrund ihrer geringen Grenzflächenenergie ein leichtes Ablösen ermöglichen (Sidjanin und Kovac [1997], Yaguchi et al. [1986]). Ng und Aspinwall [1999] berichten in diesem Zusammenhang von Ablösungsvorgängen an der Ferrit-Martensit Grenzfläche in einem Dualphasenstahl, die aufgrund der lokalen Entfestigung eine Spansegmentierung verursachen.

Insbesondere bei der Bearbeitung von spröden Werkstoffen wie gehärtetem Stahl wird häufig das periodische Auftreten von Scherbrüchen in der primären Scherzone angenommen, die eine Spansegmentierung hervorrufen (Elbestawi et al. [1996], Packeisen und Theisen [1999], Shaw und Vyas [1993, 1998]). Durch Berechnung der in der Scherebene auftretenden Spannungen kommen Sampath und Shaw [1983] zu dem Schluß, daß eine Rißbildung ausschließlich an der freien Oberfläche möglich ist, während vor der Schneidkante eine Rißbildung durch die hohen Druckspannungen verhindert wird. Das Auftreten von zur Rißbildung führenden Scherbrüchen innerhalb der primären Scherzone konnte von Poulachon und Moisan [1998] an gehärtetem Stahl sowie von Vyas und Shaw [1999] an gehärtetem Stahl und Titan experimentell durch die Untersuchung von Spanwurzeln nachgewiesen werden.

Im Gegensatz dazu wird von anderen Autoren eine periodisch auftretende lokale Festigkeitsabnahme in der primären Scherzone, die durch die hohen bei der Zerspanung auftretenden Temperaturen hervorgerufen wird, für das Auftreten von Spansegmentierung verantwortlich gemacht (Semiatin und Rao [1983]). Zum Abscheren eines Spansegmentes kommt es nach diesem Modell, falls die thermische Entfestigung nicht durch mechanische Verfestigung des Werkstoffs, die zu einer Umverteilung der plastischen Verformung führt, kompensiert werden kann (Lee [1984]). Dies wird durch eine geringe Wärmeleitfähigkeit des zerspannten Werkstoffs, die eine schnelle Wärmeabfuhr in angrenzende Bereiche des Spans verhindert, begünstigt. Das Auftreten der thermisch verursachten lokalen Festigkeitsabnahme wird als „thermomechanische Scherinstabilität“ bezeichnet. Eine analytische Vorhersage des Beginns der Instabilität kann in diesem Modell durch einen Vergleich der temperaturabhängigen Scherfestigkeit der erhitzten Zone mit der Scherfestigkeit des angrenzenden nicht erhitzten Werkstoffs erfolgen (Hou und Komanduri [1995, 1997]). Neben einem rein thermischen Erweichen kann in allotropen Metallen wie Stahl und Titan auch das Durchlaufen der Phasenumwandlung zusätzlich zur Verformungslokalisierung beitragen. Sowohl in Stahl als auch in Titan weist die Hochtemperaturphase eine größere Zahl unabhängiger Gleitsysteme und damit eine bessere Verformbarkeit als die Raumtemperaturphase auf. Dies kann zu einer zusätzlichen Konzentration der plastischen Verformung auf umgewandelte Scherbandbereiche und damit zu einer weiteren Temperaturerhöhung führen. Diese Modellvorstellung wurde von Gekonde und Subramanian [1998] für die Zerspannung von Stahl sowie von Komanduri [1982] für die Spanentstehung bei Titan vorgeschlagen. An Spänen einer Titanlegierung konnte von Bayoumi und Xie [1995] das Auftreten einer Phasenumwandlung durch Röntgenbeugungsuntersuchungen nachgewiesen werden, während in Stahlspänen seit langem das Durchlaufen der Phasenumwandlung bekannt ist (Hau-Bracamonte [1981], Opitz und Gappisch [1962], Shelbourn et al. [1985]).

Eine physikalische Begründung des periodischen Auftretens von „thermoplastischen Instabilitäten“ während der Spanbildung liegt bisher nicht vor. Die metallkundlichen Ursachen der in der primären Scherzone auftretenden lokalen starken Temperaturzunahme, die zur Werkstoffentfestigung und damit zur Spansegmentierung führen, sind noch unklar (Vyas und Shaw [1999]).

2.3.3 Folgen der Spansegmentierung

Das Auftreten segmentierter Späne wird von Anwendern in vielen Fällen als positiv angesehen. Segmentierte Späne führen aufgrund ihrer Kurzbrüchigkeit zu einem gegenüber kontinuierlichen Spänen verbesserten Spanabtransport, wodurch die automatisierte Bearbeitung erleichtert wird (Komanduri [1985], Xie et al. [1995]). Von anderen Autoren wird der bei hohen Schnittgeschwindigkeiten auftretende Schnitkraftabfall auf das Einsetzen von Spansegmentierung zurückgeführt. Im Moment der Segmententstehung wurde von Lemaire und Backofen [1972] ein plötzlicher Abfall der Schnitkraft beobachtet, der durch die Lokalisierung der Scherung auf das sehr kleine Scherbandvolumen hervorgerufen wird. Dadurch wird die zur Spanbildung erforderliche plastische Verformungsarbeit gegenüber der Bildung eines kontinuierlichen Spans reduziert (Nakayama et al. [1988], Yaguchi et al. [1986]). Eine ähnliche Argumentation wurde von Klocke und Zinkann [1999] veröffentlicht. In dieser Arbeit wird ein bei Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auftretender Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen für die Schnitkraftabnahme verantwortlich gemacht. Dagegen wurde von Andrae [1999] eine mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit sinkende Schnitkraft sowohl bei Auftreten eines Übergangs von kontinuierlichen zu segmentierten Späne als auch bei unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit auftretender Segmentierung festgestellt. Das schnittgeschwindigkeitsabhängige Einsetzen einer Spansegmentierung wird damit als alleinige Ursache des Schnitkraftabfalls ausgeschlossen. Die grundlegenden Ursachen des bei hohen Schnittgeschwindigkeiten auftretenden Schnitkraftabfalls sind bisher nicht eindeutig geklärt (Tönshoff et al. [2000]).

2.4 Temperaturerhöhung und Oberflächenausbildung bei der Spanbildung

Bei der spanenden Bearbeitung entstehen in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide hohe Temperaturen, die den Schmelzpunkt des bearbeiteten Metalls überschreiten können. Die hierzu relevante Literatur wird in den folgenden Abschnitten zusammengefasst.

2.4.1 Einfluß der Schnittbedingungen auf die Zerspanungstemperatur

Die bei der Spanbildung auftretenden Temperaturen entstehen durch die plastische Verformung des Werkstoffs in der primären und sekundären Scherzone. Hierbei wird nahezu die gesamte bei der Spanbildung geleistete Verformungsarbeit in Wärme umgesetzt (Loewen und Shaw [1954]). In kontinuierlichen Schnittprozessen, wie beispielsweise beim Drehen, steigt die Zerspannungstemperatur bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit zunächst rasch, im weiteren Verlauf dann schwächer an (Abrão und Aspinwall [1997], Ueda et al. [1999]). Nach Sutter et al. [1998] wird der Maximalwert der Temperatur bei Erreichen des Schmelzpunktes des bearbeiteten Metalls erreicht. Im Gegensatz dazu wurde von Pálmai [1987] berichtet, daß im unterbrochenen Schnitt, beispielsweise beim Fräsen, mit Zunahme der Schnittgeschwindigkeit ein Maximum der Zerspannungstemperatur durchlaufen wird. Bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten kommt es zu einer Abnahme der Temperatur.

Die Hypothese von Pálmai [1987] konnte jedoch in experimentellen Untersuchungen von Lezanski und Shaw [1990] sowie von Stephenson und Ali [1992] widerlegt werden. In diesen Arbeiten wurde gezeigt, daß es auch bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten im unterbrochenen Schnitt nicht zu einer Abnahme der Zerspannungstemperatur kommt. Im Vergleich zum kontinuierlichen Schnitt ist die Temperatur im unterbrochenen Schnitt bei sonst gleichen Zerspanungsbedingungen jedoch geringer, da es aufgrund des Luftschnitts zu einer Kühlung der Schneide kommt (Radulescu und Kapoor [1994]).

Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit bewirkt zusätzlich zur Temperaturzunahme auch eine Änderung der Verteilung der entstehenden Wärme zwischen Span und Werkstück. Der mit dem Span abtransportierte Anteil der Prozeßwärme steigt bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit an (Dawson und Malkin [1984]). Bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten kann sich die in der Kontaktzone entstehende Wärme nicht in das Werkstück hinein ausbreiten, so daß die thermische Werkstückbeanspruchung reduziert wird (Kaufeld [1996]). Nach Stephenson [1991] beruht dies darauf, daß bei hohen Schnittgeschwindigkeiten und den damit verbundenen hohen Vorschüben die Vorschubgeschwindigkeit größer ist als die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Wärme im zerspannten Werkstoff. Im Werkstück durch die Spanentstehung erzeugte Wärme wird jeweils beim darauffolgenden Zahneingriff zusammen mit dem Span vom Werkstück entfernt.

Die Vorschubgeschwindigkeit hat bei Verwendung hoher Vorschübe qualitativ den gleichen Einfluß auf die Zerspanungstemperatur wie die Schnittgeschwindigkeit. Eine Erhöhung des Vorschubs führt zur Temperaturzunahme (Abrão und Aspinwall [1997], Prins [1971]). Bei sehr geringen Vorschubgeschwindigkeiten, bei denen die Spannungstiefe im Bereich der durch den Schneidkantenradius gegebenen Mindestspanndicke liegt, kommt es aufgrund von starken Reibungs- und Quetschvorgängen ebenfalls zu einer deutlichen Temperaturzunahme, die bis zum Anschmelzen des Werkstoffs führen kann (Schulz [1989]).

2.4.2 Temperaturmessung

Ein Überblick über die wesentlichen zur Temperaturmessung eingesetzten Verfahren, die im folgenden näher erläutert werden, wird von Abrão und Aspinwall [1997] gegeben.

Beim Einsatz von Pyrometern wird die von der Wärmequelle emittierte Infrarotstrahlung zur Temperaturbestimmung verwendet (Chu und Wallbank [1998]). Hauptvorteil dieses Verfahrens ist die berührungsfreie Messung, durch die die Spannbildung unbeeinflusst bleibt. Um eine Temperaturbestimmung auch in der durch den Span verdeckten Grenzfläche zwischen Span und Schneide zu ermöglichen, erfolgt die Messung häufig durch eine in die Schneidplatte eingebrachte Bohrung (Kottenstette [1986], Lenz [1966]). Eine weitere Möglichkeit besteht in der Verwendung diamantbeschichteter Schneidstoffe, bei denen die Wärmestrahlung durch die IR-transparente Diamantschicht übertragen wird (Müller-Hummel und Lahres [1995]).

Zur Bestimmung der durchschnittlichen in der Grenzfläche zwischen ablaufendem Span und Schneide herrschenden Temperatur kann die dort auftretende Thermo- spannung verwendet werden (Stephenson [1993]). Eine quantitative Bestimmung der Temperaturverteilung in der Grenzfläche ist mit diesem Verfahren jedoch nicht möglich (Leshock und Shin [1997]). Diese Temperaturverteilung kann durch zwei unterschiedliche Verfahren ermittelt werden. Zum einen können durch die Zerspanungstemperatur hervorgerufene Gefüge- und Härteänderungen des Schneidstoffs herangezogen werden, zum anderen kommen im PVD-Verfahren auf den Schneidstoff aufgebraute aufschmelzbare Schichten zum Einsatz.

Das Verfahren zur orts aufgelösten Temperaturbestimmung durch metallographische Untersuchung des Schneidstoffs wurde von Wright und Trent [1973] entwickelt. Es läßt sich zunächst ausschließlich auf Werkzeuge aus Schnellarbeitsstahl anwenden und beruht auf der Bildung von Karbiden während der Zerspanung. Diese Karbide entstehen während der bei hochlegierten Stählen bei hohen Anlaßtemperaturen auftretenden Sekundärhärtung. Die dadurch hervorgerufenen Gefüge- und Härteänderungen hängen eindeutig von der Anlaßtemperatur ab. Unter Verwendung von bei bekannten Temperaturen geglühten Eichproben ist es daher möglich, durch Untersuchungen an Quer- und Längsschliffen des Werkzeugs die dreidimensionale Temperaturverteilung im Werkzeug zu ermitteln. Durch den Einsatz verschiedener Werkzeugstähle, die die genannten Effekte bei unterschiedlichen Temperaturen zeigen, kann die Temperaturverteilung innerhalb des Werkzeugs im Temperaturbereich zwischen 150°C und 1000°C mit einer Genauigkeit von $\pm 25^\circ\text{C}$ bestimmt werden (Wright [1978]).

Die beschriebene Methode läßt sich nicht auf konventionelle WC-Co Schneidstoffe anwenden, da dort bei der Zerspanung keine auswertbaren Gefüge- oder Härteänderungen auftreten. Von Dearnley und Trent [1982] wurde daher ein Hartmetall mit Fe-Binderphase verwendet. Das Durchlaufen der α - γ Umwandlung der Binderphase während der Zerspanung kann anschließend im Schliff durch ein verändertes Ätzverhalten nachgewiesen werden. Somit ist es möglich, die Lage einer Isotherme bei etwa 900°C anzugeben. Dieser Ansatz wurde von Dearnley [1983] durch die Verwendung unterschiedlicher Fe-Binderphasen mit variiertem Si-Gehalt weiterentwickelt. Durch Variation des Si-Gehalts kann die Temperatur der α - γ Umwandlung der Binderphase beeinflusst werden, so daß auch unterschiedliche Isothermen und damit die räumliche Verteilung der Temperatur angegeben werden können.

Von Kato und Fujii [1996, 1997] wurde ein Verfahren zur Bestimmung der Temperaturverteilung innerhalb der Schneide entwickelt, das auf dem Aufschmelzen von im PVD-Verfahren aufgetragenen dünnen metallischen Schichten beruht. Hierbei wird ein teilbares Werkzeug verwendet, auf dessen Innenseite ein etwa 200 nm dicker Metallfilm aufgebracht wird. Nach erfolgten Zerspanungsuntersuchungen können aufgeschmolzene Bereiche deutlich von nicht aufgeschmolzenen Bereichen unterschieden werden, so daß eine Isotherme beim Schmelzpunkt des aufgetragenen Metallfilms angegeben werden kann. Durch Einsatz unterschiedlicher

Metalle mit Schmelzpunkten zwischen 150°C und 950°C kann die vollständige zweidimensionale Temperaturverteilung in der Schneide ermittelt werden. Hierbei handelt es sich um eine Weiterentwicklung der bereits seit langem zur Temperaturbestimmung an Schneidwerkzeugen eingesetzten temperaturempfindlichen Farbaufträge (Koch [1970]) bzw. aufschmelzenden Pulverpartikel (Kato et al. [1976]). Der Hauptvorteil der im PVD-Verfahren aufgetragenen Schichten besteht in ihrer geringen Dicke, was eine gute thermische Anbindung der Schicht an das Schneidwerkzeug ermöglicht.

2.4.3 Aufschmelzen an der Spanfläche

Bei hohen Schnittgeschwindigkeiten überschreitet die Zerspanungstemperatur häufig den Schmelzpunkt des bearbeiteten Werkstoffs, so daß es in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide zum lokalen Aufschmelzen kommt. Von Gatto und Iuliano [1994] wurden bei rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der Unterseiten von Spänen einer Nickelbasis-Superlegierung während der Spanbildung aufgeschmolzene und anschließend erstarrte Bereiche nachgewiesen. Diese Bereiche weisen eine rauhe Oberflächenstruktur auf und erstrecken sich zeilenförmig entlang der Spanablafrichtung. Die während der Spanbildung entstehende Schmelzphase erstarrt nicht nur auf der Unterseite der Späne, sondern wird häufig durch die Relativbewegung zwischen Schneide und Werkstück versprüht und kann so auf anderen Oberflächen nachgewiesen werden (Kottenstette und Recht [1982]). Elbestawi et al. [1997] berichten in diesem Zusammenhang von kugelförmig erstarrten Schmelztröpfchen mit einem Durchmesser von etwa 200 µm, die aus in der Grenzfläche entstandener und anschließend versprühter Schmelzphase entstanden sind.

Der Nachweis des Aufschmelzens des Werkstoffs während der spanenden Bearbeitung kann auch durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchung des Schneidstoffs erfolgen. Erstarrte Schmelzphase wurde von Lee und Flom [1981] in durch Verschleiß erzeugten Vertiefungen auf der Spanfläche von Hartmetallschneidplatten gefunden. Entstehen im Schneidstoff durch die hohe mechanische und thermische Beanspruchung Risse, so können diese durch in der Grenzfläche entstandene Metallschmelze aufgefüllt werden. Lo Casto et al. [1994] konnten bei der Bearbeitung von Stahl mit keramischen Schneidstoffen mehrere mit einer Fe-reichen Phase gefüllte Risse nachweisen.

In vielen Fällen enthält die erstarrte Schmelzphase aus dem Schneidstoff ausgebrochene Verschleißpartikel. Von Recht [1985] sowie von Kottenstette [1986] wurden hierzu Zerspanungsuntersuchungen an Stahl durchgeführt. Als Schneidstoff wurde TiC-beschichtetes WC-Hartmetall eingesetzt. In beiden Fällen wurde durch EDX-Untersuchung der auf der Spanunterseite vorhandenen erstarrten Schmelzphase sowohl W als auch Ti in signifikanter Konzentration gefunden. Hierbei muß es sich um aus dem Schneidstoff ausgebrochene Partikel handeln.

Das Auftreten von schmelzflüssiger Phase in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide wird als positiv für den Zerspanprozeß angesehen. Durch die Bildung einer flüssigen Grenzschicht kommt es zu einem erleichterten Spanablauf, der zu einer Zunahme des Scherwinkels und zu einer Abnahme von Spanstauchung und Schnittkraft führt (Schulz und Spur [1989], Venuvinod et al. [1983]).

2.5 Offene Fragen

Bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung wurde eine gegenüber der konventionellen Zerspanung veränderte Spanbildung festgestellt (Klocke und Zinkann [1999]). Wesentliche Punkte sind hierbei das periodische Auftreten von Instabilitäten im Span, die zur Segmentierung führen, sowie die bei hohen Schnittgeschwindigkeiten beobachtete Abnahme der Schnittkraft. Beide Punkte sind nicht vollständig verstanden.

Die metallkundlichen Ursachen der Spansegmentierung sind verknüpft mit den Ursachen der bei Belastung mit hohen Dehnraten in metallischen Werkstoffen auftretenden adiabaten Scherbänder. Die Ursachen und Mechanismen der zur Scherbandbildung führenden Verformungslokalisierung sind trotz umfangreicher Untersuchungen nicht klar.

Der bei hohen Schnittgeschwindigkeiten beobachtete Schnittkraftabfall wird häufig auf das Auftreten von Spansegmentierung zurückgeführt. Es liegen jedoch bisher keine gesicherten Erkenntnisse darüber vor, ob es sich hierbei um die alleinige Ursache der Schnittkraftabnahme handelt, oder ob auch weitere Einflußfaktoren wie ein Aufschmelzen in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide hierfür verantwortlich sind (Tönshoff et al. [2000]).

Ziel der vorgelegten Arbeit ist es, durch eine gezielte Gefügevariation das Spanbildungsverhalten unterschiedlicher Werkstoffe so zu beeinflussen, daß für den gesamten untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich sowohl kontinuierliche als auch segmentierte Späne hergestellt werden können. An diesen Werkstoffen werden systematische Untersuchungen zu den Auslösemechanismen der Scherlokalisierung durchgeführt. Zusätzlich sind die verwendeten Werkstoffe damit zur voneinander getrennten Untersuchung des Schnittkraftverlaufs an kontinuierlichen und segmentierenden Spänen geeignet.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Werkstoffe und Wärmebehandlungen

Für die Zerspanungsuntersuchungen wurden die Aluminium-Knetlegierungen EN AW-7075 (DIN 3.4365) und EN AW-7050 (DIN 3.4144) sowie der niedrig legierte Stahl 40 CrMnMo 7 (DIN 1.2311) verwendet. Die chemische Zusammensetzung (nach Herstellerangabe) der eingesetzten Werkstoffe ist in Tabelle 1 angegeben.

Aluminiumlegierungen									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
7075	0,40	0,50	1,2-2,0	0,30	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,20	0,05
7050	0,12	0,15	2,0-2,6	0,10	1,9-2,6	0,04	5,7-6,7	0,06	0,08-0,15

Stahl 40 CrMnMo 7						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,35-0,45	0,20-0,40	1,30-1,60	<0,035	<0,035	1,80-2,10	0,15-0,25

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe (Gew.-%)

Die Aluminiumlegierung 7075 lag als gewalztes Rechteckprofil der Abmessungen 2000x200x60 mm im maximal ausgehärteten Wärmebehandlungszustand T 651, die Aluminiumlegierung 7050 als Walzplatte der Abmessungen 500x200x30 mm im überalterten Zustand T 73 und der Stahl 40 CrMnMo 7 als geschmiedetes Rechteckprofil (2000x200x60 mm) im vergüteten Zustand vor. Aus dem vorliegenden Material wurden die Probenkörper für die Zerspanungsuntersuchungen (200x25x25 mm) sowie für die mechanische Werkstoffprüfung gefertigt.

Die Wärmebehandlung zur Herstellung unterschiedlicher Gefügestände erfolgte in einem Kammerofen an Luft. Zum Schutz vor Oxidation wurden die Stahlproben in Härtefolie eingepackt. Die Temperaturmessung erfolgte mit einem direkt an der Probe angebrachten Thermoelement.

Bei der Aluminiumlegierung 7075 wurden zur Herstellung unterschiedlicher unteralterter Zustände die Proben nach einstündigem Lösungsglühen bei 490°C in

Eiswasser abgeschreckt und anschließend kalt bzw. warm ausgelagert. Zur Herstellung eines überalterten Zustands erfolgte ausgehend vom maximal ausgehärteten Anlieferzustand eine Glühung von 70 Stunden bei 190°C. An der Aluminiumlegierung 7050 erfolgte zunächst an allen Proben ein einstündiges Lösungsglühen bei 480°C, gefolgt von Abschrecken in Eiswasser. Zur Einstellung unteralterter und überalterter Auslagerungszustände wurden die Proben anschließend bei unterschiedlichen Temperaturen ausgelagert. Die Wärmebehandlungen zur Herstellung der verschiedenen Auslagerungszustände der Aluminiumlegierungen 7075 und 7050 sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Außerdem wurde jeweils eine Probe beider Legierungen direkt nach dem Abschrecken bis zur Durchführung der Fräsversuche bei -20°C gelagert, um den lösungsgeglühten Zustand einzufrieren.

Am Stahl 40 CrMnMo 7 wurden zunächst alle Proben für zehn Minuten bei 880°C austenitisiert. Anschließend wurden durch unterschiedliche Abkühlraten bzw. Glüh-temperaturen sechs verschiedene ein- und mehrphasige Gefüge eingestellt. Einzelheiten der zur Gefügeeinstellung durchgeführten Wärmebehandlungen sind in Tabelle 3 angegeben.

Legierung	Zustand	Bezeichnung	Glüh-temperatur und -zeit
7075	Unteraltert	T 4 K	20°C, 70 h
		T 4 W	100°C, 10 h
	Maximal ausgehärtet	T 6	(Lieferzustand)
	Überaltert	T 7	190°C, 70 h
7050	Unteraltert	T 4 K	20°C, 100 h
		T 4 W	100°C, 12 h
	Maximal ausgehärtet	T 6	120°C, 24 h
	Überaltert	T 7	120°C, 24 h + 190°C, 80 h

Tabelle 2 *Wärmebehandlungen zur Einstellung unterschiedlicher Auslagerungszustände der Aluminiumlegierungen 7075 und 7050*

Gefüge	Bezeichnung	Glüh-temperatur und -zeit nach Austenitisierung	Abkühlung	Anlaß-temperatur und -zeit
Martensit	M	-	Ölabschreckung	-
Angelassener Martensit	TM	-	Ölabschreckung	440°C, 1 h
Lamellarer Perlit	P	-	Ofenabkühlung, 1,5 K/min	-
Globularer Perlit	S	725°C, 160h	Luftabkühlung	-
Duplex ferritisch-martensitisch	DFM	735°C, 160h	Ölabschreckung	-
Duplex ferritisch-perlitisch	DFP	735°C, 160h	Ofenabkühlung, 1,5 K/min	-

Tabelle 3 *Wärmebehandlungen zur Einstellung unterschiedlicher Gefüge im Stahl 40 CrMnMo 7*

3.2 Werkstoffcharakterisierung

Sowohl vom angelieferten als auch vom wärmebehandelten Werkstoff wurden metallographische Schlitte hergestellt. Hierzu wurde eine Probe vom Werkstoff abgetrennt und mit Hilfe einer Warmeinbettpresse in Bakelit eingebettet. Das Schleifen erfolgte auf SiC-Naßschleifpapier verschiedener Körnung (220 bis 2400). Anschließend wurden die Schliffflächen mit Diamantsuspension bis zu einer Körnung von 1 µm poliert. Das Ätzen der Proben erfolgte im Fall der Aluminiumlegierungen in einer Lösung aus 2 Vol.-% HNO₃ und 2 Vol.-% HF in destilliertem Wasser für eine Dauer von 30 s. Die Stahlproben wurden in einer Lösung von 2 Vol.-% HNO₃ in Ethanol für 5-10 s geätzt. Zum Sichtbarmachen des Austenitkorns im gehärteten Stahl erfolgte eine Ätzung von 5 s Dauer in einer Lösung aus 20 g FeCl₃ in 60 cm³ Ethanol und 40 cm³ destilliertem Wasser.

An allen Proben wurde die Vickershärte mit einer Last von 1 kg gemessen. An einem Teil der Proben erfolgte außerdem eine Mikrohärtmessung, um einen Vergleich mit den an Spänen gemessenen Härtewerten zu ermöglichen. Die Mikrohärt wurde bei Aluminium mit einer Last von 5 g gemessen, bei Stahl mit einer Last von 10 g. Alle Härtmessungen wurden an polierten Proben durchgeführt. Zur Mikrohärtbestimmung einzelner Gefügebestandteile in Duplexgefügen wurden die Proben

leicht geätzt, um die unterschiedlichen Bestandteile sichtbar zu machen. Es wurde jeweils der Mittelwert aus mindestens 20 Messungen berechnet.

Die statischen mechanischen Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe wurde durch Zugversuche ermittelt. Die Zugprobenrohlinge wurden quer zur Walzrichtung (Aluminium) bzw. quer zur Schmiedefaser (Stahl) entnommen. Die Probenlängsachse war damit parallel zur in den Zerspanungsversuchen eingesetzten Vorschubrichtung des Fräsers orientiert. Nach erfolgter Wärmebehandlung wurden aus den Rohlingen die Zugproben gedreht. Es wurden zylindrische Proportionalproben mit einer Meßlänge von $L_0 = 40$ mm und einem Durchmesser von $d_0 = 8$ mm verwendet. Im Fall des martensitischen Gefüges wurde ein kleinerer Probentyp mit $L_0 = 20$ mm und $d_0 = 4$ mm verwendet. Aufgrund der hohen Härte dieses Gefüges erfolgte in diesem Fall die Wärmebehandlung an den fertig gedrehten Proben.

Die Zugversuche wurden an einer spindelgetriebenen Zugprüfmaschine bei Raumtemperatur an Luft weggesteuert durchgeführt. Die Dehnrates betrug bei Stahl $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Aufgrund der geringen Dehnratesempfindlichkeit wurde für Aluminium eine höhere Dehnrates von $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ verwendet. Die Ermittlung der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m und der Bruchdehnung A erfolgte durch Auswertung des Kraft-Zeit-Diagramms. Zur Bestimmung des Querschnittes der Bruchfläche wurden die Probenhälften zusammengefügt und unter dem Stereomikroskop vermessen. Aus der Querschnittsfläche wurde die wahre Bruchspannung σ_f berechnet. Von jedem Gefüge wurden drei Zugversuche durchgeführt und der Mittelwert der Kennwerte berechnet.

Um das Materialverhalten bei hohen Dehnrates zu charakterisieren, wurden am Lehrstuhl für Werkstoffe des Maschinenbaus (LWM) der TU Chemnitz Druck-Scherversuche in einem Fallwerk durchgeführt, bei dem ein Fallgewicht der Masse 600 kg aus einer Höhe von 80 mm (Aluminium) bzw. 150 mm (Stahl) auf die Proben aufschlägt. Einzelheiten zum Versuchsaufbau und zur verwendeten Meßtechnik wurden von Meyer et al. [1994, 1999] veröffentlicht. Die Versuche erfolgten an zylindrischen Proben (9x9 mm), die aus Rundmaterial (Durchmesser 9 mm) mit einem Neigungswinkel α zur Probenlängsachse von 0° , 2° , 4° , 6° , 8° und 10° (Aluminium) bzw. 0° , 6° und 10° (Stahl) entnommen wurden (Bild 1). Der Neigungswinkel der Proben führt zu einer der axialen Druckspannung überlagerten Scherspannung in der Probe. Bei einem Neigungswinkel von 0° ergibt sich eine reine

Druckbeanspruchung, mit zunehmendem Neigungswinkel steigt der Scherspannungsanteil. Die Masse des Fallgewichts und die Fallhöhe sind so groß, daß die Geschwindigkeit des Fallgewichts durch das Auftreffen auf die Probe nicht beeinflußt wird. Damit ist eine über die Versuchsdauer konstante Dehnrage gewährleistet. Die nominale Dehnrage bei allen Versuchen betrug etwa 10^2 s^{-1} . Der Versuch wird durch Auftreffen des Fallgewichts auf die Wegbegrenzer beendet. Die Höhe der Wegbegrenzer wurde in Schritten von 0,1 mm variiert, so daß die Proben bis zu einem vorgegebenen Endmaß gestaucht wurden. Die Verformung konnte damit gezielt bis kurz vor oder nach dem Versagen der Probe erfolgen. Aus den während des Versuchs aufgenommenen Kraft-Zeit sowie Weg-Zeit Verläufen wurden technische Spannungs-Stauchungs-Diagramme erstellt.

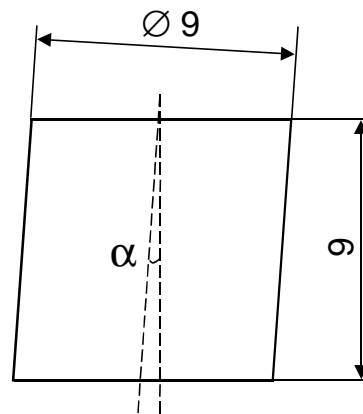


Bild 1 *Probengeometrie für die Druck-Scherprüfung*

Die Druck-Scherversuche an der Aluminiumlegierung 7075 erfolgten an unteralterten (T 4 W), maximal ausgehärteten (T 6) und überalterten (T 7) Gefüge. Am Stahl 40 CrMnMo 7 wurden das weichgeglühte (S) und das gehärtete Gefüge (M) untersucht. Die Versuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Probenentnahme erfolgte so, daß die Probenlängsachse wie im Fall der Zugproben quer zur Walzrichtung bzw. zur Schmiedefaser des Ausgangsmaterials orientiert war. Im Anschluß an die Versuche erfolgte die metallographische Untersuchung der Proben. Hierzu wurden die Proben in einer Ebene parallel zur Probenlängsachse und senkrecht zur Scherbandebene aufgetrennt und mit den in 3.2 beschriebenen Methoden präpariert.

Die Charakterisierung des Ausscheidungszustandes der eingesetzten Aluminiumlegierungen erfolgte im Transmissionselektronenmikroskop bei einer Beschleunigungsspannung von bis zu 300 kV. Die Probenpräparation erfolgte zunächst durch mechanisches Schleifen auf eine Dicke von etwa 100 µm. Aus diesem Ausgangsmaterial wurden Scheiben mit einem Durchmesser von 3 mm ausgestanzt. Zur Herstellung eines durchstrahlbaren Probenbereiches erfolgte anschließend elektrolytisches Dünnen der Proben bei einer Temperatur von -30°C und einer Spannung von 25 V. Der eingesetzte Elektrolyt bestand aus 750 ml Methanol und 250 ml HNO₃.

3.3 Spanherstellung und Meßtechnik

Die Fräsversuche wurden am Institut für Produktionstechnik und Spanende Werkzeugmaschinen (PTW) der TU Darmstadt an der in Bild 2 gezeigten dreiachsigen Hochgeschwindigkeitsfräsmaschine durchgeführt. Die Spanherstellung erfolgte durch einen Orthogonalschnitt im Stirn-Umfangs-Planfräsen. Die Eingriffsgeometrie ist schematisch in Bild 3 gezeigt.

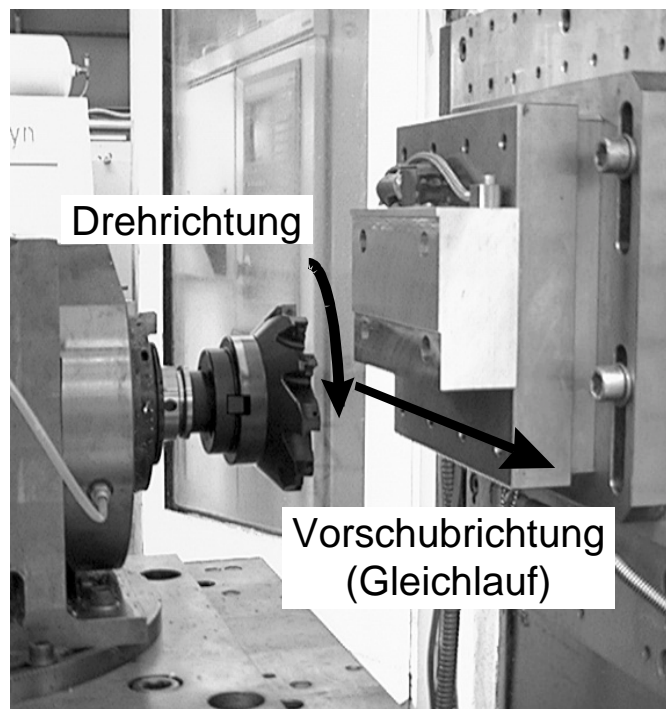


Bild 2 Zur Spanherstellung eingesetzte Hochgeschwindigkeitsfräsmaschine

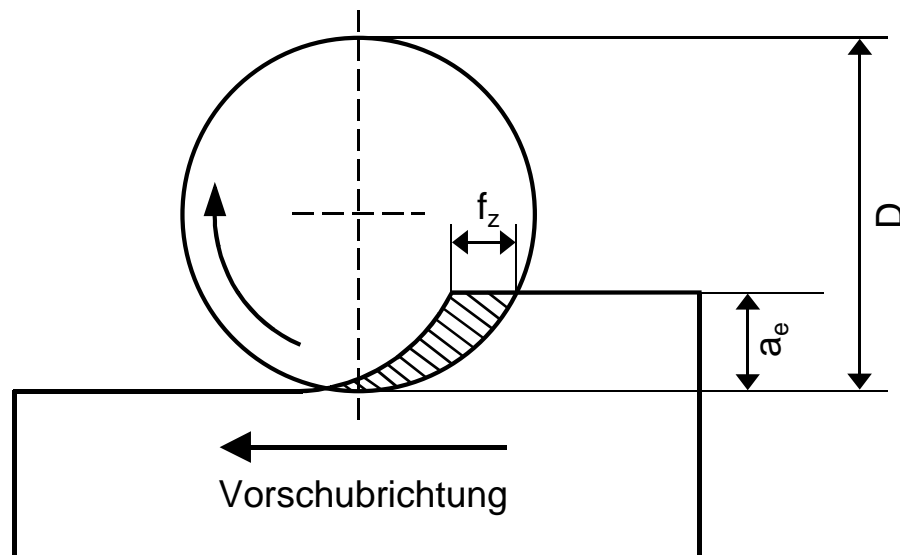


Bild 3 *Eingriffsgeometrie beim Umfangsfräsen im Gleichlauf*

Bei Aluminium wurde die Schnittgeschwindigkeit v_c von 1000 m/min bis 7000 m/min in Schritten von 1000 m/min variiert. Der Zahnvorschub f_z betrug 0,2 mm. Einige Versuche wurden mit $f_z = 0,4$ mm durchgeführt. Die Versuche wurden mit einer Spannbreite a_p von 4 mm und einer Schnitttiefe a_e von 5 mm durchgeführt. Der Fräskopf (Durchmesser $D = 160$ mm) wurde für die Untersuchungen mit unbeschichteten Hartmetall-Wendeschneidplatten bestückt (Spanwinkel: 0° , Geometrie: SPHW 120408, Zusammensetzung nach Herstellerangabe: 92% WC, 2% TiC, 6% Co). Die Achse des Fräskopfs war unter einem Winkel von 90° zur Walzebene der Aluminiumwerkstoffe orientiert. Der Vorschub erfolgte quer zur Walzrichtung. Die Versuche erfolgten im Gegenlaufverfahren ohne die Verwendung von Kühlschmierstoffen. Einige Versuche erfolgten im Gleichlaufverfahren.

Für die Untersuchungen an Stahl wurde die Schnittgeschwindigkeit von 500 m/min bis 4000 m/min in Schritten von 500 m/min variiert. Einige Versuche erfolgten bei einer Schnittgeschwindigkeit von 250 m/min. Der Zahnvorschub f_z betrug 0,1 mm. Die Versuche wurden mit einer Spannbreite a_p von 3 mm und einer Schnitttiefe a_e von 4 mm durchgeführt. Es wurden TiN-beschichtete Hartmetall-Wendeschneidplatten mit einem Spanwinkel von 0° verwendet. Die Zusammensetzung und die Geometrie des Schneidstoffs war die gleiche wie bei den Versuchen an Aluminium. Die Versuche erfolgten im Gleichlaufverfahren ohne die Verwendung von Kühlschmierstoffen.

Für jeden Schnitt wurde eine neue Schneidkante verwendet, um den Einfluß des Schneidstoffverschleißes auszuschließen. Es wurde jeweils über die gesamte Werkstücklänge (200 mm) geschnitten, so daß in jedem Versuch zwischen 1000 und 2000 Späne erzeugt wurden. Im Fall von gehärtetem Stahl (martensitisches Gefüge) mußte der Vorschubweg auf 10 mm begrenzt werden, um ein Versagen der Schneidplatte zu vermeiden. Sechs der hergestellten Späne wurden für die metallographische Präparation verwendet. Hierzu wurden die Späne von einer Klammer gehalten parallel zur Spanlängsachse eingebettet. Die Präparation erfolgte wie in 3.2 beschrieben.

Während der Versuche erfolgte die Messung von Schnittkräften und Körperschallsignalen (Blümke et al. [2000]). Die Schnittkräfte wurden mit einem 3-Komponenten Kraftdynamometer aufgenommen, das zwischen Maschine und Werkstück montiert war. Zur Erfassung von Körperschallsignalen wurden zwei Körperschallsensoren am Werkstück angebracht, mit denen Signale zwischen 50 kHz und 5000 kHz übertragen werden können. Die Signale wurden jeweils in der Mitte der zu fräsenden Bahn über einen Zeitraum von 200 ms aufgezeichnet.

Beim konventionellen Mehrschneidenfräsversuch überlagern sich die einzelnen Schnitte. Bei jedem Schneideneingriff wird die im vorherigen Schnitt erzeugte Oberfläche abgetragen. Um die durch einen einzelnen Schneideneingriff neu erzeugte Werkstückoberfläche im Werkstück zu konservieren, wurden zusätzlich am Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation (FBK) der Universität Kaiserslautern Modellversuche durchgeführt (Siems et al. [2000]). Der Versuchsaufbau besteht aus einem rotierenden Fräswerkzeug mit zwei Schneidenhaltern und einer parallel zur Drehachse des Werkzeugs angeordneten Linearverfahreinheit mit Zahnriemenantrieb. Das Werkstück, das auf dem Lineartisch befestigt ist, wird während der Versuche unter der rotierenden Schneide verschoben, so daß nebeneinanderliegende, voneinander unabhängige Eingriffe entstehen. Mit diesem Versuchsaufbau wurden an der Aluminiumlegierung 7075 Schnittgeschwindigkeiten von bis zu 8000 m/min erreicht. Die Schnitttiefe betrug 200 µm. Während der Versuche wurden Körperschallmessungen im Frequenzbereich von 400 kHz bis 5000 kHz mit einem am Werkstück befestigten Sensor durchgeführt.

3.4 Spanuntersuchung

Die geometrische Charakterisierung der Späne erfolgte lichtmikroskopisch mit Hilfe einer Bildverarbeitungssoftware (Leica QWin). Im Fall von segmentierten Spänen wurde die Gesamthöhe h_1 der Segmente und die Höhe h_2 der Scherzonen senkrecht zur Spanunterseite sowie der Segmentabstand e von Segmentspitze zu Segmentspitze gemessen (Bild 4). Aus h_1 und h_2 wurde der Segmentierungsgrad G nach $G = (h_1 - h_2) / h_1$ berechnet. Diese Größe gibt die Tiefe des Einschnitts zwischen benachbarten Segmenten als Bruchteil der gesamten Segmenthöhe an. Ein kontinuierlicher Span weist einen Segmentierungsgrad von Null auf, während ein vollständig durchsegmentierter Bröckelspan einen Segmentierungsgrad von 1 besitzt. Die Messungen wurden am dicken Spanende an 10-15 benachbarten Segmenten durchgeführt. Dieses Vorgehen wurde an mehreren Spänen wiederholt. Aus den gewonnenen Ergebnissen wurde der Mittelwert berechnet.

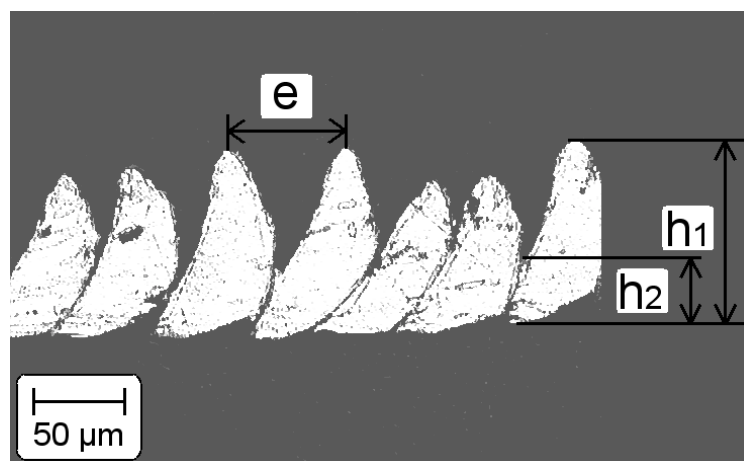


Bild 4 *Meßgrößen zur Beschreibung der Spansegmentierung*

An polierten Schliffen der Späne wurden Vickers-Mikrohärtemessungen durchgeführt. Die Messungen erfolgten im Fall von Aluminium mit einer Last von 5 g, im Fall von Stahl mit einer Last von 10 g. Die unterschiedlichen Lasten wurden gewählt, um für beide Werkstoffe annähernd das gleiche Verhältnis von Länge der Eindruckdiagonalen zu Spanhöhe zu erreichen. Aus mindestens 20 Messungen wurde der Mittelwert berechnet.

Für die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen (REM) wurden die Späne zunächst mit Ethanol 10 Minuten im Ultraschallbad gereinigt und anschließend mit

leitfähiger Folie auf einen Probenhalter aufgeklebt. Die Untersuchungen erfolgten bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV im Sekundärelektronenmodus mit einem Arbeitsabstand von 10 mm.

Die Oberflächenuntersuchungen mit Hilfe der Augerelektronenspektroskopie (AES) wurden am Institut für Oberflächen- und Schichtanalytik (IFOS) der Universität Kaiserslautern durchgeführt. Vor den Untersuchungen wurden die Späne 20 Minuten im Ultraschallbad mit Isopropanol gereinigt. Bei den Messungen betrug der Probenstrom 600 nA, der Meßbereich hatte eine Größe von 300x300 µm. Zur Aufnahme von Tiefenprofilen wurden die Proben mit Ar⁺-Ionen (Ionenenergie 1 keV) unter einem Einfallswinkel von 58,5° gegenüber der Probennormalen beschossen. Die Sputterrate betrug hierbei etwa 2 nm/min.