

Simulation der Spansegmentierung beim Hochgeschwindigkeits-Zerspanen unter Berücksichtigung duktiler Schädigung

R. Sievert¹, H.-D. Noack¹, A. Hamann¹, P. Löwe¹, K.N. Singh¹, G. Künecke¹,
R. Clos², U. Schreppel², P. Veit², E. Uhlmann³, R. Zettler³

In remembrance of our esteemed colleague Jürgen Olschewski,
whose research was inspired by the idea:

Anschauungen (Experimente) ohne Begriffe (Modelle) sind blind,
Begriffe ohne Anschauungen sind leer.

Perceptions (experiments) without conceptions (models) are blind,
conceptions without perceptions are empty.

(nach Immanuel Kant, 1724–1804)

Die für das Hochgeschwindigkeitsspanen charakteristische Segmentierung der Späne wird durch eine starke Lokalisierung der Deformation in der primären Scherzone verursacht. Für die untersuchte Nickelbasislegierung IN718 wurden lokal in den Scherbändern eines segmentierten Spans ausgeprägte Gefügeänderungen in Form sehr starker Kornstreckungen sowie teilweise Trennungen der Abgleitflächen festgestellt. Ein viskoplastisches Modell, welches nur Dehnungsverfestigung und thermische Entfestigung berücksichtigt, ist nicht ausreichend, um das Versagen durch Scherbandbildung und die in einem Scherband bei seiner Entstehung gemessenen Temperaturen zutreffend wiederzugeben.

Im Rahmen einer makroskopischen Betrachtung des Werkstoffverhaltens wird ein einfaches Modell für duktile Schädigung bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten und großen Deformationen untersucht. Der Einfluss der Spannungs-Mehrachsigkeit auf die duktile Schädigung wird anhand von Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen an gekerbten Proben sowie anhand von Doppel-Scherversuchen im Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Aufbau simuliert.

Durch die Berücksichtigung duktiler Schädigung gelingt sowohl die Darstellung der segmentierten Spanform bei gleichzeitiger Wiedergabe der in einem entstehenden Scherband gemessenen Temperaturen bei einer FE-Simulation des Orthogonal-Spanprozesses als auch die Simulation der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Spansegmentierung.

Simulation of Chip Segmentation at High Speed Cutting Under Consideration of Ductile Damage

The segmentation of chips that characterises the high speed cutting process is caused by a strong localisation of deformation in the primary shear zone. For the investigated Nickel-base alloy IN718 significant changes of the material structure in form of strongly stretched grains and partial material separations within the shear bands of a segmented chip were observed. A viscoplastic model taking into account only strain-hardening and thermal softening is not sufficient to simulate adequately the failure by shear banding as well as the temperatures in a developing shear band measured in a cutting experiment.

Within the framework of a macroscopic consideration of the material behaviour a simple model for ductile damage at high strain-rates and large deformations is investigated. The influence of the stress-triaxiality on ductile damage is simulated using high strain-rate tensile tests on notched specimens and Split-Hopkinson-Pressure-Bar double-shear tests.

Through consideration of ductile damage the following objectives could be achieved:

i) the representation of the segmented chip shape in a finite-element simulation of orthogonal cutting

together with

ii) the description of the temperatures measured within a developing shear band and

iii) the simulation of the rate-dependence of chip-segmentation.

1 Einleitung

In der spanenden Fertigung haben im letzten Jahrzehnt neue, hochharte, verschleißfeste Schneidstoffe sowie neue Antriebssysteme für Werkzeugmaschinen zu einer erheblichen Steigerung der nutzbaren Schnittgeschwindigkeiten (um den Faktor fünf bis acht) geführt. Damit wurden wesentliche Grundlagen für die industrielle Einführung des Hochgeschwindigkeitsspanens (High-Speed Cutting, HSC) geschaffen. Die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit geht einher mit einer Zunahme des je Zeiteinheit spanbaren Volumens und einer Verbesserung der Oberflächenqualität des Werkstücks (s. z.B. Schulz, 1996), so dass die HSC-Bearbeitung generell von wirtschaftlicher Bedeutung ist.

Die z.B. im Turbinenbau und bei Verbrennungsmotoren gerade erwünschte Hochwarmfestigkeit von Nickelbasislegierungen stellt für die Fertigungstechnik eine anspruchsvolle Aufgabe dar. Um die Vorteile der HSC-Bearbeitung auch für diese Superlegierungen zu nutzen, sind Kenntnisse über die im Zerspanprozess auftretenden Kräfte und Temperaturen sowie über die Beeinflussung der neuentstehenden Werkstück-Randzone durch den Bearbeitungsprozess erforderlich.

Da die der HSC-Bearbeitung zu Grunde liegenden physikalischen Phänomene, z.B. die Segmentspannbildung bei hohen Schnittgeschwindigkeiten, bisher jedoch noch weitgehend ungeklärt sind, wird im Rahmen der hier vorgestellten Arbeit der Simulation der Spansegmentierung eine besondere Bedeutung beigemessen. Darüber hinaus beeinflussen die Spanbildungsmechanismen maßgeblich die im Zerspanprozess auftretenden Kräfte.

In der vorliegenden Arbeit wird beispielhaft die Nickelbasislegierung Inconel 718 (IN718) untersucht. IN718 weist die für die HSC-Bearbeitung typische Neigung zur Ausbildung von Segmentspänen auf und eignet sich somit als Modellwerkstoff.

Das Hochgeschwindigkeitsspanen stellt eine dynamische Belastung dar, die dem Aufprallprozess eines Körpers auf ein Gehäuse (wie z.B. einer abgerissenen Flug-Turbinenschaufel) ähnlich ist, so dass Methoden, die am Beispiel des Spanens mit hohen Geschwindigkeiten entwickelt werden, prinzipiell auch auf solche Problemstellungen (Containment-Sicherheit) übertragen werden können und umgekehrt.

Zur Bearbeitung der Fragen der komplexen Beanspruchung des Spanens einer Nickelbasislegierung mit hohen Geschwindigkeiten wurden in enger Zusammenarbeit des Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb (IWF) der Technischen Universität Berlin mit der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM, Berlin) und dem Institut für Experimentelle Physik (IEP) der Otto-von-Guericke Universität Magdeburg theoretische und experimentelle Ansätze aus den Bereichen Fertigungstechnik, Kontinuumsmechanik sowie der Materialphysik zusammengeführt.

Die Ergebnisse dieser Forschungskoooperation bilden die Grundlage für eine Rechner-gestützte Abschätzung der im Zerspanprozess auftretenden mechanischen und thermischen Werkzeugbelastungen sowie der Beeinflussung der Werkstückoberfläche durch die spanende Bearbeitung. Diese soll in der Zukunft den Fertigungsingenieur bei der Prozessplanung und Werkzeugauslegung unterstützen.

2 Problemstellung und Lösungsansatz

Für die Beschreibung von Verformungslokalisierung bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung hat sich das Modell von Johnson und Cook (1985) aufgrund der viskoplastischen Fließregel in Form einer Exponentialfunktion als geeignet herausgestellt (Olschewski u. a., 2001b). Diese Simulationen des Hochgeschwindigkeitsspanens (mit Schnittgeschwindigkeiten von 200-1000 m/min) zeigen, dass die lokalen Dehnraten in der primären Scherzone in der Größenordnung von 10^{+5} /s liegen und in den sich bildenden Scherbändern noch höher sind.

Die Materialparameter des Johnson-Cook-Modells wurden an das Fließverhalten des hier untersuchten Werkstoffs IN718 in Zug- und Druckversuchen an glatten Proben mit verschiedenen Anfangstemperaturen (RT, 400, 800°C) im Bereich bis zum Auftreten von Einschnürung bzw. von Stauchkreuzen angepasst (Olschewski u. a. 2001a). Es zeigte sich jedoch, dass die in Modellspanexperimenten des IEP in den Scherbändern bei ihrer Entstehung gemessenen Temperaturen (Clos u. a., 2003a) und die in realen Spanversuchen des IWF bei höheren Schnittgeschwindigkeiten festgestellte Spansegmentierung (Uhlmann und Ederer, 1999) durch eine Simulation mit thermischer Entfestigung als einzigem Entfestigungsmechanismus nicht zutreffend beschrieben werden können.

Um in den sich bildenden Scherbändern die Temperaturen in-situ messen und mikroskopische Untersuchungen an gestoppten Spänen durchführen zu können, wurden vom Institut für Experimentelle Physik (Magdeburg) mit der Split-Hopkinson-Technik Analogie-Experimente zum Hochgeschwindigkeitsspanen ausgeführt, s. Bild 1a. Dabei wird mit einem Stab auf ein prismatisches U-Stück geschossen, so dass eine Schneidplatte von den beiden Innenseiten des U-Stücks jeweils einen Span abträgt. Der über diese Schneidplatte in einen Transmitter-Stab weitergeleitete Puls repräsentiert die erforderliche Schnittkraft. In Bild 1b ist ein dabei erzeugter Span dargestellt. Es wurden die in den entstehenden Scherbändern auftretenden Temperaturen auf der in Bild 1b dargestellten Sensorzeile zu verschiedenen Zeitpunkten gemessen.

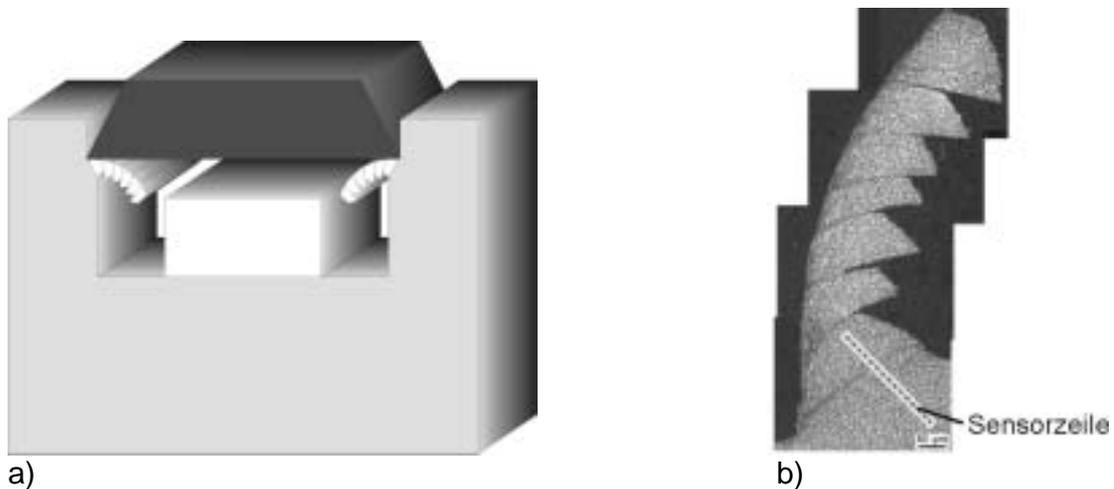


Bild 1. Experimentelle Simulation des Orthogonalspanprozesses mittels der Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Technik (a) sowie ein dadurch mit einer mittleren Schnittgeschwindigkeit von etwa 1000 m/min erzeugter Span aus der Nickelbasislegierung IN718 mit Darstellung einer raumfest angeordneten Sensorzeile zur Messung der Temperaturen in den entstehenden Scherbändern (b) (Clos u. a. 2003b)

Die Spansegmentierung wurde allein mittels des Johnson-Cook-Verformungsmodells im ebenen Verzerrungszustand adiabatisch simuliert (Taylor-Quinney-Koeffizient der Umsetzung von plastischer Leistung in Wärme: $\beta = 0.9$). In Bild 2a sind die Temperaturen dieser Simulation dargestellt: sie betragen in den Scherbändern 1000°C und mehr. Die experimentell festgestellten Temperaturen liegen aber maximal nur bei 700°C, s. Bild 2c.

Diese Simulation wurde auch mit Wärmeleitung durchgeführt: die allein mit dem Verformungsmodell simulierten Temperaturen sind in einem Scherband in der Phase seiner Entstehung sogar noch etwas höher, weil von der sehr heißen Spanwurzel noch etwas Wärme in das Scherband nachfließt. Die Spansegmentierung ist dabei deutlich weniger ausgeprägt als im Experiment.

In der Praxis kann eine Struktur, z.B. für dreidimensionale Simulationen, aus Rechenzeitgründen nicht beliebig fein vernetzt werden. Es wurde hier schon eine kleinste Elementkantenlänge von 6 μm (bei Spanungsdicken um die 150 μm) verwendet, s. Bild 11.

Bei Simulation allein mit dem Verformungsmodell ergibt sich für eine Schnittgeschwindigkeit von 400 m/min ein reiner Fließspan (kontinuierlicher Span ohne Segmentierung), während beim Außenlängs-Runddrehen für diese Schnittgeschwindigkeit ein voll segmentierter Span erzeugt wurde, s. Bild 14g.

Die Spannung in den Scherbändern der Segmentspanbildung muss also wegen der in Bild 1c dargestellten Temperaturmessungen in den neu entstehenden Scherbändern drastisch abfallen, weil sich aufgrund der starken Erhöhung der plastischen Dehnrates in dieser Lokalisierungszone die Temperatur sonst weiterhin voll entwickeln würde, Bild 2a. Ein erster Schritt zur Simulation eines solchen Befundes ist die Berücksichtigung thermischer Entfestigung, welche als Abnahme der anfänglichen Fließspannung mit zunehmender Temperatur erkennbar ist (Treppmann, 2001; Bäker u. a., 2003).

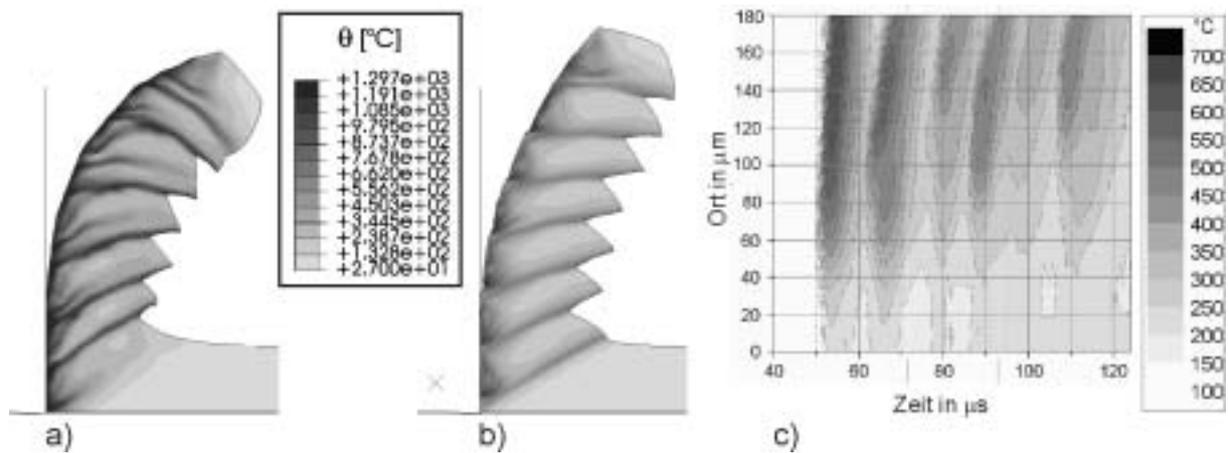


Bild 2. Vergleich der auf der Sensorzeile von Bild 1b quer zu einem Scherband gemessenen Temperaturen (c) mit adiabatisch simulierten Temperaturen: gerechnet allein mit einem Verformungsmodell (Johnson-Cook) (a) bzw. mit dem in Kapitel 3 vorgestellten Materialmodell mit Berücksichtigung duktiler Schädigung (b)

Die Fließspannung der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Nickelbasislegierung IN718 (im lösungsgeglühten Zustand) fällt bei Hochgeschwindigkeitsdeformation (Dehnrates im Bereich der Gleichmaßdehnung) in einem Temperaturbereich von 550 bis 1000 $^{\circ}\text{C}$ nur um max. 30% ab. Somit kann in diesem Werkstoff bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung bis 1000 $^{\circ}\text{C}$ kein gravierender Steifigkeitsabfall allein infolge thermischer Entfestigung auftreten. Es ist auch grundsätzlich nicht zu erwarten, dass das Versagensverhalten nach großen plastischen Deformationen, selbst bei bester Abbildung des Einflusses der räumlichen Verformungsgradienten auf das Materialverhalten (z.B. durch Verformungs-Gradienten-Modelle), allein durch eine thermische Entfestigung beschrieben werden kann, welche nur durch die Temperaturabhängigkeit der Fließspannung am Beginn des Fließens bestimmt ist.

Es muss also demnach noch ein weiterer Versagensmechanismus als nur die thermische Entfestigung bei Scherbandbildung mitwirken, der frühzeitig zu einem Steifigkeitsabfall führt und damit über die dann reduzierte plastische Leistung die Temperatur erst gar nicht so weit ansteigen lässt. Unter Zugbeanspruchung ist dieser zusätzliche Versagensmechanismus in einem Scherband leicht zu identifizieren, es ist schlicht die Materialtrennung, s. z.B. Bild 5d. Der vermutete, weitere Versagensmechanismus kann beim Spanen im Prinzip nur einer infolge der dort primär vorliegenden Beanspruchungsgröße, nämlich ein Versagensmechanismus infolge der extremen plastischen Deformationen sein, die letztlich sogar zur Entstehung der neuen Werkstückoberfläche führen.

In den Scherbändern segmentierter Späne wurden ausgeprägte Gefügeänderungen in Form sehr starker Kornstreckungen und teilweise Trennungen der Abgleitufer festgestellt, vgl. Bild 3. Dass die Segmente bereichsweise zusammenhängen, kann auf ein Reib-Verschweißen in der Zone zwischen den zunächst getrennten Segmenten zurückgeführt werden (Clos u. a. 2003b). In Bild 3a ist ferner zu erkennen, dass auch schon an der Initiierung eines Scherbandes einzelne, stark gestreckte Körner beteiligt sind.

Die Spannung in den Scherbändern bei Segmentspanbildung muss, wie oben erläutert, praktisch vollständig abfallen, weil sich aufgrund der starken Erhöhung der plastischen Dehnrates in dieser Lokalisierungszone die Temperaturen in dem neu entstehenden Scherband sonst über die dort gemessenen und in Bild 1c dargestellten Temperaturen hinaus weiter erhöhen würden. Ein Verlust der Tragfähigkeit eines Materials bis zum völligen Steifigkeitsabfall, der (im Gegensatz zur thermischen Entfestigung) nur im Zusammenhang mit plastischer Deformation eintreten kann, ist als duktiler Schädigung zu bezeichnen. Es wird deshalb in der vorliegenden Arbeit ein Modell für duktile Schädigung bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung vorgestellt und untersucht.

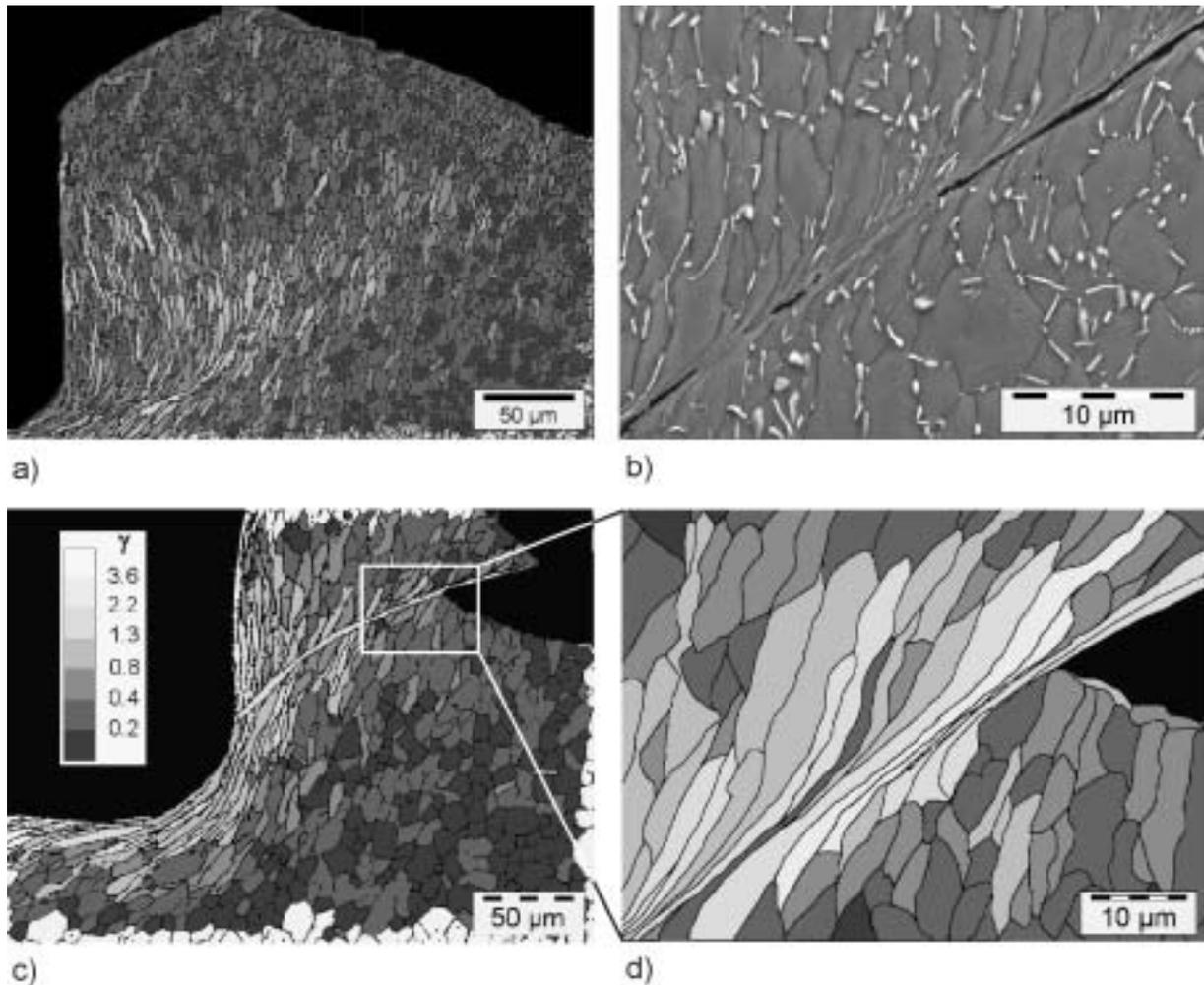


Bild 3. Ausgeprägte Gefügeänderungen in Form sehr starker Kornstreckungen und lokale Verteilungen des Scherwinkels γ bei Initiierung (a) und innerhalb eines Scherbandes (c, d) sowie teilweise Trennungen der Abgleitflügel (b) bei Spansegmentierung in mittels der Split-Hopkinson-Technik ausgeführten Orthogonalspan-Experimenten, s. Bild 1, an IN718 (Clos u. a., 2003b)

3 Materialmodell großer Deformationen mit Berücksichtigung duktiler Schädigung

3.1 Beschreibung des Spannungs-Verformungs-Verhaltens

Das Stoffgesetz rein thermoelastischen Materialverhaltens lautet mit der freien Energie ψ je Volumeneinheit der Anfangskonfiguration und mit der Cauchy-Spannung \mathbf{T} für die Kirchhoff-Spannung $\boldsymbol{\tau} := \det \mathbf{F} \mathbf{T}$:

$$\boldsymbol{\tau}^R = \mathbf{U} 2 \frac{\partial \psi}{\partial \mathbf{U}^2} \mathbf{U} \quad , \quad \mathbf{F} = \mathbf{R} \mathbf{U} \quad , \quad \boldsymbol{\tau}^R := \mathbf{R}^T \boldsymbol{\tau} \mathbf{R} \quad (1)$$

Die lokale Deformation \mathbf{F} des Kontinuums zerfällt gemäß dem polaren Zerlegungstheorem in eine Starr-Drehung \mathbf{R} des Körperelements und in eine die lokale Verzerrung beschreibende Streckung \mathbf{U} .

Aufgrund der primär an das Kristallgitter gebundenen elastischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe behalten diese oftmals auch nach großen plastischen Verformungen in erster Näherung ihre elastischen Eigenschaften (z.B. den E-Modul) wie in der Anfangskonfiguration bei (Sievert, 1993a). Aber auch bei möglicherweise eintretenden Veränderungen der Energiespeicherung infolge plastischer Verformung gilt allgemein die folgende Feststellung:

Sei $\mathbf{F} = \tilde{\mathbf{R}} \hat{\mathbf{F}}^R(\mathbf{U}_e, \mathbf{F}_p)$ die allgemeine Zerlegung der Deformation \mathbf{F} in eine plastische Verformung \mathbf{F}_p und in eine elastische Streckung \mathbf{U}_e mit einer Starr-Drehung $\tilde{\mathbf{R}}$ des Körperelements. Zur Erhaltung des elastischen Stoffgesetzes für die auf die Momentankonfiguration bezogene Spannung auch nach großen plastischen Deformationen in der gleichen Form wie im rein thermoelastischen Fall

$$\boldsymbol{\tau}^R = \mathbf{U}_e 2 \frac{\partial \psi}{\partial \mathbf{U}_e^2} \mathbf{U}_e \quad , \quad \boldsymbol{\tau}^R := \tilde{\mathbf{R}}^T \boldsymbol{\tau} \tilde{\mathbf{R}} \quad (2)$$

ist die Verformungsfunktion $\hat{\mathbf{F}}^R$ in der Form

$$\hat{\mathbf{F}}^R(\mathbf{U}_e, \mathbf{F}_p) = \mathbf{U}_e \mathbf{F}_p \quad (3)$$

nicht nur hinreichend (Mandel, 1971; Rice, 1971) sondern auch notwendig (Sievert, 1993b; Beweis s. Sievert, 1997, und in Besson u. a., 2001, S. 311ff.).

Die plastische Verformung \mathbf{F}_p kann ebenfalls polar zerlegt werden in eine reine Drehung \mathbf{R}_p und in eine plastische Streckung \mathbf{U}_p : $\mathbf{F}_p = \mathbf{R}_p \mathbf{U}_p$. Für ein anisotropes Material beschreibt der i. allg. nicht-symmetrische Tensor \mathbf{F}_p die plastische Deformation des Körperelements gegenüber den Anisotropieachsen, anfänglich vorhandenen (wie z.B. Einkristallachsen oder Faserrichtungen) oder durch plastische Verformung induzierten Anisotropieachsen (Texturachsen). Die Drehung \mathbf{R}_p beschreibt demzufolge die von der plastischen Streckung \mathbf{U}_p unabhängige Drehung der Anisotropieachsen gegenüber dem Gesamtmaterial. Wenn jedoch ein isotropes Material vorliegt oder vorhandene Anisotropieachsen sich vollständig wie Linienelemente des Gesamtmaterials deformieren, dann wird die gesamte plastische Deformation des Körperelements allein durch die plastische Streckung \mathbf{U}_p beschrieben

$$\mathbf{F}_p \equiv \mathbf{U}_p \Leftrightarrow \mathbf{R}_p \equiv \mathbf{1} \quad (4)$$

und die plastische Drehung \mathbf{R}_p verschwindet.

Bei kleinen thermoelastischen Verformungen, $\mathbf{U}_e = \mathbf{1} + \mathbf{Y}_e$, $\|\mathbf{Y}_e\| \ll 1$, können Produkte mit der kleinen, thermoelastischen Verzerrung \mathbf{Y}_e gegenüber Produkten mit $\mathbf{1}$ vernachlässigt werden:

$$\mathbf{F} = \tilde{\mathbf{R}} \mathbf{U}_e \mathbf{F}_p \approx \tilde{\mathbf{R}} \mathbf{U}_p \approx \mathbf{R} \mathbf{U} \quad (5)$$

Es ist zu erkennen, dass die Starr-Drehung $\tilde{\mathbf{R}}$ eines Körperelementes dann mit der Drehung \mathbf{R} der polaren Zerlegung von \mathbf{F} zu identifizieren ist: $\tilde{\mathbf{R}} \approx \mathbf{R}$ (vgl. Haupt, 1985).

Das elastische Stoffgesetz für die dann mit \mathbf{R} zurückgedrehte Kirchhoff-Spannung $\boldsymbol{\tau}^R$ lautet nun

$$\boldsymbol{\tau}^R = \frac{\partial \psi}{\partial \mathbf{Y}_e} \quad (6)$$

mit folgender sich durch materielle Zeitableitung von Gl. (5) automatisch ergebenden Entwicklungsgleichung für die thermoelastische Verzerrung \mathbf{Y}_e :

$$\dot{\mathbf{Y}}_e = \mathbf{D}^R - \mathbf{D}_p^R \quad , \quad \mathbf{D}^R := \mathbf{R}^T \mathbf{D} \mathbf{R} \quad , \quad \mathbf{D} := (\dot{\mathbf{F}} \mathbf{F}^{-1})_s \quad , \quad \mathbf{D}_p^R := (\dot{\mathbf{U}}_p \mathbf{U}_p^{-1})_s \quad (7)$$

Es wird für die hier untersuchte einsinnige Belastung keine kinematische Verfestigung (s. z.B. Bammann, 1984) betrachtet. Signifikante plastische Volumendehnungen, wie Hohlraumbildung, wurden für IN718 nicht festgestellt (Clos u. a., 2003b). Als Fließregel für die viskoplastische Gestaltänderung wird angesetzt:

$$\mathbf{D}_p^R = \dot{p}(\sigma_v, p, \theta) \hat{\mathbf{D}}_p^R(\tilde{\boldsymbol{\tau}}^R) \quad (8)$$

$$\dot{p} := \sqrt{\frac{2}{3}} \|\mathbf{D}_p^R\| \quad , \quad \sigma_v := \sqrt{\frac{3}{2}} \|\boldsymbol{\tau}^R\| \quad , \quad \tilde{\boldsymbol{\tau}}^R := \frac{\boldsymbol{\tau}^R}{\|\boldsymbol{\tau}^R\|} \quad , \quad \boldsymbol{\tau}^R := \boldsymbol{\tau}^R - \frac{1}{3} \text{tr} \boldsymbol{\tau}^R \mathbf{1} \quad (9)$$

Der Einfluss einer gewissen Energiespeicherung mit der akkumulierten plastischen Verformung p auf den Fließwiderstand wird in der Verfestigungsfunktion abgedeckt. θ bedeutet die Temperatur.

Die Fließrichtung $\bar{\mathbf{D}}_p^R$ könnte noch eine allgemein nichtlineare Funktion der Spannungsrichtung sein, die der Rest-Dissipationsungleichung zu genügen hat (die Einschränkungen an die nichtlinearen Materialfunktionen der Fließrichtungs-Stoffgleichung für isotropes Materialverhalten s. z.B. bei Trostel, 1971). Ein einfacher Ansatz ist, dass die Spannungs- und Fließ-Richtung zusammenfallen:

$$\hat{\mathbf{D}}_p^R(\bar{\boldsymbol{\tau}}^R) = \sqrt{\frac{3}{2}} \bar{\boldsymbol{\tau}}^R \quad (10)$$

Für Finite-Elemente(FE)-Analysen wird in dieser Arbeit das Programm ABAQUS/Explicit (Hibbit u. a., 2002) verwendet. Wie Olschewski u. a., (2001b) durch Nachrechnung einer einfachen Scherung mit MATHEMATICA (Wolfram, 2000) überprüft haben, werden an der VUMAT-Schnittstelle für Benutzerdefinierte Materialmodelle bzgl. einer raumfesten Basis die Komponenten-Matrizen der oben aus der kontinuumsmechanischen Materialtheorie heraus begründeten, mit der Drehung \mathbf{R} der polaren Zerlegung von \mathbf{F} zurückgedrehten Spannungs- und Verzerrungsgeschwindigkeits-Maße übergeben.

Als Stoffgleichung für die plastische Vergleichsdehnrate \dot{p} wird hier der für die Beschreibung von Hochgeschwindigkeitsverhalten oft benutzte Ansatz von Johnson und Cook (1985) verfolgt:

$$\dot{p}(\sigma_v, p, \theta) = \dot{\epsilon}_0 \exp \left[\frac{1}{C} \left(\frac{\sigma_v}{(A + B p^n) \left(1 - \left(\frac{\theta - \theta_R}{\theta_M - \theta_R} \right)^m \right)} - 1 \right) \right] \quad (11)$$

Für die Materialparameter dieses Ansatzes werden die in Tabelle 1 angegebenen Werte für IN718 verwendet.

A [MPa]	B [MPa]	C	m	n	$\dot{\epsilon}_0$ [1/s]	θ_R [°C]	θ_M [°C]
450	1700	0.017	1.3	0.65	10^{-3}	25	1297

Tabelle 1. Materialparameterwerte des Johnson-Cook-Verformungsmodells für IN718, lösungsgeglüht (Olschewski u. a., 2001a)

3.2 Modellierung duktiler Schädigung bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung

Entsprechend dem Konzept der effektiven Spannung (Lemaitre, 1996) haben die Stoffgleichungen für das Verformungsverhalten eines geschädigten Materials, Schädigungsgrad D , mit der effektiven Spannung $\boldsymbol{\tau}/(1-D) =: \boldsymbol{\tau}_{\text{eff}}$ anstelle der angelegten Spannung $\boldsymbol{\tau}$ die gleiche Form wie für das ungeschädigte Material; z.B. lautet die nach der Vergleichsspannung aufgelöste Fließregel dann:

$$\frac{\sigma_v}{1-D} = f(\dot{p}, p, \theta) \quad (12)$$

Der Einfluss der Schädigung auf das Spannungs-Verformungs-Verhalten eines Werkstoffs tritt oftmals erst kurz vor dem endgültigen Versagen auf. Vereinfachend bietet sich ein direkter, nichtlinearer Ansatz für die Entwicklung des Schädigungsgrads (vgl. El Magd und Brodmann, 1999) in Abhängigkeit einer normierten, inneren Zeit s an, z.B.:

$$D = s^k \quad (13)$$

Als Maß für diese Bogenlänge s des Beanspruchungspfades, den Lebensdauerverbrauch, wird hier die auf einen kritischen Wert (W_c) bezogene plastische Arbeit gewählt, modifiziert durch den Einfluss der Mehrachsigkeit und durch eine nichtlineare Dehnratenabhängigkeit zur Beschreibung der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Spansegmentierung; die Entwicklungsgleichung für die innere Zeit lautet:

$$\dot{s} = \exp \left(\zeta(\sigma_m) \frac{\sigma_v}{\sigma_m} \right) \frac{\sigma_{\text{eff},v}}{W_c} \left(1 + \frac{\dot{p}}{\dot{\epsilon}_1} \right)^a \dot{p} \quad , \quad \sigma_{\text{eff},v} := \frac{\sigma_v}{1-D} \quad (14a,b)$$

$$\zeta(\sigma_m) := \begin{cases} \zeta_1, & \text{wenn } \sigma_m > 0 \\ \zeta_2, & \text{wenn } \sigma_m < 0 \end{cases}, \quad \sigma_m := \frac{1}{3} \text{tr } \boldsymbol{\tau} \quad (14c)$$

mit der mittleren Zugspannung σ_m . In dem Lebensdauerverbrauch s werden entsprechend der Entwicklungsgleichung (14) die Anteile der plastischen Arbeitsinkremente an der für den jeweils aktuellen Beanspruchungszustand gültigen Versagensarbeit W_f akkumuliert:

$$ds = \frac{\sigma_{eff,v} dp}{W_f}, \quad W_f := W_c \exp\left(-\zeta(\sigma_m) \frac{\sigma_v}{\sigma_m}\right) \left(1 + \frac{\dot{p}}{\dot{\epsilon}_l}\right)^{-a} \quad (15)$$

In dem in Bild 4 dargestellten Experiment an einer glatten Rundprobe aus IN718 wurde an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung die Einschnürung mit einer Hochgeschwindigkeitskamera beobachtet und so konnte mit einem Korrekturfaktor auf eine wahre Ersatzspannung geschlossen.

Der Koeffizient k der Nichtlinearität des Tragfähigkeitsverlustes infolge Schädigung aus Gl. (13) gibt an, in welchem Maße sich die geleistete plastische Arbeit in einem Steifigkeitsabfall auswirkt. Die Nichtlinearität des Tragfähigkeitsverlustes ist oftmals, wie z.B. in Bild 4 dargestellt, sehr ausgeprägt, was ein hohen k -Wert bedeutet.

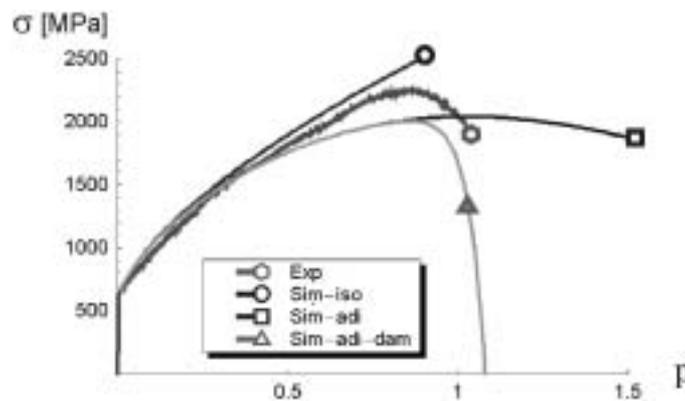


Bild 4. Vergleich der experimentellen Fließkurve (wahre Spannung über logarithmischer, plastischer Verformung p) von IN718 unter Zug bei einer Dehnrates von $10^3/s$ mit verschiedenen Simulationen: isotherm und adiabatisch gerechnet allein mit dem Spannungs-Verformungs-Modell sowie adiabatisch simuliert unter Berücksichtigung duktiler Schädigung.

Die Intensität ζ des Einflusses der Mehrachsigkeit auf die Schädigung könnte unter mittlerem Zug eine andere sein als unter Druck (ζ_1 bzw. ζ_2). Bei der Simulation der Spansegmentierung hat sich herausgestellt, dass auch bei hohem mehrachsigem Druck ein von Null verschiedener Grad D der duktilen Schädigung beschrieben werden können sollte. Dies wird durch eine Exponentialfunktion der Mehrachsigkeit gewährleistet.

Die duktile Schädigung ist nach Gl. (14a) grundsätzlich schon über die Abhängigkeit der effektiven Spannung von der plastischen Dehnrates geschwindigkeitsabhängig. Diese Abhängigkeit reicht jedoch für die Beschreibung des Übergangs von der Bildung von Fließspänen bei konventionellen Schnittgeschwindigkeiten zur Segmentspannbildung bei höheren Schnittgeschwindigkeiten, s. Bild 14, nicht aus. Darüber hinaus nimmt bei einer Simulation mit $a=0$ die mittlere Schnittkraft mit steigender Schnittgeschwindigkeit aufgrund der Dehnratesverfestigung sogar etwas zu, während sie im Experiment abnimmt, s. Bild 14a. Die Schnittkräfte werden auch durch das Reibungsverhalten beeinflusst (vgl. z.B. Dudzinski und Molinari, 1997). Jedoch sind die Reibungsverhältnisse zwischen Werkzeug und Span nur schwer einzuschätzen. Außerdem besteht die Aufgabe, auch die oben angesprochene Geschwindigkeitsabhängigkeit der Ausbildung der Span-Form zu beschreiben. Deshalb wird in Gl. (14a) eine zusätzliche Abhängigkeit der duktilen Schädigungsrate von der plastischen Dehnrates in Rechnung gestellt (Potenzfunktion, vgl. Børvik et al., 2001). $\dot{\epsilon}_l$ ist eine Mindestverformungsgeschwindigkeit, die für das Eintreten der zusätzlichen Geschwindigkeitsabhängigkeit der duktilen Schädigung erreicht werden muss.

In Scherbändern, gerade bei der Spansegmentierung, liegen nur sehr wenige Körner vor, vgl. Bild 3. Andererseits tritt senkrecht zum Scherband ein starker Beanspruchungsgradient auf, so dass sich die makroskopische Verformung schon von einem Korn zum nächsten ändert. Ein makroskopisches Kontinuumselement muss mehrere Körner abdecken, damit von einer makroskopischen Kontinuumstheorie, die nicht jedes Korn einzeln abbil-

det, gesprochen werden kann. Damit kann aber eigentlich die makroskopische Verformung in einem makroskopischen Kontinuumselement nicht mehr als konstant angesehen werden und es sollte auch der Einfluss dieses Verformungsgradienten auf das Materialverhalten innerhalb eines makroskopischen Kontinuumselements in Rechnung gestellt werden. Die Fließregel bleibt aber in einer solchen nichtlokalen Theorie (s. z.B. Huang et al., 2001) nicht mehr ein reines Anfangswertproblem, sondern wird zu einer partiellen Differentialgleichung. Die Kalibrierung derartiger Modelle erfordert grundsätzlich die experimentelle Ausmessung des gesamten Feldes der Verformung. In Sievert et al. (2003) wird ein erster Schritt in diese Richtung unternommen.

Zusätzliche partielle Differentialgleichungen können aber prinzipiell nicht an einer klassischen Umat-Schnittstelle implementiert werden, da dort nur rein lokale Verzerrungsinkremente und Spannungen übergeben werden. Für die Implementierung zusätzlicher partieller Differentialgleichungen ist es erforderlich, ein neues Element einschließlich erweiterter Gleichgewichtsbedingungen (z.B. an der Uel-Schnittstelle von ABAQUS) zu schreiben (s. z.B. Reusch et al., 2001); ein erweitertes Element, das natürlich für die Anwendung dann auch mit anderen Algorithmen wie z.B. denjenigen für Kontakt zusammenarbeiten muss.

Bei rein lokalen Materialmodellen wird die Fließverzerrungsgeschwindigkeit nach der Fließregel allein aus der lokalen Spannung ohne Berücksichtigung von Termen, z.B. Rückspannungen, die räumliche Gradienten der Beanspruchung beinhalten, und aus den rein lokalen Zustandsvariablen berechnet (vgl. Gl. (8)). Es ist bekannt, dass rein lokale Materialmodelle bei Lokalisierung, wie z.B. in Scherbändern oder an Rissspitzen, eine besondere Netzabhängigkeit zeigen (vgl. De Borst und Van der Giessen, 1998).

Wenn aber bei der Übertragung von Materialparameterwerten z.B. von einer Probe auf eine andere Struktur, FE-Netze mit vergleichbaren kleinsten Elementkantenlängen in den hochbeanspruchten Zonen verwendet werden, kann mit einem rein lokalen Materialmodell gearbeitet werden. In dieser Arbeit wurde das durch die Gl.en (5-14) gegebene Materialmodell über eine User-Material-Routine (VUMAT) in das FE-Programm ABAQUS/Explicit implementiert. Für die Spansimulationen wurde das in Bild 11 dargestellte FE-Modell-System mit einer kleinsten Elementkantenlänge von 6 μm benutzt.

ζ_1	ζ_2	a	$\dot{\epsilon}_j$ [1/s]	W_c [MPa]	k
1.	2.	0.13	$2 \cdot 10^4$	3600	18

Tabelle 2. Materialparameterwerte der Modellierung duktiler Schädigung nach Gl.en (12-14) bei Spansegmentierung von IN718 (lösungsgeglüht)

4 FE-Simulationen von Experimenten zur Charakterisierung duktiler Schädigung

4.1 Scherbandbildung in einer Flachzugprobe

Zur Beschreibung duktiler Schädigung bei Scherbandbildung wurden an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung zunächst Flachproben unter Zug untersucht, in denen seitlich kleine Kerben zur Initiierung von Scherbändern eingebracht worden sind. Eine solche Scherbandbildung ist in Bild 5d dargestellt.

In Bild 5a ist für diese Flachzugprobe mit anfänglich um 17° versetzten Kerben der Kraft-Zeit-Verlauf des Experiments im Vergleich mit verschiedenen Simulationen angegeben. Der Tragfähigkeitsverlust tritt bei Simulation mit duktiler Schädigung, aber ohne Berücksichtigung des Einflusses der Spannungsmehrrachsigkeit auf die Schädigung ($\zeta = 0$), zwar früher ein als bei der Rechnung allein mit dem (Johnson-Cook) Verformungsmodell infolge thermischer Entfestigung, jedoch relativ zum Experiment noch zu spät. Dabei wurde für die Versagensarbeit W_f der dem Verhalten der glatten Rundzugprobe aus Bild 4 entsprechende Wert verwendet. Wird aber auch der Einfluss der Mehrrachsigkeit (σ_m/σ_v) auf die Schädigung berücksichtigt, so kann eine zufriedenstellende Simulation des Experiments erzielt werden, s. Bild 5a.

Die Materialparameterwerte wurden neben dem Zugversuch an der glatten Rundprobe (Bild 4) auch an dieses Experiment mit um 17° versetzten Kerben angepasst, und zwar nicht nur an die Kraft-Zeit-Kurve, sondern es wurde auch die Form des sich ausbildenden und in Bild 5d dargestellten Deformationszustands berücksichtigt.

Bild 5b zeigt den Spannungsabfall infolge der duktilen Schädigung in der Simulation. Wie im Experiment, Bild 5d, zu erkennen ist, entspricht die duktile Schädigung unter Zug, Bild 5c, der Materialtrennung in den Bereichen des Einreißen dieser Zugprobe.

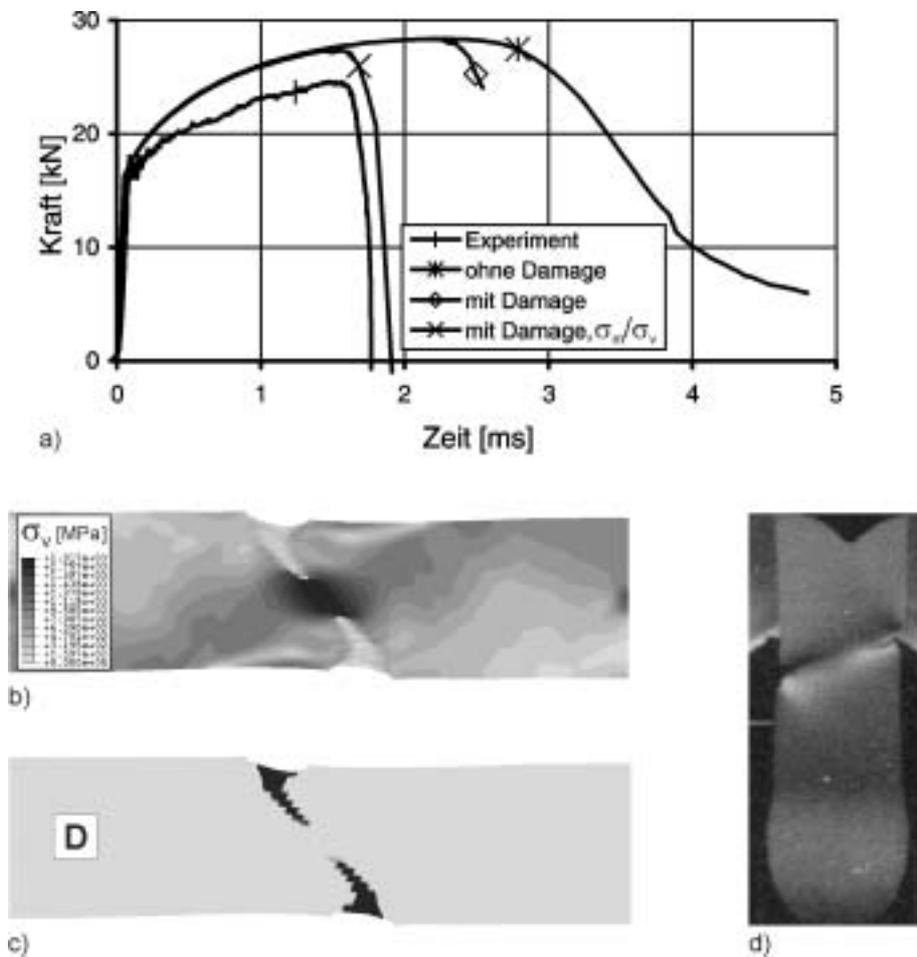


Bild 5. Vergleich des Kraft-Zeit-Verlaufs in einem Experiment an einer (im Messbereich 9 mm breiten und 3 mm dicken) Flachzugprobe mit kleinen, anfänglich um 17° versetzten Kerben (Kerbradius 0.2 mm und Kerbtiefe 0.4 mm) bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 3,4 m/s mit den Kraft-Zeit-Verläufen verschiedener Simulationen, z.B. ohne und mit Berücksichtigung des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit (σ_m/σ_v) auf die duktile Schädigung (a), Abfall der Vergleichsspannung σ_v (b) in den geschädigten Bereichen der Simulation (c) und Aufreißen der Flachzugprobe in einem Scherband (d)

Es wurde nun das Verhalten einer Flachzugprobe mit gleich kleinen, anfänglich um 42° versetzten Kerben unter Verwendung derselben Materialparameterwerte wie für die 17° -Probe vorausgerechnet. Es bildet sich bei der 42° -Probe aber im Experiment, Bild 6c, und in der Simulation, Bild 6b, kein Scherband, sondern es setzt sich die an der 17° -Probe kalibrierte duktile Schädigung nur an einer Kerbe durch. In Bild 6a sind die Kraft-Zeit-Verläufe in Experiment und Simulation dargestellt. Im Experiment werden die Proben nach unten und in den Simulationen nach rechts weggezogen. Das Einreißen findet bei der Probe mit anfänglich um 42° versetzten Kerben sowohl im Experiment als auch in der Simulation an der Kerbe nahe der Abzugseite statt, Bilder 6b,c.

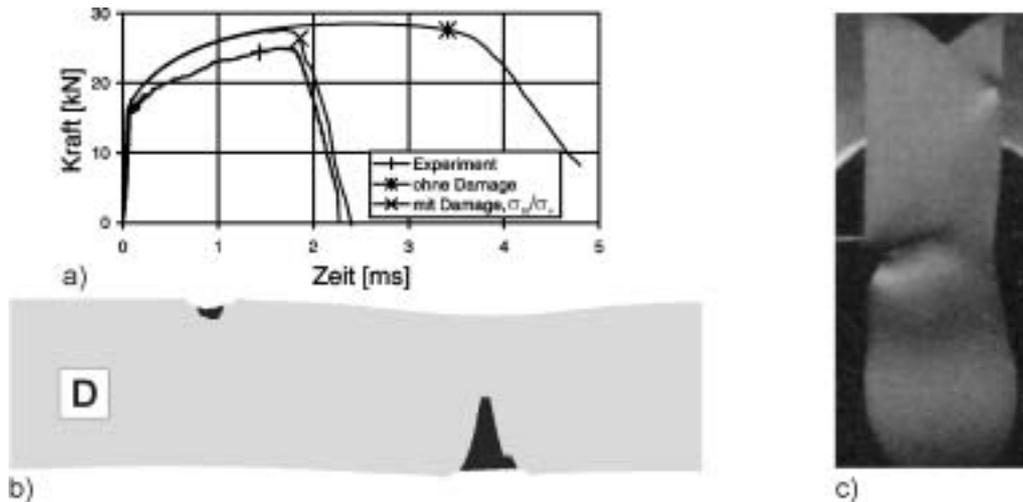


Bild 6. Vergleich des Kraft-Zeit-Verlaufs im Experiment an der Flachzugprobe mit kleinen, anfänglich um 42° versetzten Kerben bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 3,4 m/s mit den Kraft-Zeit-Verläufen in Simulationen ohne und mit Berücksichtigung duktiler Schädigung (a), geschädigte Bereiche in der Simulation (b) und Aufreißen der Flachzugprobe nur an einer Kerbe (c)

4.2 Versagensverhalten gekerbter Zugproben bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung und in Split-Hopkinson-Scherversuchen

Zur systematischen Charakterisierung des Einflusses der Spannungs-Mehrachsigkeit auf die duktile Schädigung von IN718 im lösungsgeglühten Zustand wurden an der BAM Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an gekerbten Flach- und Rundproben mit unterschiedlichen Kerbradien durchgeführt; die Kerben liegen dabei direkt einander gegenüber. Die maximale plastische Dehnrates der gekerbten Rundzugproben, die im Bereich der Kerbe auftritt, liegt kurz vor Beginn des Versagens bei ca. $5 \cdot 10^3/s$.

Am IEP (Magdeburg) wurden zur Charakterisierung des Einflusses der Mehrachsigkeit auf die duktile Schädigung bei Scherung Versuche an prismatischen Hutproben im Split-Hopkinson-Pressure-Bar (SHPB) durchgeführt (Clos et al., 2003a). Die maximale plastische Dehnrates in der Scherzone liegt kurz vor Beginn des Versagens im Bereich von ca. $10^4/s$.

Der Materialparameter ζ des Einflusses der Mehrachsigkeit auf die duktile Schädigung und die kritische plastische Scher-Arbeit W_c wurden zugleich an das Versagensverhalten einer Scherbandprobe in einem SHPB-Scherversuch und an das Versagensverhalten gekerbter Proben in Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen der BAM angepasst (Singh u. a., 2003).

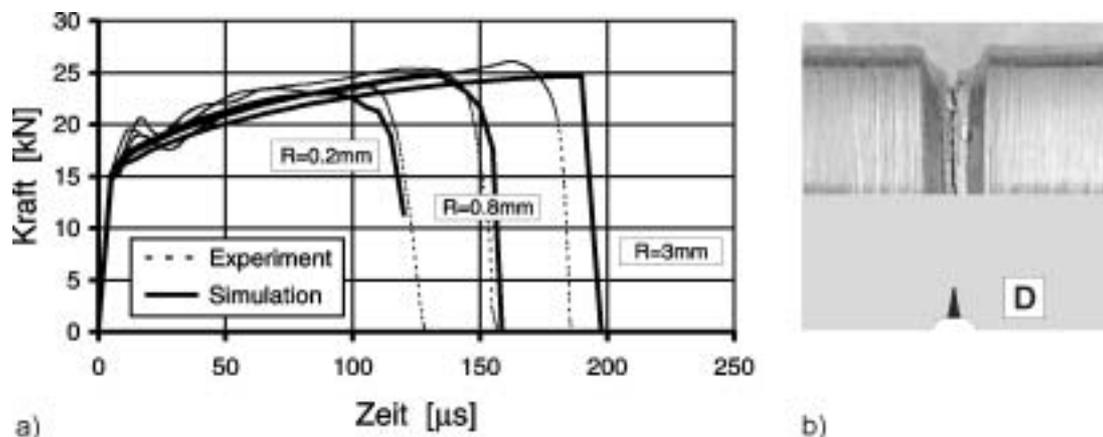


Bild 7. Kraft-Zeit-Verläufe von Zugversuchen an gekerbten Rundproben mit unterschiedlichen Kerbradien bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 10 m/s in Experiment und axialsymmetrischer Simulation (a) und das Einreißen der Rundzugprobe mit 0.2 mm Kerbradius bei Beginn des Versagens (b), in Bild (b) unten ist die duktile Schädigung in die Tiefe der Rundprobe dargestellt

Bild 7 zeigt die Simulation des Verhaltens der Rundzugproben. In Bild 8a ist die Spannungsmehrachsigkeit in der Probe mit 0.2 mm Kerbradius kurz vor Beginn des Versagens dargestellt.

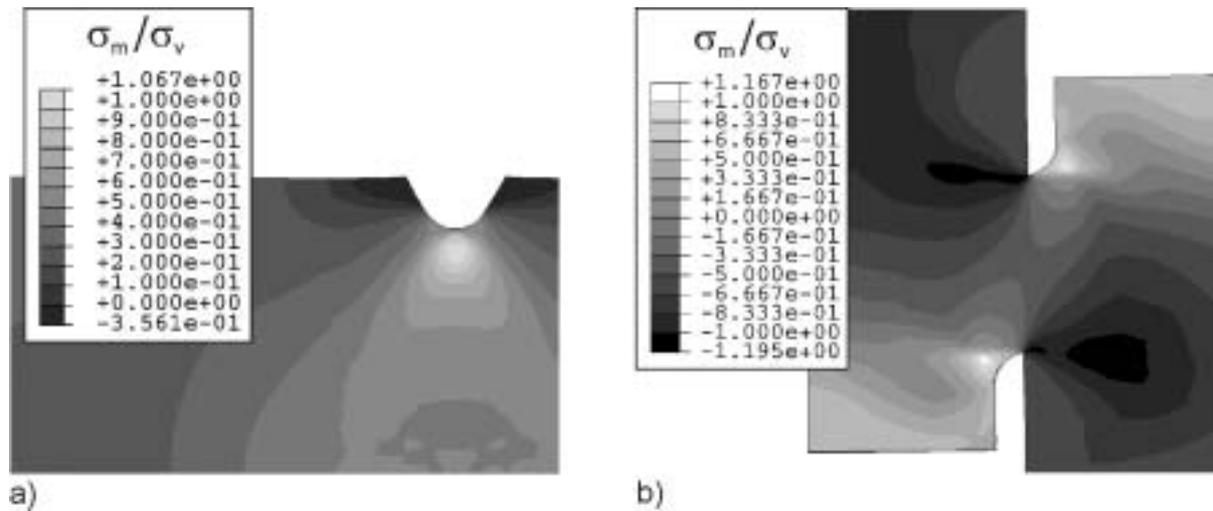


Bild 8. Simulierte Felder der Spannungsmehrachsigkeit kurz vor Beginn des Versagens in der gekerbten Rundprobe mit 0.2 mm Kerbradius in einem Zugversuch mit 10m/s Abzugsgeschwindigkeit (a) und in einer in einem Split-Hopkinson-Test belasteten Doppel-Scherprobe mit einer Druckmehrachsigkeit von etwa -0.35 in der Scherzone (b)

Die Simulation des Deformations- und Versagensverhaltens verschiedener vom IEP im Split-Hopkinson-Versuch getesteter Scherproben wurde von Singh u. a. (2003) dargestellt. Die Spannungsmehrachsigkeit in der Scherzone der Scherbandprobe, an die das Modell für duktile Schädigung angepasst wurde, beträgt kurz vor Beginn des Versagens $\sigma_m/\sigma_v \approx -1/3$. Bild 9 zeigt die Simulation des Schädigungsverhaltens einer SHPB-Scherprobe mit einer anderen Form als sie für die Modell-Kalibrierung benutzt wurde. Die neue Probenform ist zur ungehinderteren Ausbildung der Scherung mit einer Schlitzkerbe mit einem vollständig ausgerundeten Grund versehen. Diese Ausgangsform ist in Bild 9c noch ansatzweise zu erkennen. Die Spannungsmehrachsigkeit in der Scherzone dieser Probe beträgt kurz vor Beginn des Versagens $\sigma_m/\sigma_v \approx -0.15$.

Im Experiment sind auf der Oberfläche der Probe Ritzlinien zur Messung des Deformationsfeldes aufgebracht worden, Bild 9c. Bei einem Vergleich der gemessenen Scherwinkel mit der simulierten plastischen Deformation konnte eine gute Übereinstimmung festgestellt werden.

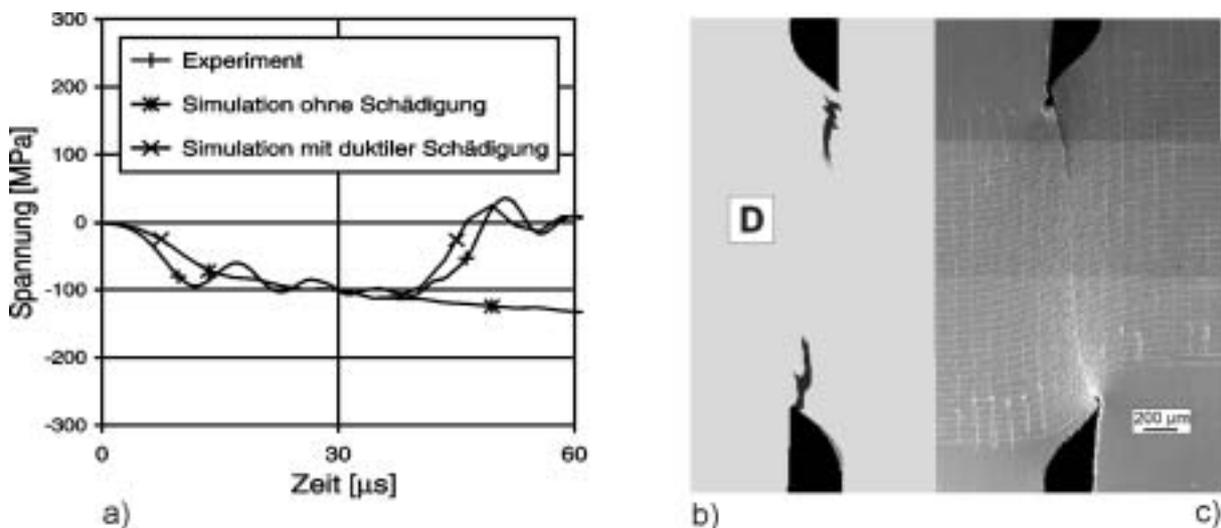


Bild 9. Vergleich des Transmitter-Pulses (Systemantwort) einer in einem Split-Hopkinson-Test belasteten Doppel-Scherprobe mit Simulationen ohne und mit Berücksichtigung duktiler Schädigung (a) sowie Darstellung der beginnenden Materialtrennung in der Scherzone in Simulation (b) und Experiment (c)

In Bild 10 ist das Versagensverhalten einer Probenform dargestellt, bei der die anfänglich vollständig ausgerundeten Schlitzkerben nicht direkt übereinander liegen. Der mehrachsige Druck in der Scherzone dieser Probe ist deshalb kurz vor Beginn des Versagens etwas höher: $\sigma_{II}/\sigma_V \approx -0.35$, Bild 8b. In der Simulation, Bild 10b, tritt in der Scherzone eine völlige Trennung ein. Bei dem weiteren Vordringen des Stempels treffen jedoch die Scherufer in der Simulation wieder aufeinander. Im Experiment ist die Probe im Endzustand zusammenhängend, Bild 10c, was ein Indiz für ein nachträgliches Verschweißen der Abgleitufer in der Reibzone sein kann.

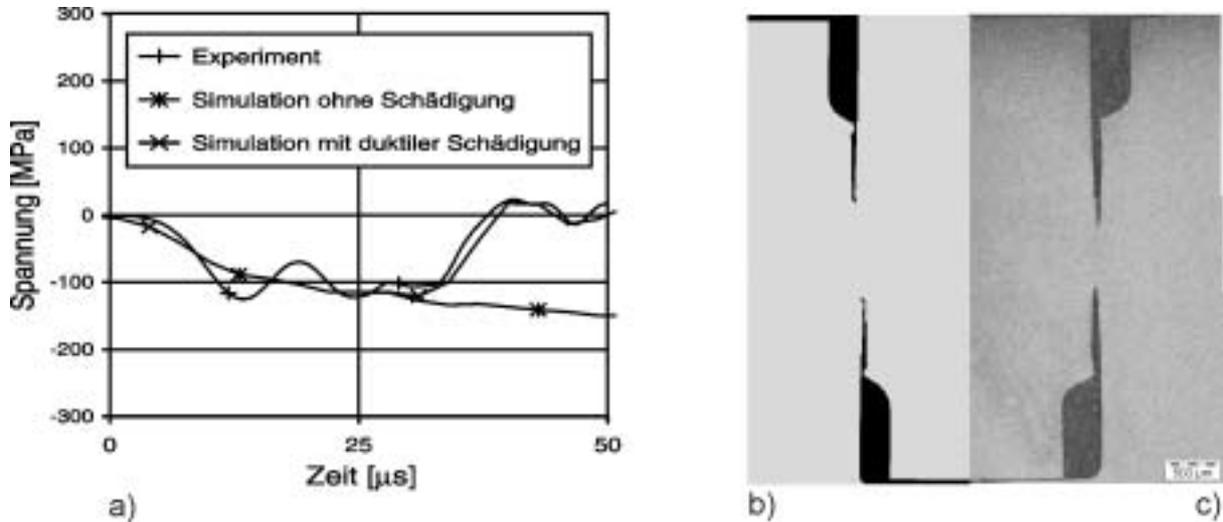


Bild 10. Vergleich des Transmitter-Pulses der in einem Split-Hopkinson-Test belasteten Doppel-Scherprobe aus Bild 9b mit Simulationen ohne und mit Berücksichtigung duktiler Schädigung (a) sowie Darstellung der Materialtrennung in der Scherzone in Simulation (b) und Experiment (c)

5 Simulation der Spansegmentierung

In Bild 11 ist das für die 2D-Simulation des Spanprozesses benutzte FE-Modell dargestellt. Die Elemente haben nur 1 Integrationspunkt (reduzierte Integration). Das Werkzeug wurde als „Analytical Rigid Surface“ modelliert. Damit der erste Eingriff weich erfolgt, ist am Anschnitt ein Winkel von 60° vorhanden. Wegen der hohen Geschwindigkeiten wird davon ausgegangen, dass ein signifikanter Wärmeübergang zur Umgebung nicht stattfindet.

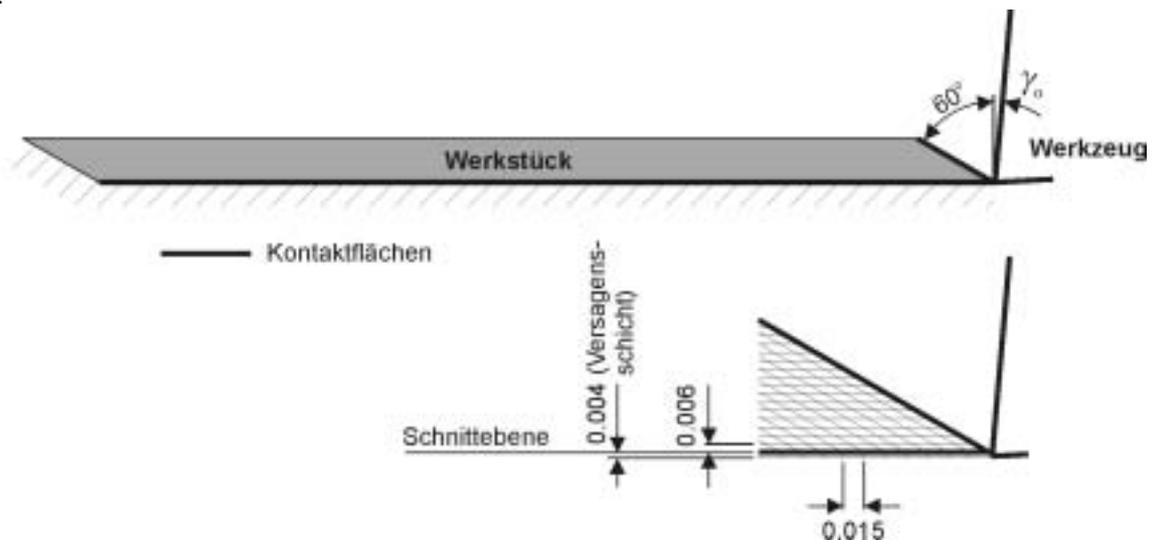


Bild 11. 2D-FE-System zur Simulation des Spanprozesses, ebener Verzerrungszustand

Der Spantrennvorgang wird hier vereinfachend durch eine Versagensschicht beschrieben, die durch Randbedingungen in Längs- und Höhenrichtung fixiert ist. Für das Spannungs-Verformungs-Verhalten wird das gleiche Verformungsmodell (Johnson-Cook) wie im gesamten Spanmaterial verwendet. Das Versagen eines Elements dieser Schicht tritt bei Erreichen einer kritischen akkumulierten plastischen Verformung p ein; dann verliert das

Element seine Zugsteifigkeit, trägt aber noch unter Druck. Für den übrigen Bereich des Werkstücks wird das in Kapitel 3.2 beschriebene Modell für duktile Schädigung in Rechnung gestellt. Nach Erreichen eines kritischen Schädigungsgrads wird das betreffende Element bei einer Simulation zur Schnittkraft-Berechnung gelöscht, um den völligen Verlust der Tragfähigkeit korrekt abzubilden, in einer Simulation zur Darstellung des Deformationszustands des gesamten Spans wird jedoch eine kleine Reststeifigkeit beibehalten.

5.1 Beschreibung der Temperaturen in den Scherbändern

Im Abschnitt 2 wurde das Problem dargestellt, dass die allein mit dem (Johnson-Cook-) Verformungsmodell berechneten Temperaturen im Vergleich zu den in den entstehenden Scherbändern experimentell festgestellten Temperaturen deutlich zu hoch sind, s. Bild 2a,c. Bild 2b zeigt die Temperaturen, die mit dem im Kapitel 3 dargestellten Werkstoffmodell mit Berücksichtigung duktiler Schädigung simuliert wurden, im Vergleich zu den Temperaturen, die auf der auch in Bild 12 dargestellten Sensorzeile vom IEP zu verschiedenen Zeitpunkten gemessen wurden. Die Scherbänder treten jetzt auf der Basis der erreichten Temperaturen insbesondere infolge der in Bild 12c dargestellten duktilen Schädigung auf. Der Vergleich der Spanformen in den Simulationen ohne und mit Berücksichtigung duktiler Schädigung in Bild 2 zeigt auch, dass sich die Segmente bei Berücksichtigung duktiler Schädigung stärker herauschieben; dies entspricht ebenfalls dem Experiment, s. Bild 12a.

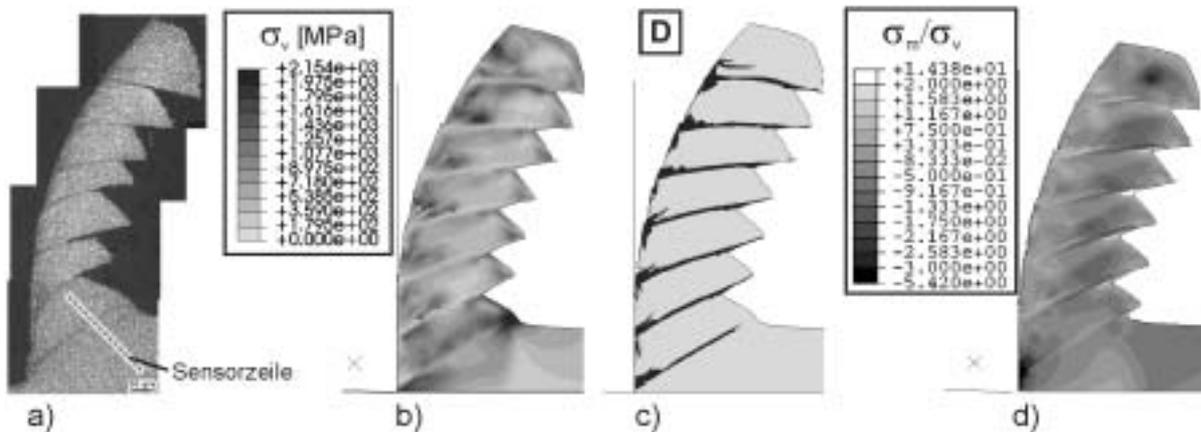


Bild 12. In einem Orthogonalspan-Experiment mittels der Split-Hopkinson-Technik erzeugter Modellspan (a), Abfall der Spannung in den Scherbändern (b) infolge der duktilen Schädigung in der Simulation (c) und das Feld der Spannungsmehrrachsigkeit (d) zu einem Zeitpunkt kurz vor Initiierung des letzten Scherbändes der Bilder b und c; Spannungsbedingungen: Spanwinkel 0° , Schnittgeschwindigkeit 1000 m/min, Spannungsdicke 150 μm

Die Mehrachsigkeit, Bild 12d, im Bereich hoher Vergleichsspannung in der Spanwurzel, wo das nächste Scherbänd initiiert wird, beträgt in dieser Simulation ca. -1,5. Zur genauen Auflösung der Zustände direkt vor der Schneidkante muss jedoch der Spantrennvorgang besser als durch die Annahme einer Versagensschicht abgebildet werden.

Bild 13 zeigt für die Segmentspanbildung aus Bild 12 die Vorhersage der zugehörigen Schnittkraftverläufe bezogen auf den Querschnitt des Transmitter-Stabes. Bei jeder Scherbändbildung fällt die Schnittkraft im Experiment und in der Simulation unter Berücksichtigung duktiler Schädigung stark ab. Allerdings sind in der Simulation die Split-Hopkinson-Stäbe sowie die U-förmige, prismatische Probe, welche das zu spanende Werkstück repräsentiert, aus Gründen der Vereinfachung nicht modelliert worden, wodurch im Modell-System Schwingungsfreiheitsgrade vernachlässigt wurden. Darüber hinaus fand die Simulation unter Annahme einer konstanten Schnittgeschwindigkeit statt. Trotz der genannten Vereinfachungen zeigt sich, dass bei Berücksichtigung duktiler Schädigung die simulierte mittlere spezifische Schnittkraft mit der im Experiment ermittelten gut übereinstimmt, Bild 13.

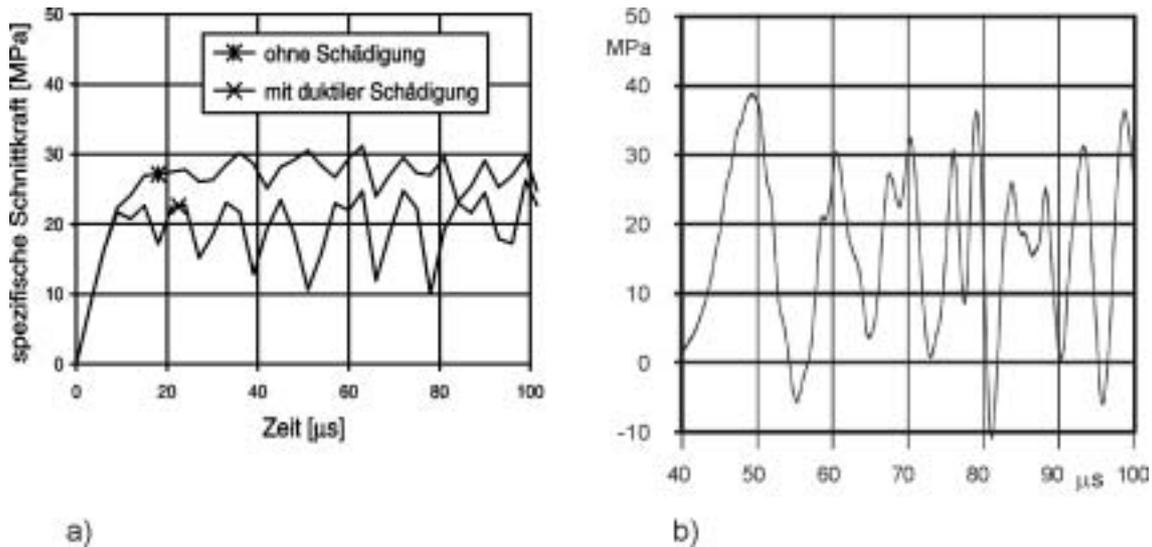


Bild 13. Schnittkraftverläufe des Orthogonalspanprozesses aus Bild 12 in Simulation (a) und Experiment (b)

5.2 Beschreibung der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Spansegmentierung

Am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb (IWF Berlin) sind umfangreiche Untersuchungen beim Außenlängs-Runddrehen von IN 718 durchgeführt worden. Diese dienten u. a. der Bestimmung des Einflusses unterschiedlicher Stellgrößen auf die im Zerspanprozess auftretenden Schnittkräfte sowie auf die Spanbildung (Uhlmann und Zettler, 2003). Bild 14a zeigt die Verläufe der experimentell bestimmten Schnittkräfte für Vorschübe zwischen $f = 0,1$ mm und $0,2$ mm in Abhängigkeit der Schnittgeschwindigkeit v_c . Bild 14b fasst die in den Experimenten verwendeten Versuchsbedingungen zusammen. Bei allen Vorschüben ist ein Rückgang der Schnittkräfte für höhere Schnittgeschwindigkeiten festzustellen. Diese Charakteristik der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Schnittkräfte kann in der Simulation wiedergegeben werden, Bild 14c. Dabei entspricht der Vorschub von $f = 0,1$ mm für den im Experiment verwendeten Einstellwinkel von $\kappa_r = 45^\circ$ einer Spanungsdicke von $h = 0,072$ mm. Für diese Simulationen wurden bei allen Schnittgeschwindigkeiten und Spanungsdicken dieselben Materialparameterwerte verwendet (Reibungskoeffizient $\mu = 0,3$, maximal übertragbare Randschubspannung $\tau_{max} = 100$ MPa).

Die Versuche des IWF belegen, dass es ab einer Schnittgeschwindigkeit von etwa 100 m/min zur Ausbildung von Segmentspänen kommt. Auch dieser Übergang der Spanform vom Fließspan bei niedriger Schnittgeschwindigkeit (50 m/min), Bild 14e, zum Segmentspan bei höheren Schnittgeschwindigkeiten, z.B. 400 m/min, s. Bild 14g, kann bei Berücksichtigung duktiler Schädigung abgebildet werden, s. die Bilder 14f bzw. 14h,d.

Bild 14f zeigt die plastische Verformung in der Simulation des Fließspans bei 50 m/min, Bild 14e. In diesem mikroskopischen Bild 14e ist links als größerer, heller Bereich ein sehr großes Korn zu erkennen, welches sich aber in das umgebende Ensemble der kleineren Körner hinsichtlich der Scherverformung gut einfügt. Die Simulation, Bild 14f, gibt auch die aufgrund der Reibung stark deformierte sekundäre Scherzone auf der Spanunterseite, s. Bild 14f links, gut wieder, vgl. Bild 14e links.

Das so verifizierte Werkstoffmodell fließt in einem weiteren Schritt in ein am IWF entwickeltes 3D-FE-Modell des Außenlängs-Runddrehens ein (Uhlmann und Zettler, 2003). Mit Hilfe der 3D-Simulationen sollen künftig die thermischen und mechanischen Belastungen des Werkzeugs im Vorfeld der Bearbeitung bestimmt werden, um so die Prozess- und Werkzeugauslegung zu optimieren.

6 Schlussfolgerungen

Der Prozess der Spansegmentierung kann neben der Berücksichtigung thermischer Entfestigung, die allein durch die Temperaturabhängigkeit der Fließspannung am Beginn des Fließens bestimmt ist, durch eine zusätzliche Berücksichtigung duktiler Schädigung zutreffender simuliert werden.

- Im Hinblick auf eine verbesserte Auflösung der Zustände direkt vor der Schneidkante sollte die Versagensschicht durch die Berücksichtigung des Grundwerkstoffs ersetzt werden, was dann auch die Möglichkeit der Simulation der neu entstehenden Werkstück-Randzone eröffnet.

- Für eine Berücksichtigung des Einflusses der starken räumlichen Gradienten auf das Materialverhalten bei Lokalisierung sollten diese Beanspruchungsgradienten auch in den Stoffgleichungen in Rechnung gestellt werden (sog. nichtlokale Modelle, s. z.B. Forest und Sievert, 2003).

Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Unterstützung im Rahmen des Schwerpunktprogramms „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“

Literatur

- Bäker, M.: An investigation of the chip segmentation process using finite elements. *Technische Mechanik*, 23, 1, (2003), 1-9.
- Bammann, D.J.: An internal variable model of viscoplasticity. *Int. J. Engng Sci.*, 22, (1984), 1041-1053.
- Besson, J.; Cailletaud, G.; Chaboche, J.-L.; Forest, S.: *Mécanique non linéaire des matériaux*. HERMES Science Publications, Paris, 2001.
- Børvik, T.; Hopperstad, O.S.; Berstad, T.; Langseth, M.: A computational model of viscoplasticity and ductile damage for impact and penetration. *Eur. J. Mech. A/Solids*, 20, (2001), 685-712.
- Clos, R.; Schreppel, U.; Veit, P.: Temperature, microstructure and mechanical response during shear-band formation in different metallic materials. *J. Phys. IV France*, 110, (2003a), Proceedings 7th Int. Conf. Mech. Phys. Behav. Mat. Under Dynamic Loading (DYMAT 2003), Porto, Portugal; EDP Sciences, 111-116.
- Clos, R.; Lorenz, H.; Schreppel, U.; Veit, P.: Mechanismen der Hochgeschwindigkeitsverformung einer Nickelbasislegierung In: „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“, H.K. Tönshoff, F. Hollmann, Hrsg., 2003b; Wiley, in Vorbereitung.
- De Borst, R.; Van der Giessen, E., eds.: *Material Instabilities in Solids*. John Wiley & Sons, 1998.
- Dudzinski, D.; Molinari, A.: A modelling of cutting for viscoplastic materials. *Int. J. Mech. Sci.*, 39, (1997) 369–389.
- El-Magd, E.; Brodmann, M.: Der Einfluß von Schädigung auf die adiabatische Fließkurve der Aluminiumlegierung AA7075 unter Schlagzugbeanspruchung. *Z. Metallkunde*, 90, (1999), 732-737.
- Forest, S.; Sievert, R.: Elastoviscoplastic constitutive frameworks for generalized continua. *Acta Mech.*, 160, (2003), 71–111.
- Haupt, P.: On the concept of an intermediate configuration and its application to a representation of viscoelastic-plastic material behavior. *Int. J. Plasticity*, 1, (1985), 303-316.
- Hibbit, Karlsson & Sorensen Inc.: ABAQUS/Explicit, Version 6.3, 2002.
- Huang, J.; Kalaitzidou, K.; Sutherland, J.W.; Milligan, W.W.; Aifantis, E.C.; Sievert, R.; Forest, S.: Gradient plasticity: implications to chip formation in machining. In: *The 4th Int. ESAFORM Conference on Material Forming*, Volume two, A.M. Habraken, ed., University of Liège, Belgium, 2001, 527-530.
- Johnson, G.R.; Cook, W.H.: Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engng. Fracture Mechanics*, 21, (1985), 31–48.
- Lemaitre, J.: *A Course on Damage Mechanics*. Springer Verlag, 1996.
- Mandel, J.: *Plasticité Classique et Viscoplasticité*. CISM Course, No. 97, Udine, Italy, Springer-Verlag, 1971.
- Olschewski, J.; Hamann, A.; Bendig, M.; et al.: Werkstoffmechanik einer Nickelbasislegierung beim Hochgeschwindigkeitsspanen – Werkstoffverhalten und Modellierung, Teil II. Report BAM-V.2 01/3, *Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung* (BAM), Berlin, 2001a.

- Olschewski, J.; Hamann, A.; Noack, H.-D.; et al.: Werkstoffmechanik einer Nickelbasislegierung beim Hochgeschwindigkeitsspannen – Werkstoffverhalten und Modellierung, Teil III. Report BAM-V.2 01/6, *Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung* (BAM), Berlin, 2001b.
- Reusch, F.; Klingbeil, D.; Svendsen, B.: Local and non-local Gurson-based models for ductile damage failure. In: *The 4th Int. ESAFORM Conference on Material Forming*, Volume two, A.M. Habraken, ed., University of Liège, Belgium, 2001, 511-514.
- Rice, J.R.: Inelastic constitutive relations for solids: an internal-variable theory and its application to metal plasticity. *J. Mech. Phys. Solids*, 19, (1971), 433-455.
- Schulz, H.: Die Forschungsaktivitäten des PTW auf dem Gebiet der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung. In: *Hochgeschwindigkeitsbearbeitung – High-Speed Machining*, H. Schulz, Hrsg., Hanser, München, Wien, 1996, 1-18.
- Sievert, R.: In einem Eulerschen relativen Beanspruchungstensor formulierte Stoffgleichungen bei großen inelastischen Deformationen. In: *Numerische Methoden der Plastomechanik*, D. Besdo, Hrsg., Inst. f. Mechanik, Universität Hannover, 1993a, 367-381.
- Sievert, R.: Zur Formulierung von Stoffgleichungen für viskose Festkörper bei großen dissipativen Verformungen. In: *Beiträge zur Mechanik*, C. Alexandru et al., Hrsg., Techn. Univ. Berlin, 1993b, 292-307.
- Sievert, R.: Considerations on the back-stress at large strain and non-isothermal loading. Report BAM V.31 97/2, *Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung* (BAM), Berlin, 1997.
- Sievert, R.; Hamann, A.; Noack, H.-D.; Löwe, P.; Singh, K.N.; Künecke, G.: Simulation der Spansegmentierung unter Berücksichtigung thermischer Entfestigung und duktiler Schädigung. In: „*Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten*“, H.K. Tönshoff, F. Hollmann, Hrsg., 2003; Wiley, in Vorbereitung.
- Singh, K.N.; Sievert, R.; Noack, H.-D.; Clos, R.; Schreppel, U.; Veit, P.; Hamann, A.; Klingbeil, D.: Simulation of failure under dynamic loading at different states of triaxiality for a Nickel-base superalloy. *J. Phys. IV France*, 110, (2003), Proceedings 7th Int. Conf. Mech. Phys. Behav. Mat. Under Dynamic Loading (DYMAT 2003), Porto, Portugal; EDP Sciences, 275–280.
- Treppmann, C.: Fließverhalten metallischer Werkstoffe bei Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung. Dissertation, RWTH Aachen, LFW-Mitteilung Juli 2001, Mitteilungen aus dem Lehr- und Forschungsgebiet Werkstoffkunde (LFW) der RWTH Aachen, E. El-Magd, Hrsg., 2001.
- Trostel, R.: Zur Systematik fest-idealplastischer Medien. In: *Aus Theorie und Praxis der Ingenieurwissenschaften*, R. Trostel, P. Zimmermann, Hrsg., Verlag Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin, München, Düsseldorf, 1971, 31–38.
- Uhlmann, E.; Ederer, G.: Technologische Untersuchungen zum Hochgeschwindigkeitsspannen einer Nickelbasislegierung. In: *Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten*, H.K. Tönshoff, F. Hollmann, Hrsg., Kolloquium des Schwerpunktprogramms der Deutschen Forschungsgemeinschaft am 18. 11. 1999, Bonn, 45-51.
- Uhlmann, E.; Zettler, R.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsspannen einer Nickelbasislegierung. In: „*Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten*“, H.K. Tönshoff, F. Hollmann, Hrsg., 2003; Wiley, in Vorbereitung.
- Wolfram, S.: MATHEMATICA, Version 4, 2000.

Adressen:

- 1) Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, D-12200 Berlin
e-mail: Rainer.Sievert@bam.de
- 2) Institut für Experimentelle Physik, Otto-von-Guericke Universität Magdeburg
e-mail: Rainer.Clos@physik.uni-magdeburg.de
- 3) Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb, Technische Universität Berlin
e-mail: Uhlmann@iwf.tu-berlin.de