

# Modellierung der Werkstoffschädigung während der Warmumformung

**Guntram Rüb<sup>1,2</sup>**  
**Bruno Buchmayr<sup>1</sup>**  
**Christof Sommitsch<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Institut für Verformungskunde und Hüttenmaschinen, Montanuniversität Leoben

<sup>2</sup>Materials Center Leoben GmbH, Leoben

<sup>3</sup>Böhler Edelstahl GmbH, Kapfenberg

## **Kurzfassung:**

Um die Modellierungstiefe von umformtechnischen Prozessen zu verbessern und durchgängige Simulationsketten zu schaffen, muss für das Beschreiben des Fließverhaltens von Werkstoffen die Schädigung berücksichtigt werden. Derzeit bekannte Modelle sind oftmals auf einen Spannungszustand, der einem Anwendungsfall entspricht, beschränkt und liefern darüber hinaus keine zufriedenstellenden Ergebnisse. Zumeist wird die kalte Formgebung betrachtet und metallphysikalische Effekte, die bei der Warmumformung stattfinden können, werden Modell mäßig nicht erfasst. So gilt es vorhandene Modelle mittels FE-Rechnung zu validieren und zu überprüfen inwieweit mit diesen die Warmumformung beschrieben werden kann. Dazu ist eine entsprechende Datenbasis im Experiment zu schaffen. Mit Hilfe von Vorversuchen wird das numerische Modell verifiziert. Zudem werden Methoden für die bei weiteren Untersuchungen notwendige Rissdetektion entwickelt. Die Charakterisierung des Werkstoffs und der gerissenen Struktur erfolgt mittels Metallographie.

## **1. Einleitung**

### **1.1. Ansätze zur Modellierung**

Das Beschreiben der Werkstoffschädigung mittels Modellrechnung gewinnt immer stärker an Bedeutung, um die prozesssichere Fertigung bei Warmumformvorgängen insbesondere an den Grenzen der Umformbarkeit metallischer Werkstoffe gewährleisten zu können [1].

Besondere Bedeutung beim Gleitbruchverhalten nimmt die Entstehung eines Anrisses aufgrund von großen plastischen Verformungen ein. Der Anriss ist die Folge der durch plastische Verformung eingebrachten Schädigung. Allgemein werden die den Gleitbruch beschreibenden mikroskopischen Vorgänge bei den technischen Metallen in Hohlraumbildung, Hohlraumwachstum und Vereinigung der Hohlräume unterteilt. Wobei das erste Zusammenwachsen von Hohlräumen als Rissinitiation oder Beginn des stabilen Risswachstums charakterisiert wird. Die Mikrohohlräume werden bevorzugt an Ausscheidungen und Einschlüssen gebildet. Scherbänder führen zu einer Lokalisation der Verformung und können ebenfalls als Vorstufe zur Rissbildung angesehen werden. An die Rissentstehung folgt das Risswachstum [2, 3].

Wird die Schädigung, als Grundlage von Initiierungs- und Bruchkriterien, rein phänomenologisch ohne Berücksichtigung der Mikrostruktur abhängig von der Verformung beschrieben, wird die Kontinuumsmechanik zur Kontinuumschädigungsmechanik erweitert. Diese Größen (z.B. maximale Formänderungsarbeit, absorbierte Energie pro Volumseinheit) sind unabhängig vom Werkstoff, da sie rein mathematisch ohne Bezug auf physikalische Grundlagen entwickelt wurden [2].

Abgesehen von makroskopischen Modellen (Cockroft & Latham [1, 4, 5], Oyane [4, 5], Brozzo [4, 5], usw.) zur Beschreibung der Schädigung existiert eine Reihe von mikroskopischen Modellen, die danach unterschieden werden, ob eine Wechselwirkung zwischen Werkstoffverhalten und mikroskopischen Veränderungen berücksichtigt wird [6, 7].

Die mikromechanischen Modelle können in zwei Gruppen unterteilt werden: die nicht gekoppelten und die gekoppelten Modelle. Diese Einteilung ist im Zusammenhang mit der numerischen Anwendung von mikromechanischen Schädigungskriterien zu sehen [2, 4, 5].

Die wesentlichen Ansätze für Schädigungsmodelle zur Berücksichtigung der Mikrostruktur sind:

- Fließpotenziale (Gurson [2, 3, 6, 7, 8], Gurson-Tvergaard-Needleman [2, 3, 6, 7, 8], Rousselier [2, 3, 7], Dung [2], Kong [3])
- Hohlraumwachstumsgleichungen (Rice-Tracey [2, 3, 7,8], McClintock [2, 3], Beremin & Shi [3], Zheng [3])
- Gekoppelte Simulation mit repräsentativem Volumenelement (RVE) [3, 9].

Hohlraumwachstumsgleichungen sind geometrische Schädigungsmodelle, die sich auf den beim Gleitbruch vorherrschenden Bruchmechanismus beziehen. Dieser ist durch das Anwachsen von Mikrohohlräumen, die an Einschlüssen oder Ausscheidungen bereits ab Fließbeginn gebildet werden können, charakterisiert, bei deren Vereinigung der Riss entsteht. Das makroskopische Verhalten wird wie beim ungeschädigten Werkstoff nach von Mises beschrieben, d.h. die Schädigung bzw. das Hohlraumvolumen hat keinerlei Einfluss auf das Fließverhalten des Materials. Es wird weiterhin von Volumenkonstanz ausgegangen. Das Hohlraumwachstum wird mit von der Fließgleichung entkoppelten Beziehungen berechnet [2, 3].

Alternativ dazu ist die gekoppelte bzw. integrierte Schädigungsmodellierung mittels modifizierter Fließgleichungen zu sehen. Hier wird zwischen Fließen der Matrix des reinen Metalls und des geschädigten Metalls unterschieden und über das Formulieren eines Fließpotenzials mit dem Parameter  $f$  wird zwischen den Modellen vermittelt. Die makroskopischen Spannungs-Dehnungsfelder sind über ein Stoffgesetz miteinander verknüpft. Bei einem Hohlraumvolumenanteil gleich Null entspricht die Fließfunktion der von Mises Fließbedingung. Darüber wird das Werkstoffverhalten in Beziehung zum hydrostatischen Spannungszustand gesetzt, wodurch die Volumenkonstanz verloren geht und der Hohlraumanteil aus der Volumenzunahme berechnet werden kann. Eine Möglichkeit der Schädigungsmodellierung mittels modifizierter Fließgleichungen ist über einen Homogenisierungsansatz und Mittelwertbildung anhand von RVE- oder Elementarzellenberechnungen ein Stoffgesetz zu entwickeln, das mikrostrukturelle Vorgänge berücksichtigt bzw. darauf basiert. Dazu werden interne Variablen definiert. So besteht das modifizierte Stoffgesetz aus dem Materialgesetz selbst und Entwicklungsgleichungen für die internen Variablen [3].

Bei der gekoppelten Simulation mit RVE ist die gleichzeitige Berechnung auf mikroskopischer und makroskopischer Ebene gemeint. Jedem Integrationspunkt im FE-Netz wird ein RVE zugeordnet, das der makroskopischen Verformung in diesem Punkt ausgesetzt wird. Das aus der Berechnung des RVE resultierende Spannungsfeld wird einer Mittelwertbildung unterzogen und ist somit das im makroskopischen Integrationspunkt wirksame Spannungsfeld [9].

Ziel der mikromechanischen Modelle sollte die Unabhängigkeit der Modellparameter von den Testbedingungen (Geometrie,...) sein, d.h. die Variablen dürfen nur durch die Art des Materials bestimmt sein [5].

## 1.2. Werkstoff

Alloy 80 A (Böhler L306) ist eine  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ -aushärtende Nickel-Basis-Legierung mit hoher Zeitstandfestigkeit bis  $850^\circ\text{C}$  und sehr guter Zunderbeständigkeit. Neben den festigkeitssteigernden  $\gamma'$ -Ausscheidungen ( $\text{Ni}_3\text{Al}$  oder  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) werden Karbide bevorzugt an den Korngrenzen ausgeschieden. Das primäre MC und das sekundäre  $\text{M}_7\text{C}_3$ , sowie  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  sind die in Alloy 80 A auftretenden Karbidtypen (Tab. 1.1) [10].

Gefügebestandteile	MC	$\text{M}_7\text{C}_3$	$\text{M}_{23}\text{C}_6$	$\gamma'$
Art	Primäres Karbid	Sekundäres Karbid	Sekundäres Karbid	fein verteilte Teilchen zur Aushärtung
Zusammensetzung	TiC, NbC	$\text{Cr}_7\text{C}_3$	$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$
Lösungstemperatur	$>1250^\circ\text{C}$	1095 bis $1150^\circ\text{C}$	1040 bis $1095^\circ\text{C}$	960 bis $980^\circ\text{C}$
Ort	im Korn	Korngrenzen	Korngrenzen	im Korn

Tab. 1.1: Gefügebestandteile in Alloy 80 A

## 1.3. Betrachtete Schädigungsindikatoren

Die Schädigung (es wird ein Damage-Parameter ausgegeben, der die akkumulierte Schädigung beschreibt) kann in DEFORM<sup>®</sup> mit folgenden Kriterien berechnet werden.

- Freudenthal
- Normalized Cockroft & Latham
- Cockroft & Latham
- McClintock
- Rice & Tracy
- Oyane
- Ayada
- Osakada
- Brozzo
- Zhao & Kuhn
- Max. (Eff. Stress/UTS) = Maximale Vergleichsspannung / Maximaler Zugspannung

## 2. Versuche

### 2.1. Ziel

Zur Bestimmung des kritischen Wertes des Schädigungsparameters muss eine prozesssichere Möglichkeit gegeben sein, Risse im Anfangsstadium, d.h. ab einer Größe von ca. 0,1 mm oder kleiner, erkennen zu können (Ultraschallgrenze ist ca. 0,8 mm, ab der ein Werkstück noch als fehlerfrei gilt).

Prinzipiell stehen dazu verschiedene Verfahren wie die Ultraschallprüfung, das Potentialsondenverfahren und die elektronische Verarbeitung von Videobildern zur Verfügung.

Dementsprechend wurden nicht isotherme Stauchversuche durchgeführt, um die Eignung des vorhandenen und in anderen Anwendungen bereits eingeführten Videoverfahrens zu testen. Zudem konnte eine Datenbasis für die Verifikation des Simulationsmodells und eine erste Validierung der bereits in DEFORM<sup>®</sup> implementierten Schädigungsmodelle geschaffen werden.

### 2.2. Durchführung

Für die Stauchversuche wurde eine hydraulisch betriebene 1 MN Presse verwendet. Zur Aufnahme der Videobilder wurden zwei digitale Videokameras eingesetzt. Die Kraft- und Wegmessung erfolgten über die Zeit mittels Kraftmessdose und induktivem Wegaufnehmer. Es wurden sechs Proben mit einer Länge von 37,5 mm und einem Durchmesser 25 mm (H:D = 1,5) hergestellt. Als Vormaterial wurden gewalzte Rundstangen aus Alloy 80 A (naturhart) verwendet. Die Proben wurden in den auf Versuchstemperatur erwärmten Ofen eingelegt. Nach 15 Minuten Haltezeit erfolgte die Versuchsdurchführung. Es wurde kein Schmiermittel zwischen den Proben und den Werkzeugen aus CK 60 eingesetzt.

### 2.3. Versuchsergebnisse

Die Verifikation des FE-Modells in Abschnitt 4.2 erfolgte anhand der Versuche 1 und 5. Die Versuchsbedingungen und Versuchsergebnisse sind in Tab. 2.1 angeführt.

Versuch	Probentemp. [°C]	Stempelgeschwindigkeit [mm/s]	Maximale Presskraft [kN]	Resthöhe [mm]	Umformgrad $\varphi$
1	1050	7	407,2	16	0,85
5	950	0,8	517,6	22	0,53

Tab. 2.1: Versuchsbedingungen und Versuchsergebnisse



Abb. 2.1: Versuch 1 Seitenansicht und Draufsicht

Die Oberseite der Probe in Abb. 2.1 zeigt nur einen den Umfang entlang laufenden ca. 10 mm langen Riss (radiale Zugspannungen) und einen radial verlaufenden ca. 5 mm langen Riss (Tangentialzugspannungen). An der Probenunterseite sind ein um ca. den halben Umfang laufender Riss sowie mehrere radiale Risse zu sehen.



Abb. 2.2: Versuch 5 Seitenansicht und Draufsicht

Die Probe aus Versuch 5 (Abb. 2.2) zeigt deutlich tiefe Risse in Umfangs- und Längsrichtung. Diese treten bereits bei einem im Vergleich zum Versuch 1 geringen Umformgrad auf. Sie sind einerseits auf die geringere Proben temperatur und andererseits auf den höheren Wärmeverlust durch Wärmeleitung in die Stempel infolge der längeren Versuchsdauer zurückzuführen. Dadurch sinkt das Formänderungsvermögen. Das durch Wärmeleitung bedingte deutlich verringerte Formänderungsvermögen zeigt sich in den vergleichsweise wenig verformten Randzonen der Proben oben und unten an den Berührungsflächen zu den Werkzeugen. Diese Randbereiche sind deutlich vom gerissenen und ausgebauchten Bereich abgesetzt.

### 3. Rissverfolgung [11]

In den Vorversuchen wurden herkömmliche Consumer-Videokameras mit 25 Bildern (Frames) pro Sekunde eingesetzt, deren Qualität mit industriell eingesetzten Kameras nicht zu vergleichen ist. Die Rissdetektion erfolgte offline, d.h. die während des Versuchs aufgenommenen Videosequenzen wurden nachträglich bearbeitet. Die Auswertung erfolgte

aufgrund der weitgehend identen Rissbildung ausschließlich anhand des Versuchs 5 (Abb. 3.1).

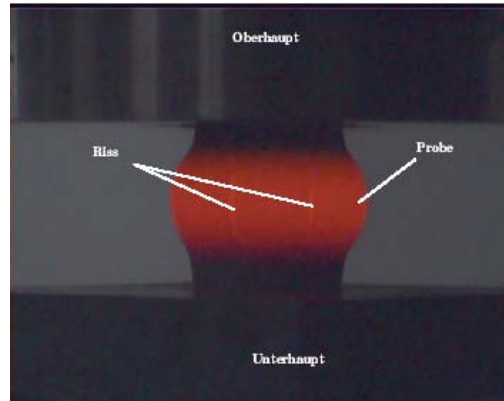


Abb. 3.1: Probe während des Versuchs

Für die Analyse der Bildinformationen wurde der rote Kanal („red channel“, der nach dem RGB-Modell zerlegten Farbbilder, verwendet (Abb.3.2).

Die Informationen des mit einem Riss behafteten Bildbereichs wurden mittels folgender Methoden ausgewertet:

- Filter zur Eckenfindung
- Gradientenfilter
- Aktive Konturen

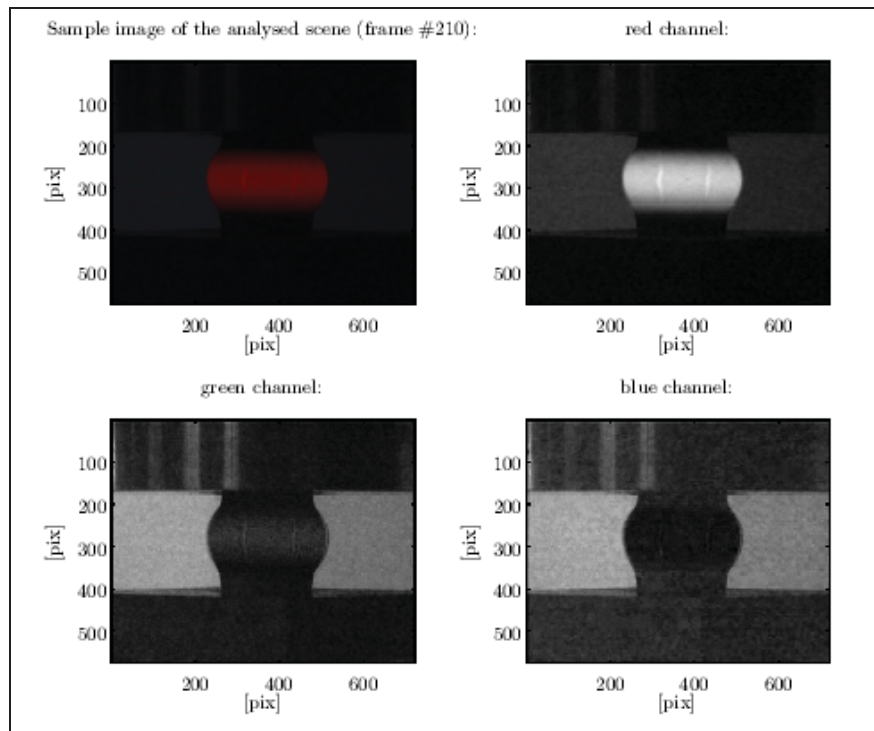


Abb. 3.2: Aufspaltung der Farbbilder nach RGB-Modell



### **3.1. Filter zur Eckenfindung**

Ein Riss kann anhand von Kanten definiert werden. So wurde versucht, mit Hilfe von zwei verschiedenen Filtern die Risse zu detektieren. Dies war allerdings erst in einem weit fortgeschrittenen Rissstadium möglich. Aus diesem Grund erscheint diese Methode für die Erfassung der Risse am Rissbeginn nicht geeignet.

### **3.2. Gradientenfilter**

Für die im Bereich des Risses auftretenden Intensitätsunterschiede werden lokale Gradienten der Helligkeit berechnet. Damit ist ein Riss zweifelsfrei detektierbar. Anschließend werden die Punkte der maximalen Intensitätsunterschiede berechnet und über ein Differenzierungsverfahren mittels Standardabweichung zusätzlich eingegrenzt, um ein schärferes Bild zu erhalten. Dieses Verfahren scheint für die Beschreibung der Rissentstehung geeignet.

### **3.3. Aktive Konturen**

Aktive Konturen (deformable contours) sind bei mathematischer Betrachtung zweidimensionale geschlossene Kurven, die im interessierenden Bildbereich initiiert werden. Unter dem Einfluss von inneren Kräften und äußeren Kräften passt sich die aktive Kontur dem gesuchten Objekt an. Die äußeren Kräfte werden aus den Bildinformationen gewonnen, die inneren Kräfte beschreiben die Kontur selbst. Die Auswertung beruht auf dem Konzept der Energieminimierung, d.h. es wird eine Funktion parametrisiert für die die Summe der äußeren und inneren Energien minimal wird. Die aktive Kontur versucht die Energiefunktion zu minimieren. Dieses Verfahren kann ebenfalls für die Rissanalyse verwendet werden

### **3.4. Ergebnisse der bildanalytischen Auswertung**

Es wurde jener Teilbereich der Bilder analysiert, der das Risswachstum darstellt. Der betrachtete Zeithorizont lag bei ca. 0,8 Sekunden. Sobald der Riss detektiert werden konnte, wurde er, der Reihenfolge der rückwärts abgespielten Bilder entsprechend (von hohen Frame Nummern bis hin zu kleineren), bis zum Verschwinden verfolgt. Die Rissdetektion mittels Filter zur Eckenfindung hat sich insbesondere für kleine Risse als ungeeignet erwiesen. Hingegen konnte mittels Gradientenfilter der Riss bei Frame 210 detektiert werden und zeitlich invers bis zu Frame 190 verfolgt werden. Bild 190 wäre somit als Zeitpunkt der Rissentstehung anzunehmen und könnte geometrisch ausgewertet werden. Das Risswachstum liegt im zeitlichen Auflösungsbereich der Kamera.

Mit der Methode der aktiven Konturen konnte der Riss bis Frame 185 eindeutig identifiziert werden. Dies entspricht einer Rissgröße von ca. 1 mm (Abb. 3.3).

Basierend auf diesen Mess- und Analyseergebnissen ist es sehr wahrscheinlich möglich, Risse mit der geforderten Genauigkeit ( $<0,1$  mm) verfolgen und detektieren zu können. Dazu müssen Messmittel mit industriellem Standard eingesetzt und die Algorithmen der Auswertung verbessert werden.

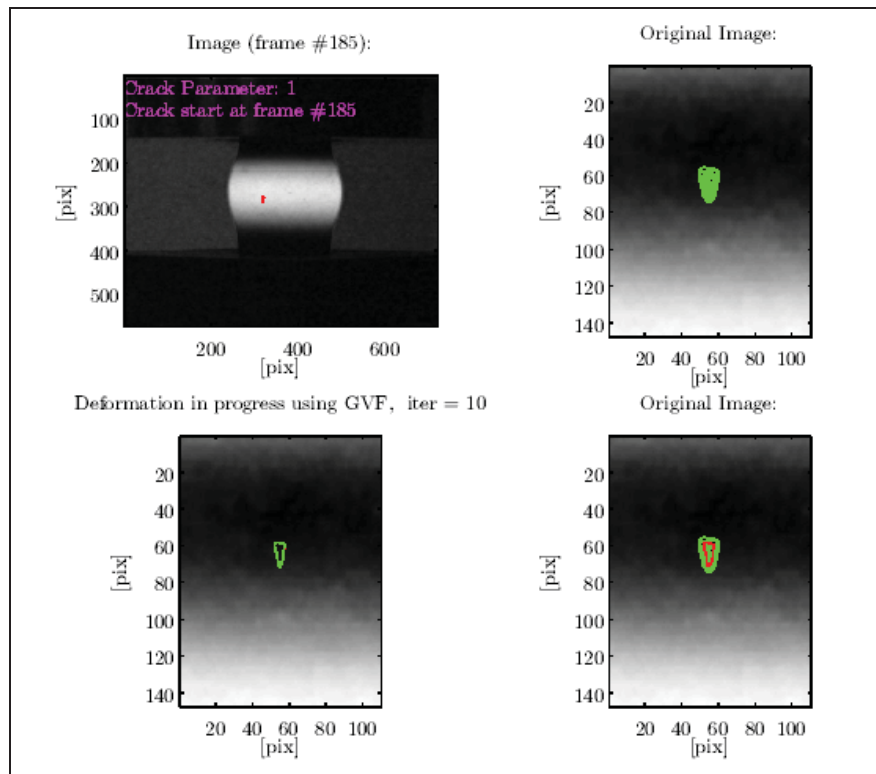


Abb. 3.3: Riss wird in Bild (Frame) 185 das letzte Mal detektiert

## 4. Simulation

### 4.1. Ziel

Bevor Schädigungsmodelle in den FE-Code DEFORM implementiert werden, muss das Berechnungsmodell anhand der experimentellen Ergebnisse verifiziert werden. Um zu erfassen wie sich wesentliche Eingabeparameter auf die Zielgröße auswirken, wurden diese entsprechend den physikalischen Randbedingungen variiert.

### 4.2. Modell

Es wurde in DEFORM PC-Pro<sup>®</sup> ein axialsymmetrisches Modell der Versuchsanlage d.h. des oberen beweglichen und des unteren festen Stempels sowie der Probe erstellt. Die beiden Werkzeuge wurden als „rigid“, d.h. nicht verformbar, angenommen. Die Simulation wurde entsprechend des Versuchsablaufs nicht isotherm durchgeführt.

Als Abbruchkriterium für die Simulation wurde die im jeweiligen Experiment erreichte maximale Last definiert. (Tab. 2.1).

Die Fließkurven und thermischen Daten für den Probenwerkstoff Alloy 80 A (Böhler L306) wurden von der Böhler Edelstahl GmbH zur Verfügung gestellt.



### 4.3. Resthöhe als Kriterium zur Verifikation der numerischen Simulation

Der maximalen Prüfkraft als Abbruchbedingung für die Simulation entsprechend musste ein geeignetes Kriterium zum Vergleich der mit unterschiedlichen Parametern durchgeführten Berechnungen bestimmt werden. Dazu wurde die nach dem Versuch gemessene Resthöhe der Proben (Tab. 2.1) mit der in der Simulation berechneten Resthöhe verglichen. Die Resthöhe erschien als ein geeignetes Maß für das Überprüfen bzw. das Modellieren des realen Formänderungsvermögens.

### 4.4. Simulationsergebnisse

Ein Toleranzmaß von +/- 10 % wurde festgelegt, um Ungenauigkeiten in der Simulation und der Summe aller Messfehler Rechnung zu tragen.

Aus den Diagrammen in Abb. 4.1 ist eine deutliche Abhängigkeit der Resthöhe von der Stempelgeschwindigkeit ersichtlich. Der Reibungsbeiwert ( $\mu=0,4$  nach Coulomb) und die Wärmeübergangszahl ( $\alpha = 4000 \text{ [W/m}^2\text{K]}$ ) wurden konstant gehalten. Das unerwartete Minimum für Versuch 1 bei der Geschwindigkeit von 4 mm/s ergibt sich vermutlich aus Unstetigkeiten der Fließkurven. Bei Versuch 5 wird die Toleranzgrenze für die Geschwindigkeiten 0,8 mm/s und 1 mm/s überschritten.

Durch die verstärkte Abkühlung der Probe bei niedrigeren Geschwindigkeiten wird in Verbindung mit der geringeren Starttemperatur der Formänderungswiderstand erhöht. Dies wirkt sich direkt auf die Resthöhe aus. Die frühzeitige und verstärkte Rissbildung bei Versuch 5 bedingt in der Realität einen kleineren tragenden Querschnitt und somit eine geringere Resthöhe (höherer Umformgrad) im Vergleich zum numerischen Modell infolge höherer Spannungen. Diese Risse können in der Simulation mit dem vorhandenen Modell nicht nachgebildet werden.

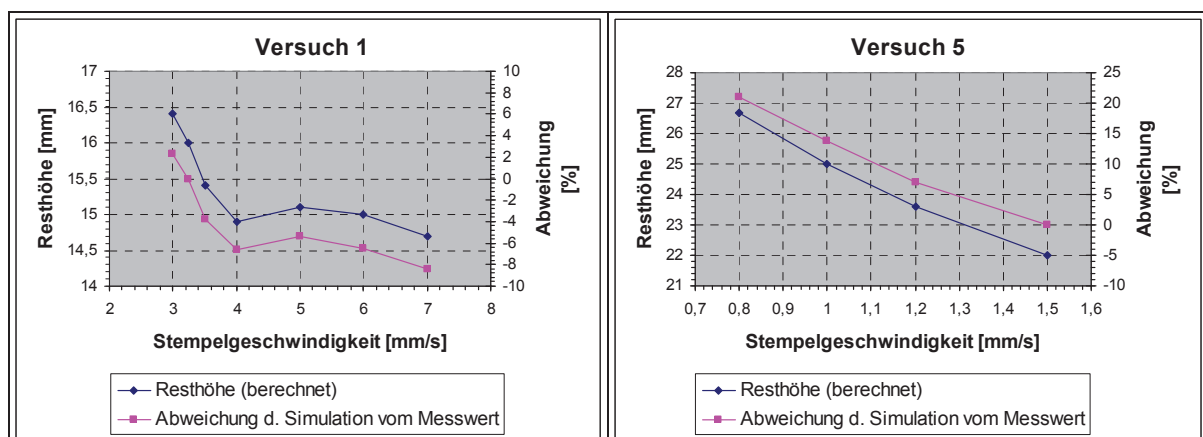


Abb. 4.1: Variation der Stempelgeschwindigkeit für Versuch 1 und Versuch 5

Anschließend wurde die Resthöhe bei Wärmeübergangszahlen von  $4000 \text{ [W/m}^2\text{K]}$  bzw.  $25000 \text{ [W/m}^2\text{K]}$ , konstantem Reibungsbeiwert von 0,4 (Coulomb) und verschiedenen Geschwindigkeiten bestimmt (Abb. 4.2). Wird die Wärmeübergangszahl erhöht, verstärkt sich die Abkühlung der Probe und der Formänderungswiderstand wächst. Somit ergibt sich für die

Wärmeübergangszahl von 25000 [W/m<sup>2</sup>K] eine signifikante Erhöhung der Funktionsgradienten für Resthöhe und Abweichung.

Der Reibungskoeffizient nach Coulomb wurde bei einer Geschwindigkeit von 3,25 mm/s und einer Wärmeübergangszahl von 4000 [W/m<sup>2</sup>K] variiert (Abb. 4.2). Die Veränderungen des berechneten Durchmessers an der Kontaktfläche von Probe und unterem Werkzeug sowie der berechneten Resthöhe wurden dokumentiert. Die Resthöhe bleibt über das betrachtete Spektrum der Reibungsbeiwerte weitgehend konstant. Unterschiede liegen im Bereich der Messfehler. Ähnliches gilt für den Durchmesser, der erst bei einem Wert von 0,01 den Sollwert deutlich übersteigt. Als Vergleichswert diente der an der Probe aus Versuch 1 nach dem Experiment gemessene Durchmesser von 12,5 mm.

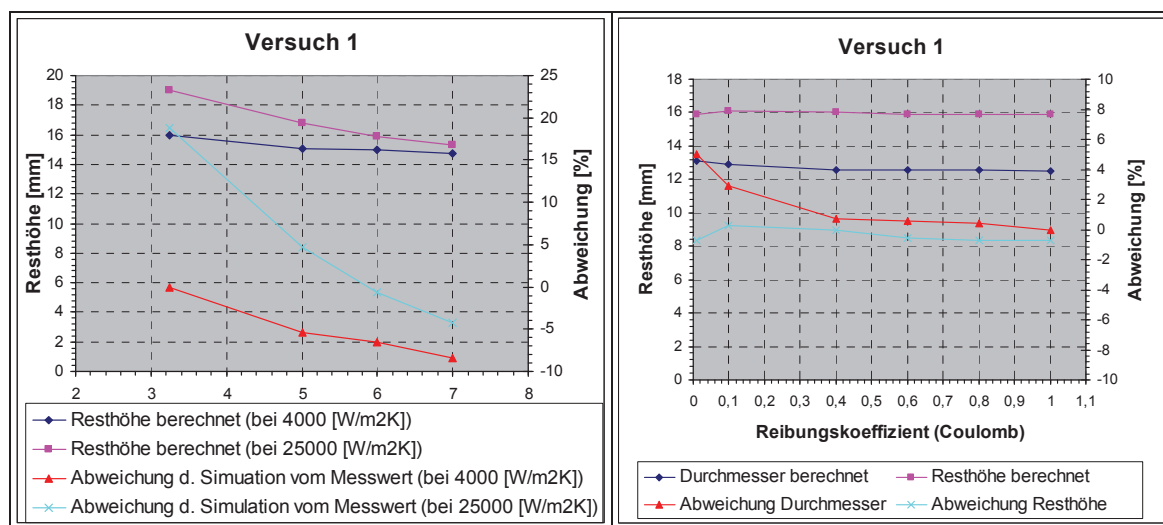


Abb. 4.2: Variation von Wärmeübergangszahl und Reibungskoeffizient

## 5. Metallographie

### 5.1. Ziel

Der Metallographie fallen bei diesen Untersuchungen verschiedene Aufgaben zu:

- Es muss die mikroskopische Bruchart (Spaltbruch oder Gleitbruch) bei verschiedenen Dehnraten und in unterschiedlichen Temperaturbereichen bestimmt werden, da der zu wählende Schädigungsansatz davon abhängt.
- Einige Schädigungsmodelle erfordern für die Simulation eine Reihe von zu bestimmenden Parametern wie Hohlraumvolumenanteil vor der Verformung, Dehnung bei Hohlraumbildung, Porenanteil bei Initiierung, Ausscheidungsanteil, Schädigungsanteil bei erster Hohlraumbildung, Schädigungsanteil kurz vor bzw. beim Bruch, Verteilung der Ausscheidungen, usw..
- Bestimmung der für die Rissinitiierung (Zusammenwachsen der Hohlräume) ursächlichen Ausscheidungen (Größenabhängigkeit)

Zu Beginn wird das Gefüge der Proben aus den oben genannten nicht isothermen Stauchversuchen hinsichtlich der wichtigsten Gefügebestandteile und der unterschiedlichen Verformungszonen sowie rissbehafteten Bereiche charakterisiert.

Die erreichten Umformgrade lagen zwischen 0,53 und 1,14. Vor allem bei den Versuchen mit niedrigerer Starttemperatur war im Vergleich zu den höheren Temperaturen bei deutlich geringeren Umformgraden extreme Rissbildung zu beobachten. Verantwortlich dafür dürfte ein sprunghaftes Absinken des Formänderungsvermögens sein, aufgrund der ab ca. 850 °C stattfindenden Ausscheidung von  $\gamma'$ -Partikeln ( $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ). Dieser Temperaturbereich wird bei der niedrigeren Starttemperatur von 950 °C naturgemäß bei geringeren Umformgraden erreicht. Verstärkt wurde dieser Effekt durch die geringere Stempelgeschwindigkeit, wodurch die zur Abkühlung der Probe über die kalten Werkzeuge verfügbare Zeit erhöht wurde.

Die polierten Schlitte wurden mit einer Standard-Übersichtsätzung für Alloy 80 A geätzt. Damit werden vor allem alle Arten von Karbiden ( $\text{TiC}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) für das Lichtmikroskop sichtbar.

## 5.2. Ergebnisse:

Primäre Karbide und sekundäre Karbide konnten entsprechend den Angaben in der Literatur [10] hinsichtlich ihrer Lage bestimmt werden. Alle untersuchten Proben zeigten im Längsschliff ein ähnlich verformtes Gefüge im Bereich der horizontalen Symmetrieachse von der Mitte bis zum Rand (Abb. 5.1 a). Exemplarisch ist Probe 1 angeführt. Die Zonen der maximalen Verformung und der in der Simulation berechneten Bereiche der höchsten Vergleichsdehnung stimmen weitestgehend überein. Die im Längsschliff detektierten Umfangsrisse verlaufen im Übergangsbereich von hochverformtem und weniger verformtem Gefüge entlang der Korngrenzen. Neben dem Riss und vor der Risspitze sind Bereiche mit offenen Korngrenzen zu finden, die noch nicht zu einem Riss zusammengewachsen sind (Abb. 5.1 b). An diesen Stellen hat sich das Matrixmaterial bereits von den Korngrenzenkarbiden abgelöst. Die in den Querschliffen sichtbaren Längsrisse verlaufen ebenfalls entlang der mit Karbiden belegten Korngrenzen. Auch hier sind Zonen mit offenen Korngrenzen vor der Risspitze und unmittelbar neben dem Riss vorhanden.

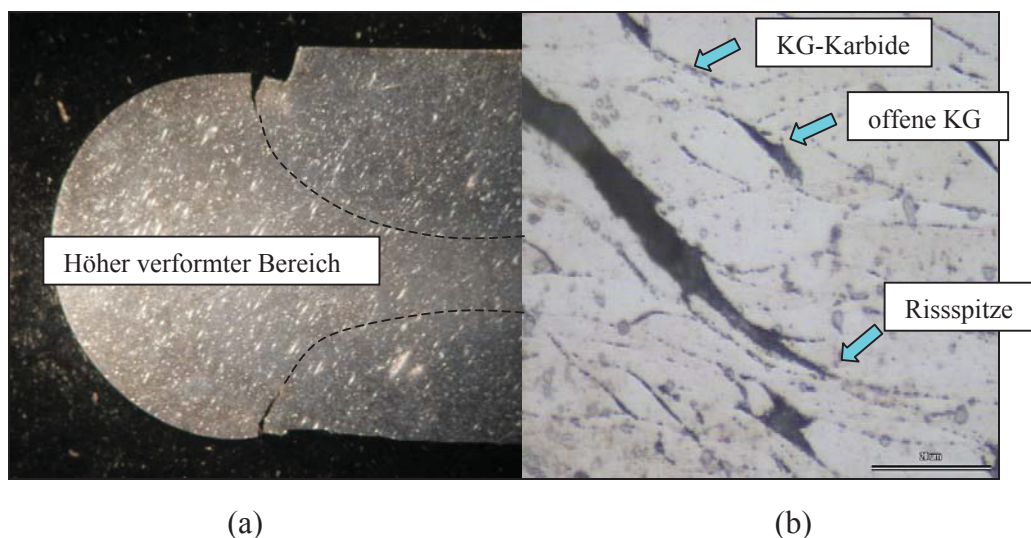


Abb. 5.1: Probe 1 (Stereomikroskop, Vergrößerung = 13-fach; (a)) und Probe 1 Riss-Bereich (Lichtmikroskop, Vergrößerung = 1000-fach; (b))

## 6. Zusammenfassung

Anhand von experimentellen Daten konnte das numerische Modell mittels Parametervariation verifiziert werden. Der Einfluss des Reibungsbeiwerts scheint bei dieser Versuchskonfiguration vernachlässigbar. Die Stempelgeschwindigkeit kann entsprechend den experimentellen Messwerten in das Modell integriert werden. Die Beschreibung des Wärmeübergangs erfolgt mit dem physikalisch begründbaren Wert von 4000 [W/m<sup>2</sup>K] ausreichend genau. Die Rissbildung kann mit dem in Abschnitt 4.2 dargestellten Modell nicht erfasst werden und führt zu größeren Abweichungen der Zielgröße. Durch eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit könnte dies jedoch numerisch ausgeglichen werden (Abb. 4.1). Zukünftig werden vorhandene und teilweise im FE-Code bereits implementierte Schädigungsmodelle validiert werden. Darüber hinaus sollten Ansätze für neue Modelle gefunden werden.

**Danksagung:** Diese Arbeit wird im Rahmen des Projektes M6 des Materials Center Leoben mit Förderung durch das österreichische K<sup>+</sup>-Programm durchgeführt. An dieser Stelle möchten wir Herrn DI Dr. Michael Weiss vom Institut für Automation der Montanuniversität Leoben für die Bildanalyse danken.

## 7. Literaturverzeichnis:

- [1] B. Buchmayr, Trends in der Umformtechnik, 1. Sommerschule Umformtechnik, 2003
- [2] R. Schiffmann, Experimentelle Bestimmung und modellmäßige Beschreibung der Schädigung beim Gleitbruch von Stahl, Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde, RWTH Aachen, Band 7/2001
- [3] N. Schlüter, Einfluß der Beanspruchung und des Gefüges auf die lokale Schädigung beim Gleitbruch von Baustählen, Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde, RWTH Aachen, Band 1/97
- [4] A. S. Wifi, A. Abdel-Hamid, N. El-Abbasi, Computer-aided evaluation of workability in bulk forming processes, Journals of Materials Processing Technology 77, 1998
- [5] H. Kim, M. Yamanaka, T. Altan, Prediction and elimination of ductile fracture in cold forgings using FEM simulations, Proceedings of NAMRC , Houghton, Michigan, Society of Manufacturing Engineers, 1995
- [6] R. K. Abu Al-Rub, G. Z. Voyiadjis, On the coupling of anisotropic damage and plasticity models for ductile materials, International Journal of Solids and Structures 40, 2003
- [7] M. Rakin, Z. Cvijovic, V. Grabulov, S. Putic, A. Sedmak, Prediction of ductile fracture initiation using micromechanical analysis, Engineering Fracture Mechanics, 2003
- [8] X. Kong, Einfluß der Spannungsmehrachsigkeit auf die Schädigung und das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe.
- [9] H.-P. Gänser, Large Strain Behavior of Two-Phase Materials, Fortschritt-Berichte VDI Reihe 5 Nr. 528, 1998
- [10] G. Saller, Gefügecharakterisierung von ausgewählten Nickelbasis-Superlegierungen, Diplomarbeit, Leoben, 1999
- [11] M. Weiss, Hot Crack Tracker – Rissverfolgung an heißen Stauchproben, Ergebnisbericht, 2003