

DISSERTATION

**Charakterisierung des Verhaltens von
Kanten aus hochfestem Werkzeugstahl
unter zyklischer Belastung**



von Dipl. Ing. Peter Josef Gruber

An der Montanuniversität Leoben eingereichte Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der montanistischen Wissenschaften

Die vorliegende Arbeit ist im Rahmen des Österreichischen COMET Kompetenzzentrum K2 - „Materials, Processing and Product Engineering“ in der Materials Center Leoben Forschung GmbH entstanden (Projekt A5.3). Die Projektpartner waren das Erich Schmid Institut für Materialwissenschaft der Österreichischen Akademie der Wissenschaften und die Böhler Edelstahl GmbH & CoKG in Kapfenberg.

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, Februar 2010

(Dipl. Ing. Peter J. Gruber)

Danksagung

An erster Stelle möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Univ. Doz. Dr. mont. Otmar Kolednik für die Betreuung und Begutachtung dieser Dissertation, für seine hilfreichen Ratschläge, aber auch für die anregenden Diskussionen meinen Dank aussprechen.

Herr Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Reinhold Ebner, Geschäftsführer der Materials Center Leoben Forschung GmbH (MCL) hat die Durchführung dieser Arbeit am MCL erst ermöglicht und durch zahlreiche Gespräche wesentliche Inputs gegeben, wofür ich mich ebenfalls bedanken möchte.

Mein besonderer Dank gilt auch den Herren Dipl.-Ing. Dr. mont. Werner Ecker, Dipl.-Ing. Dr. mont. Thomas Hatzenbichler, Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerhard Jesner, Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Marsoner, sowie Martin Krobath und Gabor Milassin für Ihre Unterstützung und Hilfsbereitschaft im Rahmen meiner Dissertation.

An dieser Stelle möchte ich mich, bei meinen jetzigen und früheren Bürokollegen für die angenehme Atmosphäre und der sofortigen Hilfe bei allen Arten von Problemen, bedanken.

Mein besonderer Dank gebührt auch allen Mitarbeitern des Institutes für Metallphysik, des Erich Schmid Institutes und der Materials Center Leoben Forschung GmbH, die mir immer unterstützend zur Seite standen und damit wesentlich am Gelingen dieses Projektes beteiligt waren.

1	Einleitung	1
2	Hintergrund und Motivation	5
2.1	Scherschneiden	5
2.1.1	Definition.....	5
2.1.2	Verwendete Blechwerkstoffe	6
2.1.3	Verwendete Werkzeugwerkstoffe	7
2.1.4	Belastungsbedingungen	8
2.2	Literaturübersicht zur Untersuchung von Schneidstempelwerkstoffen.....	9
2.2.1	Art der Schädigung	10
2.2.2	Schädigungsmechanismen.....	12
2.2.3	Belastungsbedingungen	15
2.3	Ermittlung des Werkzeugverschleißes nach dem Schneiden	16
2.3.1	Schadensbild	19
2.4	Motivation der vorliegenden Arbeit.....	21
3	Theoretische Grundlagen	22
3.1	Automatische lokale Verformungsanalyse	22
3.2	Matching Algorithmus.....	23
3.3	Auswertung der lokalen Dehnungen	24
4	Untersuchte Werkstoffe	28
4.1	Chemische Zusammensetzung.....	29
4.2	Wärmebehandlung.....	30
4.3	Gefügebestandteile der untersuchten Werkstoffe	31
4.4	Statische mechanische Kenngrößen der untersuchten Werkstoffe.....	34
4.5	Zyklische mechanische Kenngrößen der untersuchten Werkstoffe	36
5	Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches	39
5.1	Stauchversuch bei monotoner Belastung.....	39
5.2	Zyklischer Kantenstauchversuch	43
5.2.1	Versuchsentwicklung	43
5.2.2	Versuchsaufbau	47
5.2.3	Proben und untersuchte Bereiche.....	48
5.2.4	Versuchsdurchführung.....	50
6	Untersuchung der plastischen Formänderung der Kante	53
6.1	Einfluss der Belastung	55

6.2	Einfluss der Wärmebehandlung.....	58
6.3	Diskussion	62
7	Messung der Oberflächenrauigkeit.....	63
7.1	Untersuchung mittels Rasterelektronenmikroskop	64
7.2	Untersuchung mittels Konfokalmikroskop.....	72
7.3	Untersuchung mittels Atomic Force Microscope.....	77
7.4	Diskussion	78
8	Lokale Verformungsanalyse.....	81
8.1	Verformungsverhalten des konventionell hergestellten Werkzeugstahls....	81
8.1.1	Lokales Verformungsverhalten unter monotoner statischer Belastung	81
8.1.2	Lokales Verformungsverhalten unter zyklischer Belastung	86
8.2	Verformungsverhalten des pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahls	98
8.2.1	Lokales Verformungsverhalten unter monotoner statischer Belastung	98
8.2.2	Lokales Verformungsverhalten unter zyklischer Belastung	102
8.3	Diskussion	113
9	Mikrostrukturelle Schädigungsentwicklung	117
9.1	Einfluss der Lastwechselzahl.....	117
9.2	Einfluss des R - Wertes	134
9.3	Einfluss der Belastung	138
9.4	Diskussion	140
10	FE Modellierung des zyklischen Kantenstauchversuches mit ABAQUS .	142
10.1	Modell.....	142
10.2	Statische Materialformulierung	143
10.3	Zyklische Materialformulierung	143
10.4	Ergebnisse für den ersten Lastwechsel.....	144
10.5	Ergebnisse für den zweiten Lastwechsel.....	145
11	Diskussion	152
12	Zusammenfassung.....	160
13	Anhang - Eigenspannungsmessungen	162
13.1	EDDI - BEAMLINER, BESSY.....	163
13.1.1	Versuchsaufbau und -durchführung	163

13.1.2	Ergebnisse	164
13.2	G3 - BEAMLINe, DESY	169
13.2.1	Versuchsaufbau und -durchführung.....	169
13.2.2	Ergebnisse.....	170
13.3	Diskussion.....	171
14	Abkürzungs- und Symbolverzeichnis	173
15	Literatur.....	175

1 Einleitung

Aktuelle Trends hinsichtlich Leichtbau und steigender Fahrzeugsicherheit führen in der Automobilindustrie zum vermehrten Einsatz von hochfesten Karosseriewerkstoffen [1]. Neuartige hochfeste Blechwerkstoffe [2] für spezielle Anwendungen, z.B. B - Säulen [3], erreichen Festigkeiten von bis zu 1700 MPa und stellen daher höchste Anforderungen an die verwendeten Schneid- und Umformwerkzeuge [4]. Die hochfesten Blechwerkstoffe führen speziell in der Kantenregion zu hohen Belastungen, woraus sich ein früher Ausfall der Schneidkanten aufgrund von Verschleiß und / oder Ermüdung ergibt.

Eine Vielzahl verschiedener Werkzeugstähle - von niedriglegierten Stählen bis zu hochfesten Werkzeugstählen - werden für Schneidwerkzeuge verwendet [5]. In der Regel werden die besten Ergebnisse für diese Schneidwerkzeuge mit pulvermetallurgisch hergestellten hochfesten Werkzeugstählen erzielt.

Während des Scherschneidprozesses werden hohe Normal- und Scherspannungen auf die Werkzeugoberfläche nahe der Kantenregion übertragen. Diese hohen Spannungen führen zu lokaler plastischer Verformung der Schneidkanten, sind der Ausgangspunkt für Rissinitierung bzw. Risswachstum und haben letztendlich das Abplatzen der Schneidkante zur Folge (micro-chipping [6]). Untersuchungen von Werkzeugen nach dem Einsatz haben ergeben, dass hohe plastische Verformungen nicht nur direkt an der Schneidkante auftreten können, sondern unter Umständen auch noch in einer Zone 1 mm von der Schneidkante entfernt [7]. Weiters wurde festgestellt, dass ein Aufbau von Zugeigenspannungen in der Nähe der Kante auftritt und diese von den Parametern des Schneidprozesses, dem Werkzeug und Werkstückmaterial abhängig ist [8].

Die **Hauptproblematik** ist die Komplexität der Belastungsbedingungen der Schneidkanten von Schneidwerkzeugen und die daraus resultierenden Schädigungsmechanismen. Dazu konnten bisher noch keine eindeutigen Erkenntnisse gewonnen werden. Das Studium des Werkstoffverhaltens und der Belastungsbedingungen in realen Werkzeugen ist immer überlagert von einer Reihe nur schwer kontrollierbarer Faktoren, die Einfluss auf die Ergebnisse haben, wie z. B. die Schmierung oder Justierung der Werkzeuge, um nur Einige zu nennen.

Es besteht daher Bedarf, einen vereinfachten Test zu entwickeln, der die Charakterisierung der Werkstoffe in der Nähe der Schneidkanten unter zyklischer Belastung, ähnlich der Belastungsbedingungen in realen Schneidwerkzeugen, ermöglicht.

Aufgabe und **Ziel** der vorliegenden Arbeit ist es ein geeignetes Testverfahren zu entwickeln und so ein detailliertes Verständnis über die Belastungsbedingungen und Schädigungsmechanismen in der Schneidkantenregion eines Schneidwerkzeuges zu erlangen. Die Strategie zur Erreichung dieses Zieles ist in Abbildung 1.1 schematisch dargestellt, wobei der farbig markierte Bereich die Hauptaufgabe dieser Arbeit wiedergibt:

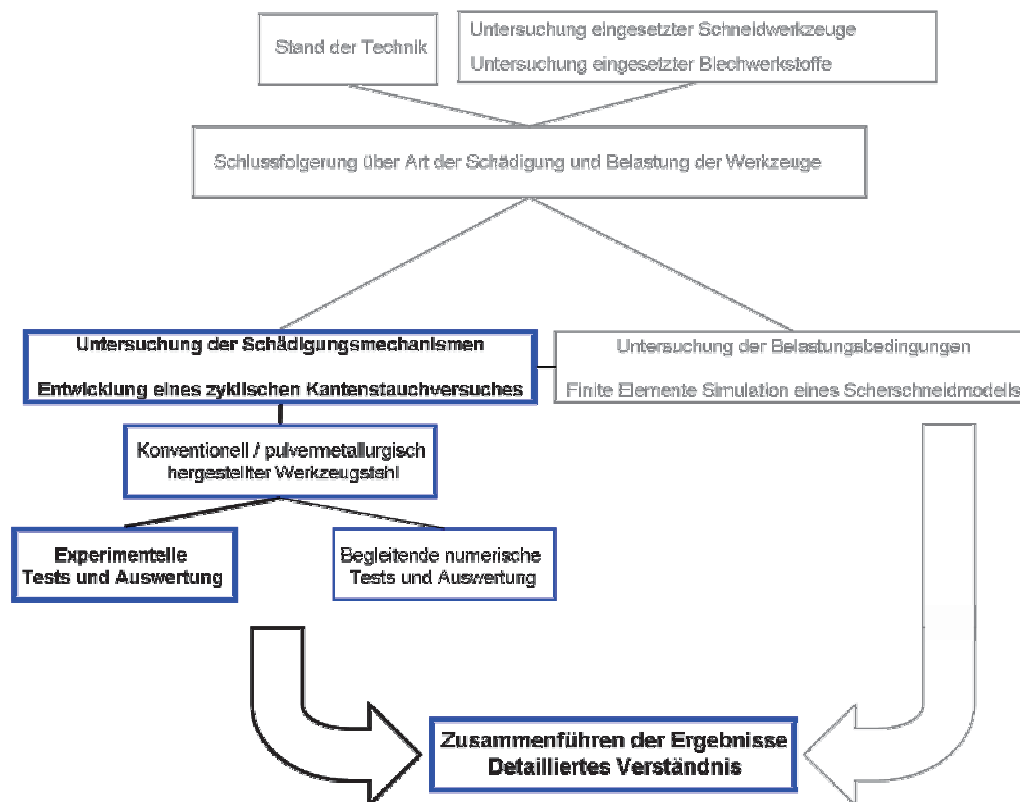


Abbildung 1.1: Schematische Darstellung der Strategie in der vorliegenden Arbeit zur Erreichung der geforderten Ziele

Die hellgrau markierten Bereiche in Abbildung 1.1 kennzeichnen die Voruntersuchungen die im Projekt A5.3 durchgeführt wurden und für die Erfüllung der Hauptaufgabe dieser Arbeit notwendig sind.

Ausgehend vom aktuellen Stand der Technik und Untersuchungen eingesetzter Schneidwerkzeuge aus hochfestem Werkzeugstahl, sowie Untersuchungen der zu

bearbeiteten hochfesten Blechwerkstoffe sollen Schlussfolgerungen über die Art der Schädigung und Belastung der eingesetzten Werkzeuge getroffen werden.

Diese Untersuchungen sollen dann der Ausgangspunkt für die Entwicklung eines einfachen zyklischen Kantenstauchversuches sein, der die mit der Methode der Finiten Elemente ausgewerteten Belastungsbedingungen eines realen Schneidprozesses so gut wie möglich wiedergeben soll. Der Kernpunkt dieser Arbeit soll die Entwicklung eines Kantentests sein, mit dem sowohl ein konventionell hergestellter als auch ein pulvermetallurgisch hergestellter Werkzeugstahl geprüft und mit den unterschiedlichsten Methoden untersucht werden. Diese experimentellen Untersuchungen werden aber auch numerische Untersuchungen unterstützt.

Die Zusammenführung der Ergebnisse aus den untersuchten Schädigungsmechanismen sowie den Belastungsbedingungen schließen diese Arbeit ab. Diese Erkenntnisse sollen später in die Entwicklung neuer Versuchslegierungen einfließen, die unter anderem speziell für Schneidwerkzeuge eingesetzt werden.

Der inhaltliche Aufbau dieser Arbeit orientiert sich an den Vorgaben der Problem- und Zielstellung, sowie der Strategie und ist folgendermaßen gegliedert:

In Kapitel 2 wird ein Überblick über den Stand der Technik, der Schädigungs- und Belastungsbedingungen, Materialien und bestehenden Untersuchungen von hochbeanspruchten Schneidwerkzeugen gegeben.

In Kapitel 3 werden die Grundlagen zur lokalen Verformungsanalyse beschrieben.

Kapitel 4 beschreibt die untersuchten Materialien hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung, Wärmebehandlung, Mikrostruktur, statischen mechanischen und zyklischen mechanischen Eigenschaften in kurzen Zügen.

In Kapitel 5 wird die Entwicklung des zyklischen Kantenstauchversuches erläutert.

In den Kapiteln 6,7,8 und 9 werden die experimentellen Ergebnisse aus den zyklischen Kantenstauchversuchen anhand eines konventionell und eines pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahls dargelegt und verglichen. Die numerische Simulation des zyklischen Kantenstauchversuches und die daraus gewonnenen Ergebnisse werden in Kapitel 10 beschrieben.

In Kapitel 11 und 12 werden abschließend die Ergebnisse diskutiert und zusammengefasst. Die Arbeit wird durch ein Abkürzungs- und Literaturverzeichnis vervollständigt.

Teile dieser Arbeit wurden bis dato in folgenden Veröffentlichungen publiziert:

- [9] Gruber, P. J., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: Local deformation behaviour of high-strength PM tool steels In: New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, T. Perez, Ed., Buenos Aires, Argentina, Asociacion Argentina de Materiales, 2008, Paper 067.
- [10] Gruber P. J., Ecker W., Krobath M., Marsoner S., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: Loading conditions and damage evolution near the edge of a stamping tool -New Experiments and numerical simulations. Proc. of the Tool 09 - Tool Steels Conference, Aachen, Germany (2009).
- [11] Gruber P. J., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: High-strength Steel under Monotonic and Cyclic Loading - A Study on Damage Evolution near the Edge of a Stamping Tool. BHM, 154 Jg. (2009), Heft 5, Wien: Springer Verlag, 205-210.
- [12] Gruber, P.J., Jesner, G., Hatzenbichler, T., Ecker, W., Ebner, R., Kolednik, O.: Entwicklung eines Testverfahrens zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung in einem Stanzwerkzeug, 4. Sommerschule Umformtechnik Kaltumformen, Leoben 06/2009

Darüber hinaus sind mehrere Veröffentlichungen für internationale Fachjournale vorgesehen und in Arbeit.

2 Hintergrund und Motivation

2.1 Scherschneiden

2.1.1 Definition

Das Scherschneiden ist das am häufigsten angewandte Fertigungsverfahren in der Blechbearbeitung. Nahezu jedes aus Blech und Bändern herzustellende Teil wird im Laufe der Fertigungskette als Rohteil aus dem Halbzeug zugeschnitten und/oder nach Abschluss der Umformoperation als Fertigteil beschnitten. [13]. Ein typisches Einsatzgebiet ist die Automobilindustrie (Karosseriebleche, Hebel, Beschläge).

„Scherschneiden ist das Zerteilen von Werkstücken zwischen zwei Schneiden, die sich aneinander vorbeibewegen“ [14]. Der in der Werkstatttechnik noch gebräuchliche Begriff „Stanz“ beinhaltet neben Schneidoperationen auch Umform- und Biegeverfahren. Daher sollte „Stanz“ nicht als Synonym für (Scher-)Schneiden verwendet werden.

Verfahrensvarianten innerhalb des Scherschneidens unterscheiden sich anhand der Schnittlinien - entweder mit offener oder geschlossener Schnittlinie [13]. In Abbildung 2.1 ist der Unterschied zu erkennen.

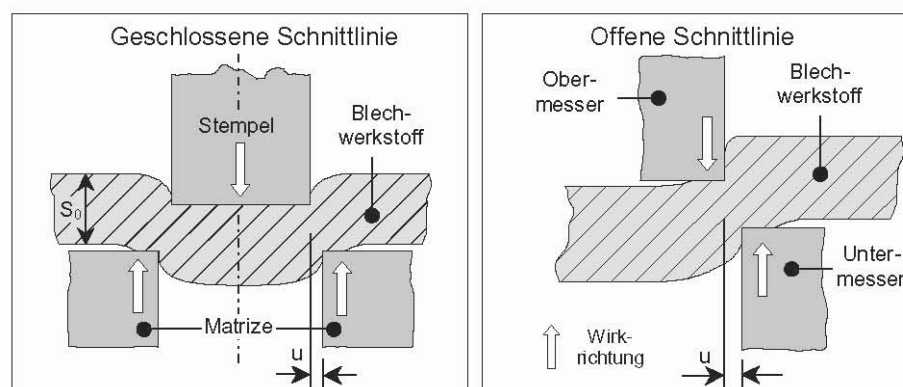


Abbildung 2.1: Geschlossene und offene Schnittlinie [15]

Die Schneidbedingungen werden durch den Blechwerkstoff, das Schneidwerkzeug und die Belastung bzw. Schneidkraft festgelegt.

2.1.2 Verwendete Blechwerkstoffe

Nachdem die Nachfrage nach immer leichteren Fahrzeugen mit immer geringerem Kraftstoffverbrauch weiter zunimmt, steigt auch der Wunsch, das Gewicht der Karosserie zu verringern - auf die ein Viertel des Gewichts entfällt [16]. Das macht den Einsatz von höherfesten Stählen erforderlich.

Abbildung 2.2 zeigt Stähle, die in der Automobilindustrie Anwendung finden. Dabei ist auch der Zusammenhang zwischen der Festigkeit und dem Umformvermögen dargestellt. Mit zunehmender Festigkeit nimmt das Umformvermögen ab, was am Kennwert Bruchdehnung A_{80} in Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m dargestellt ist. Neu entwickelte Bleche, wie der 22MnB5 [17], erreichen eine Zugfestigkeit von bis zu 1700 MPa. Dieser Stahl wurde speziell für A - Säulenverstärkungen, Mittel - (B -) Säulenverstärkungen, Aufprallschutz usw. entwickelt, um die Anforderung an eine leichtere Bauweise mit hervorragendem Crashverhalten zu erfüllen [18]. Der Nachteil dieser immer höherfesten Werkstoffe ist das Einwirken von immer stärkeren Kräften auf die Werkzeuge, mit denen sie bearbeitet werden sollen. Dies führt zu Verkürzungen der Standzeit der Werkzeuge und in weiterer Folge zur Unwirtschaftlichkeit. Aus diesem Grund sind neue Werkzeugwerkstoffe gefragt, die diesen Belastungen standhalten und das Schneiden von solch hochfesten Blechen wieder wirtschaftlich attraktiv machen.

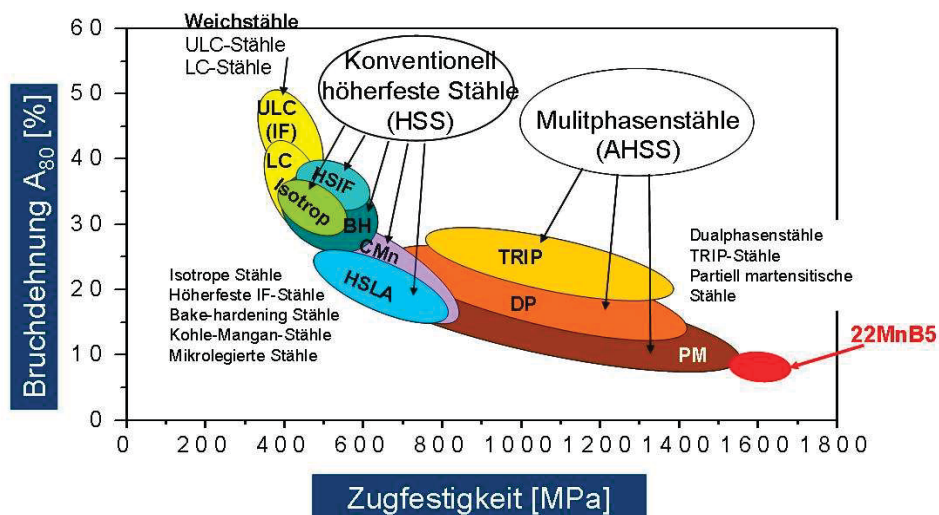


Abbildung 2.2: Darstellung der verwendeten Blechwerkstoffe in der Automobilindustrie in einem Diagramm Bruchdehnung über Zugfestigkeit [16]

2.1.3 Verwendete Werkzeugwerkstoffe

Für eine erfolgreiche Anwendung des Fertigungsverfahrens Scherschneiden ist eine sorgfältige Auslegung des Prozesses, sowie des Werkzeuges und Werkstoffes notwendig. Gesichtspunkte für die Auswahl der Schneidwerkstoffe sind neben dem Blechwerkstoff, die Dicke, Beschichtung des Bleches, Belastung und Kantengeometrie des Schneidwerkstoffes [19]. Der Werkzeugwerkstoff spielt auch eine wichtige Rolle im Zusammenhang mit dem Schneidkantenverschleiß und der Schnittflächenqualität des Blechs.

Abbildung 2.3 zeigt noch einmal die Bruchdehnung A_{80} in Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m der Blechwerkstoffe (Abbildung 2.2). Zusätzlich sind die in der Industrie verwendenden Werkzeugwerkstoffe zum Schneiden dieser Blechwerkstoffe mit den Bezeichnungen, wie sie bei Böhler Edelstahl & Co KG produziert werden, angegeben. Für die konventionelle höherfesten Blechwerkstoffe (HSS) bis zu einer Zugfestigkeit von 700 MPa werden neben Gusseisenwerkstoffen und Stahlgusswerkstoffen [20] hauptsächlich konventionell hergestellte Kaltarbeitsstähle wie z.B. K107, K110 und K720 verwendet [21]. Bleche mit 4 mm können mit einer Zugfestigkeit von bis 300 MPa geschnitten werden. Bleche mit 3 mm Dicke können bis zu einer Zugfestigkeit von ungefähr 500 MPa und Bleche mit einer Stärke von 1,5 mm können mit einer Zugfestigkeit von über 700 MPa mit Kaltarbeitsstahl geschnitten werden [10].

Für Multiphasenstähle (AHSS) mit einer Zugfestigkeit ab 700 MPa werden schmelzmetallurgisch und pulvermetallurgisch (PM) hergestellte Schnellarbeitsstähle wie z.B. S600, S690, S390 oder S290 verwendet [13]. Ebenso finden Kaltarbeitsstähle wie K340 und K110 Anwendung. Ab einer Zugfestigkeit von ca. 1500 MPa können nur noch Bleche mit einer Stärke von bis zu 1,5 mm mit vernünftigen Werkzeugstandzeiten geschnitten werden. Werden die Bleche stärker oder es erhöht sich die Zugfestigkeit der Bleche, ist es nur noch mit speziellem Werkzeugdesign oder Prozessdesign (z. B Laserschneiden) möglich, die Bleche zu bearbeiten [22].

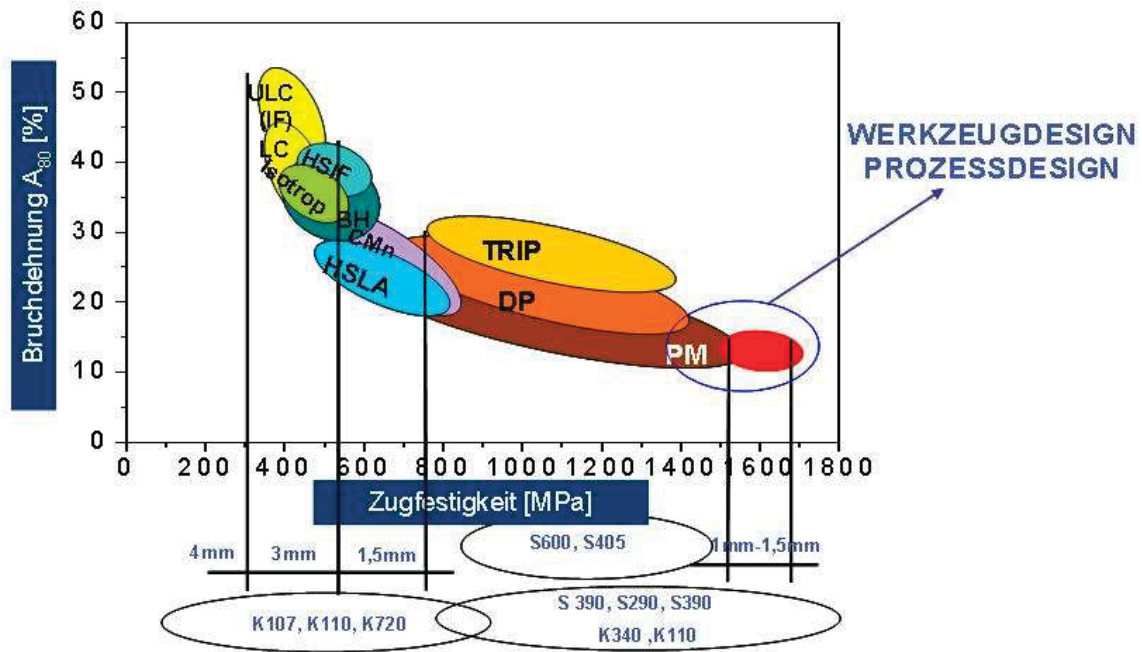


Abbildung 2.3: Graphische Darstellung der verwendeten Schneidwerkstoffe in Abhängigkeit der Bruchdehnung, der Zugfestigkeit und der Blechdicke des Schnittgutes

Kaltarbeitsstähle sind für Verwendungszwecke geeignet, bei denen Oberflächentemperaturen beim Einsatz im Allgemeinen unter 200°C liegen. Schnellarbeitsstähle können hingegen bis zu Temperaturen von 600°C eingesetzt werden. Grundsätzlich sind pulvermetallurgisch hergestellte Stähle den konventionell erzeugten Güten in punkto Homogenität und Reinheit überlegen; auch die Größe und Verteilung der Karbide kann gesteuert werden. Daraus resultieren zum einen eine erhöhte Bruchzähigkeit und zum anderen eine bessere Schichthaftung. Meistens können die hohen Anforderungen, die an den Werkzeugwerkstoff in Folge der hochfesten Blechwerkstoffe gestellt werden nur mit PM- Werkzeugstählen erfüllt werden. Eine detaillierte Beschreibung der verwendeten Werkzeugwerkstoffe für Schneidanwendungen kann in *Öhler und Novotny* [20,23] nachgelesen werden.

2.1.4 Belastungsbedingungen

Die während des Trennvorganges auftretenden Kräfte stellen eine wesentliche Kenngröße für die Auslegung der Maschine und des Werkzeuges dar. Der Verlauf und Betrag der maximalen Schneidkraft $F_{s,max}$ über den Prozessfortschritt ist daher eine wichtige Kenngröße.

Die Berücksichtigung aller Faktoren bei der Ermittlung der Schneidkraft führt zu umfangreichen Berechnungen [24, 25], die sich für die Praxis als zu aufwendig erwiesen haben [26,27]. Der gebräuchlichste Ansatz, zur Ermittlung der max. Schneidkraft kann mit einer einfachen Formel berechnet werden [28]:

$$F_{s,max} = A_{s,max} \cdot k_s = l_s \cdot s \cdot k_s \quad (1)$$

Die Schnittfläche A_s bestimmt sich aus der Länge der Schnittlinie l_s , multipliziert mit der Blechdicke s , wobei unter der Schnittlänge l_s die Summe sämtlicher zu schneidender Kantenlängen zu verstehen ist. Der Schneidwiderstand k_s kann beim Verhältnis von Stempeldurchmesser zu Blechdicke größer 2 auch überschlägig aus der Zugfestigkeit R_m , mit $k_s = R_m \cdot 0.8$ berechnet werden. Für weiches gut umformbares Gefüge mit geringen Zugfestigkeiten [28] liegt der bezogene Schneidwiderstand k_s / R_m bei 0.8 bis 0.9; für härteres Gefüge [27,28] bei 0.6 bis 0.64. Der Schneidwiderstand ist neben der Zugfestigkeit auch von weiteren Werkstoffkenngrößen wie Kohlenstoffgehalt und Bruchdehnung, sowie den Prozessgrößen Schneidspalt, Schnittlinienform, Blechdicke, Werkzeugverschleiß und Schmierung abhängig [27].

2.2 Literaturübersicht zur Untersuchung von Schneidstempelwerkstoffen

Die Einflussgrößen auf den Scherschneidprozess sind seit den 1920er Jahren Gegenstand wissenschaftlicher Forschung. Die überwiegende Anzahl der Arbeiten versucht auf experimentellem Weg durch Variation einzelner Parameter Einflüsse auf die Schneidkraft und Schneidarbeit, Teilequalität und Werkzeugverschleiß darzustellen und zu gewichten. [29]. Auch theoretische Ansätze zur Untersuchung der schneid- und prozessrelevanten Parameter sind nachzulesen [30]. Untersuchungen, die sich mit dem Werkzeugwerkstoff, im Speziellen mit der Rissentstehung befassen, sind aber kaum zu finden.

Trotz der vorhandenen Untersuchungen ist der Kenntnisstand über die Vorgänge beim Scherschneiden immer noch unzureichend. Dies liegt neben den unterschiedlichen Versuchsbedingungen vor allem an der Vielzahl der relevanten

Parameter, deren gegenseitige Beeinflussung durch Variation einzelner Einflussgrößen nur unvollständig erfasst werden kann. Bei der Umsetzung der gewonnenen Erkenntnisse müssen deshalb immer die zu Grunde liegenden Versuchsbedingungen berücksichtigt werden. Die wesentlichen, den Scherschneidprozess beeinflussenden Parameter stellen sich nach *Hoogen* [29] folgendermaßen dar; Abbildung 2.4. Wie aus Abbildung 2.4 ersichtlich, ist die Untersuchung der Werkzeugwerkstoffe beim Scherschneiden nur ein kleiner Teil, der sich hauptsächlich auf Verschleißfestigkeit und Bruchfestigkeitsuntersuchungen beschränkt.

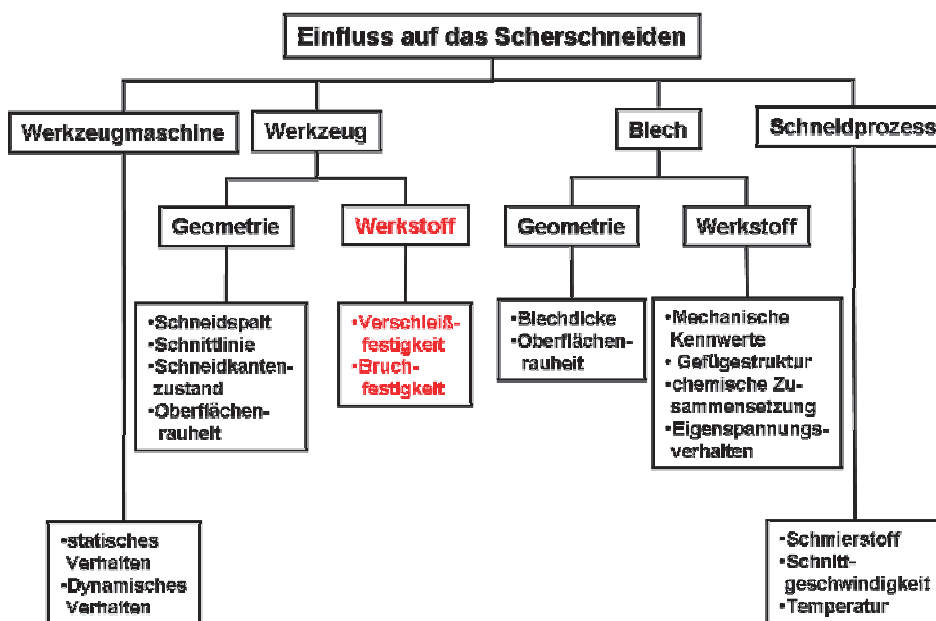


Abbildung 2.4: Einflussgrößen auf den Scherschneidprozess

Im folgenden Absatz soll ein Überblick vorhandener Untersuchungen zu Schneidstempelwerkstoffen gegeben werden.

2.2.1 Art der Schädigung

Kienzle [31] definiert Verschleiß als „eine allmähliche, unerwünschte Oberflächenveränderung, die in einer Stoffabtrennung an der Oberfläche fester Körper durch mechanischen Angriff, hauptsächlich Reibung, hervorgerufen von einem bewegten Gegenstoff, bisweilen unter Mitwirkung von Zwischenstoffen, besteht.“

Die Voraussetzung für Verschleiß sind also Druck und eine Relativbewegung zwischen Werkzeug und Werkstück, wodurch lokal hohe Temperaturen entstehen können [16]. Der Verschleißzustand eines Werkzeuges beeinflusst unmittelbar die Qualität des Schnittteils, besonders die Oberflächenbeschaffenheit der Schnittfläche und die Gratbildung. Daneben verändert sich mit zunehmender Abnutzung der Schneidelemente der Schneidwiderstand k_s und somit die Schneidkraft $F_{s,max}$.

Die unterschiedlichen Verschleißformen beim Schneiden werden nach ihrer Lage an den Werkzeugkanten unterschieden. Für den Verschleiß an Schneidstempeln hat sich die in Abbildung 2.5 dargestellte Benennung etabliert. Es wird nach Kolk-, Stirnflächen- und Mantelflächenverschleiß unterschieden.

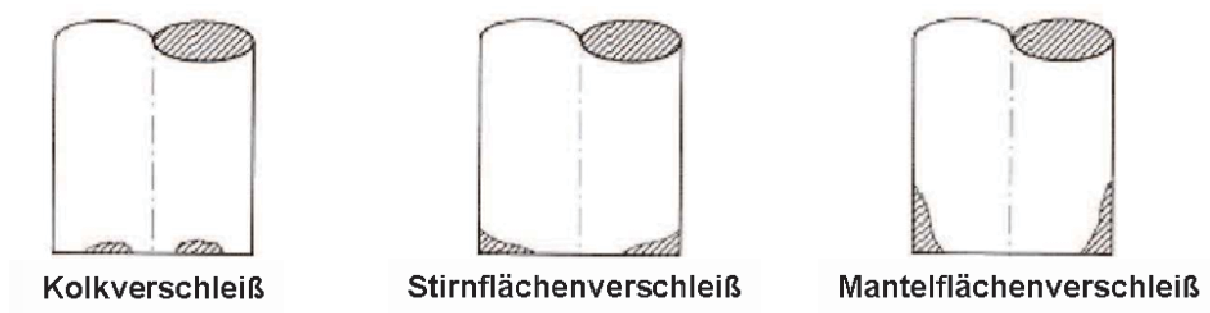


Abbildung 2.5: Formen des Verschleißes an einem Schneidstempel [32]

Kolkverschleiß

Durch lokale Temperaturspitzen entsteht an der Stirnfläche in einem größeren Abstand zu der Schneidkante der Kolkverschleiß. Der Kolkverschleiß ist gekennzeichnet durch Ausbrüche und muldenförmige Ausgrabungen. Der Volumenverlust kommt durch das gemeinsame Wirken der Gleitbewegung unter hohem Druck bei hohen Temperaturen zustande [31]. Der Kolkverschleiß tritt in den aktuellen Untersuchungen nicht auf, spielt keine entscheidende Rolle und wird daher auch nicht weiter behandelt.

Stirnflächenverschleiß

Die Verschleißerscheinungen an der Stempelstirnfläche werden als Stirnflächenverschleiß bezeichnet und ist der Zwischenraum der ursprünglichen und der tatsächlichen Stirnfläche. Der Stirnflächenverschleiß entsteht durch die Randfasergleitung des Blechwerkstoffes während des Schneidprozesses [31]. Der Blechwerkstoff wird durch den Druck des Stempels in den Schneidspalt gezogen,

wodurch es zu einer Relativbewegung zwischen Stempelstirnfläche und Blechoberfläche kommt. Unter Mitwirkung hoher Druckkräfte während des Trennvorganges entsteht der Verschleiß an der Stempelstirnfläche [31].

Mantelflächenverschleiß

Mit Mantelflächenverschleiß ist der Zwischenraum der ursprünglichen und der tatsächlichen Mantelfläche gemeint. Der Mantelflächenverschleiß entsteht während der Phase des Eindringens des Stempels in den Blechwerkstoff und beim Rückhub des Stempels aus der Matrize und dem Blechwerkstoff. Nach der Trennung kommt es beim Schneiden zu einem Schnittschlag, der die Mantelfläche zusätzlich durch eine horizontale Schwingung belastet. Hauptursache des Mantelflächenverschleißes sind daher Gleitreibungsvorgänge. Diese werden, insbesondere beim Rückhub durch die elastische Rückfederung des Blechwerkstoffes verstärkt.

2.2.2 Schädigungsmechanismen

Zum Verschleiß der Werkzeuge können folgende Verschleißelemente beitragen [16]:

Abrasiver Verschleiß

Abrasion ist die Mikrozerspannung der Werkzeuge durch Partikel des Blechwerkstoffes oder des Schmiermittels.

Der Untersuchung des abrasiven Verschleißes des Schneidstempelwerkstoffes kommt in der Schneidindustrie die größte Bedeutung zu. In früheren Untersuchungen wurden in erster Linie die Verschleißmerkmale der Schneidstempel, wie sie in Kapitel 2.2.1 beschrieben sind, untersucht [36].

Neuere Arbeiten hingegen beschäftigen sich mit den Methoden zur Untersuchung des Verschleißes. Zur Messung des Verschleißfortschrittes an der Schneidkante dient die 45° - Verschleißlänge, auch Kantenabtraghöhe oder Schneidkantenverschleißlänge genannt. „*Sie ist definiert als die Länge der Winkelhalbierenden im Kantenbereich vom Schnittpunkt der unverschlissenen Stirn- und Mantelfläche zur Stempelkontur des verschleißenden Schneidelementes*“ [36]. Weiters werden die Kanten der Schneidstempel mit dem Rasterelektronenmikroskop und mit Profilmessgeräten nach dem Tastschnittverfahren untersucht. [36]. Die Beurteilung dieser Untersuchungen beschränkt sich jedoch meistens auf den

Vergleich verschiedener Stempelwerkstoffe, die mit gewissen Parametern im Einsatz waren. Bei diesen Untersuchungen wird auch kaum ein Unterschied zwischen den einzelnen Verschleißarten gemacht [33].

In aktuellen Arbeiten hingegen wird bereits der Einfluss der Mikrostruktur, wie z.B. Karbidgröße, Karbidverteilung und Karbidart - speziell in Kaltarbeitsstählen für Schneidanwendungen, auf den abrasiven Verschleiß beschrieben [34,35].

Adhesiver Verschleiß

Adhesion entsteht durch die Bildung und Trennung von lokalen Grenzflächen-Haftverbindungen (Kaltverschweißen). Dieser Vorgang wird begünstigt, wenn sich Werkzeug- und Werkstückwerkstoffe in der chemischen Zusammensetzung ähnlich sind. Jede Zwischenschicht in Form von Oxidhäuten, Schmierfilmen oder Deckschichten verhindert das Verschweißen [36].

Eine der ersten Untersuchungen hinsichtlich Adhesion in Schneidstempeln wurde 1981 publiziert [37]. Hauptaugenmerk wurde dabei auf die Adhäsionskraft in Abhängigkeit vom Schneidspalt, Blechdicke und Schmierung gelegt.

In neueren Untersuchungen wurden verschiedene Methoden zur Untersuchung der Adhesion von Schneidstempelwerkstoffen beschrieben [38,39]. Einige Arbeiten beschäftigen sich mit der Adhäsionsuntersuchung von Werkzeugstählen und im Speziellen auch mit Schnellarbeitsstählen [40,41]. Meistens werden aber nur die Adhäsionseigenschaften der unterschiedlichen Schichten untersucht und mit dem unbeschichteten Werkzeugstahl verglichen [40,42].

Zyklische Plastifizierung

Oberflächenzerrüttung aufgrund mechanischer, thermischer oder chemischer Wechselbeanspruchung, führt zu Rissbildung und Materialtrennung.

Wie bereits erwähnt, soll das Hauptaugenmerk dieser Arbeit der Untersuchung der parallel zur Schneidkante entstehenden Risse gelten, die nach kurzer Standzeit zum Ermüdungsbruch führen können. Der Ermüdungsbruch tritt auf, wenn es aufgrund der mechanischen Wechselbeanspruchung im Werkzeug zur Ermüdungsrissinitiation, zur Ermüdungsrissausbildung und anschließend zum Restbruch kommt. Niedrige Standzeiten, sowie das Auftreten von Rissen an kritischen Stellen deuten auf Werkstoffversagen im Kurzzeitfestigkeitsbereich (LCF)

durch Ermüdung hin. Auch in der Literatur [27,43] wird auf diese Versagensart als Ursache der Rissbildung in Umformwerkzeugen hingewiesen.

Bei dieser Versagensart ist es typisch, dass an kritischen Stellen sehr hohe Spannungskonzentrationen, hervorgerufen durch Plastifizierung, auftreten. Nach der Entlastung federt der elastisch beanspruchte Teil des Werkzeuges zurück und führt zu einer Stauchung der plastisch verformten Zone. Dieser, sich während jedes Belastungszyklus wiederholende Vorgang, kann zu einer zyklischen lokalen plastischen Verformung an kritischen Stellen des Werkzeuges führen und ist somit der Ausgangspunkt für die Entstehung von Mikrorissen [44,45,46,47].

Arbeiten über das zyklische Plastifizieren und über die Rissbildung von Schneidstempelwerkstoffen, speziell von PM - Werkzeugstählen, die zum Schneiden von hochfesten Karroseriestählen geeignet sind, sind nur vereinzelt vorhanden. Das liegt unter anderem daran, dass in der Literatur wenig über das zyklische Materialverhalten von hochfesten Werkzeugstählen bekannt ist. Es finden sich lediglich Untersuchungen von *Berns et al.* [48,49,50,] I über die Einflüsse von Härte, Reinheitsgrad und Herstellungstechnologie auf die Ermüdungsfestigkeit von Werkzeugstählen. Unter anderem weist *Berns* darauf hin, dass der PM - Werkzeugstahl eine höhere Lebensdauer als konventionell schmelzmetallurgischer Werkzeugstahl aufweist. Nach *Berns* könnte eine Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit vor allem durch eine Verbesserung des Reinheitsgrades der Stähle erreicht werden.

Bronsted et. al [51] führten Ermüdungsversuche an dem Werkstoff ASP 23 durch, um eine zyklische Spannungs- Dehnungskurven zu erstellen. Die in diesem Artikel enthaltenen LCF - Kurven sind keine Messkurven, sondern nach einem Materialmodell berechnete Kurven und daher für das reale Materialverhalten nur begrenzt verwendbar.

Neben diesen Untersuchungen existieren auch Arbeiten, die sich mit dem Risswachstum unter schwingender Beanspruchung von Werkzeugstählen beschäftigen. Diese Arbeiten diskutieren hauptsächlich die Abhängigkeit der Anlasstemperatur und des Primärkarbidgehaltes auf das Risswachstumsverhalten [52,53,54]. Bei *Meuerling et. al.* [55] wird die Ermüdungsrissinitiation von den Werkstoffen PM23 ASP1014 VANADIS10 und M2 in Abhängigkeit der Oberflächenbearbeitungsverfahren (z.B. Hartfräsen, Schleifen, Polieren)

diskutiert. *Meuerling* weist darauf hin, dass die Ermüdungsrissinitiation mehr von der Mikrostruktur als von der Oberflächenbearbeitung beeinflusst wird.

Über die Durchführung von Ermüdungsexperimenten, speziell über die Detektierung der Ermüdungsrissinitiation und das Ausmessen von Risslängen in PM - Werkzeugstählen kann in folgenden Arbeiten nachgeschlagen werden [56,57]. Bei *Rammerstorfer et. al.* [58] wird über die Modellierung und Simulation der Rissinitiationsmechanismen von Schnellarbeitsstählen und deren Auswirkungen unter Ermüdungsbelastung berichtet.

Zur Untersuchung der lokalen plastischen Verformung von hochfesten Werkzeugstählen, die zur Rissinitiation und in weiterer Folge zum Risswachstum führen, sind so gut wie keine Arbeiten bekannt. Bei *Gruber* [59] (oder siehe Kapitel 5.1) wurde mit Erfolg die Anwendbarkeit der lokalen Verformungsanalyse und in weiterer Folge das lokale Verformungsverhalten an hochfesten PM - Werkzeugstählen untersucht und diskutiert. Die Untersuchungen wurden jedoch nur unter monotoner, statischer Druckbelastung bei unterschiedlichen Verformungsstufen und nur an der Oberfläche des Werkzeugstahls durchgeführt.

2.2.3 Belastungsbedingungen

Zur Berechnung und Visualisierung der Dehnungen und Spannungen der Werkzeugwerkstoffe und um komplexe Geometrien im Einsatz zu untersuchen, werden numerische Simulationen von Schneidprozessen benötigt. Neben der eindeutig größeren Anzahl an vorhandenen Arbeiten über die numerische Simulation des Blechwerkstoffes [60,61,62,63], existieren auch Arbeiten über den Schneidstempelwerkstoff [64,65]. Eine Aussage über die auftretenden Spannungen von Schneidstempelwerkstoffen nach dem Einsatz kann jedoch nur schwer getroffen werden. Das Hauptproblem ist dabei die Anzahl der Parameter, wie Stempelwerkstoff, Geometrie, Schneidspalt usw. die den Schneidprozess und schlussendlich die Ergebnisse der numerischen Simulation des Schneidstempelwerkstoff beeinflussen. In den meisten Arbeiten wird die von Misses Vergleichsspannung ausgewertet. Die Ergebnisse variieren je nach Parametereinstellung von 20 [64] bis 1500 MPa [65] in den kritischen Stellen des Schneidstempels nach dem Entlasten. Arbeiten, die die Fließkurve eines Stempelwerkstoffes aus hochfestem Werkzeugstahl und die Fließkurve eines ultra

hochfesten Blechwerkstoffes in die numerische Simulation einfließen lassen, wurden nicht gefunden.

2.3 Ermittlung des Werkzeugverschleißes nach dem Schneiden

Zum besseren Verständnis und zur Übersicht des Werkzeugverschleißes wurden Schneidstempel nach dem Einsatz untersucht, Abbildung 2.6. Das Stempelmaterial ist ein K340 ISODUR und hat eine Härte von ≈ 62 HRC. Der zu schneidende Blechwerkstoff war ein 22MnB5 mit einer FeAlSi - Schicht und einer Dicke von 1,5 mm. Die Schneidstempel wurden nach ungefähr 5000 Hieben im Einsatz ausgebaut.

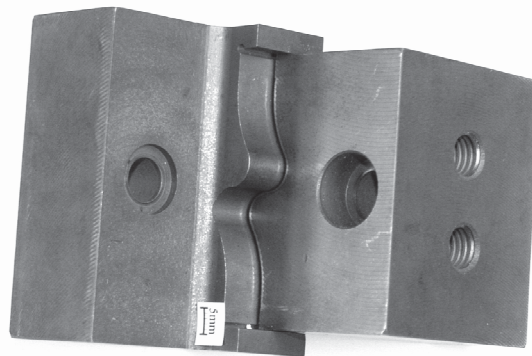


Abbildung 2.6: Schneidstempel mit offener Schnittlinie nach dem Einsatz

Untersuchung der Stirnfläche

Die Stirnfläche nach dem Einsatz eines Schneidstempels ist in Abbildung 2.7a zu sehen. Die Stereomikroskopaufnahme in Abbildung 2.7b zeigt die geschädigte Kantenregion des Schneidstempels. Das mittels Konfokalmikroskop erstellte Profil entlang der Stirnfläche ist in Abbildung 2.7c dargestellt. Die Scanrichtung ist durch den blauen Pfeil gekennzeichnet. Der abrasive Verschleiß der Stirnkante beträgt in y - Richtung bis zu 200 μm und reicht in x - Richtung fast 3 mm. Die kleinen Unregelmäßigkeiten im Profilverlauf stellen die Aufschweißungen dar.

Aus der Aufnahme im Rasterelektronenmikroskop (REM) sind die von der Beschichtung des Bleches stammenden Fe_3Al Aufschweißungen in Abbildung 2.7d zu erkennen.

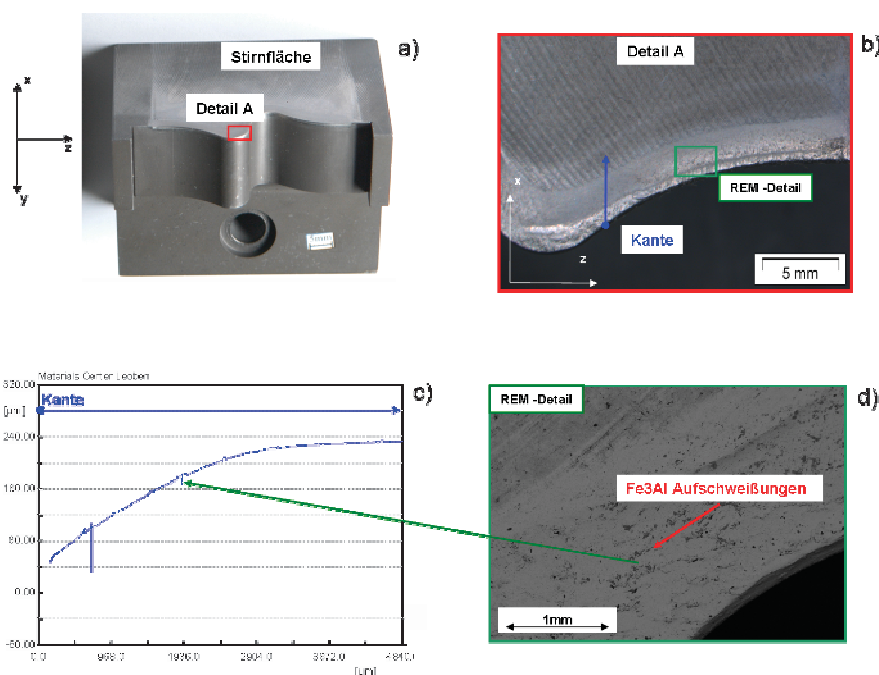


Abbildung 2.7: Stirflächenuntersuchung an einem Schneidstempel nach dem Einsatz.

- (a) Gesamter Stempel mit dem eingezeichneten untersuchten Bereich,
 (b) Stereomikroskopaufnahme des Teilbereiches A, (c) Profilverlauf der Kante des untersuchten Bereiches, (d) Rasterelektronenmikroskopaufnahme des Teilbereiches A

Untersuchung der Mantelfläche

Abbildung 2.8a zeigt den Schneidstempel nach dem Einsatz. Die REM - Detailaufnahme in Abbildung 2.8b zeigt die Fe₃Al - Aufschweißung mit einer Breite von ca. 200 µm ab einer Tiefe von ca. 300 µm unterhalb der Schneidkante. Abbildung 2.8c zeigt einen mittels Konfokalmikroskop erstellten Profilverlauf entlang der Mantelfläche mit dem Ausgangspunkt an der Kante. Der blaue Pfeil in Abbildung 2.8b und c markiert die Scanrichtung. Die Ausfurchung der Kante von bis zu 200 µm in x - Richtung und ca. 500 µm in y - Richtung ist aus dem Profil erkennbar. Die geschädigte Kante der Mantelfläche mit der Ausfurchung und den Aufschweißungen ist in Abbildung 2.8d dargestellt.

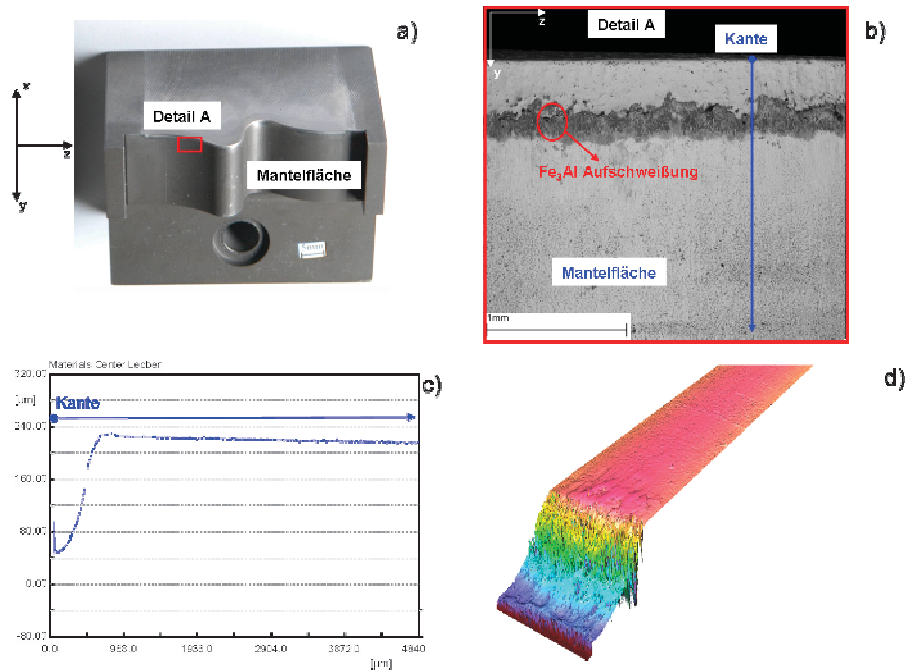


Abbildung 2.8: Mantelflächenuntersuchung an einem Stempel mit dem eingezeichneten untersuchten Bereich; (b) Stereomikroskopaufnahme und Rasterelektronenmikroskopaufnahme des untersuchten Bereiches, (c) Profilverlauf entlang der Kante des untersuchten Bereiches, (d) 3 D - Darstellung des untersuchten Kantenbereiches

Bei näherer Betrachtung der Schneidkante mittels REM können Risse entdeckt werden, die in einem Abstand von ca. 300 - 500 µm parallel zur Schneidkante entlang der Mantelfläche verlaufen, Abbildung 2.9. Die Risse erreichen eine Länge von bis zu 100 µm und sind vorzugsweise an größeren Karbiden zu finden.

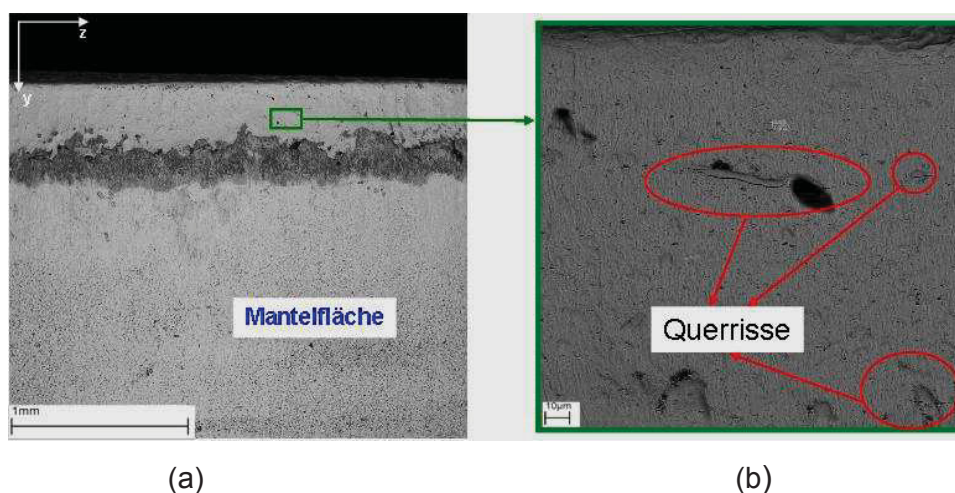


Abbildung 2.9: (a) REM - Aufnahme der Kantenregion an der Mantelfläche, (b) Detail von (a) mit Rissen parallel zur Schneidkante

Schädigung im Materialinneren

Nach den Untersuchungen an den Oberflächen wurden die Werkzeuge getrennt, um Untersuchungen im Materialinneren durchführen zu können. In Abbildung 2.10a ist die Schnittfläche des Schneidstempels mit der Stirnfläche im oberen Bereich und der Mantelfläche an der rechten Seite zu sehen. Abbildung 2.10b zeigt einen Riss, der an der Mantelfläche entstanden ist und in einem Abstand von ca. 300 μm von der Stirnfläche entfernt positioniert ist. Nahe an der Oberfläche läuft der Riss unter ca. 45° geneigt ins Materialinnere, danach verringert sich die Neigung des Risses auf 30°, nach 10 μm verläuft der Riss senkrecht zur Mantelfläche und erreicht eine Endlänge von ca. 50 μm .

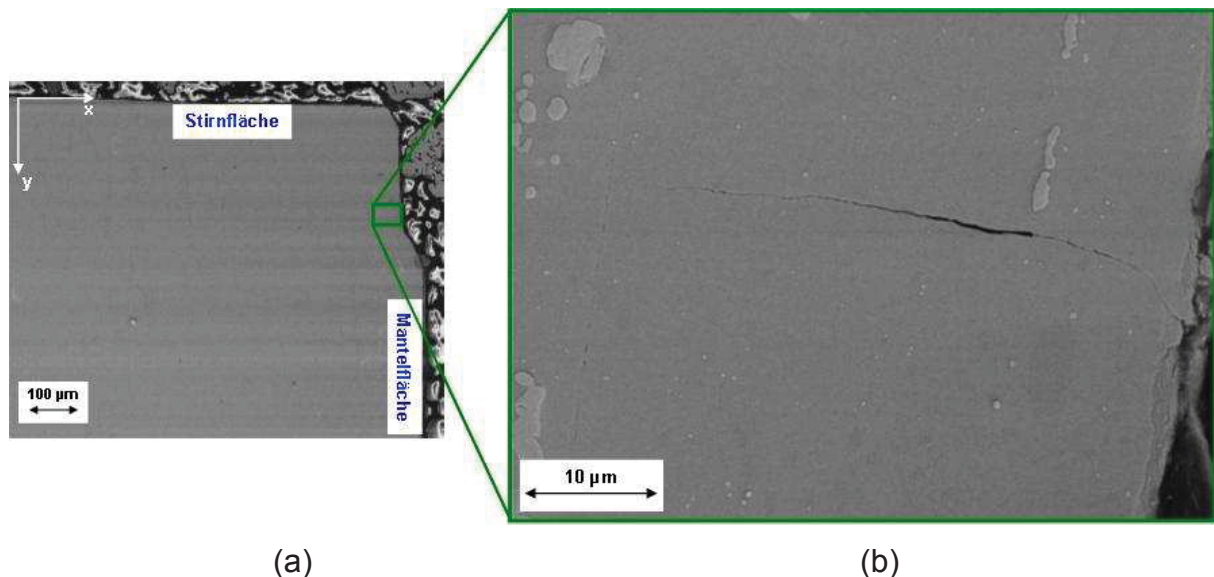


Abbildung 2.10: Querschnitt eines Schneidstempels nach dem Einsatz;

(a) REM - Aufnahme der gesamten Kantenregion, (b) REM - Detail von (a) mit einem 50 μm langen Riss ins Materialinnere

2.3.1 Schadensbild

In Abbildung 2.11 ist das Schadensbild der Schneidkantenuntersuchung der gesamten Schneidkante schematisch dargestellt. Die schwarz punktierte Linie kennzeichnet die ursprüngliche Schneidkante vor dem Einsatz; die blaue Kontur kennzeichnet die Schneidkante nach dem Einsatz.

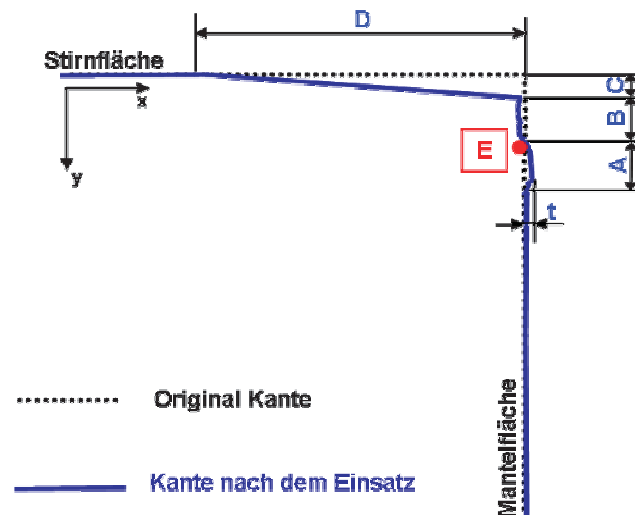


Abbildung 2.11: Schematische Übersicht der geschädigten Region einer Schneidkante nach dem Einsatz

Folgende Bereiche sind erkennbar:

- A 200 - 500 µm breite und ca. 20 µm dicke Fe_3Al – Aufschweißungen (t).
- B 200 - 500 µm breite ausgefurchte Zone an der Mantelfläche, bis zu 200 µm tief
- C ca. 200 µm breiter abrasiver Verschleiß der Mantelfläche
- D abrasiver Verschleiß an der Stirnfläche in einem Abstand von bis zu 3 mm von der Schneidkante
- E Auftreten von Rissen in einem Abstand von ca. 300 µm von der Schneidkante, die ca. 50 µm in das Materialinnere reichen

Ähnliche Schädigungsbilder ergaben sich bei den am Materials Center Leoben (MCL) durchgeführten Untersuchungen [66] an den verschiedensten Schneidstempeln aus Werkzeugstahl, sowohl bei offenem, als auch bei geschlossenem Schnitt.

Neben Abrasion und Adhesion ist zyklisches Plastifizieren des Materials an der Mantelfläche des Schneidstempels, gefolgt von Rissbildung infolge zyklischer Belastung, eine der Hauptschädigungsursachen.

Die Kernaufgabe in der folgenden Arbeit liegt daher ausschließlich bei der Untersuchung zur Rissentstehung unter zyklischer Belastung.

2.4 Motivation der vorliegenden Arbeit

Wie im vorigen Kapitel beschrieben, sind eine Vielzahl von Einflussgrößen vorhanden, die den Scherschneidprozess beeinflussen. Damit die Vorgänge im Stempelwerkstoff beim Scherschneiden verstanden werden können, muss die Wirkung der Einflussgrößen separiert werden. Wesentlich bei den Schneidstempelwerkstoffen ist die Untersuchung bei zyklischer Druckbelastung. Es soll daher untersucht werden, wie der Werkstoff unter zyklischer Druckbelastung ohne Abrasion und Adhesion funktioniert.

Der Focus der Arbeit soll auf die Untersuchung der Rissbildung an der Mantelfläche des Schneidstempels gerichtet sein, da dies eine der Hauptursachen der Schädigung ist. Die Rissentstehung hängt höchstwahrscheinlich mit der zyklischen plastischen Verformung zusammen. Besonders die lokale zyklische Plastifizierung und in weiterer Folge die Rissentstehung in der Kantenregion eines Schneidwerkzeuges aus hochfesten Werkzeugstahl wurden bisher kaum beachtet. Die lokale Verformung von hochfestem Werkzeugstählen wurde bisher nur unter statischer Belastung untersucht. Es besteht daher Bedarf, einen vereinfachten Test zu realisieren, der die Charakterisierung der Werkstoffe in der Nähe der Schneidkanten unter zyklischer Belastung, die ähnlich der Belastungsbedingungen in realen Schneidwerkzeugen sind, darzustellen.

Für den Verfasser dieser Arbeit haben sich im Zuge der Literaturübersicht folgende Fragen ergeben, die in dieser Arbeit beantwortet werden sollen:

- Wie sehen die Belastungsbedingungen und das Schädigungsbild in einem realen Schneidwerkzeug aus, wenn der Schneidstempelwerkstoff aus einem hochfesten Werkzeugstahl ist und ein ultra hochfester Blechwerkstoff verwendet wird?
- Kann aus den Informationen der Schädigung und Belastung in realen Schneidwerkzeugen ein einfaches Testverfahren ähnlich eines realen Schneidprozesses entwickelt werden?
- Kann mit dem Testverfahren die Schädigung in Verbindung mit plastischer Verformung in der Kantenregion unter zyklischer Belastung und im Materialinneren untersucht werden?

3 Theoretische Grundlagen

3.1 Automatische lokale Verformungsanalyse

Da die automatische lokale Verformungsanalyse in den Voruntersuchungen hochfester Werkzeugstähle, sowie der Untersuchung und Auswertung der Ergebnisse des zyklischen Kantenstauchversuches eine zentrale Rolle spielt, sollen eine Beschreibung der Funktionsweise und einige Hintergrundinformationen erfolgen.

Die Messung lokaler Verformungen stützt sich auf Oberflächeninformationen digitaler Aufnahmen einer Probe vor und nach der Verformung der Probe. Dabei werden Bilder eines ausgewählten Bereiches der Probenoberfläche bei verschiedenen Belastungsstufen aufgenommen. Üblicherweise werden diese Bilder im REM aufgenommen. Es können aber auch Bilder, die mit anderen Methoden aufgenommen wurden, (z.B. Stereomikroskop) verwendet werden. Ein Computerprogramm vergleicht jeweils zwei dieser Bilder und es werden Punkte in den Bildern als physikalisch idente (homologe) Punkte auf der Probenoberfläche erkannt. Aus diesen Punkten können die lokalen Dehnungsfelder berechnet werden. In Abbildung 3.1a sind die homologen Punkte einer unverformten Probe und in Abbildung 3.1b die homologen Punkte der Probe nach einem Lastwechsel zu sehen.

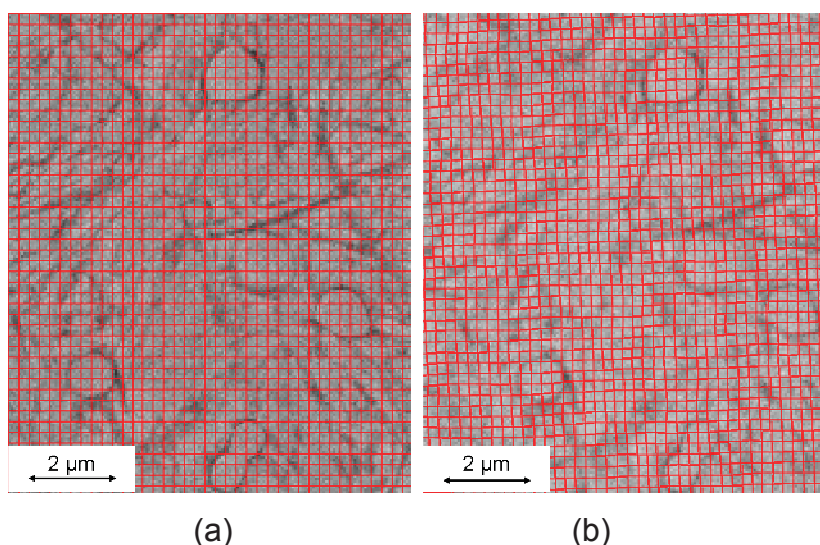


Abbildung 3.1: Homologe Punkte K340 ISODUR - WBH2; (a) unverformte Probe, (b) Probe nach dem 1. LW

Die zu vergleichenden Bilder sollten deckungsgleich sein, d. h. der Arbeitsabstand und die Vergrößerung sollten gleich sein, ansonsten ist eine genaue Auswertung der Ergebnisse bzw. Dehnungskarten nicht mehr möglich.

Die „Hauptbestandteile“ des Systems zur lokalen Verformungsmessung sind der Matching - Algorithmus, ein Programm zur Glättung der Verschiebungsdaten, zur Berechnung der Dehnung in der Ebene und zur Darstellung der Ergebnisse *Taschl* [69].

3.2 Matching Algorithmus

Beim so genannten „Matchen“ werden zwei Bilder miteinander verglichen, um homologe Punkte auf den Bildern wieder zu finden. Wesentlich dabei ist die Miteinbeziehung der Grauwerte der Umgebung eines digitalen Punktes, andernfalls sind zu wenige Informationen vorhanden, um einen „homologen Punkt“ wieder zu finden.

In dieser Arbeit wurde ausschließlich ein so genannter hierarchischer Matcher verwendet. Dabei werden die beiden zu vergleichenden Bilder mit steigender Auflösung (beginnend mit „reduzierten Bildern“ mit einer Auflösung von etwa 30 x 40 Pixel bis hin zum Originalbild mit einer Auflösung von 2048 x 1536) in einer Bildpyramide angeordnet. In der Folge wird iterativ mittels Verzerrung versucht, die Unterschiede zwischen Referenzbild und künstlich verzerrtem Bild auf ein Minimum zu reduzieren und auf diese Weise homologe Punkte zu ermitteln. Diese Punkte werden dann in den nächsten Schritt übernommen, wo Bilder der nächst höheren Auflösung immer wieder bis hin zu den Originalbildern „gematcht“ werden. Mit diesem Verfahren können auch dann gute Ergebnisse erzielt werden, wenn keine sehr kontrastreichen Bilddetails vorhanden sind. Eine wesentliche Voraussetzung dafür ist jedoch, dass die Bilder global kontrastreich sein müssen, da ansonsten entstandene Fehler in den niederen hierarchischen Stufen später nicht mehr korrigiert werden können. Eine detaillierte Darstellung des Prinzips des hierarchischen Matchens findet sich bei *Zach et.al.* [67, 68].

Weiters besteht noch die Möglichkeit, einen Punkt-Matcher zu verwenden, wie in den Dissertationen von *Taschl* [69] und *Unterweger* [70] nachzulesen ist. Ein Vergleich zwischen punkt und hierarchischem Matcher, sowie eine Darstellung der Genauigkeit dieser beiden Matching Arten ist bei *Unterweger* [70] zu finden.

3.3 Auswertung der lokalen Dehnungen

In diesem Abschnitt wird kurz die Vorgehensweise zur Bestimmung der ebenen Dehnungs-, Scherungs- und Rotationsfelder beschrieben.

Die x - Richtung, und y - Richtung, sind in den Abbildungen der jeweiligen Untersuchungen gekennzeichnet. Aus den homologen Punkten erhält man die Anfangs- und die Endkoordinaten der Verschiebungsvektoren. P^I und P^{II} beschreibt die Paare homologer Punkte in den beiden Bildern bei Verformungsstufe I und II. Die Verschiebungen an der Oberfläche der Probe in der x - y Ebene ergeben sich dann aus:

$$\vec{U}(x, y) = P^{II}(x, y) - P^I(x, y) \quad (2)$$

u_x, u_y beschreiben die Verschiebungen in x - beziehungsweise y - Richtung.

Nach der Ermittlung der Verschiebungen müssen diese für die weitere Verwendung nachbearbeitet werden.

Zunächst erfolgt eine Triangulation, welche mittels linearer Interpolation durchgeführt wird. Da die homologen Punkte nicht mit beliebiger Genauigkeit bestimmt werden können, müssen die triangulierten Verschiebungsfelder vor der numerischen Differentiation geglättet werden, siehe *Unterweger* [70], um unerwünschtes Rauschen und kleine Schwankungen in den Verschiebungsdaten zu eliminieren.

Dies wird, wie auch bei *Tatschl* [69], mit einer gewichteten Matrixglättung durchgeführt.

$$u_j(k, l) = \frac{u_j(k, l) + \sum_m \sum_n u_j(m, n)}{m \cdot n + 1} \quad (3)$$

$$m = k-2, \dots, k+2$$

$$n = l-2, \dots, l+2$$

Die mit u_j bezeichnete Verschiebung steht in gleichem Sinne für u_x und u_y .

Nach der Glättung können die Verschiebungen numerisch partiell abgeleitet werden. Die einzelnen Dehnungskomponenten und die Rotation ergeben sich in linearer Näherung aus der Ableitung der Verschiebungsvektoren.

ε_{xx} und ε_{yy} beschreiben die Dehnungskomponenten in den Achsenrichtungen:

$$\varepsilon_{xx}(x, y) = \frac{\partial}{\partial x} u_x(x, y) \quad (4)$$

$$\varepsilon_{yy}(x, y) = \frac{\partial}{\partial y} u_y(x, y) \quad (5)$$

ε_{xy} beschreibt die Scherkomponente in der xy - Ebene:

$$\varepsilon_{xy}(x, y) = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial}{\partial x} u_y(x, y) + \frac{\partial}{\partial y} u_x(x, y) \right\} \quad (6)$$

ρ_{xy} beschreibt die Rotation in der xy - Ebene:

$$\rho_{xy}(x, y) = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial}{\partial x} u_y(x, y) - \frac{\partial}{\partial y} u_x(x, y) \right\} \quad (7)$$

Die Vergleichsdehnung $\varepsilon_{vergl.}$ in der xy - Ebene wird mittels folgender Formel berechnet:

$$\varepsilon_{vergl.} = \sqrt{\frac{2}{3} (\varepsilon_{xx}^2 + \varepsilon_{yy}^2 + 2\varepsilon_{xy}^2)} \quad (8)$$

Alle Dehnungen in z - Richtung sind unbekannt. Unter der Annahme, dass beim Umformen das Volumen konstant bleibt, ergibt sich bei plastischer Verformung:

$$\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0 \quad (9)$$

Die elastische Verformung wird dabei vernachlässigt. Sind zwei der drei Dehnungskomponenten bekannt, kann die dritte Komponente indirekt über die Divergenz des zweidimensionalen Verschiebungsfeldes berechnet werden.

$$\varepsilon_{zz} = -(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}) = -div \vec{U}(x, y) \quad (10)$$

Zu beachten ist, dass ε_{zz} nur die Verformung an der Oberfläche kennzeichnet. Aus diesem Grund muss dieser Wert nicht mit der mittleren Dehnung der Probe in z - Richtung (Querkontraktion) übereinstimmen.

Genauigkeit der Verschiebungsdaten

Da die homologen Punkte, also auch die Verschiebungsdaten, in der Regel nicht in einem lateral gleichmäßigem Gitter angeordnet sind, müssen bei der numerischen Datenauswertung die Vektorfelder linear interpoliert werden. [70]. Die Genauigkeit der lokalen Dehnungen bzw. die Anforderung an die laterale Auflösung variiert je nach gewähltem Gitterabstand. Zur Abschätzung der Genauigkeit der lokalen Dehnung in Abhängigkeit von der lateralen Auflösung kann folgende Formel angewendet werden:

$$\Delta\varepsilon = \frac{d^0 \Delta u}{(d^G)^2} \quad (11)$$

Um zu erreichen, dass die laterale Auflösung des triangulierten Verschiebungsfeldes gleich dem Stützstellenabstand der Analyse d^G ist, muss der nominale Abstand der homologen Punkte ($d^0=4$ Pixel beim hierarchischen Matcher [70]) kleiner oder gleich dem Stützstellenabstand sein. Somit ist der kleinste sinnvolle Stützstellenabstand gleich dem nominalen Abstand der homologen Punkte.

Resultierend aus Gleichung 10 ergibt sich eine Dehnungsgenauigkeit $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ bei einem gewählten Stützstellenabstand von $d^G=10$ Pixel, da die lokale Dehnung $\Delta\varepsilon$ linear mit der Match-Genauigkeit Δu zusammenhängt und quadratisch mit dem bei der Triangulation verwendeten Stützstellenabstand d^G abnimmt. Die Dehnung zwischen zwei Punkten mit sehr großem Abstand, wie z.B. 1000 Pixel, wäre natürlich viel genauer bestimmbar. Die theoretische Match Genauigkeit Δu beträgt für den hierarchischen Matcher 0.02 Pixel [70]. Praktisch ist aber jede REM - Aufnahme von einem gewissen Anteil an Signalrauschen überlagert und es kann schon aus diesem Grund die theoretische Genauigkeit nicht erreicht werden. Einen realistischen Wert stellt die Standardabweichung für die zwei verschiedenen REM - Aufnahmen dar, der beim hierarchischen Matcher bei 0.1 - 0.2 Pixel liegt. [70] Die Dichte der homologen Punkte liegt zwischen 3 und 6 Punkte pro 100 Pixel. In der vorliegenden Arbeit

werden in den Bildpaaren mit einer Größe von 2048 x 1536 Pixel zwischen 90000 und 190000 homologe Punkte gefunden. Die Pixelgröße beträgt 0.04 μm .

Genauere Ausführungen und Beispiele zur Anwendung der lokalen Verformungsanalyse können in diversen Arbeiten [71,72,73] nachgeschlagen werden.

4 Untersuchte Werkstoffe

Kapitel 4 gibt einen Überblick über die untersuchten Werkstoffe. In der vorliegenden Arbeit wurden zwei unterschiedliche hochfeste Werkzeugstähle untersucht; zum einen ein konventionell nach dem Elektroschlack-Umschmelzverfahren (ESU) produzierter Kaltarbeitsstahl und zum anderen ein pulvermetallurgisch (PM) hergestellter Schnellarbeitsstahl. Dieses Kapitel stellt eine Übersicht (bzw. einen Leitfad) über die chemische Zusammensetzung, die Wärmebehandlung, die Mikrostruktur, die statischen und zyklischen mechanischen Eigenschaften dieser beiden Werkzeugstähle dar.

Die untersuchten Werkzeugstähle wurden von der Böhler Edelstahl GmbH & CoKG zur Verfügung gestellt und sind am Markt erhältlich. In Abbildung 4.1 sind das Elektroschlack-Umschmelzverfahren und die pulvermetallurgische Herstellungsrouten schematisch dargestellt.

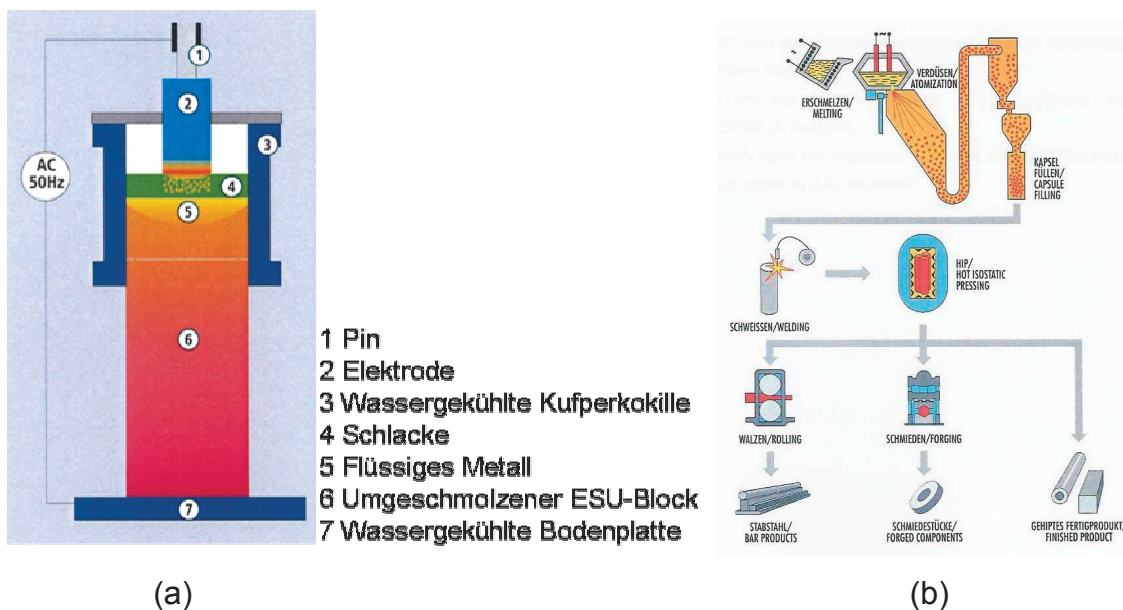


Abbildung 4.1: Schematische Darstellung zur Herstellung von Werkzeugstählen;

(a) Elektroschlack-Umschmelzverfahren [74], (b) pulvermetallurgischer Herstellungsprozess [75]

Das Elektroschlack-Umschmelzverfahren ist der meist benutzte Umschmelzprozess. Wurde das Verfahren in der Vergangenheit hauptsächlich wegen des erzielbaren hohen Reinheitsgrades und der guten Entschwefelung

eingesetzt, so tritt heute die Möglichkeit, erstarrte Blöcke mit geringster Seigerung herzustellen, stärker in den Vordergrund [74].

Beim pulvermetallurgischen Prozess wird, ausgehend von homogenen Legierungspulvern höchster Reinheit, in einem Diffusionsprozess unter Druck und Temperatur ein homogener, seigerungsfreier Werkzeugstahl mit weitgehend isotropen Eigenschaften hergestellt. Nach der Erschmelzung der Legierung wird die Schmelze unter Schutzgas nach einem bestimmten Verfahren verdüst, um ein feines Pulver zu erzeugen. Dieses Pulver wird in einem Metallcontainer verkapselt und mittels heissisostatischem Pressen verpresst. Der daraus gewonnene Block kann geschmiedet und gewalzt werden [75].

4.1 Chemische Zusammensetzung

Aufgrund der häufigen Anwendung als Schneidwerkzeuge und als Ausgangsbasis für die Weiterentwicklung von Werkzeugstählen zum Schneiden hochfester Automobilbleche, fiel die Wahl für die weiteren Untersuchungen auf die in Tabelle 4.1 angeführten Werkzeugstähle. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkzeugstähle sowie Marken- und Normbezeichnungen nach DIN sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkzeugstähle in Gew.%

Werkzeugstahlbezeichnung		chemische Zusammensetzung in Gew.%							
Markenname	DIN	C	Cr	W	Mo	V	Co	Si	Mn
K340 ISODUR		1,10	8,30		2,10	0,50		0,90	0,40
S390 MICROCLEAN	HS 10-2-5-8	1,64	4,71	10,20	1,92	4,78	7,81	0,59	0,31

Die wesentlichen Unterschiede zwischen dem schmelzmetallurgisch hergestellten Kaltarbeitsstahl K340 ISODUR und dem pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahl S390 MICROCLEAN liegen im Reinheitsgrad der Legierungen und in der Gefügefinesheit. Der PM Stahl weist aufgrund der hohen Kühlrate ein sehr feines Erstarrungsgefüge auf, aus dem feine Karbide ausgeschieden werden. In der chemischen Zusammensetzung der beiden Werkzeugstähle äußert sich der Unterschied hauptsächlich in den Legierungselementen Chrom, Vanadium und

Wolfram, welche die Art, Größe und Menge der Primärkarbide beeinflussen, siehe Abschnitt 4.3.

4.2 Wärmebehandlung

Am Ende einer langen Prozesskette im Rahmen der Stahlherstellung steht das Weichglühen, um die spanabhebende Bearbeitbarkeit der Werkstoffe durchführen zu können. Im Anschluss an die Bearbeitung werden die Werkstoffe vergütet, um die gewünschten mechanischen Eigenschaften zu erzielen. Das Vergüten ist eine zweistufige Wärmebehandlung (WBH), die aus „Härten“ und „Anlassen“ besteht [5].

Während des Härteverfahrens kommt es zum Austenitisieren und Abschrecken des Werkstoffes. Die Austenitisierung ist das Aufwärmen in das Mehrphasengebiet „Austenit und Karbide“, um zu erreichen, dass ein an Legierungselementen übersättigter Austenit entsteht. Nach dem Austenitisieren wird der Werkstoff zur Erzeugung eines martensitischen Gefüges rasch auf Raumtemperatur abgeschreckt. Das erfolgt meist durch Abschrecken in Öl oder auch mittels Gas. Das dabei entstehende Gefüge setzt sich aus Martensit, Restaustenit und nicht aufgelösten Karbiden zusammen.

Als Anlassen wird das Erwärmen von gehärteten Stählen auf eine Temperatur unter A1 bezeichnet. Dabei wird im Werkzeugstahl das endgültige Gefüge eingestellt. Im Rahmen des Anlassens werden sehr feine, nanometergroße Sonderkarbide - so genannte Sekundärhärtekarbide - ausgeschieden. Der genaue Ausscheidungsvorgang und die Ausscheidungskinetik können bei [76] nachgelesen werden. Eine weitere Aufgabe des Anlassens besteht darin, den unerwünschten Restaustenit in Martensit umzuwandeln. Dieser Vorgang ist mehrfach zu wiederholen. In der Praxis liegen die typischen Anlasstemperaturen für Werkzeugstähle zwischen 550 - 580°C.

Die Variation der Wärmebehandlungsparameter ermöglicht eine Vielzahl an unterschiedlichen Werkstoffzuständen. Für den Einsatz der Werkzeugstähle als Schneidwerkzeuge sind, je nachdem wie hochfest die zu schneidenden Werkstoffe sind, genau abgestimmte Werkstoffzustände einzustellen. Um eine entsprechende Lebensdauer der Werkzeuge zu erhalten, ist eine hohe Abrasionsbeständigkeit, hohe Festigkeit, sowie eine ausreichende Zähigkeit erforderlich. Die untersuchten Proben

wurden in der Materials Center Leoben Forschung GmbH vergütet. Dabei wurden die Proben im Vakuumofen Systherms VWC - 446 - 15VC austenitisiert und anschließend mit gasförmigem Stickstoff bei 5 bar abgeschreckt. Anschließend wurden die Proben im Luftumwälzofen Therm. Concept KU20/04/A angelassen. In Tabelle 4.2 sind die Austenitisierungstemperaturen (T_A) und Anlasstemperaturen (T_T) für die untersuchten Werkstoffe angegeben.

Tabelle 4.2 Wärmebehandlungsparameter der untersuchten Werkzeugstähle

Werkzeugstahl	Bezeichnung	Zielhärte [HRC]	T_A [°C]	t_a [min.]	T_T [°C]	t_t [min.]
K340 ISODUR	K1	60	1080	30	570	3 x 120
	K2	62	1080	30	560	3 x 120
S390 MICROCLEAN	S1	60	1070	30	570	3 x 120
	S2	62	1070	30	560	3 x 120

4.3 Gefügebestandteile der untersuchten Werkstoffe

Der hohe Anteil an Legierungselementen führt zu einem charakteristischen mehrphasigen Gefüge, welches aus eingebetteten Hartphasen in einer metallischen Matrix besteht. Auf Mikroebene bestehen diese Werkstoffe aus einer angelassenen martensitischen Metallmatrix mit darin eingelagerten μm - großen Primärkarbiden (Hartphasen). Dadurch ergeben sich wichtige Eigenschaften der Werkzeugstähle, wie hohe Verschleißbeständigkeit, hohe Festigkeit bzw. Härte bei relativ guter Zähigkeit.

Matrix

Die Gefügebestandteile in der Matrix hängen hauptsächlich vom Wärmebehandlungszustand ab und repräsentieren den Bereich zwischen den Primärkarbiden im Werkzeugstahl. Das Matrixgefüge der untersuchten Werkstoffe besteht im gehärteten Zustand aus Martensit, Restaustenit und voreutektoiden Karbiden. Im fertig wärmebehandelten Zustand besteht die Matrix hingegen aus angelassenem Martensit, voreutektoiden Karbiden und Sekundärhärtekarbiden [[77,78]. Die so genannten Sekundärhärtekarbide sind feine Sonderkarbide, die sich während des Anlassens des Werkzeugstahls aus der Matrix ausscheiden, und eine härtesteigernde Wirkung haben. Aufgrund der sehr geringen Größe ist ihre

Charakterisierung schwierig. Bei den untersuchten Werkzeugstählen scheiden sich im für den in der Praxis relevanten Anlassbereich (500°C - 600°C) ausschließlich MC und M_7C_3 -Karbide als Sekundärhärtekarbide aus [79]. Der Buchstabe „M“ bei der Bezeichnung der Karbide bezieht sich auf die metallischen Atome im Karbid. Ein ausführlicher Überblick über die Sekundärhärtekarbide und deren Ausscheidungskinetik findet sich in der Dissertation von *Leitner* [77].

Eine quantitative Beschreibung der Matrix der untersuchten Werkstoffe ist nicht möglich. Aufgrund der unterschiedlichen Primärkarbidgehalte ist der erforderliche Beitrag der Matrix mit den Sekundärhärtekarbiden zur Erreichung gleicher Festigkeit der Werkstoffe ebenfalls unterschiedlich. Der Beitrag der Matrix zur Festigkeit des Werkstoffes ist wiederum von der Austenitisationstemperatur, welche die Matrixzusammensetzung bestimmt, abhängig. Zusätzlich ist der Festigkeitsbeitrag der Matrix von der Anlasstemperatur abhängig, welche die Menge und Kinetik der Sekundärhärteausscheidungen bestimmt.

Hartphasen (Primärkarbide)

Der schmelzmetallurgisch hergestellte Werkzeugstahl K340 ISODUR in Abbildung 4.2a unterscheidet sich vom pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahl S390 MICROCLEAN in Abbildung 4.2b durch eine inhomogenere Verteilung der Primärkarbide, sowie eine starke Anisotropie der Karbidanordnung zwischen Längs- und Querrichtung (Karbidzeilen), in einer breiteren Karbidverteilung und zumeist im Vorhandensein größerer Karbide.

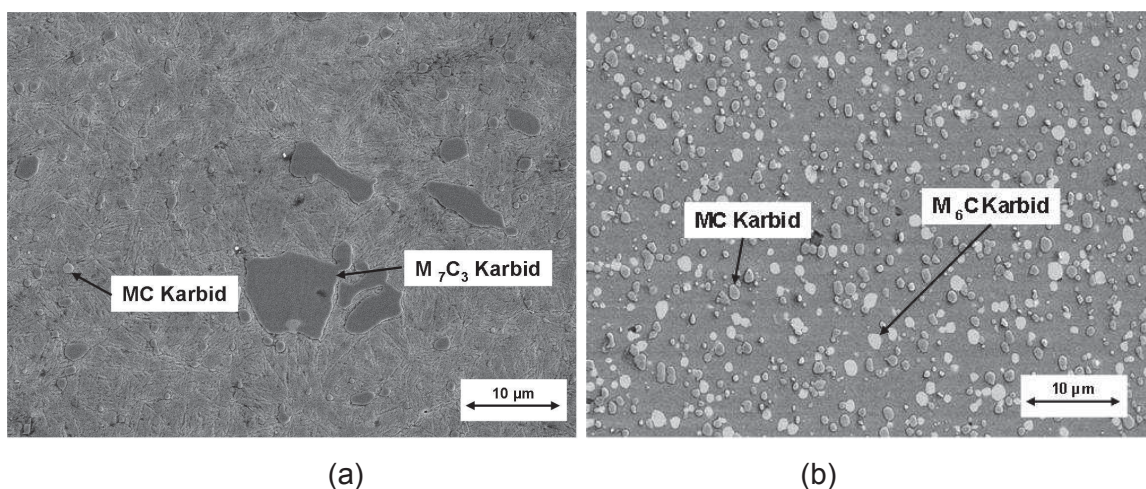


Abbildung 4.2:

REM - Aufnahmen; (a) K340 ISODUR WBH K2, (b) S390 MICROCLEAN WBH S2

Sowohl in der Karbidart und Karbidform, als auch im Primärkarbidgehalt unterscheiden sich die Materialien aufgrund der unterschiedlichen Gehalte an Kohlenstoff und karbidbildenden Elementen (W, Mo, V, Cr).

In Tabelle 4.3 sind die Primärkarbidgehalte für jeweils eine bestimmte Austenitisierungstemperatur (T_A) der untersuchten Werkzeugstähle dargestellt.

Tabelle 4.3 Primärkarbidgehalte der untersuchten Werkzeugstähle

Werkzeugstahl	T_A [°C]	Primärkarbidgehalt [Vol.%]
K340 ISODUR	1080	~ 10%
S390 MICROCLEAR	1070	~14%

Aus den Gefügebildern in Abbildung 4.2 ist der Unterschied in der Verteilung und Größe der Primärkarbide zu sehen.

Der K340 ISODUR enthält ca. 9 Vol. % M_7C_3 Karbide und ca. 0.5 % MC Karbide. Das für Kaltarbeitsstähle typische M_7C_3 Karbid ist ein hochchromhaltiges Primärkarbid, welches vor allem durch Chrom stabilisiert wird [80,81]. Das MC Karbid ist meist vanadiumreich, wobei weitere Legierungselemente wie Wolfram, Molybdän oder auch etwas Chrom enthalten sein können [82]. Sowohl große M_7C_3 Karbide mit einer Länge von bis zu 40 μm und einer Höhe von bis zu 10 μm , als auch kleine sphärische M_7C_3 Karbide mit einem Durchmesser von ca. 1 μm sind in Abbildung 4.2 a zu sehen. MC Karbide sind nur sehr selten vorhanden und haben meistens eine sphärische Form mit einem Durchmesser unter 1 μm .

Anders hingegen präsentiert sich die Mikrostruktur des S390 MICROCLEAR in Abbildung 4.2b. Die sphärischen MC und M_6C Karbide mit einem durchschnittlichen Durchmesser sind homogen in der angelassenen Matrix verteilt. Der S390 MICROCLEAR besteht aus ca. 8% MC und 6% M_6C Karbiden. Das M_6C Karbid enthält vor allem Wolfram, Molybdän und Eisen. Vanadium und Chrom kommen nur sehr selten vor [83].

In Tabelle 4.4 sind die Härte und der E - Modul der in den untersuchten Werkzeugstählen vorkommenden Hartphasen dargestellt. Die Matrixhärte beträgt bei beiden Stählen ca. 700 bis 800 HV. Die Karbidhärte ist im S390 MICROCLEAN daher dreimal so hoch und im K340 ISODUR zweimal so hoch als die Matrixhärte.

Tabelle 4.4 Härte und E-Modul der auftretenden Hartphasen [84, 85]

Hartphasen	Mikrohärte [HV 0,05]	E-Modul [GPa]
MC	2500 - 3000	450 -500
M_6C	2200 - 2200	400
M_7C_3	1500 - 1700	370

4.4 Statische mechanische Kenngrößen der untersuchten Werkstoffe

Um die Festigkeit und Duktilität der untersuchten Werkzeugstähle zu ermitteln, wurden Härteprüfungen und Zugversuche durchgeführt. Es wurden pro Wärmebehandlungszustand drei Proben mit der in Abbildung 4.3 dargestellten Kugelkopfprobe im Zugversuch geprüft.



Abbildung 4.3: Prüfkörper für die Zugversuche

Die Versuchsdurchführung erfolgte an einer Universalprüfmaschine des Typs Zwick UPM T1-FR250SN.A4K mit einer 250 kN Kraftmessdose. Die Prüfung erfolgte in Anlehnung an die Prüfnorm DIN EN 10002-1 mit folgenden Parametern:

- Vorkraft F_v : 50 [MPa]
- Belastungsrate (E-Modul und Bestimmung der Dehngrenzen): [10MPa/s]
- Dehnrates im Fließbereich: 0,001 [1/s]

Pro Vergütungszustand (Tabelle 4.2) wurden 3 Zugproben geprüft. Ergänzend wurde an jeder Probe an der Stirnseite normgerecht die Härte nach Rockwell C gemessen (Mittelwert und Standardabweichung aus 5 Eindrücken). Die Spannungs - Dehnungskurven der untersuchten Werkstoffe sind in Abbildung 4.4 dargestellt. Es ist eine Abhängigkeit der Spannungs - Dehnungskurven von der WBH zu erkennen. Zusätzlich liegt ein deutlicher Festigkeitsunterschied zwischen K340 ISODUR und S390 MICROCLEAN vor.

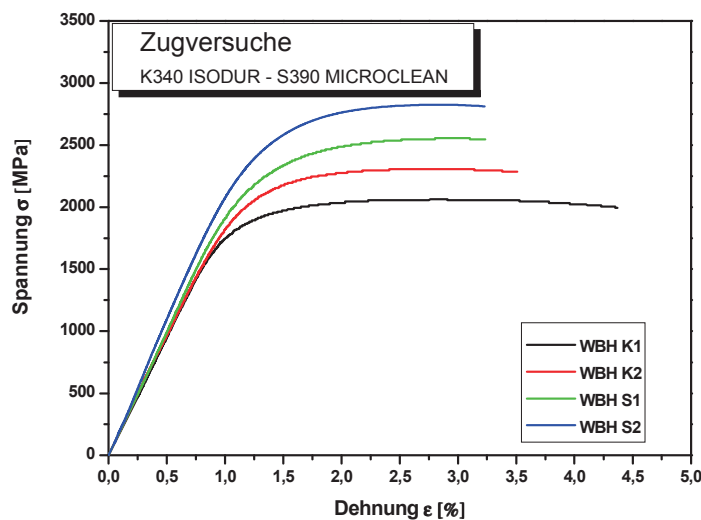


Abbildung 4.4: Spannungs - Dehnungskurven der untersuchten Werkstoffe

In Tabelle 4.5 sind die Ergebnisse der Zugversuche zusammengefasst. Als Dehngrenzen wurden die 0,05% - Dehngrenze $R_{p0,05}$, die 0,1% - Dehngrenze $R_{p0,1}$ und die 0,2% - Dehngrenze $R_{p0,2}$ ausgewertet. Weiters wurde die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g und die Bruchdehnung A bestimmt. Der E - Modul wurde durch eine lineare Regression im elastischen Bereich bestimmt. Aus den einzelnen Kennwerten wurden der Mittelwert und die Standardabweichung berechnet.

Tabelle 4.5 Statische mechanische Kennwerte aus den Zugversuchen

Werkstoff	Härte [HRC]	E [GPa]	$R_{p0,05}$ [MPa]	$R_{p0,1}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]
K340 ISODUR - K1	59,6±0,27	203±21	1747±40	1837±40	1937±40	2140±35	1,8±0,13	3,5±0,33
K340 ISODUR - K2	62,2±0,25	182±6	1950±44	2080±52	2210±52	2447±64	1,6±0,12	2,3±0,33
S390 MICROCLEAN - S1	59,7±0,71	205±4	2027±21	2183±15	2310±2310	2635±29	1,8±0,11	1,99±0,12
S390 MICROCLEAN S2	62,3±0,33	219±6	2070±53	2266±30	2455±17	2913±16	1,51±0,06	1,84±0,09

Wie aus der Tabelle 4.5 ersichtlich ist, sind die Werte der Dehngrenzen die Zug- bzw. Bruchfestigkeit sowie die Bruchdehnung des K340 ISODURS und des S390 MICROCLEAN beim jeweiligen vergleichbaren WBH Zustand sehr unterschiedlich. Das bedeutet, dass die unterschiedlichen Werkstoffe ein unterschiedliches Verfestigungsvermögen zeigen.

4.5 Zyklische mechanische Kenngrößen der untersuchten Werkstoffe

Da die untersuchten Werkstoffe sowohl im Einsatz, als auch in den Untersuchungen dieser Arbeit zyklisch beansprucht werden, wurden auch die zyklischen mechanischen Kenngrößen näher untersucht. Die Versuchsdurchführung zur Ermittlung von zyklischen mechanischen Kenngrößen erfolgte an einer Universalprüfmaschine des Typs INSTRON 8803-250kN mit einer 250 kN Kraftmessdose. Der verwendete Dehnungsaufnehmer ist ein Fiedler Optoelektronik Laserextensometer des Typs P-2S-50 / 400 Hz. Die Proben sind hydraulisch gespannt, weshalb keine Vorkraft notwendig ist.

Die Versuche wurden dehnungskontrolliert mit einer Dehnrates von 10^{-2} [1/s] geprüft. Die Versuche wurden im Druck gestartet.



Abbildung 4.5: Prüfkörper für die Ermittlung von zyklischen mechanischen Kenngrößen

Mit der in Abbildung 4.5 dargestellten LCF / HCF Probe wurde der K340 ISODUR mit der WBH K2 und der S390 MICROCLEAN mit der WBH S2 bei unterschiedlichen Totaldehnungsamplituden mit einem Dehnungsverhältnis

$R_\epsilon = -1$ geprüft (siehe Gleichung 11).

$$R_{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{\min}}{\varepsilon_{\max}} \quad (12)$$

Während der Prüfung stellte sich ein konstantes Spannungsverhältnis von $R_{\sigma} = -1$ ein. Ausschlaggebend für einen periodischen zeitlichen Belastungsverlauf ist das obere bzw. untere Maximum der Belastungskurve. Ihr Verhältnis, auch Belastungsverhältnis genannt, ist der R - Wert.

Die Berechnung des R - Wertes erfolgt nach Gleichung 12

$$R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (13)$$

In Abbildung 4.6 sind die statischen Stauchkurven vom ersten Lastzyklus eines dehnungskontrollierten Ermüdungsversuches bei $R_{\varepsilon} = -1$ und einer Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 1,5\%$ abgebildet. Weiters sind die zyklischen Fließkurven dargestellt zu deren Ermittlung die Hystereseschleifen der Hälfte der Bruchlastspielzahl $N_f/2$ herangezogen wurden.

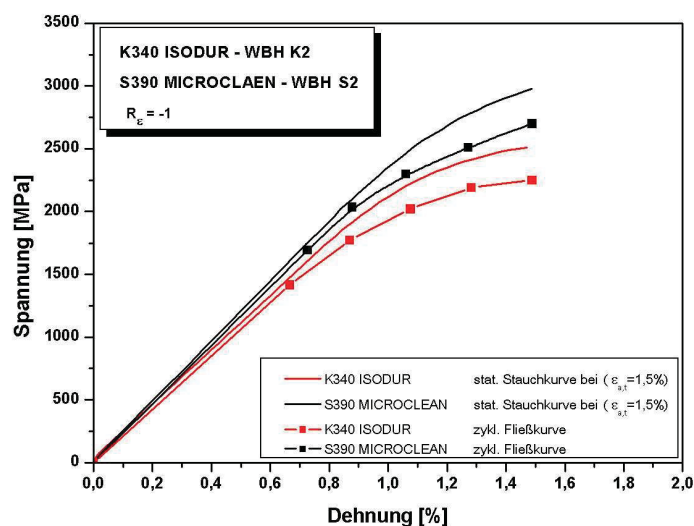


Abbildung 4.6:

Statische Stauchkurven und zyklische Fließkurven der untersuchten Werkstoffe

Die 0,05% - Dehngrenze $R_{p0,05}$, die 0,1% - Dehngrenze $R_{p0,1}$ und die 0,2% - Dehngrenze $R_{p0,2}$ wurden aus der Abbildung 4.6 ermittelt und sind in Tabelle 4.6 zusammengefasst. Die zyklischen Werte erreichen ungefähr 80% der statischen Kennwerte. Das heißt, der Fließbeginn ist bei zyklischer Belastung 20% früher als bei der statischen Belastung (siehe Tabelle 4.6).

Ergänzend wurde an jeder Probe, an der die stat. Stauchkurve ausgewertet wurde, an der Stirnseite normgerecht die Härte nach Rockwell C überprüft.

Die gesamten Versuche zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte wurden am Materials Center Leoben durchgeführt.

Tabelle 4.6: Gegenüberstellung der statischen mechanischen Kennwerte und der zyklischen mechanischen Kennwerte aus den totaldehnungskontrollierten zyklischen Versuchen

Werkstoff	Härte [HRC]	$R_{p0,05}$ [MPa]	$R_{p0,1}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]
K340 ISODUR WBH K2 - statisch	62,1±0,31	2190	2300	2420
K340 ISODUR WBH K2 - zyklisch		1810	1970	2110
S390 MICROCLEAN WBH S2 - statisch	62,6±0,23	2640	2790	2950
S390 MICROCLEAN WBH S2 - zyklisch		2190	2330	2510

5 Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches

Die Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches wird in zwei Teilen beschrieben. Der erste Teil beschreibt die Voruntersuchung der lokalen Verformung von hochfesten Werkzeugstählen von *Gruber* [59] unter monotoner Belastung.

Im zweiten Teil werden, aufbauend auf den Voruntersuchungen, die Versuchsentwicklung, der neue Versuchsaufbau, sowie die neue Versuchsdurchführung zur Untersuchung von hochfesten Werkzeugstählen unter zyklischer Belastung beschrieben.

5.1 Stauchversuch bei monotoner Belastung

In herkömmlichen werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen wurden meist die Einflüsse der globalen Kennwerte der Mikrostruktur (mittlere Teilchengröße, Teilchengehalt) und die globalen mechanischen Kennwerte (Festigkeit, Duktilität) beschrieben. Um darüber hinaus bessere Erkenntnisse über das lokale Verformungsverhalten und den Schädigungsbeginn zu erhalten, wurde eine Studie an hochfesten Werkzeugstählen mit der stereophotogrammetrischen Verformungsanalyse [59] durchgeführt. In diesem Abschnitt sollen nur die Versuchsentwicklung, der Versuchsaufbau und die Probengeometrie kurz beschrieben werden. Die Ergebnisse dieser Studie sind in der Diplomarbeit von *Gruber* [59] genau beschrieben.

In bisherigen Untersuchungen wurden statische in-situ Zugversuche an Materialien mit niedrigen Streckgrenzen durchgeführt. Hochfeste Werkzeugstähle haben jedoch eine hohe Streckgrenze und niedrige Bruchdehnung, weshalb das Risiko zu groß war, einen in-situ Zugversuch zur Erreichung brauchbarer Daten für die lokale Verformungsanalyse zu verwenden. Aus diesem Grund wurden in-situ Druckversuche gewählt. Die Druckproben haben eine quadratische Stirnfläche mit 1.4 x 1.4 mm und eine Länge von 2.15 mm. Grund für diese Abmessung der Proben besteht in der Begrenzung der Kraftmessdose der Belastungseinrichtung von 10000 N. Nach der Probenpräparation wurden die Proben in eine Belastungseinrichtung eingebaut und in mehreren Stufen plastisch verformt. Die aufgenommenen Bilder

werden nun für die Ermittlung der globalen Dehnungen mittels lokaler Verformungsanalyse benötigt. Abbildung 5.1 zeigt eine schematische Zeichnung eines in-situ Stauchversuches im REM bei monotoner Belastung.

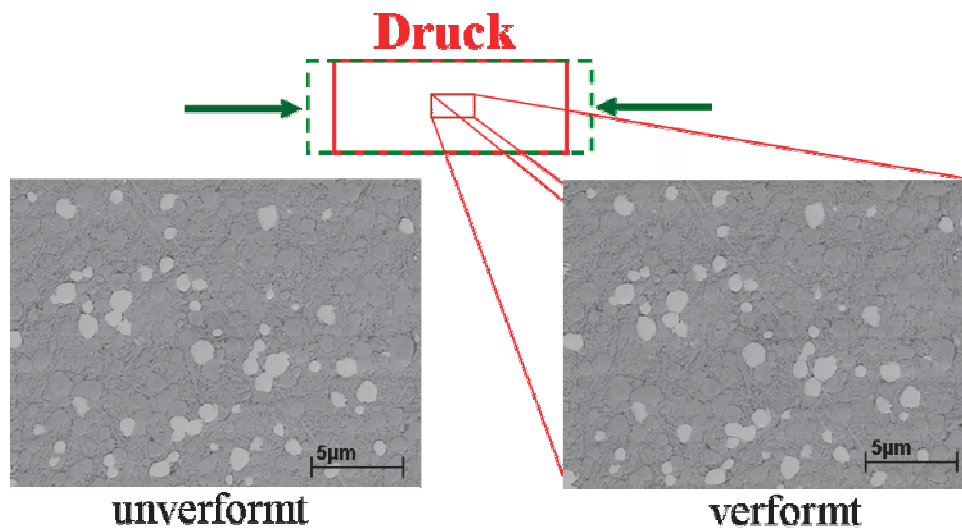


Abbildung 5.1: Schematische Darstellung eines in-situ Stauchversuches

In Abbildung 5.2 ist eine Spannungs- Verschiebungskurve eines Druckversuches zu sehen. Der Druckversuch wurde bei verschiedenen Punkten gestoppt, damit die jeweiligen Bilder in den unterschiedlichen Belastungsstadien an der gleichen Stelle der Probenoberfläche aufgenommen werden konnten.

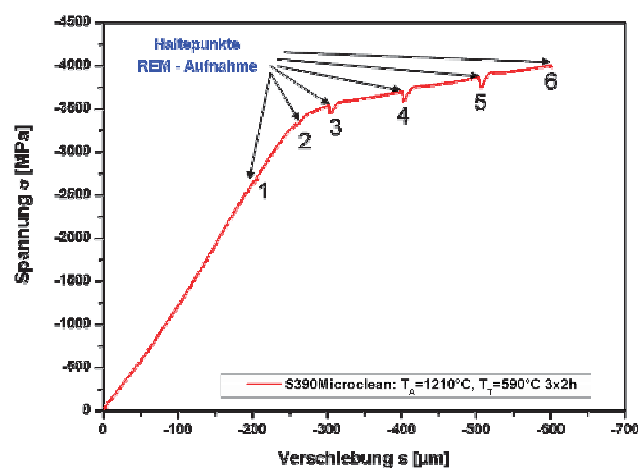


Abbildung 5.2: Darstellung der Haltepunkte und Aufnahme der REM Bilder

Abbildung 5.3 zeigt die Mikrostruktur des S390 MICROCLEAN beim Haltepunkt 4 und Abbildung 5.4 beim Haltepunkt 6 aus Abbildung 5.2. Aus den REM - Bildern ist zu sehen, dass die ersten gebrochenen Karbide und Auftrennungen der Karbicluster erst ab einer globalen Druckspannung von ca. 4000 MPa auftreten. Die Risse sind parallel zur Druckrichtung orientiert und sind auf die lokalen Zugspannungen, normal zur Druckrichtung, aufgrund der Materialverlängerung zurückzuführen. Die lokalen Zugspannungen entstehen aufgrund der inhomogenen plastischen Verformung und des inhomogenen Materials (Matrix, Karbide); vergleiche dazu die E - Moduli in Tabelle 4.4

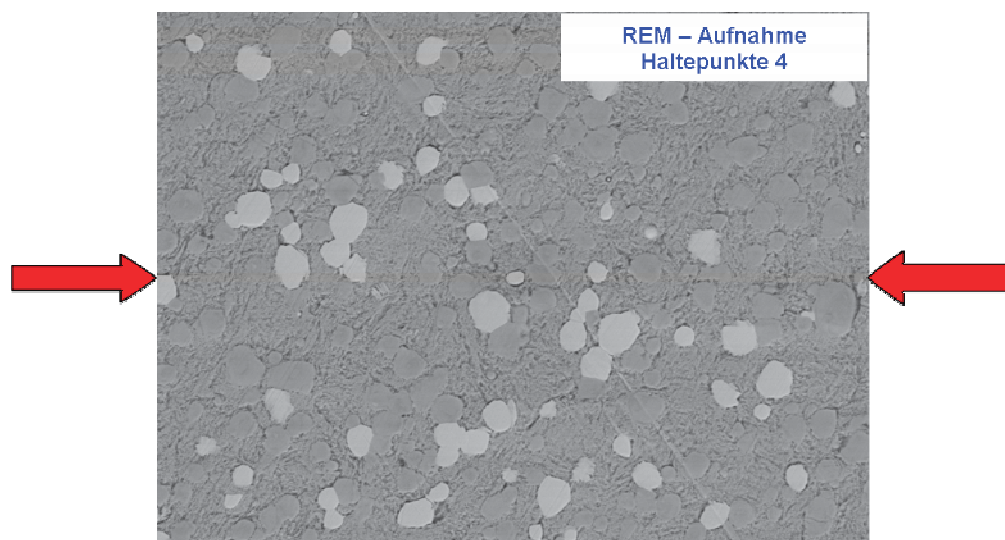


Abbildung 5.3: REM - Aufnahme S390 MICROCLEAN: Haltepunkt 4 in Abbildung 5.2

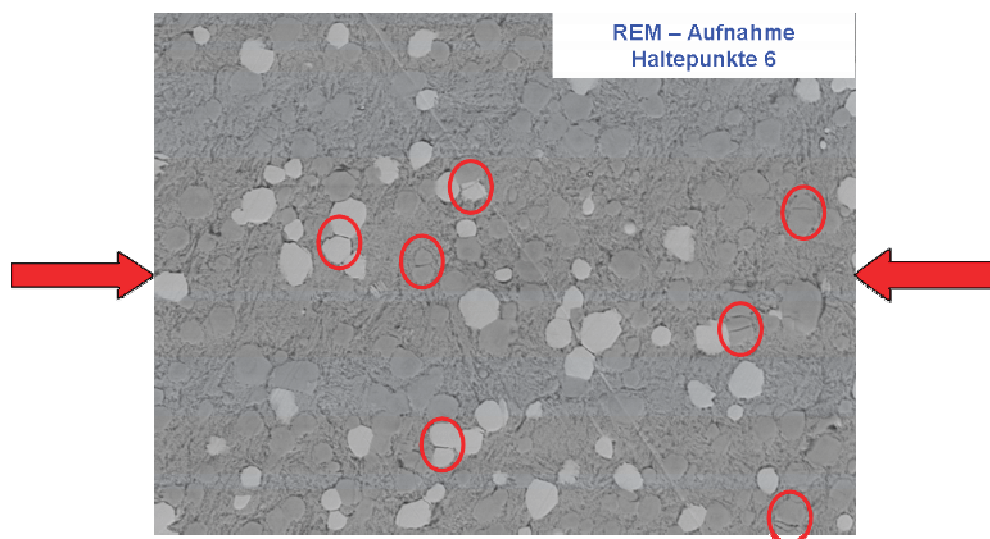


Abbildung 5.4: REM - Aufnahme S390 MICROCLEAN; Haltepunkt 6 in Abbildung 5.2

Wie die Ergebnisse aus [59] in Abbildung 5.5 zeigen, kann das lokale Verformungsverhalten mit der stereophotogrammetrischen Verformungsanalyse an hochfesten Werkzeugstählen untersucht werden. Ein Beispiel der ausgewerteten Dehnungskarten aus dem beschriebenen Versuch ist in Abbildung 5.5 dargestellt. In Abbildung 5.5 sind die lokalen relativen Dehnungen bei $\varepsilon_{global} = 8.4\%$ zu sehen. Werden die lokalen Dehnungen in x - Richtung ε_{xx} , durch die globalen Dehnungen ε_{global} dividiert, so erhält man das Feld der lokalen relativen Dehnungen κ_{xx} . Die Berechnung der globalen Dehnung erfolgt wie bei [70] beschrieben über die Bildung eines arithmetischen Mittelwertes der x - Dehnungen im analysierten Bereich. In Abbildung 5.5 sind deutlich die Scherbänder unter 45° zu beobachten, die zwischen den Karbiden verlaufen. Weiters können die höchsten Dehnungsüberhöhungen an den Kreuzungspunkten der Scherbänder beobachtet werden.

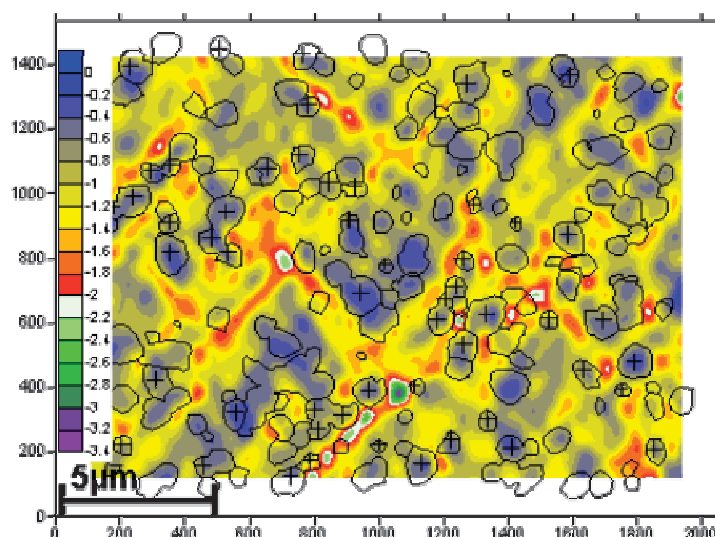


Abbildung 5.5: Lokale relative Dehnungen κ_{xx} in Druckrichtung, S390 MICROCLEAN - WBH S2, bei $\varepsilon_{global}=8.4\%$

Die positiven Ergebnisse dieser Untersuchungen waren der Ausgangspunkt für die Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches und somit auch für die Untersuchung des lokalen Verformungsverhalten und des Schädigungsbeginns von hochfesten Werkzeugstählen unter zyklischer Belastung.

5.2 Zyklischer Kantenstauchversuch

Die Untersuchung an realen Schneidstempeln ergab, dass lokale Plastifizierungen an der Mantelfläche im Kantenbereich auftreten. Für die experimentelle Kantenuntersuchung von hochfesten Stählen soll ein spezieller zyklischer Kantenstauchversuch entwickelt werden, um das Materialverhalten unter ähnlichen Belastungsbedingungen zu untersuchen, wie sie in Schneidwerkzeugen auftreten. Mit diesem neu entwickelten Testverfahren soll das lokale Verformungsverhalten und die Schädigungsentwicklung an der Mantelfläche nahe einer Schneidkante im Labor untersucht werden.

5.2.1 Versuchsentwicklung

Untersuchung der Belastungsbedingungen eines Scherschneidprozesses

Der erste Schritt in der Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches war, neben den Schadensbildern, mehr über die Belastungsbedingungen eines Scherschneidprozesses zu erfahren. Der neu entwickelte Test sollte möglichst nahe an die realen Belastungsbedingungen angepasst werden. Am Institut für Umformtechnik in Leoben wurden Scherschneidversuche an der Umformmaschine BUP 200 mit den Parametern in Abbildung 5.6 durchgeführt. Bei der Durchführung der Scherschneidversuche zeigte sich, dass die Maschine für Tiefziehprozesse ausgelegt ist und deshalb eine Messung des Schneidkraftverlaufs über den Stempelweg nicht möglich ist.

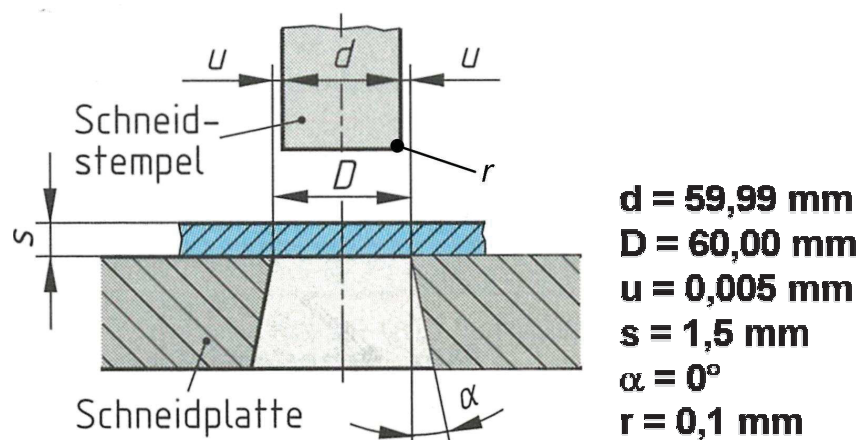


Abbildung 5.6: Schematische Darstellung eines Scherschneidprozesses mit den dazugehörigen Parametern

Um den Schneidkraftverlaufes über den Stempelweg dennoch messen zu können, wurde eine Finite Elemente (FE) - Simulation eines Scherschneidmodells durchgeführt. Gemeinsam mit dem Institut für Umformtechnik in Leoben wurde ein Scherschneidmodell mit typischen Parametern für einen Scherschneidprozess erstellt. Die ausschlaggebenden Parameter für die numerische Simulation sind neben den Fließkurven für den Blechwerkstoff und dem Stempelwerkstoff, die Blechdicke s , der Schneidspalt u und der Stempelradius r (Abbildung 5.6).

Es wurde ein axialsymmetrisches Modell mit starren Werkzeugen in Deform2D™ erstellt, um die grundsätzlichen Möglichkeiten der Software Deform™ (Design Environment for FORMing) [86] zur Simulation des Scherschneidens zu verifizieren. Mit diesem Modell konnte ein Scherschneidvorgang dargestellt werden. DEFORM ist ein FE - Programmsystem zur Durchführung von Prozesssimulationen von Massivumformungsverfahren mit dem, im Gegensatz zu Standardprogrammen, auch sehr große Verformungen gut simuliert werden können.

Für den Stempel wurde eine elasto - plastische Materialformulierung gewählt. Zur besseren Darstellung der Dehnungen und Spannungen wurde der Stempel im Kantenradiusbereich mit einer Elementkantenlänge von 0,025 mm versehen. Für das Blech wurde eine starr plastische Materialformulierung mit dem Schädigungskriterium von Ayada [87], und eine Elementkantenlänge von 0,01 mm festgesetzt. Die Reibung wurde als Coulombsche Reibung mit $\mu = 0,12$ angenommen. Für den Schneidstempel wurde das Fließverhalten des PM - WSZ S390 MICROCLEAN und für den Blechwerkstoff das Fließverhalten des borlegierten Vergütungsstahls 22MnB5 in die FE - Simulation eingegeben. Die Fließkurven des PM - Werkzeugstahls S390 MICROCLEAN und des Blechwerkstoffes 22MnB5 sind in Abbildung 5.7 dargestellt.

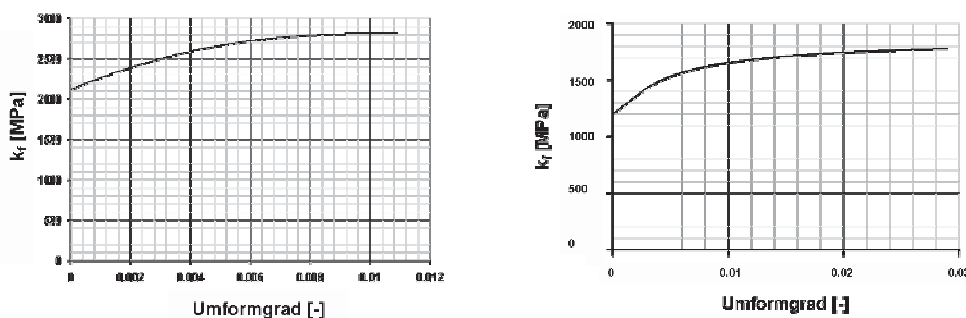


Abbildung 5.7: Fließkurven für die Deform – Simulation; (a) Stempelwerkstoff S390 MICROCLEAN (b) Blechwerkstoff 22MnB5

Die Wärmebehandlungsparameter S2 des S390 MICROCLEAN für den Stempelwerkstoff können aus Tabelle 4.2 entnommen werden. Die in der Praxis verwendeten WBH Parameter für den Vergütungsstahl 22MnB5 können bei [3] nachgelesen werden.

Abbildung 5.8 zeigt das FE - Modell des durchgeführten Scherschneidprozesses. Der Unterschied zum realen Scherschneidversuch besteht darin, dass sich der Niederhalter und die Matrize nach unten bewegen und der Stempel still steht. Der Grund für die Wahl dieser Durchführung war die bessere Darstellung der Verschiebungen am Stempel und der Matrize.

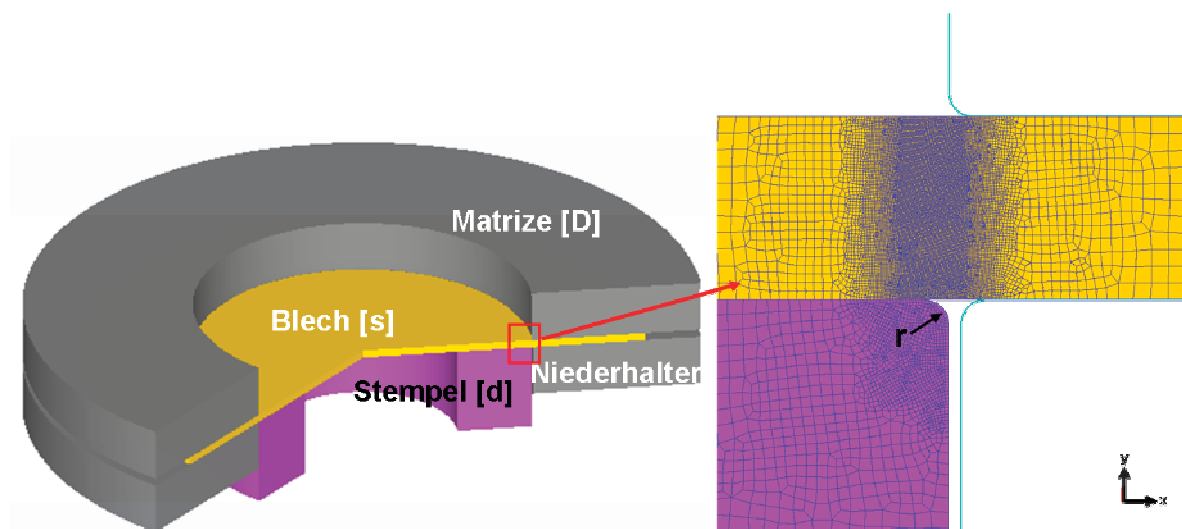


Abbildung 5.8: Finite Elemente Modell eines Scherschneidprozesses

Ergebnisse der Untersuchung eines Scherschneidprozesses

Der Scherschneidvorgang kann in fünf Phasen unterteilt werden [29].

Mit dem Aufsetzen des Stempels auf das Blech endet Phase 1 des Schneidvorganges.

Phase 2 kennzeichnet die elastische und plastische Verformung des Blechwerkstoffes. Nach dem Aufsetzen des Stempels auf das Blech wird im Bereich der Kontaktstellen unter Mitwirkung des Niederhalters und des Schneidspalts ein Biegemoment in der Blechebene tangential zur Schneidkante erzeugt. Abbildung 5.9 zeigt einen Ausschnitt der plastischen Dehnungen des Stempels aus Phase 2 des Scherschneidprozess bei F_{max} . Die plastisch verformte Zone bildet sich kreisförmig von der Stirnfläche bis zur Mantelfläche aus [13]. Nach einem Viertel des gesamten Stempelweges wirkt eine Stempelkraft von ungefähr 300 kN ein und kennzeichnet das Ende der Phase 2 bei F_{max} .

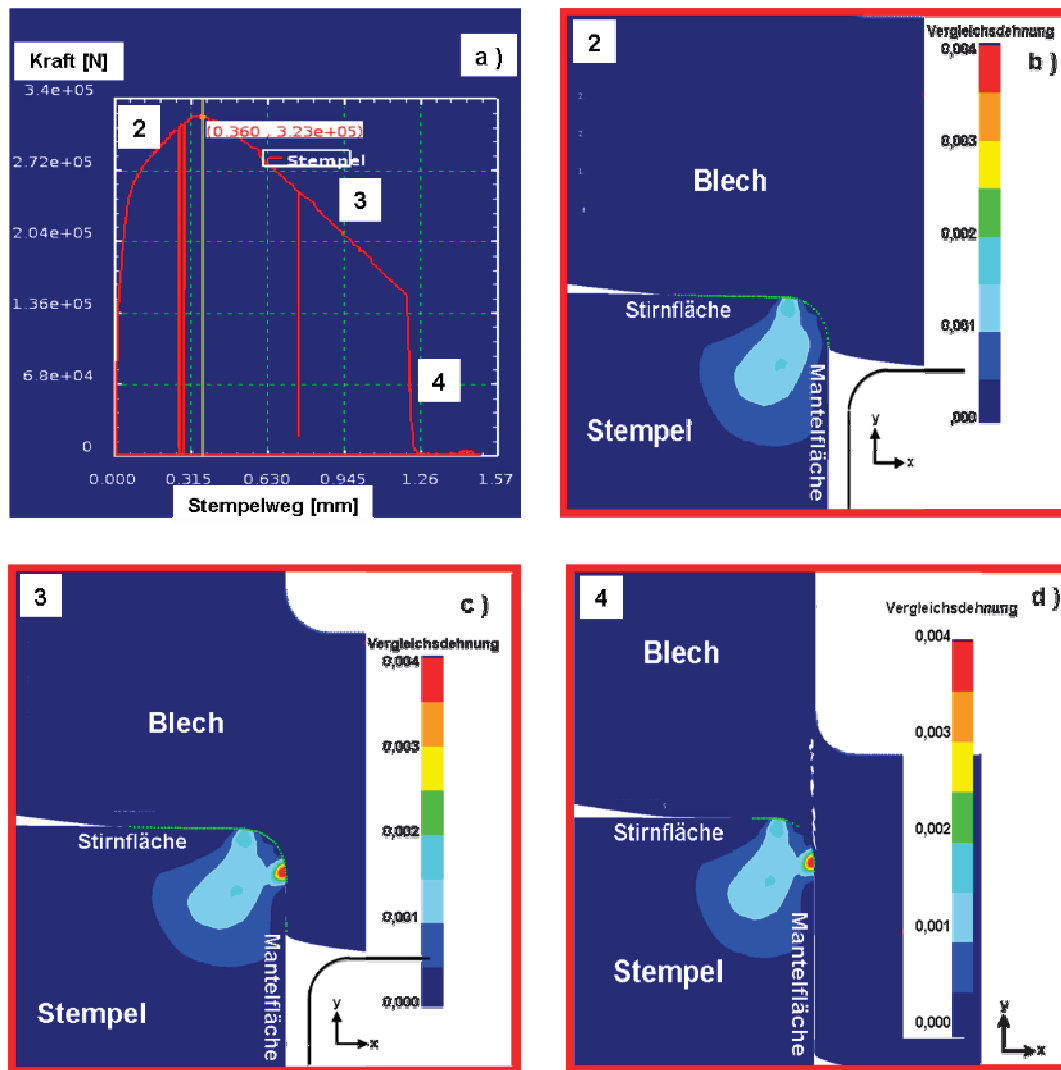


Abbildung 5.9: Phase 2 - Phase 4 des Scherschneidvorganges; (a) Stempelkraft, (b) – (d) Plastische Dehnung im Bereich der Schneidkante des Schneidstempels

Nach Phase 2 des Scherschneidprozesses, in welcher die Belastung des Stempels nahezu nur in y - Richtung auftritt, fließt in Phase 3 das Material in einem späteren Stadium um die Kante herum, erzeugt ein Biegemoment und bringt Normal- und Scherspannungen auf die Stempeloberfläche im Kantenbereich ein. Die Ergebnisse der Simulation decken sich mit der Schadensanalyse der Schneidstempel nach dem Einsatz, wo Ausfurchungen an der Mantelfläche durch das Blech verursacht wurden. In Abbildung 5.9d ist die Vergleichsdehnungsverteilung des Schneidstempels und Schneidkraftverlauf mit der gekennzeichneten Phase 4 dargestellt. Erreicht die maximale Schubspannung die Schubfestigkeit des Blechwerkstoffes, ist das Formänderungsvermögen des Werkstoffes erschöpft. Es kommt zum Durchbrechen

Vollständigkeitshalber soll auch Phase 5 erwähnt werden, welche das Abstreifen des Blechwerkstoffes von den Werkzeugaktivelementen kennzeichnet und hier nicht abgebildet ist.

Da das Material um die Kante herumfließt werden Normal- und Scherspannungen auch an der Mantelfläche erzeugt. Dadurch verschiebt sich während des Schneidprozesses die Lage jener Bereiche, in der es zur plastischen Verformung kommt. Diese lokalen plastischen Verformungen spielen eine entscheidende Rolle in Bezug auf die Rissentstehung und das Risswachstum. Entscheidend für die Rissentstehung sind die lokalen plastischen Verformungen an der Mantelfläche und nicht die plastischen Verformungen, die von der Stirnfläche eingebracht werden.

5.2.2 Versuchsaufbau

Die Untersuchung des Verhaltens von Werkstoffen in realen Werkzeugen ist immer überlagert von einer Reihe nicht kontrollierbarer Faktoren, die einen Einfluss auf die Ergebnisse haben z.B. die Schmierung, die Justierung des Stempels und der Matrize. Daher ist ein vereinfachtes Prüfverfahren erforderlich, mit dem die Charakterisierung des Verhaltens der Werkstoffe unter zyklischer Belastung, ähnlich wie in realen Schneidwerkzeugen, erfolgen kann.

Aus den Ergebnissen der Scherschneidsimulation ergeben sich für die Entwicklung des zyklischen Kantenstauchversuchs folgende Kriterien:

- Aufbringung einer stirnseitigen Last, bei der es zur Plastifizierung an der Mantelfläche kommt.
- Möglichst einfache Versuchsanordnung.

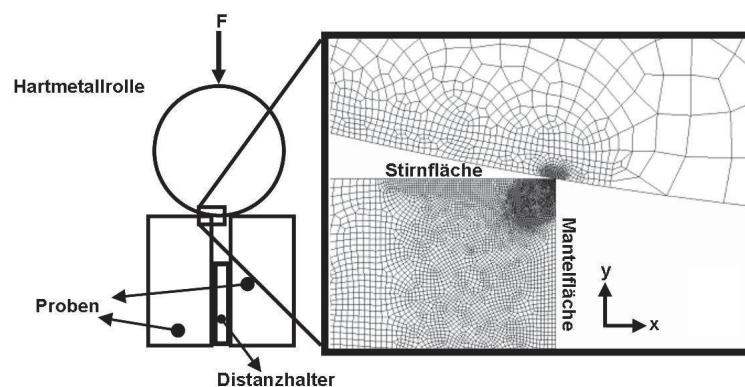


Abbildung 5.10: Aufbauprinzip des zyklischen Kantenstauchversuches

Der Versuchsaufbau besteht aus vier Teilen:

Zur einfachen Positionierung der Hartmetallrolle, die auf den Stirnflächen aufliegt, werden zwei Proben verwendet. Die zwei Proben bestehen aus den zu untersuchenden hochfesten Werkzeugstählen und repräsentieren den Stempel in einem Scherschneidversuch. Um die Proben nicht nur an der freien Oberfläche, sondern auch im Materialinneren untersuchen zu können, ist eine der Proben in der Mitte getrennt. Die Teilungsflächen der Proben werden zwecks Untersuchung der Dehnungsverteilung bei unterschiedlichen Lastzyklen mittels lokaler Verformungsanalyse in der Kantenregion vor Versuchsbeginn poliert und geätzt.

Zur lokalen Lastaufbringung wird ein Hartmetallzylinder verwendet, der das Blech im Scherschneidprozess repräsentiert.

Zur zuverlässigen Positionierung der Proben zueinander wird ein Distanzstück aus Werkzeugstahl verwendet.

5.2.3 Proben und untersuchte Bereiche

Eine Gesamtdarstellung des zyklischen Kantenstauchversuches mit den Proben ist in Abbildung 5.11 ersichtlich.

Die Proben sind mit dem Struers Unitom - 50 vorgefertigt und anschließend mit dem Struers Secotom - 10 auf Maß geschnitten worden. Das Material der Proben wurde im grob gefertigten Zustand wärmebehandelt (Kapitel 4). Anschließend wurden die Stirn-, Mantel- und Teilungsflächen der Proben geschliffen und poliert. Das Schleifen erfolgte mit sehr geringem Druck auf die Probe, um nicht Materialschädigungen zu induzieren. In einem weiteren Schritt wurden alle Seitenflächen der Proben mit einer Diamantsuspension manuell poliert. Um die Spannungsfreiheit an der Oberfläche der Proben zu gewährleisten, wurden die Proben im Vakuumofen Xerion des Types XTUBE, 2 Stunden bei 540°C spannungsarmgeglüht. Um die Mikrostruktur im REM sichtbar zu machen, wurden die Proben geätzt. Dazu wurden verschiedene chemische Ätzmittel getestet, wobei die besten Ergebnisse mit 10%iger HNO₃ erzielt wurden. Im endgefertigten Zustand haben die Proben eine Länge von 15 mm bzw. 7,5 mm, eine Dicke von 5 mm und eine Breite von 10 mm.

In dieser Arbeit wurden folgende Bereiche der getesteten Proben untersucht (siehe Abbildung 5.11):

Im Materialinneren wurde die Kantenregion der Teilungsebene untersucht. Das Hauptaugenmerk lag bei der Untersuchung der Dehnungsverteilungen und Schädigungsentwicklung bei unterschiedlichen Lastwechseln. Weiters wurden die Materialoberflächen der Stirn- und Mantelflächen mit den in Kapitel 6 und 7 beschriebenen Methoden untersucht.

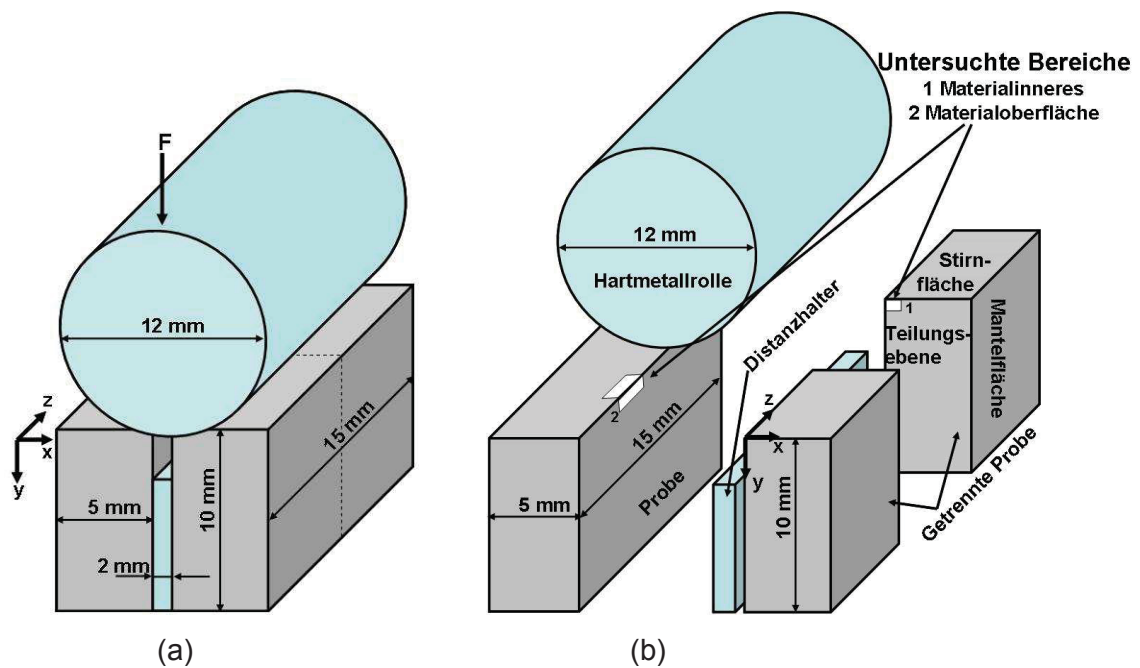


Abbildung 5.11:

(a) Versuchsaufbau, (b) Versuchsaufbau mit den eingezeichneten untersuchten Bereichen

5.2.4 Versuchsdurchführung

Zwei verschiedene Arten von Versuchsdurchführungen wurden ausgeführt.

Die Tests wurden bei Raumtemperatur an einem servohydraulischen Hydropulser der Firma Schenk mit einer 7 kN Kraftmessdose bei einer Frequenz von 1 Hz mit unterschiedlichem R - Wert ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = F_{\min}/F_{\max}$) und unterschiedlichen Belastungen im Druck sinusförmig durchgeführt.

Abbildung 5.12 zeigt die Messanordnung des zyklischen Kantenstauchversuches.

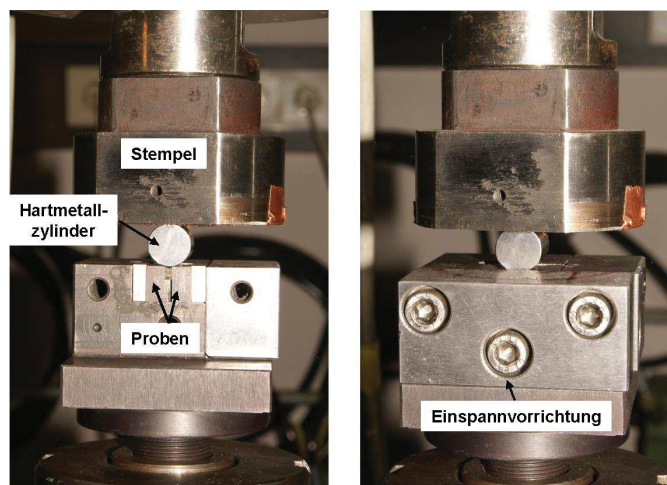


Abbildung 5.12: Messaufbau des zyklischen Kantenstauchversuches

Versuchsdurchführung A

Um die Schädigungsentwicklung im Materialinneren untersuchen zu können, wurden jeweils zwei Proben mit dem Distanzhalter in die speziell gefertigte Einspannvorrichtung (Abbildung 5.12) fest eingespannt, fixiert und im Anschluss bei unterschiedlichen Lastwechseln bis zu 100000 Lastzyklen belastet. Nach dem Belastungsvorgang wurden die Proben in der Mitte geteilt und die Teilungsflächen, wie vorhin beschrieben, metallographisch behandelt. Mit dieser Methode kann die Mikrostruktur im Materialinneren bei höheren Lastzyklen untersucht werden, und ist hilfreich bei der Untersuchung der Rissinitierung in der Kantenregion. Die Ergebnisse werden in Kapitel 8 diskutiert.

Versuchsdurchführung B

Die Versuchsdurchführung B unterscheidet sich von der Versuchsdurchführung A dadurch, dass beim Belastungsvorgang eine geteilte Probe verwendet wurde.

Beim zyklischen Kantenstauchversuch mit der geteilten Probe wurde folgendermaßen vorgegangen:

Bilder von der Kantenregion der Teilungsebene der metallographisch vorbereiteten, unverformten geteilten Probe wurden im REM bei verschiedenen Vergrößerungen aufgenommen. Das REM Leo1525 der Firma Zeiss ist mit einer Feldemissionskathode ausgestattet, welche eine sehr hohe Auflösung ermöglicht. Nach der REM - Aufnahme wurden die Proben mit dem Distanzhalter in die speziell gefertigte Einspannvorrichtung fest eingespannt. Die Kraft, die durch die Einspannvorrichtung auf die Proben aufgebracht wird ist so groß, dass sich die Proben in z - Richtung nicht verformen können. Die Verformung der Proben erfolgt also nur mittels aufgebrachtener Kraft über den Hartmetallzylinder in x - und y - Richtung. Die ungeteilte Probe übernimmt beim Versuchsaufbau B nur die Funktion der Stabilisierung der Hartmetallrolle. Als nächstes wurde die Probe mit einem Lastzyklus belastet. Nach dem ersten Lastzyklus wurden die Proben aus der Einspannvorrichtung entfernt und sofort ein REM - Bild von derselben Stelle der Kantenregion der Teilungsebene wie im unverformten Zustand aufgenommen. Die Prozedur kann für jeden beliebigen Lastzyklus bis zu einer Anzahl von 150 Lastzyklen durchgeführt werden. Ab einer Anzahl von ungefähr 150 Lastzyklen verschmieren sich die Teilungsflächen und es können keine REM - Bilder mehr von der Mikrostruktur der Teilungsebene erstellt werden. Mit den aufgenommenen REM - Bildern kann die Dehnungsverteilung in den Kantenregionen unter zyklischer Belastung im Materialinneren mit der in Kapitel 8 beschriebenen lokalen Verformungsanalyse (LVA) sichtbar gemacht werden.



Abbildung 5.13: Einspannvorrichtung für den zyklischen Kantenstauchversuch

Tabelle 5.1 gibt eine Übersicht der Parameter der in dieser Arbeit durchgeführten Versuche. Es können sowohl die minimale und maximalen Belastungen, als auch der R - Wert und die Lastwechsel entnommen werden.

Tabelle 5.1: Übersicht der durchgeführten Versuchen

Art der Untersuchung	F_{\max} [kN]	F_{\min} [kN]	R - Wert	Lastwechsel
plastische Formänderung der Kante	-1 / -6	-10 / -60	10	1 - 100000
Oberflächenrauigkeit	-1 / -6	-10 / -60	10	1 - 100000
Lokale Verformungsanalyse	-0,5 / -1	-5 / -10	10	1 - 125
Mikrostrukturelle Schädigungsentwicklung	-1 / -6 0	-10 / -60 -10 / -60	10 $-\infty$	1 - 10000 1 - 10000

6 Untersuchung der plastischen Formänderung der Kante

Die plastische Formänderung der Kantenregion an der Stirn- und Mantelfläche wurde nach dem zyklischen Kantenstauchversuch am K340 ISODUR und am S390 MICROCLEAN nach den Belastungen $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ und $F_{\min} = -60\text{kN} / R = 10$, nach unterschiedlichen WBH und nach unterschiedlichen Lastzyklen untersucht. In Kapitel 4 wurden zwei verschiedene Versuchsaufbauten diskutiert, wovon der Versuchsaufbau B mit zwei ganzen Proben gewählt wurde. Die plastisch verformten Kanten der Proben wurden mit dem Konfokalmikroskop Nanofocus μsurf ausgemessen.

Abbildung 6.1 zeigt die untersuchten Bereiche an der Stirn- und Mantelfläche. Die roten Pfeile in Abbildung 6.1b markieren die Scanrichtung des Profilometers. Dabei wurde an der original polierten Manteloberfläche der Scan gestartet und bis zur Kante durchgeführt. Danach wurde die Probe um 90° gedreht, um den Scan von der verformten Kante bis zum unverformten Bereich der Stirnfläche zu vervollständigen. Die Ergebnisse der Geometrieuntersuchung wurden angesichts der Symmetrie nur anhand der Messdaten von Probe 1 diskutiert.

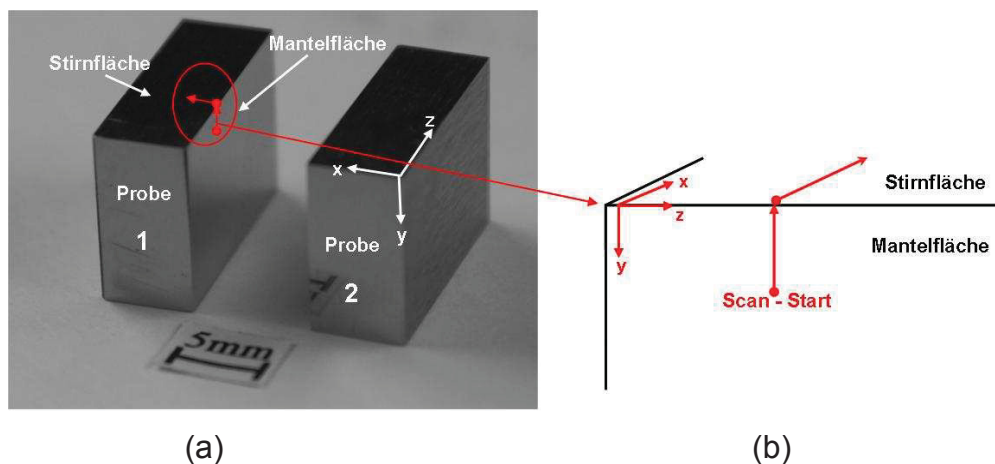


Abbildung 6.1: (a) Proben mit den untersuchten Bereichen, (b) schematische Darstellung der untersuchten Bereiche mit den Scanrichtungen

In Abbildung 6.2 ist das Kantenprofil eines K340 ISODUR mit der WBH K2 nach 5 LW bei $F_{\min} = -60\text{kN}$ zu sehen. Dieses Kantenprofil soll für die Ergebnisinterpretation

der weiteren Untersuchungen sowohl am K340 ISODUR, als auch am S390 MICROCLEAN dienen.

W_1 beschreibt die Länge des plastisch verformten Bereiches an der Stirnfläche in x - Richtung.

Mit L_2 ist die Tiefe des plastisch verformten Bereiches in y - Richtung an der Stirnfläche gekennzeichnet.

Die Länge der plastisch verformten Zone in y - Richtung an der Mantelfläche wird mit L_1 und die Länge der plastisch verformten Zone in x - Richtung mit W_2 beschrieben.

W_{10} beschreibt den Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone an der Stirnfläche und L_{10} beschreibt den Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone an der Mantelfläche.

Die Abschätzung der Übergänge W_{10} und L_{10} stimmt nur annähernd. In Wirklichkeit ist der plastisch verformte Bereich größer (siehe Kapitel 10.2), nur sind links neben W_{10} und unterhalb L_{10} die plastischen Dehnungen sehr klein und können mit den Konfokalmikroskop nicht aufgelöst werden.

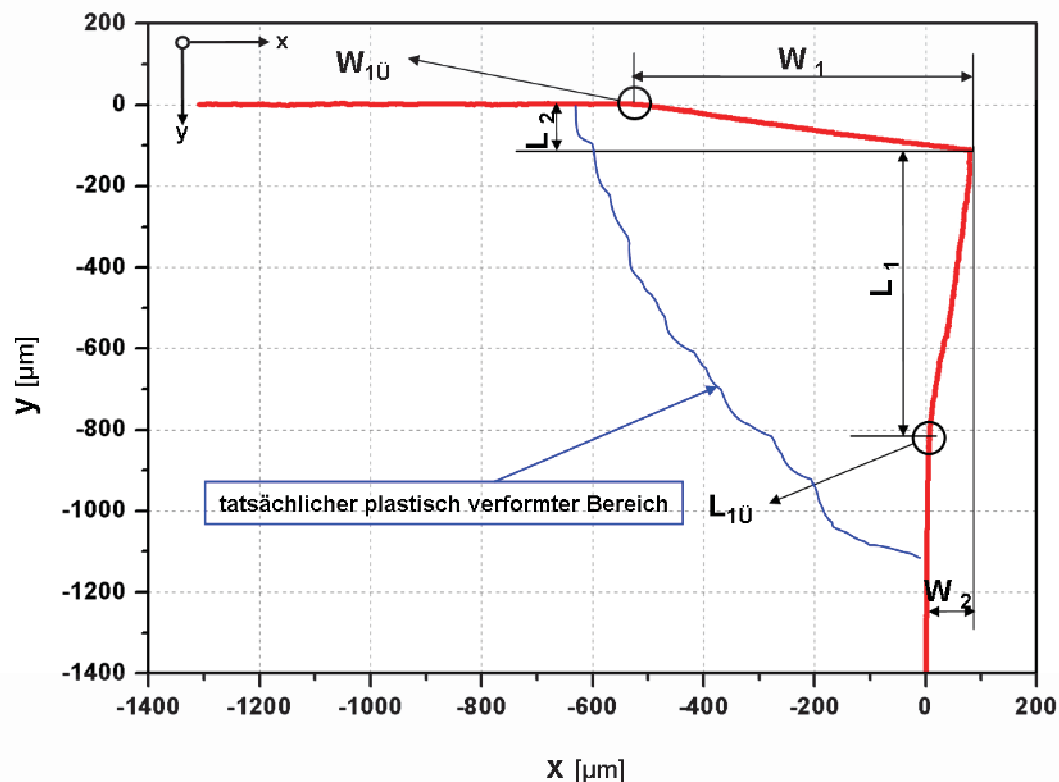


Abbildung 6.2: Kantenprofil einer K340 ISODUR Probe nach 5 LW, $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R = 10$

6.1 Einfluss der Belastung

Der Einfluss der Belastung auf die plastische Formänderung in der Kantenregion des K340 ISODUR und des S390 MICROCLEAN wird in diesem Abschnitt diskutiert. Es wurden Proben bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$ mit den Wärmebehandlungsparametern WBH K2 und WBH S2 bei unterschiedlichen LW (zwischen 1 - 10000 Lastwechseln) untersucht. Die Ergebnisse der plastischen Formänderung an der Stirnfläche und der Mantelfläche der Kantenregion sind in den Abbildung 6.3 bis Abbildung 6.6 zusammengefasst.

In Abbildung 6.3 sind die Kantenprofile bei unterschiedlichen Lastwechseln des K340 ISODUR bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$ aufgetragen. Dabei zeigt sich, dass alle Profilverläufe ziemlich einheitlich sind. Folgende Werte wurden festgestellt:

L_1 variiert zwischen 120 und 125 μm ; die Länge von L_2 beträgt 20 bis 25 μm . W_1 hat eine Abmessung von ca. 130 bis 140 μm und W_2 bewegt sich im Bereich von 8 bis 10 μm .

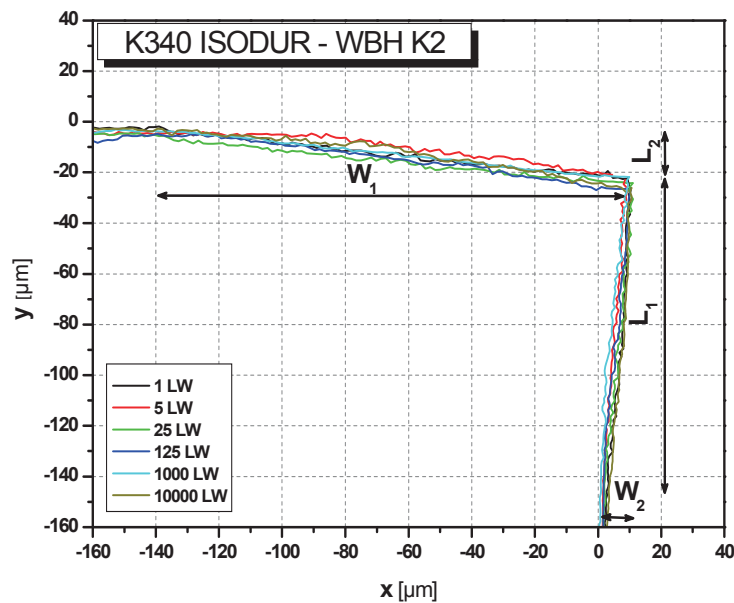


Abbildung 6.3: Kantenprofile K340 ISODUR nach der WBH K2 bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ und unterschiedlichen LW

Abbildung 6.4 zeigt die Kantenprofile des K340 ISODUR bei unterschiedlichen LW und einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$. Die Profile bei den unterschiedlichen LW sind sehr einheitlich und passen gut überein.

L_1 steigert sich mit zunehmender Belastung und liegt zwischen 600 und $650\ \mu\text{m}$. L_2 beträgt ungefähr $100 - 120\ \mu\text{m}$. W_1 erreicht eine Abmessung von ca. $600\ \mu\text{m}$ und W_2 einen Wert von 70 bis $80\ \mu\text{m}$.

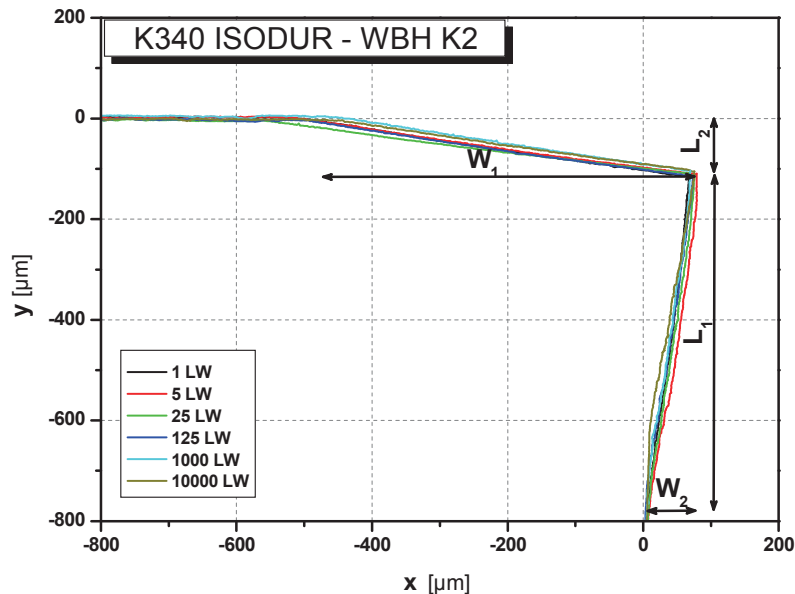


Abbildung 6.4: Kantenprofil K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -60\ \text{kN} / R = 10$ und unterschiedlichen LW

In Abbildung 6.5a ist das Kantenprofil des S390 MICROCLEAN bei unterschiedlichen LW bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$ aufgetragen. Der Verlauf der unterschiedlichen Stirnflächenprofile nach den unterschiedlichen LW stimmt weniger gut wie bei K340 ISODUR überein, weshalb auch die Abmessungen der Profile etwas mehr variieren. L_1 hat eine Abmessung von ca. 100 bis $150\ \mu\text{m}$ und L_2 von 15 bis $25\ \mu\text{m}$. W_1 ist bei allen Profilen annähernd ident und bewegt sich zwischen 100 und $110\ \mu\text{m}$. Die Länge W_2 der Kontaktzone beträgt ungefähr 8 bis $15\ \mu\text{m}$.

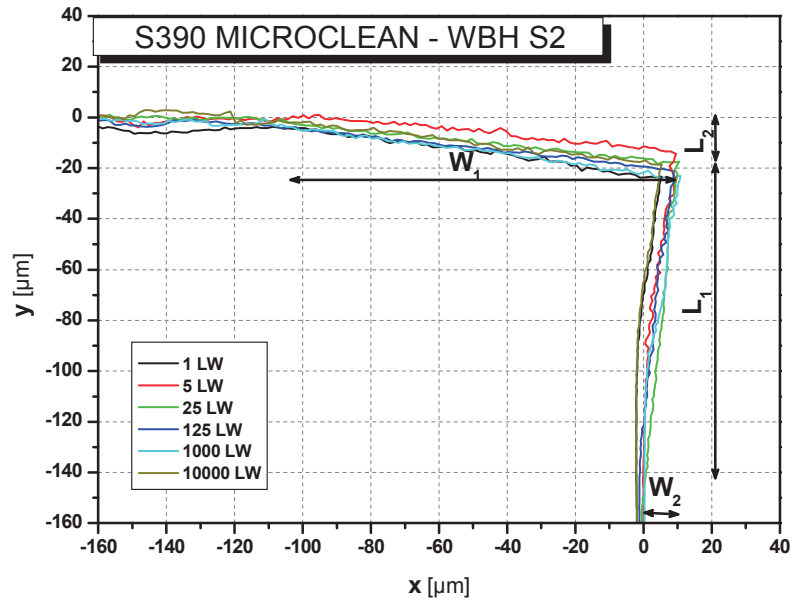


Abbildung 6.5: Kantenprofil S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei $F_{\min} = -10 \text{ kN} / R = 10$ und unterschiedlichen LW

Die Kantenprofile des S390 MICROCLEAN bei einer Belastung von $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ nach den unterschiedlichen LW in Abbildung 6.6 sind sehr verschieden.

Die Abmessungen von L_1 reichen von 400 bis 700 μm und L_2 von 90 bis 120 μm . Werte zwischen 400 und 700 μm sind bei W_1 festzustellen. W_2 erreicht Abmessungen von ca. 60 bis 100 μm . Der Unterschied der Profile wird am Ende des Kapitels diskutiert.

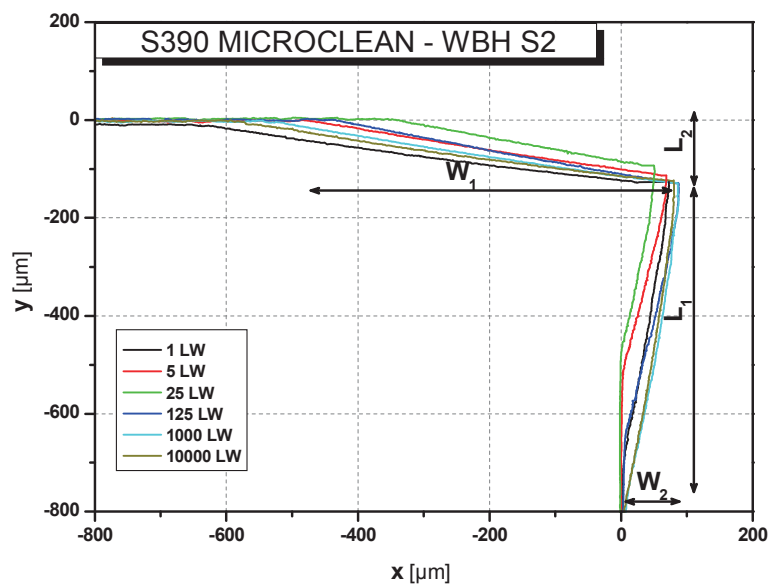


Abbildung 6.6: Kantenprofil S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei $F_{\min} = -60 \text{ kN} / R = 10$ und unterschiedlichen LW

Die Höhe der plastisch verformten Zone L_1 in Abhängigkeit von der Belastung F_{\min} für den K340 ISODUR - WBH K2 ist in Abbildung 6.7a und für den S390 MICROCLEAN - WBH S2 in Abbildung 6.7b aufgetragen. L_1 wurde ausgewählt, weil die weiteren Untersuchungen in diesem Bereich durchgeführt werden. Aus dem Diagramm geht eindeutig hervor, dass die plastisch verformte Zone bei beiden Werkstoffen linear mit der Belastung ansteigt.

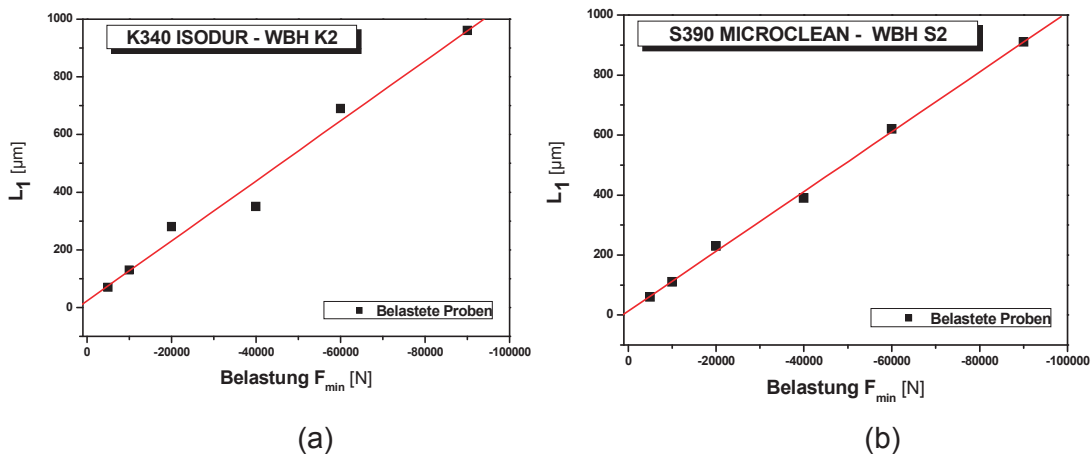


Abbildung 6.7: Ausdehnung der plastisch verformten Zone L_1 nach 5 LW bei $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ / $R = 10$ als Funktion der Belastung

6.2 Einfluss der Wärmebehandlung

Die plastische Formänderung der Kante bei unterschiedlichen Wärmebehandlungen wird im folgenden Kapitel diskutiert. Die Wärmebehandlungsparameter für die Zielhärten von 60 HRC (WBH1) und 62 HRC (WBH2) des K340 ISODURS und des S390 MICROCLEAN können aus Kapitel 3 entnommen werden. Die Tests wurden bei unterschiedlichen LW zwischen 10 und 100000 bei $F_{\min} = -10 \text{ kN}$ durchgeführt. Die Profilauswertungen der Stirnfläche und der Mantelfläche sind in Abbildung 6.8 bis Abbildung 6.11 zusammengefasst.

Abbildung 6.8 zeigt die ausgewerteten Profile des K340 ISODURS - WBH K1. Die Kantenprofile nach den unterschiedlichen LW passen sehr gut überein. Die gemessene Zone L_1 beträgt bei allen Profilen ca. $90 \mu\text{m}$. L_2 erreicht mit Ausnahme des Profils nach 1 LW einen Wert von ca. $15 \mu\text{m}$. W_1 ist mit einer Länge von ca. $75 \mu\text{m}$ bei allen Profilen ziemlich einheitlich. W_2 erreicht einen Wert von ungefähr $8 \mu\text{m}$ und ist ebenfalls bei allen Profilen einheitlich.

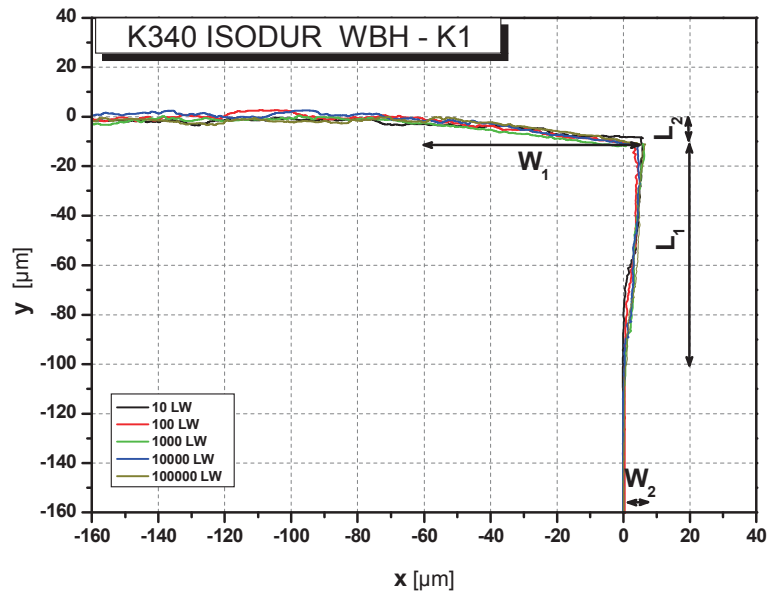


Abbildung 6.8: Stirnflächenprofil K340 ISODUR - WBH K1 bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ und unterschiedlichen LW

Abbildung 6.9 zeigt die Kantenprofile bei unterschiedlichen LW nach der WBH K2 des K340 ISODUR. Wie schon bei den Kantenprofilen nach der WBH K1 passen auch die Kantenprofile nach der WBH K2 nach den unterschiedlichen LW sehr gut überein. Der gemessene Bereich L_1 ist etwas größer als nach den Untersuchungen mit der WBH K2 und erreicht einen Wert von ca. $110\ \mu\text{m}$ bei allen Profilen. L_2 (ca. $10\ \mu\text{m}$), W_1 (ca. $60\ \mu\text{m}$) und W_2 (ca. $8\ \mu\text{m}$) sind fast identisch mit den Kantenprofilen in Abbildung 6.8.

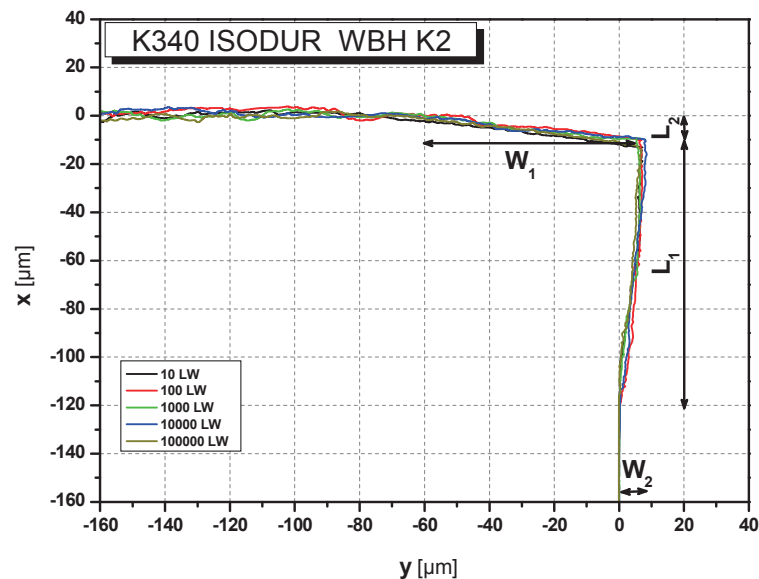


Abbildung 6.9: Kantenprofil K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ und unterschiedlichen LW

Abbildung 6.10 zeigt das Kantenprofil des S390 MICROCLEAN WBH - S1 nach unterschiedlichen LW. Wie schon aus den Untersuchungen bei unterschiedlichen Belastungen zu sehen war, ist die Streuung der Kantenprofile beim S390 MICROCLEAN bei unterschiedlichen LW größer. L_1 variiert in Abbildung 6.10a zwischen 120 und 130 μm . L_2 erreicht Werte zwischen 10 und 20 μm . Der Wert W_1 bewegt sich in einem Bereich zwischen 70 μm und 80 μm und W_2 variiert zwischen 5 und 10 μm .

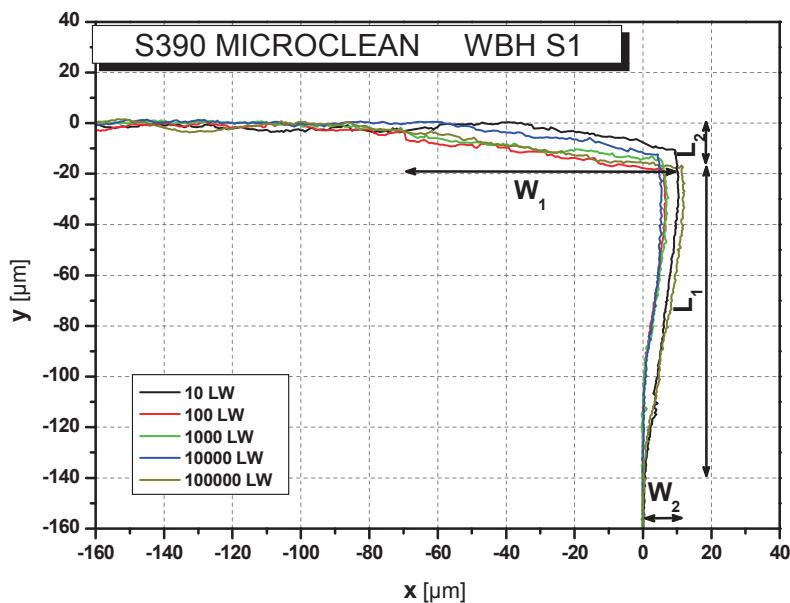


Abbildung 6.10: Kantenprofil K340 ISODUR - WBH S1 bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ und unterschiedlichen LW

Abbildung 6.11 zeigt die Kantenprofile bei unterschiedlichen Lastwechsellast nach der WBH 2 des S390 MICROCLEAN. Aus Abbildung 6.11 kann wieder entnommen werden, dass die Profile nach den unterschiedlichen LW wieder etwas streuen. In Bezug auf die unterschiedliche Wärmebehandlung kann kein Unterschied aus den Kantenprofilen herausgelesen werden. Die Abmessungen L_1 bewegen sich je nach Profil zwischen 110 und 115 μm . L_2 erreicht Werte zwischen 8 und 15 μm . W_1 beträgt in Abbildung 6.11, je nach Profil, in etwa zwischen 60 und 70 μm . W_2 erreicht je nach Profil Werte zwischen 5 und 10 μm .

Die Profile bei unterschiedlichen Lastwechsellast nach der WBH 2 sind in Abbildung 6.11b dargestellt. L_1 beträgt mit Ausnahme des Profils nach 1000 LW ca. 120 μm . W_2 liegt je nach Profil zwischen 7 und 11 μm .

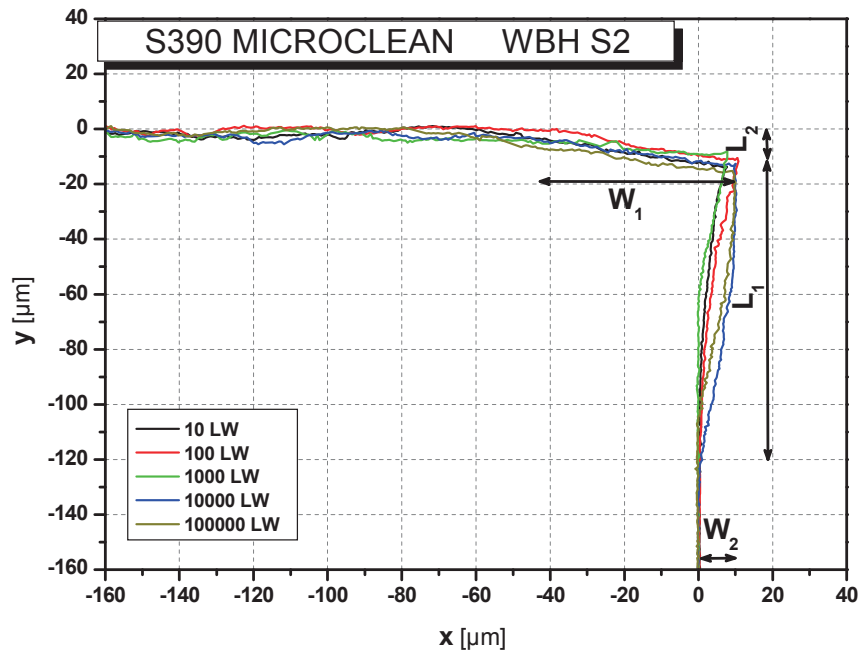


Abbildung 6.11: Kantenprofil S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ und unterschiedlichen LW

In Tabelle 6.1 sind die gesammelten Ergebnisse der Untersuchung der plastischen Formänderung der Kante nach einer Belastung $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ zusammengefasst. Die jeweiligen Abmessungen (z.B. L_1) der einzelnen Profile (Profil 10 LW - Profil 100000 LW) aus den jeweiligen Untersuchungen (z. B. K340 ISODUR - WBH K1) wurden gemittelt und in Tabelle 6.1 dargestellt. Die Ergebnisse werden im nächsten Abschnitt diskutiert.

Tabelle 6.1: Abmessungen der plastischen Formänderung der Kanten

Bezeichnung	WBH	L1[µm]	L2[µm]	W1[µm]	W2[µm]
K340 ISODUR - WBH Untersuchung	K1	90	15	75	8
K340 ISODUR - WBH Untersuchung	K2	110	15	75	8
K340 ISODUR - Belastungsuntersuchung	K2	122	23	135	9
S390 MICROCLEAN - WBH Untersuchung	S1	112	12	74	8
S390 MICROCLEAN - WBH Untersuchung	S2	125	15	77	7
S390 MICROCLEAN - Belastungsuntersuchung	S2	125	19	105	10

6.3 Diskussion

Die Ergebnisse der Experimente zeigen, dass die plastische Formänderung der Kante des konventionell hergestellten Kaltarbeitsstahls K340 ISODUR und des pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahls S390 MICROCLEAR sehr ähnlich ist. Bei beiden Stählen ist die plastische Formänderung der Kante unabhängig von der Lastwechselanzahl. Das heißt, die Kante wird beim ersten Lastwechsel plastisch verformt und erhält dabei die verformte Kantenform wie sie bei den Tests nach 100000 LW auch noch vorzufinden ist.

Die in dieser Arbeit unterschiedlich verwendeten WBH beeinflussen die plastische Formänderung der Kante nicht.

Es war zu erwarten, dass beim weicheren Werkstoffzustand die einzelnen Zonen etwas größer sind als beim härteren Werkstoffzustand. Interessanterweise sind einzelne Werte wie L_1 oder W_1 beim härteren Zustand etwas größer. Ein möglicher Grund dafür könnte beim Versuchsaufbau bzw. bei der Versuchsdurchführung liegen: Um den zeitlichen Aufwand zu minimieren, wurde nur eine der beiden Proben in der Mitte ausgemessen. Wenn nur während der Versuchsdurchführung der Hartmetallzylinder leicht verrutscht ist, wird eine der beiden Proben etwas stärker belastet. Es ist daher möglich, dass bei einer Versuchsserie die Proben mit der etwas größeren plastischen Formänderung der Kante und bei einer anderen Versuchsserie die Proben mit der kleineren plastischen Formänderung der Kante ausgemessen wurden. Diese Vermutung wurde durch eine optische Kontrolle der belasteten Proben bestätigt.

Weiters war ein kleiner Unterschied in der Form der Profilverläufe zwischen dem K340 ISODUR und dem S390 MICROCLEAR zu beobachten. Während beim K340 ISODUR die Profile nach den unterschiedlichen LW bei der jeweiligen Belastung bis auf wenige Ausnahmen fast ident sind, zeigte sich beim S390 MICROCLEAR eine größere Streuung.

Wie die Ergebnisse zeigen, skalierten die ausgemessenen Werte L_1 , L_2 , W_1 und W_2 linear mit der Belastung

7 Messung der Oberflächenrauigkeit

In diesem Kapitel wird die Änderung der Oberflächenrauigkeit in Abhängigkeit der LW, Belastung und WBH untersucht, um mehr Informationen über die Oberflächenstruktur bzw. deren Veränderung zu bekommen. Dazu wurden die ursprünglich polierten Oberflächen der plastisch verformten Manteloberflächen (L_1) mit verschiedenen Methoden untersucht: (1.) mit dem REM LEO 1525 der Firma Zeiss, (2.) mit dem Konfokalmikroskop Nanofocus μ surf und (3.) mit dem Atomic Force Microscope (AFM) Dimension 3100 der Firma Digital Instruments.

In Abschnitt 7.1 bis 7.3 werden die Ergebnisse der verschiedenen Untersuchungsmethoden zusammengefasst und in Abschnitt 7.4 werden die Ergebnisse diskutiert.

Abbildung 7.1 zeigt die Manteloberfläche eines K340 ISODUR - WBH K2 nach 10 LW bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R=10$. Zone A ist die Kontaktzone, in welcher der Hartmetallzylinder auf den Kanten der Proben aufliegt. Die plastisch verformte Zone der Mantelfläche L_1 ist mit B gekennzeichnet. Die Oberflächenstruktur dieser Zone wird im nächsten Abschnitt näher betrachtet. In Zone C, die den elastisch verformten Bereich der Proben beschreibt, finden keine Änderungen der Oberflächenstrukturen statt, weshalb auch keine näheren Untersuchungen folgten. Die schematisch eingezeichneten Bereiche, in denen die Untersuchungsmethoden angewandt wurden sind in Abbildung 7.1 dargestellt. Wie später noch gezeigt werden wird, ist für die Lebensdauer der Werkstoffe der Übergang der Zone 2 zur Zone 3 wichtig. Aus diesem Grund konzentrieren sich die Untersuchungen auf diesen Bereich.

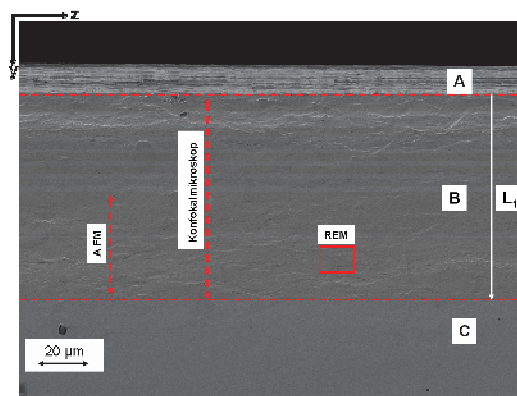


Abbildung 7.1 Übersicht der belasteten Kantenregion

7.1 Untersuchung mittels Rasterelektronenmikroskop

Die Entwicklung der Oberflächenstruktur an der Mantelfläche mit Änderung der LW - Zahl als Funktion der Änderung der Werkstoffe, der WBH und der Belastung sind in den Abbildung 7.2 -Abbildung 7.9 zusammengefasst. Die Änderung der Oberflächenstruktur wurde bei 10, 100, 1000, 10000, und 100000 LW untersucht und als Messkriterium der längste sichtbare Oberflächenfehler (OF) in z - Richtung aus den REM - Bildern herausgemessen. Der längste sichtbare OF kennzeichnet die längste Materialüberlappung in z - Richtung im untersuchten Bereich.

K340 ISODUR

Die Abbildung 7.2 zeigt eine REM - Aufnahme nach einer Belastung mit $F_{\min} = -10\text{kN}$ und der WBH K2 nach 10 LW.

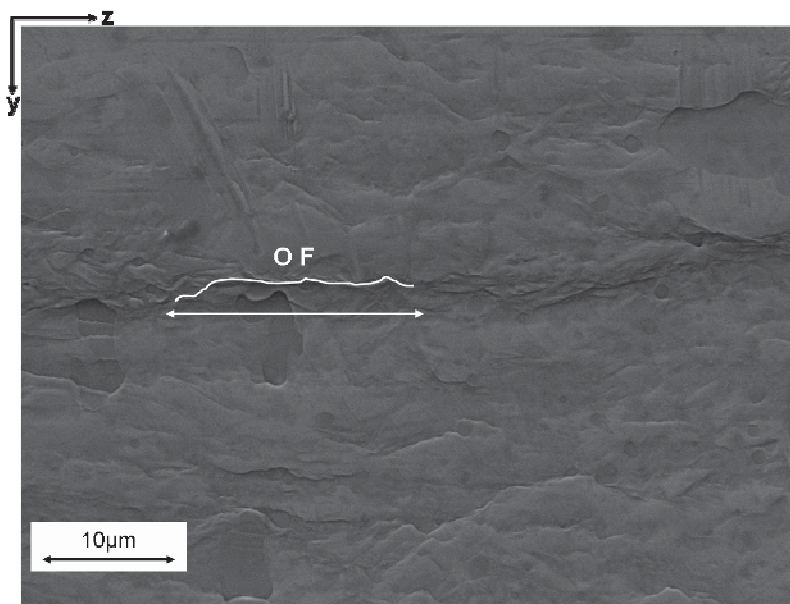


Abbildung 7.2:

REM - Aufnahme K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -10\text{ kN}$ / $R = 10$ nach 10 LW

Die Verformung in Zone 2 (Abbildung 7.1) ist sehr inhomogen. Es bilden sich neben weniger stark verformten Bereichen auch sehr stark verformte Bereiche mit einer Breite von 5 bis 10 μm in y - Richtung. Ein solches Beispiel eines stark verformten Bereiches ist in Abbildung 7.2 zu sehen. In diesem stark verformten Bereich tritt auch der längste Oberflächenfehler auf und erreicht eine Länge von ca. 20 μm in z - Richtung. Außerhalb dieser stark verformten Zone bilden sich kleinere

Oberflächenfehler mit einem Abstand von ca. 5 μm in y - Richtung und einer Länge von ca. 10 μm in z - Richtung. Die kleinen Oberflächenfehler gehen einerseits um die Karbide herum und spalten andererseits die Karbide parallel zur z - Richtung. Es werden jedoch nur die länglich orientierten Karbide (y - Richtung) gespalten.

Trotz zunehmender Anzahl an LW ändert sich die Oberflächenstruktur der Mantelfläche kaum. Aus diesem Grund wurde auf die Darstellung der REM Bilder bei 100, 1000 und 10000 LW verzichtet. Einzig die Länge des längsten Oberflächenfehlers in z - Richtung steigt mit der Anzahl der LW wie aus Abbildung 7.3 nach 100000 LW beobachtet werden kann. Es bilden sich wieder stark verformte Zonen. In einer dieser stark verformten Zone sind zwei Oberflächenfehler mit einem Abstand von ca. 10 μm in y-Richtung und mit einer Länge von ca. 35 μm in z - Richtung zu erkennen. Gespaltene Karbide parallel zur z- Achse treten vereinzelt auf.

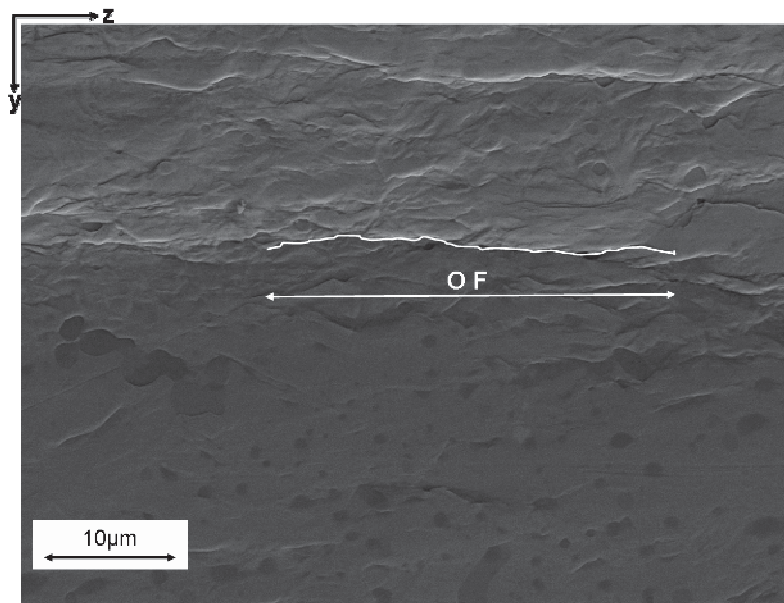


Abbildung 7.3:

REM - Aufnahme K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -10 \text{ kN} / R = 10$ nach 100000 LW

Abbildung 7.4 stellt die REM - Aufnahmen WBH K2 nach einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ dar. Mit zunehmender Belastung steigt die Anzahl der zeilenförmigen Oberflächenfehler in y - Richtung, wie die Abbildung 7.4a nach 10 LW zeigt. Es sind nun schon mehrere größere Oberflächenfehler mit einem Abstand von ca. $10\ \mu\text{m}$ in y - Richtung zu sehen. Dabei wachsen die längsten Oberflächenfehler mit steigenden Belastungen und erreichen eine Länge von ca. $30\ \mu\text{m}$ in z - Richtung.

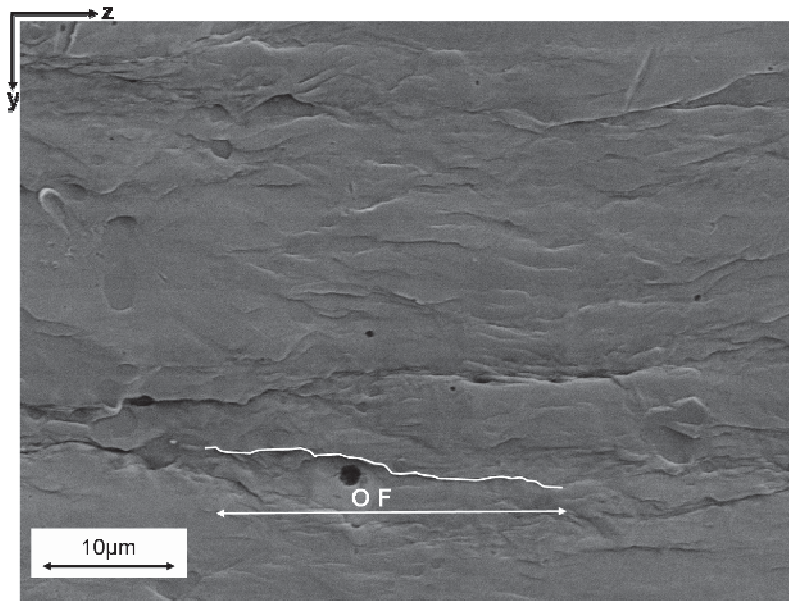


Abbildung 7.4:

REM - Aufnahme K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -60\ \text{kN}$ / $R = 10$ nach 10 LW

Mit zunehmenden LW ändert sich das Oberflächenfehlermuster in Bezug auf den Abstand der Fehler in y - Richtung dahingehend, dass sich der Abstand in y - Richtung auf ca. $5\ \mu\text{m}$ verkleinert. Wie aus Abbildung 7.5b nach 100000 LW zu erkennen ist, erreichen die bestehenden Oberflächenfehler eine Länge in z - Richtung von etwa $35\ \mu\text{m}$. Abschließend sei erwähnt, dass auf Grund der starken Anisotropie der Karbidverteilung nicht in jedem REM - Bild des K340 ISODUR gebrochene Karbide zu finden waren. Es treten aber nach allen LW und Belastungen längsorientierte Karbide (parallel zur z - Richtung) auf, die quer brechen.

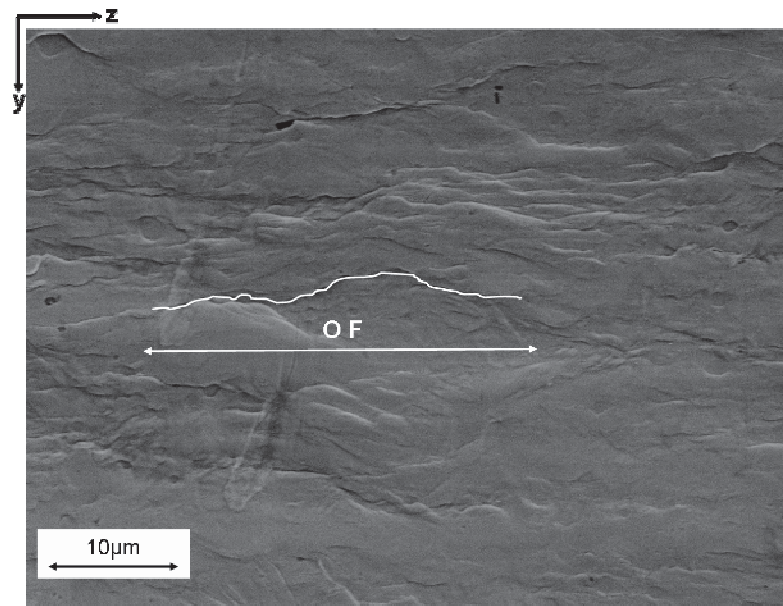


Abbildung 7.5:

REM - Aufnahme K340 ISODUR - WBH K2 bei $F_{\min} = -60 \text{ kN} / R = 10$ nach 100000 LW

S390 MICROCLEAN

Die Abbildung 7.6 zeigt REM - Aufnahmen aus dem unteren Drittel der Zone 2 des S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach einer Belastung mit $F_{\min} = -10\text{kN}$ nach 10 LW. Wie schon beim K340 ISODUR zu beobachten war, ist auch das Verformungsverhalten des S390 MICROCLEAN sehr inhomogen. Es bilden sich Bereiche, in denen mehr oder auch weniger Oberflächenfehler auftreten. Zeilenförmige Oberflächenfehler mit einer Länge bis zu $10\ \mu\text{m}$ in z - Richtung sind typisch. Die Oberflächenfehler sind regelmäßig angeordnet, haben einen Abstand zwischen 2 und $5\ \mu\text{m}$ und laufen meistens um die Karbide herum. Eine Schädigung der Karbide tritt nicht auf.

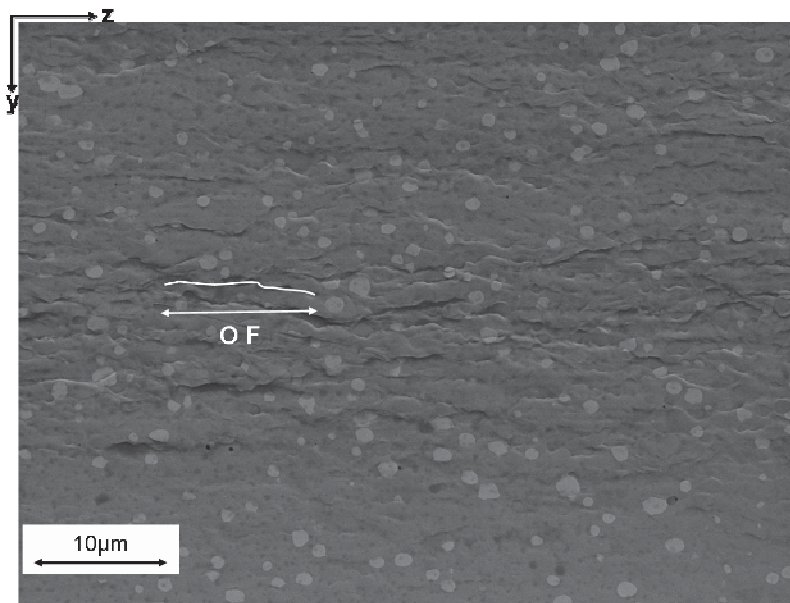
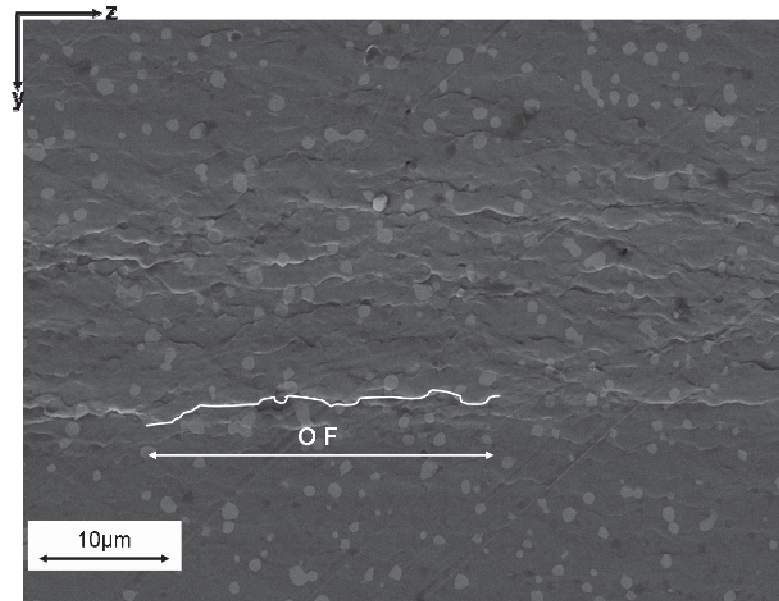


Abbildung 7.6:

REM - Aufnahme S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei $F_{\min} = -10\ \text{kN}$ / $R = 10$ nach 10 LW

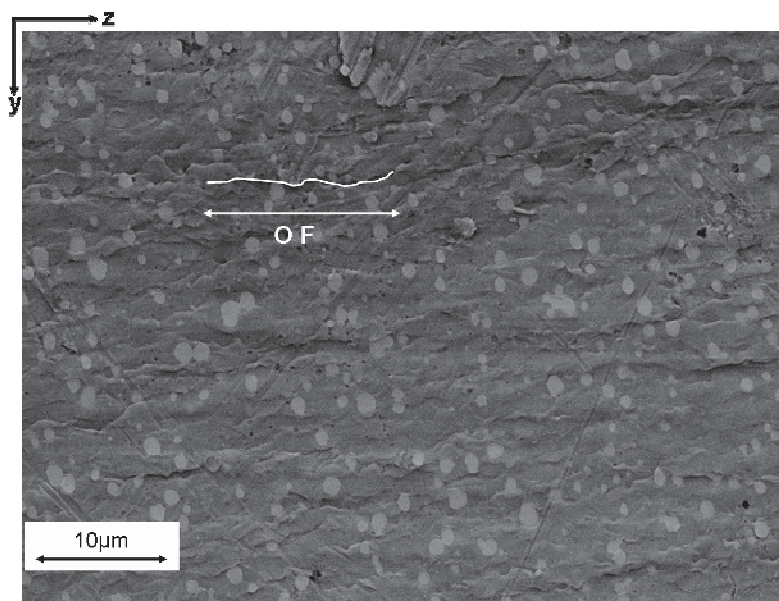
Die Änderung der Oberflächenstruktur ist mit zunehmender LW - Anzahl minimal und ist aus den REM - Bildern nicht ersichtlich, wie Abbildung 7.6b nach 100000 LW zeigt. Es bilden sich wieder stärker und weniger stark verformte Bereiche an der Manteloberfläche. Der Abstand der Oberflächenfehler in y - Richtung beträgt $2 - 5\ \mu\text{m}$. Einzig die längsten Oberflächenfehler in z - Richtung ändern sich und erreichen eine Länge von ca. $20\ \mu\text{m}$. Auch nach 100000 LW treten noch keine Schädigungen der Karbide auf.

**Abbildung 7.7:**

REM - Aufnahme S390 MICROCLEARN - WBH S2 bei $F_{\min} = -10 \text{ kN}$ / $R = 10$ nach 100000 LW

Die REM - Aufnahmen bei einer Belastung von $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ und der WBH S2 des S390 MICROCLEARN sind in Abbildung 7.8 dargestellt.

Trotz zunehmender Belastung tritt kein merklicher Unterschied hinsichtlich Anordnung der Oberflächenfehler in y - Richtung auf, wie Abbildung 7.8a ($F_{\min} = -60 \text{ kN}$ WBH S2) nach 10 LW zeigt. Die längsten Oberflächenfehler in z - Richtung erreichen eine Länge von ca. $15 \mu\text{m}$.

**Abbildung 7.8:**

REM - Aufnahme S390 MICROCLEARN - WBH S2 bei $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ / $R = 10$ nach 10 LW

Trotz zunehmender LW ändert sich das Oberflächenfehlermuster in Bezug auf den Abstand der Fehler in y - Richtung kaum, wie in Abbildung 7.8b nach 100000 LW zu sehen ist. Die bestehenden Oberflächenfehler erreichen aber eine Länge in z - Richtung von etwa 25 μm . Auch nach einer Steigerung der Belastung und LW brechen noch keine Karbide wie Abbildung 7.8b beweist.

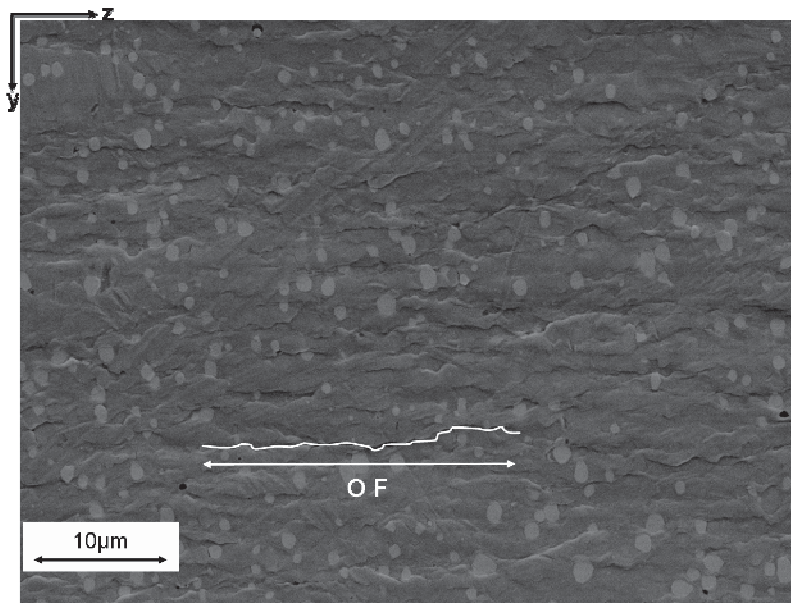


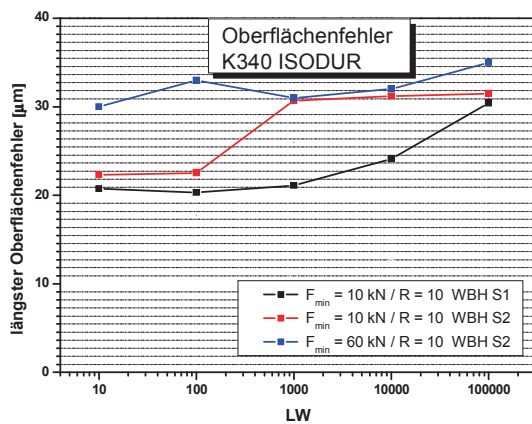
Abbildung 7.9:

REM - Aufnahme S390 MICROCLEAR - WBH S2 bei $F_{\min} = -60 \text{ kN} / R = 10$ nach 100000 LW

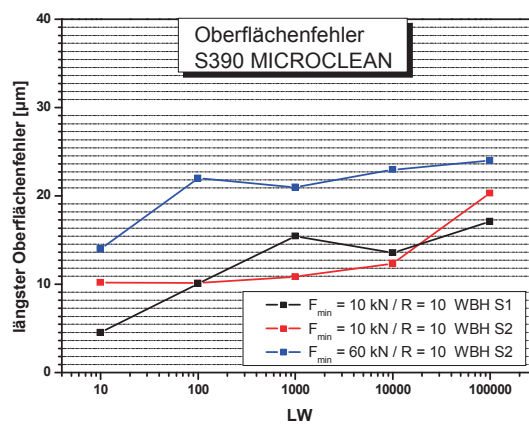
Auf die Darstellung der REM - Bilder der WBH K1 und WBH S1 wurde verzichtet, da bei der Auswertung der REM - Bilder kein Unterschied in der Änderung der Oberflächenstruktur im Vergleich zur WBH K2 und WBH S2 festgestellt werden konnte. Zur Vervollständigung wurde der längste Oberflächenfehler in z - Richtung aber auch von den Proben bei WBH K1 und WBH S1 ausgewertet. (siehe Abbildung 7.10). In Abbildung 7.10 ist für beide Materialien die Länge des längsten Oberflächenfehlers in z - Richtung in Abhängigkeit der Lastwechselzahl aufgetragen. Beim K340 ISODUR (Abbildung 7.10a) entstehen nach einer Belastung mit $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ schon nach wenigen LW Oberflächenfehler mit einer Länge von 30 μm und wachsen bei 100000 LW auf bis zu 35 μm an. Der längste Oberflächenfehler mit einer Länge von 30 μm wird nach einer Belastung von $F_{\min} = -10 \text{ kN}$ bei der WBH K1 erst bei 100000 LW und bei der WBH K2 nach 1000 LW erreicht.

Beim S390 MICROCLEAN (Abbildung 7.10b) ist die Zunahme bzw. Verlängerung des längsten Oberflächenfehlers bei zunehmender Belastung auffällig. Der längste Oberflächenfehler nimmt mit zunehmenden LW sowohl bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN} / R=10$, als auch bei einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ zu.

Der längste Oberflächenfehler in z - Richtung hat nach 100000 LW bei einer Belastung $F_{\min} = -10\text{kN}$ eine Länge zwischen 15 und 20 μm und bei einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ eine Länge von ungefähr 25 μm . Beim Vergleich WBH S1 mit WBH S2 kann bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$ keine eindeutige Aussage über die Tendenz getroffen werden. Je nach dem bei welchen Lastwechseln die längsten Oberflächenfehler verglichen werden, weist einmal die Probe mit WBH S1 und ein andermal die Probe mit WBH S2 den längeren Oberflächenfehler auf.



(a)



(b)

Abbildung 7.10: Längster Oberflächenfehler bei unterschiedlicher Belastung und WBH in Abhängigkeit der LW; (a) K340 ISODUR, (b) S390 MICROCLAN

Einschränkend muss festgestellt werden, dass die Oberflächenfehleruntersuchungen mittels REM - Aufnahmen ungenau sind, weshalb nur eine grobe Abschätzung der Fehler in zwei Richtungen getroffen werden kann. Aus diesem Grund war es notwendig mittels Konfokalmikroskop und AFM weitere Untersuchungen der Manteloberfläche L_1 am Übergang L_{10} der plastisch verformten zur elastisch verformten Zone durchzuführen.

7.2 Untersuchung mittels Konfokalmikroskop

Aus den Kantenprofilen, die mittels Konfokalmikroskop ausgemessen wurden, sind Details vergrößert dargestellt (Abbildung 7.11). Aus diesen Details wurde versucht den Abstand der Oberflächenstufen (Überlappung des Materials) in y - Richtung (Stufenhöhe) und x - Richtung (Stufentiefe) herauszumessen. Die Details wurden immer am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone herausgefiltert und ein Ausschnitt von 100 x 20 μm jeweils näher untersucht.

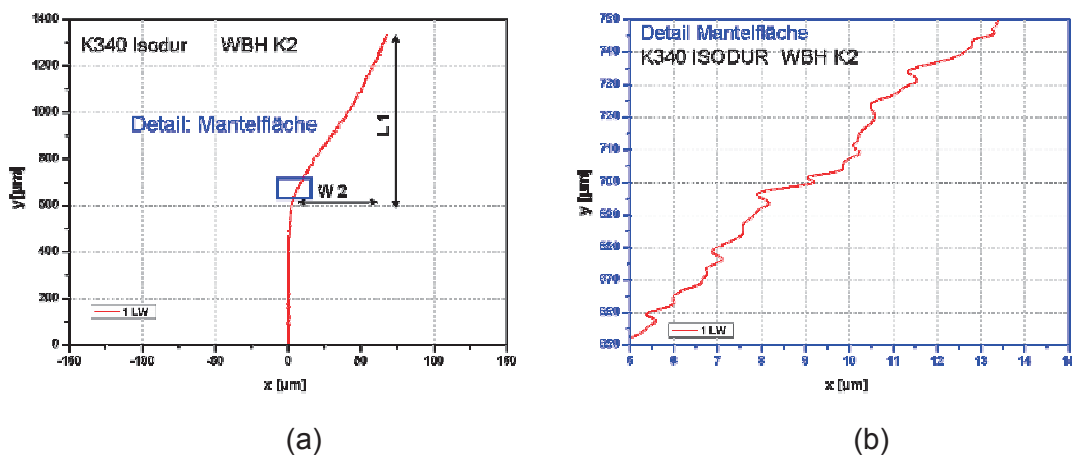


Abbildung 7.11: (a) Mantelflächenprofil K340 ISODUR - WBH K2 bei

$F_{\min} = -60 \text{ kN} / R = 10$ nach 1 LW, (b) Detail von a

K340 ISODUR

Abbildung 7.12 und Abbildung 7.13 geben die Ergebnisse der Messungen am K340 ISODUR wieder.

Abbildung 7.12 zeigt die Details der Mantelflächenprofile bei unterschiedlichen LW und WBH bei $F_{\min} = -10 \text{ kN}$. Die unterschiedlichen WBH beeinflussen das Profil der Mantelfläche nicht. Es bilden sich sowohl bei der WBH K1, als auch bei der WBH K2 nach 10LW große Oberflächenstufen (L), die eine Tiefe 0,5 - 1 μm (x - Richtung) und einen Abstand von 5 - 20 μm in der y - Richtung von Peak zu Peak aufweisen. In jedem Oberflächenprofil finden sich ein bis zwei große Stufen. Zwischen den großen Oberflächenstufen befinden sich kleine Oberflächenstufen (S) mit einem Abstand von 3 - 5 μm . Die Tiefe der Stufen (x - Richtung) beträgt unter 0,5 μm . Auch die Anzahl der LW beeinflusst die Oberflächenstruktur nicht, wie Abbildung 7.12 bestätigt. Aus diesen Untersuchungen kann keine Aussage bezüglich der Schärfe der Oberflächenstufen getroffen werden, wogleich aus den REM - Untersuchungen

sichtbar ist, dass die Oberflächenstufen mit zunehmender LW Anzahl schärfer werden. Die großen und kleinen Oberflächenstufen (Überlappungen) konnten auch in den REM - Abbildungen in Kapitel 7.1 beobachtet werden.

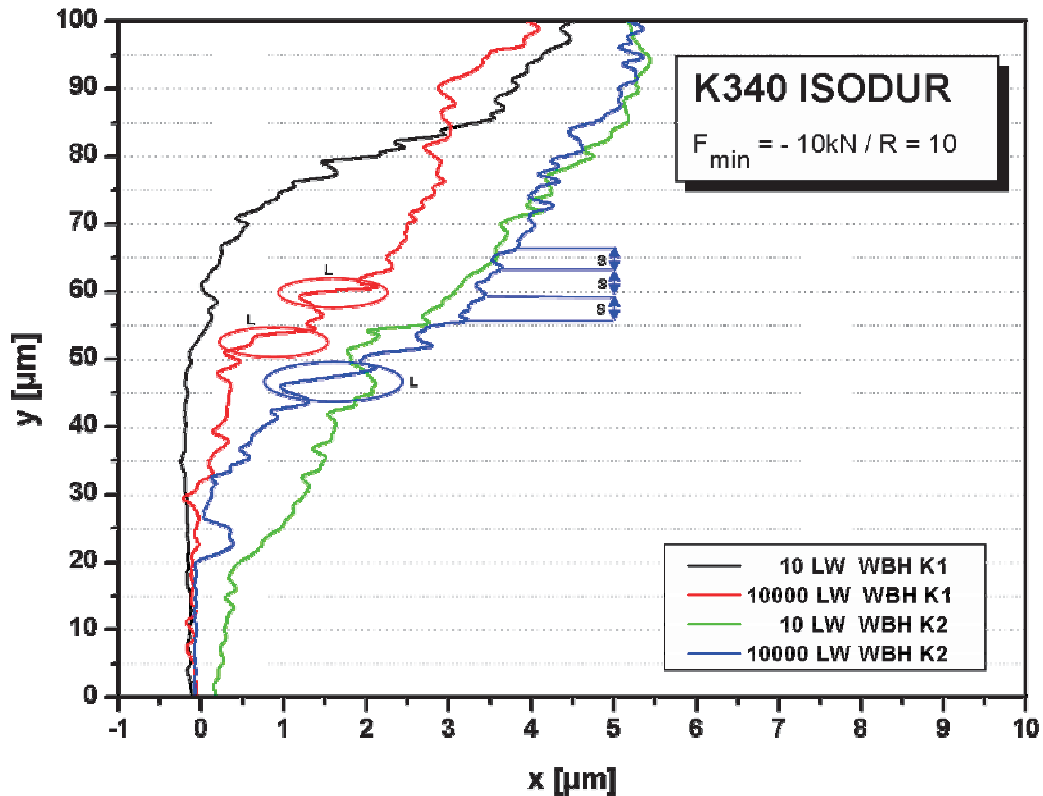


Abbildung 7.12: Mantelflächenprofil K340 ISODUR bei

$F_{\min} = -10\text{ kN} / R = 10$ bei unterschiedlicher WBH und unterschiedlichen LW

Die Details der Mantelflächenprofile in Abbildung 7.13 bei unterschiedlichen LW und WBH bei $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ und $F_{\min} = -60\text{kN} / R = 10$ sind in Abbildung 7.13 dargestellt. Da bei einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{ kN} / R=10$ eine größere plastisch verformte Zone (siehe L_1 in Abbildung 6.2) entstand und diese Zone vollständig abgescannt wurde, musste eine höhere Scanrate gewählt werden. Diese Scanrate wurde auch für die Untersuchung der Profile mit einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{ kN} / R = 10$ in Abbildung 7.13 verwendet. Im Gegensatz zu Abbildung 7.12, wo aufgrund des kleineren Bereiches eine geringere Scanrate (alle $0,625\text{ }\mu\text{m}$ wurde ein Punkt aufgenommen) gewählt wurde, sind in Abbildung 7.13 weniger Punkte aufgenommen worden (alle $1,5625\text{ }\mu\text{m}$ wurde ein Punkt aufgenommen). Das heißt, die Profile sind weniger gezackt und haben einen weicheren Verlauf. Die Profile der WBH K2 in

Abbildung 7.12 und Abbildung 7.13 bei $F_{\min} = -10 \text{ kN} / R = 10$ sollten daher nicht direkt miteinander verglichen werden.

Die Profile nach einer Belastung von $F_{\min} = -60 \text{ kN}$ sind den Profilen nach einer Last mit $F_{\min} = -10 \text{ kN}$ bei gleichen LW ziemlich ähnlich. Nach wenigen LW bilden sich gleichmäßige Stufen mit einem Peakabstand in y - Richtung von $5 - 20 \mu\text{m}$. Die Tiefe der Stufen in x - Richtung beträgt bei allen Profilen $0,1 - 0,5 \mu\text{m}$. Vereinzelt treten abermals große Oberflächenstufen (L) mit einer Stufentiefe, die größer als $0,5 \mu\text{m}$ ist (rotes Profil), auf. Aus den Profilen nach 10000 LW kann kein Unterschied in der Struktur erkannt werden.

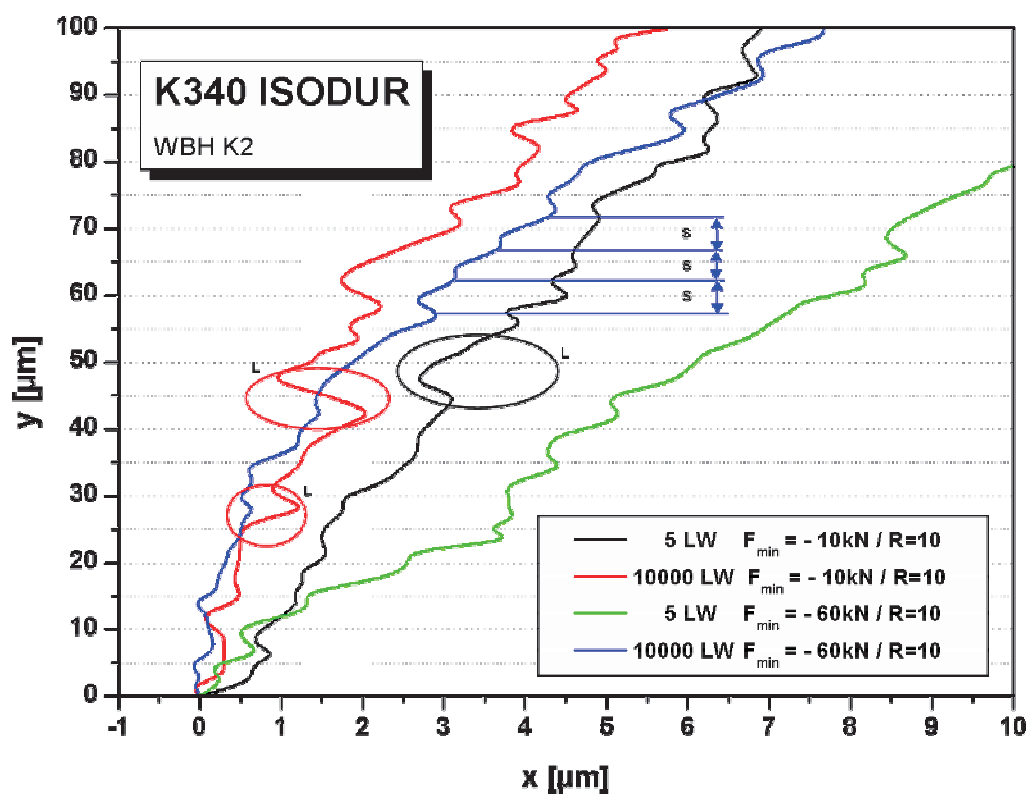


Abbildung 7.13: Mantelflächenprofil K340 ISODUR - WBH K2 bei unterschiedlicher Belastung und LW

S390 MICROCLEAN

Bei Profiluntersuchungen des S390 MICROCLEAN sind in Abbildung 7.14 und Abbildung 7.15 dargestellt.

Abbildung 7.14 zeigt die Details der Mantelflächenprofile bei unterschiedlichen LW und WBH bei $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$. Die unterschiedlichen WBH beeinflussen das Profil der Mantelfläche nicht. Es bilden sich sowohl bei der WBH S1, als auch bei der WBH S2 nach 10 LW Oberflächenstufen (S), die einen Abstand von 2 - 5 μm in y - Richtung von Peak zu Peak aufweisen. Auch bei der Steigerung der Lastwechsel auf 10000 ändert sich in der Form und am Abstand in y - Richtung bei beiden WBH kaum etwas. Es sind wieder Oberflächenstufen mit einem Abstand von 2 - 5 μm vorzufinden (blaues Profil). Die Tiefe der Stufen (x - Richtung) beträgt bei allen Profilen, mit Ausnahme des schwarzen Profils, 0,2 - 0,5 μm . Beim schwarzen Profil sind direkt am Übergang der plastisch verformten Zone L_{10} einige größere Oberflächenstufen zu sehen.

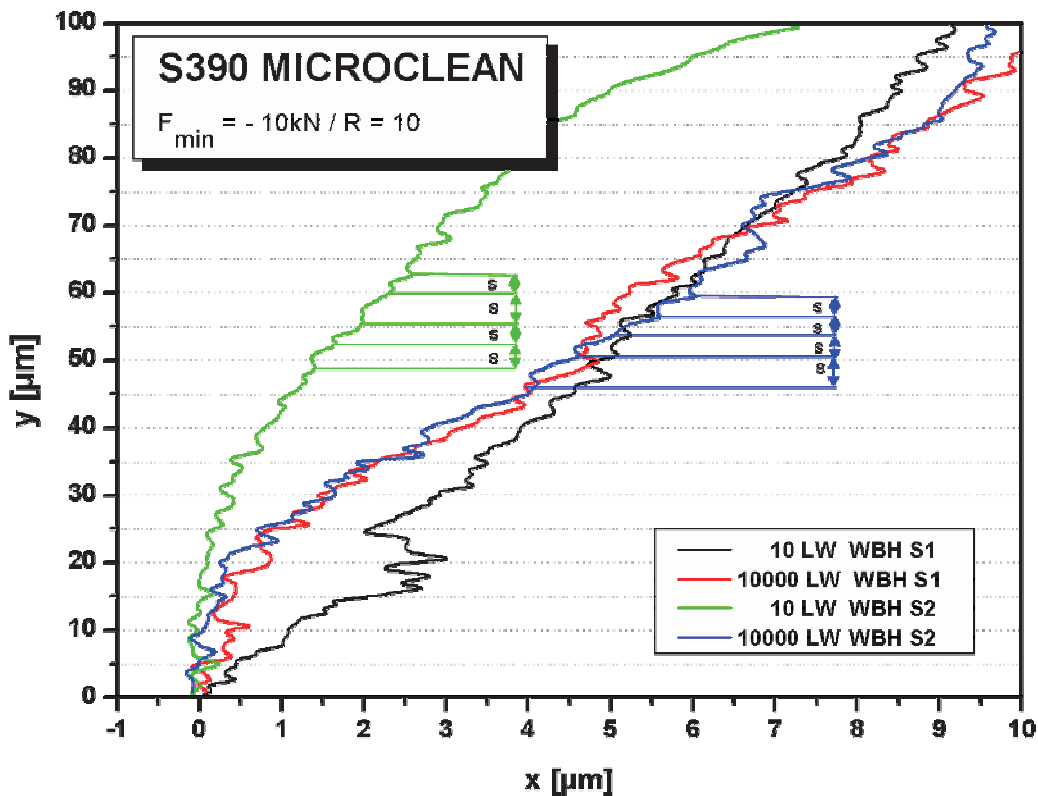


Abbildung 7.14: Mantelflächenprofil S390 MICROCLEAN bei $F_{\min} = -10\text{ kN} / R = 10$, unterschiedlicher WBH und LW

Details der Mantelflächenprofile bei unterschiedlichen LW und WBH bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$ sind in Abbildung 7.15 zu sehen. Die Profile der WBH S2 in Abbildung 7.14 und Abbildung 7.15 bei $F_{\min} = -10\text{ kN}$ sollten nicht direkt verglichen werden, da wie bei den Untersuchungen des K340 ISODUR, eine andere Scanrate gewählt wurde.

Die Profile nach einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ haben die gleiche Form wie jene nach einer Last mit $F_{\min} = -10\text{kN}$. Es bilden sich schon nach wenigen LW gleichmäßige Stufen mit einem Peakabstand in y - Richtung von 3 - 7 μm (S). Dieser Peakabstand bleibt auch mit Zunahme der Lastwechsel gleich. Die Tiefe der Stufen beträgt bei allen Profilen 0,1 - 0,5 μm . Vereinzelt treten auch Oberflächenstufen mit einer Tiefe von bis zu 1 μm auf (L).

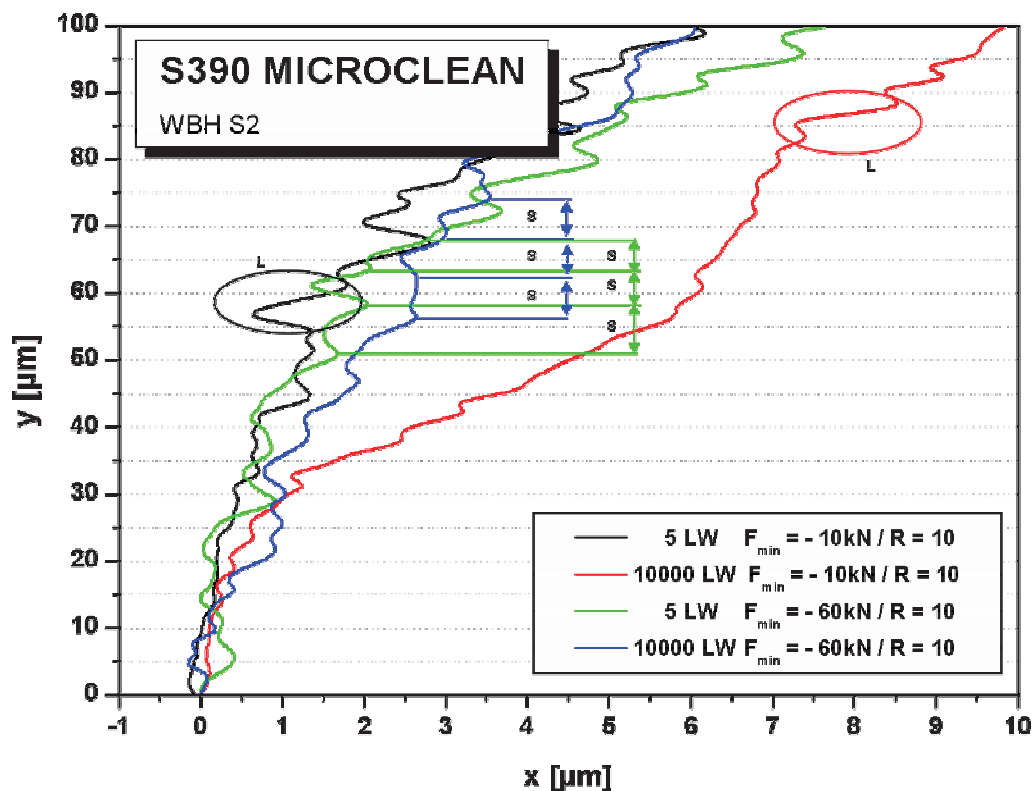


Abbildung 7.15: Mantelflächenprofil S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei unterschiedlicher Belastung und LW

7.3 Untersuchung mittels Atomic Force Microscope

Zur Überprüfung der Richtigkeit der Konfokalmikroskopmessungen und zur Erlangung genauerer Informationen über die Tiefe der Stufen in x - Richtung, wurde ein Teil der Mantelfläche (siehe Abbildung 7.1) der plastisch verformten Zone L₁ mit dem AFM ausgemessen.

K340 ISODUR

Abbildung 7.16 zeigt das Profil der Manteloberfläche eines K340 ISODUR - WBH K2 nach 10 LW (schwarzes Profil) und 10000 LW (rotes Profil) bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$.

Nach wenigen LW treten markante Peaks (L) in y - Richtung auf (schwarzes Profil). Die Peaks haben einen Abstand von etwa 10 - 20 μm . Die Abstand der Peaks in x - Richtung beträgt 0,1 - 0,3 μm .

Nach 10000 LW fällt auf, dass die Abstände der Peaks (S) im roten Profil etwas kleiner werden und einen Abstand von etwa 5 - 10 μm in y - Richtung haben. Die Abmessungen in x - Richtung bleiben in etwa konstant und erreichen eine Peakhöhe von bis zu 0,3 μm .

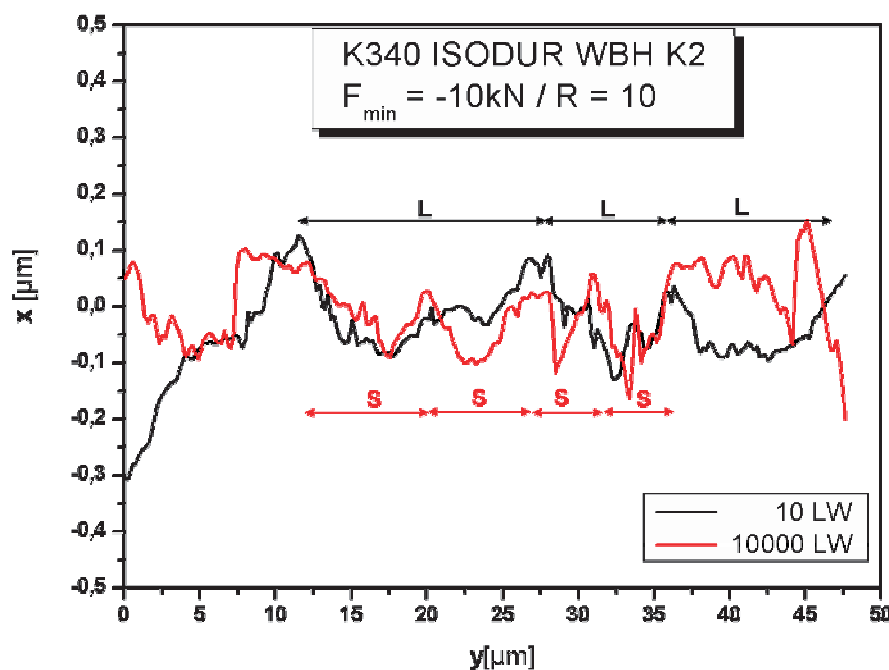


Abbildung 7.16: AFM Oberflächenprofil K340 ISODUR WBH K2 bei

$F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ und unterschiedlichen LW

S390 MICROCLEAN

Abbildung 7.17 zeigt die AFM - Profile eines Teils der Manteloberfläche L_1 eines S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 10 LW (schwarzes Profil) und 10000 LW (rotes Profil) bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$.

Nach wenigen LW kann beobachtet werden, dass eine gleichmäßige Verteilung der Peaks (S) in y - Richtung auftritt (schwarzes Profil). Die Peaks haben einen Abstand von etwa 3 - 5 μm . Die Abmessung der Peaks in x - Richtung beträgt 0,1 - 0,3 μm .

Bei Näherer Betrachtung des roten Profils nach 10000 LW fällt auf, dass sich zu den bestehenden kleinen Peaks (S) mit einem Abstand von etwa 3 - 5 μm , etwas ausgeprägtere Peaks (L) mit einem Abstand in y - Richtung von etwa 5 - 15 μm bilden. Auch die Abmessungen in x - Richtung nehmen etwas zu und erreichen eine Peakhöhe von bis zu 0,5 μm .

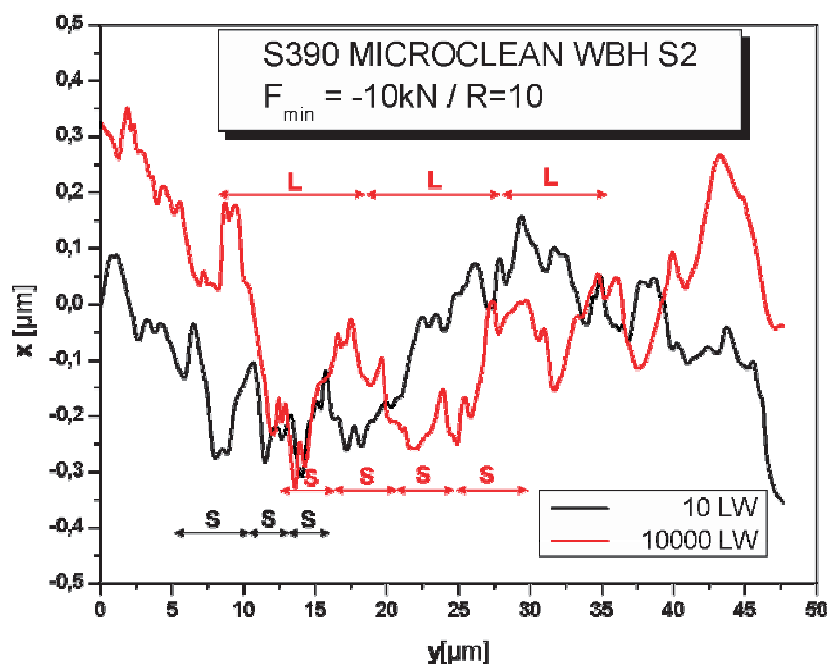


Abbildung 7.17: AFM Oberflächenprofil S390 MICROCLEAN - WBH S2 bei $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ und unterschiedlichen LW

7.4 Diskussion

Aus den Ergebnissen der Oberflächenrauigkeitsuntersuchungen geht hervor, dass die Rauigkeit der Manteloberflächen der verformten Proben des K340 ISODUR und des S390 MICROCLEAN etwas unterschiedlich ist.

Beim K340 ISODUR konnten schon bei einer geringen Anzahl an LW häufiger relativ große Oberflächenstufen (bzw. Oberflächenfehler) parallel zur z - Richtung der Mantelfläche mit einer Größe von über 20 μm in sehr lokalen Regionen des plastisch verformten Bereiches beobachtet werden. Zwischen diesen großen Oberflächenstufen zeigen sich auch kleinere, die in einem Abstand von ca. 5 μm in y - Richtung auftreten. Diese Oberflächenstufen wachsen mit der Anzahl der LW auf ca. 30 - 40 μm in z - Richtung an. Bei einer höheren Belastung steigt auch die Länge des Oberflächenfehlers. Weiters sind Karbide, die parallel zu den Oberflächenstufen brechen, zu sehen. Die Untersuchungen mittels Konfokalmikroskop und AFM; zeigen dass sich nach wenigen LW große Stufen mit einer Tiefe von ca. 0,3 μm in x - Richtung und in einem Abstand von ca. 10 - 20 μm in y - Richtung bilden. Mit der Zunahme an LW bilden sich auch mehrere kleinere Stufen mit einer Tiefe von ca. 0,1 μm in x - Richtung, sowie in einem Abstand von ca. 5 μm in y - Richtung.

Beim S390 MICROCLEAN zeigen sich hingegen in der plastisch verformten Zone gleichmäßig angeordnete Oberflächenstufen parallel zur z - Richtung der Mantelfläche in einem Abstand von ca. 5 μm in y - Richtung mit einer Größe unter 20 μm in z - Richtung bei geringen LW. Dieses Schädigungsbild ändert sich auch mit einer höheren Anzahl an LW kaum. Mit der Steigerung der Belastung bleiben die Abstände der Oberflächenfehler gleich, lediglich die Länge verändert sich auf ca. 25 μm . Nach wenigen LW zeigen sich kleine Stufen mit einer Tiefe von ca. 0,1 μm in x - Richtung und in einem Abstand von ca. 5 μm in y - Richtung. Mit der Zunahme an LW bilden sich auch größere Stufen mit einer Tiefe bis zu ca. 0,5 μm in x - Richtung sowie in einem Abstand von ca. 10 μm in y - Richtung. Eine Schädigung der Karbide an der Manteloberfläche konnte nur sehr selten beobachtet werden. Eine Erklärung für das unterschiedliche Oberflächenverhalten der beiden untersuchten Werkzeugstähle könnte neben dem unterschiedlichen Verfestigungsverhalten in der Anzahl, der Verteilung und Form der Karbide zu suchen, sein. Der K340 ISODUR weist eine inhomogene zeilenförmige Karbidverteilung mit relativ großen länglichen kantigen Karbiden auf. Aufgrund des großen Abstands zwischen den Karbiden hat die weichere Matrix mehr Raum sich plastisch zu verformen ehe sie von den Karbiden gestützt wird. Die Karbide brechen aufgrund ihrer Größe und Form schon beim Belasten und sind so der Ausgangspunkt für die großen Oberflächenfehler.

Der S390 MICROCLEAN hingegen weist eine homogene Karbidverteilung mit globularen Karbiden auf, die einen mittleren Durchmesser von einem μm haben.

Weiters ist der Zwischenraum der Karbide mit ca. 1 - 5 μm deutlich kleiner als beim K340 ISODUR mit 10 - 20 μm , und dadurch die Stützwirkung der Matrix durch die Karbide ziemlich gut.

8 Lokale Verformungsanalyse

In diesem Kapitel wird das lokale Verformungsverhalten (LVA) des K340 ISODUR (Abschnitt 8.1) und des S390 MICROCLEAN (Abschnitt 8.2) untersucht. Am Ende des Kapitels (Abschnitt 8.3) werden die Ergebnisse diskutiert.

Die für die LVA benötigten Proben wurden mit dem zyklischen Kantenstauchversuch (Messanordnung B) getestet.

Sämtliche Aufnahmen wurden im REM Leo 1525 mit denselben Aufnahmeparametern (Arbeitsabstand, Vergrößerung und Beschleunigungsspannung) mit einer Pixelgröße von 0,04 μm und einer Auflösung von 2048 x 1536 Pixel erstellt.

Die Größe der analysierten Bereiche ergibt sich aus der Pixelgröße mal der Länge der angegebenen x bzw. y Koordinatenachsen. Der analysierte Bereich der Verformungskarten weist jeweils eine Größe von ca. 60 μm x 80 μm auf.

8.1 Verformungsverhalten des konventionell hergestellten Werkzeugstahls

Im folgenden Abschnitt wird das lokale Verformungsverhalten des konventionell hergestellten Werkzeugstahls K340 ISODUR unter monotoner statischer und unter zyklischer Belastung diskutiert.

8.1.1 Lokales Verformungsverhalten unter monotoner statischer Belastung

Die Ergebnisse des lokalen Verformungsverhaltens in der Kantenregion der Teilungsebene (vergleiche Abbildung 5.11) nach einem Lastwechsel mit $F_{\text{min}} = -5\text{kN}$ werden im folgenden Abschnitt beschrieben.

REM - Aufnahmen

In Abbildung 8.1a ist die REM - Aufnahme des analysierten Bereiches im unverformten Zustand dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass hier eine sehr inhomogene Karbidverteilung mit sehr unterschiedlichen Karbidgrößen auftritt. Sowohl große M_7C_3 Karbide mit einer Länge von bis zu 30 μm und einer Höhe von

bis zu $10\ \mu\text{m}$, als auch kleine globulare M_7C_3 Karbide mit einem Durchmesser von ca. $1\ \mu\text{m}$ sind in Abbildung 8.1 zu sehen. Es ist nicht klar, ob die Poren zwischen diesen großen Karbiden während der Probenpräparation entstanden sind, oder aber während des Stahlherstellungsprozesses. Bis auf diese Poren ist keine Schädigung der Mikrostruktur im unverformten Zustand sichtbar. Abbildung 8.1b zeigt denselben Bereich nach dem 1. LW. Die plastische Verformung der Außenkontur an der Stirnfläche in Abbildung 8.1b beginnt bei ca. 1000 Pixel (x - Achse) und $L_2 \approx 150$ Pixel (siehe Abbildung 6.2). Die plastische Verformung der Außenkontur der Mantelfläche $W_2 \approx 50$ Pixel. Aus Abbildung 8.1b ist die Schädigung der größeren Karbide im vorderen Kantenbereich zu sehen. Die Karbide brechen fast normal zur Stirnkantenkontur, das heißt etwa senkrecht zur x - Achse.

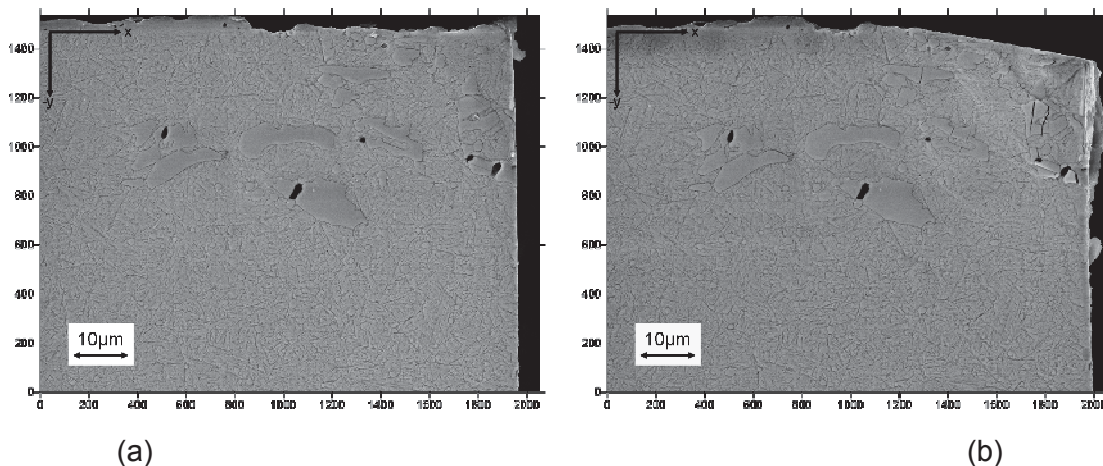


Abbildung 8.1:

REM - Aufnahmen, K340 ISODUR - WBH K2, $F_{\min} = -5\text{kN}$; (a) unverformt, (b) 1. LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse

Abbildung 8.2a gibt die positiven und Abbildung 8.2b die negativen lokalen x - Dehnungen ε_{xx} wieder. Die Konturen der großen Karbide wurden anhand der REM - Bilder nachgezeichnet und in den Verformungskarten eingezeichnet.

Nahe der Kante (Zone 1) sind die Verschiebungen so groß, dass die Verformungsanalyse nur mehr bedingt funktioniert. Die Dehnungswerte in diesem Bereich sind als nicht zuverlässig einzustufen. Die plastisch verformte Zone ist in Abbildung 8.2a eindeutig zu erkennen. Die positiven lokalen x - Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 2 % in der unteren rechten Ecke und steigern sich bis über 6% am Übergang zur Zone 1. Sehr markant ist das dominante

Verformungsband unter der Zone 1 mit ca. 60°, welches einen Großteil der Verformung trägt. Weiters sind lokale Dehnungsüberhöhungen in den Karbiden außerhalb der plastisch verformten Zone mit ca. 2% zu erkennen. Aus Abbildung 8.2a geht hervor, dass an der Mantelfläche bis ca 20 μm ins Materialinnere keine Verformung in negative Richtung erfolgt, jedoch deutlich der Übergang der Zone zu erkennen ist, wo im hinteren Bereich eine Verformung in negativer x - Richtung stattfindet. Die negativen x - Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 4 - 5% in den Karbidregionen. Diese Werte sind aber keine echten Dehnungen, sondern sind entweder Quasidehnungen oder Messartefakte. Quasidehnungen treten an Fehlstellen, wie gebrochenen Karbiden oder Poren, auf. Die Messartefakte sind häufig in den großen Karbiden anzutreffen, da im Gegensatz zur Matrix keine ausgeprägte Struktur vorhanden ist und der Matcher nicht die gleichen homologen Punkte findet. Zusätzlich tritt ein netzartiges Verformungsmuster mit Werten von ca. 1,5 % in der Matrix auf.

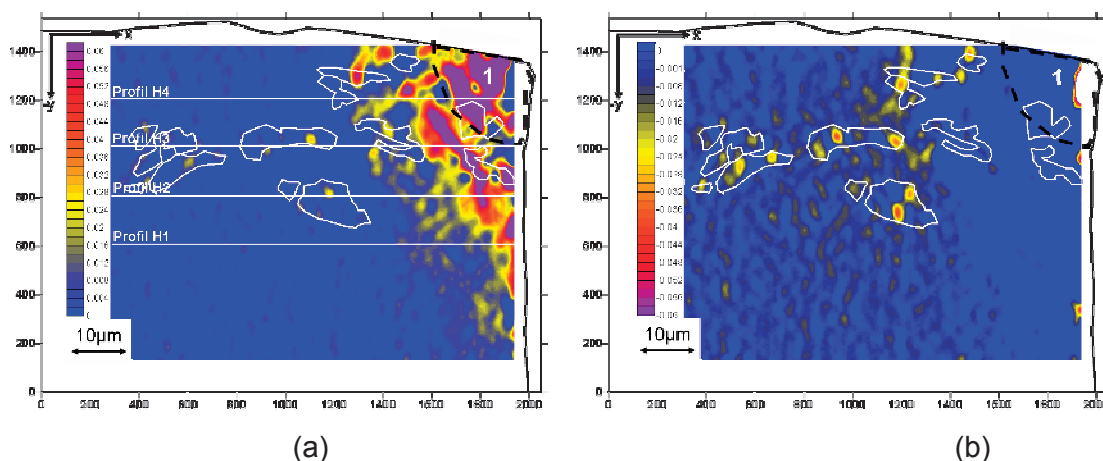


Abbildung 8.2:

Lokale Dehnungen K340 ISODUR - WBH K2 nach einem LW, (a) ϵ_{xx} , (b) $-\epsilon_{xx}$

Abbildung 8.3a zeigt die positiven und Abbildung 8.3b die negativen lokalen y - Dehnungen ϵ_{yy} . Die erhöhten Dehnungen treten, mit Ausnahme der einzelnen Stellen an den Karbiden (Abbildung 8.3a), ausschließlich in der negativen y - Richtung auf. Der stark verformte vordere Kantenbereich in Abbildung 8.3b erreicht lokale Dehnungen die weit über 6% liegen (weißer Bereich). Die negativen lokalen y-Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 2 % in der unteren rechten Ecke und

steigern sich über 6% am Übergang zur Zone 1. Am Ende der hoch verformten Zone entstehen vereinzelt Bereiche wo die Dehnungen einen Wert von ca. 1.5% erreichen.

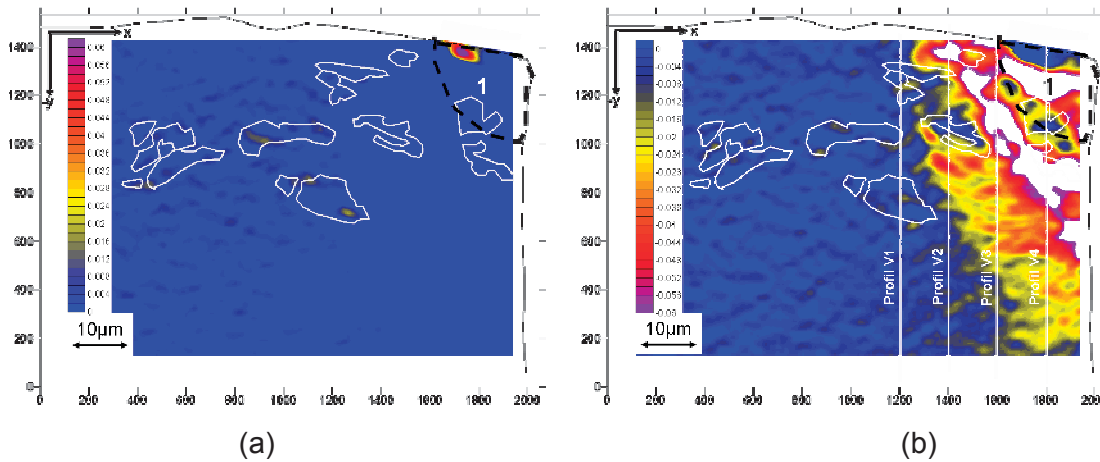


Abbildung 8.3:

Lokale Dehnungen K340 ISODUR - WBH K2 nach einem LW; (a) ϵ_{yy} , (b) $-\epsilon_{yy}$

Die Verschiebungen (u_x) in x - Richtung entlang der Profile H1 - H4 (Abbildung 8.2) sind in Abbildung 8.4a dargestellt und die die Verschiebungen (u_y) in y - Richtung entlang der Profile V1 - V4 (Abbildung 8.3) in Abbildung 8.4b.

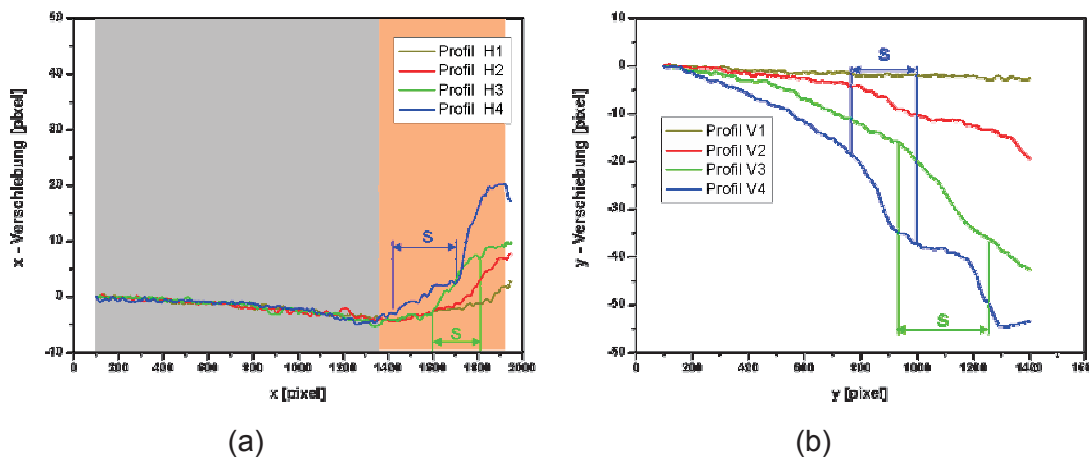


Abbildung 8.4: Verschiebungsprofil K340 ISODUR - WBH K2; (a) u_x entlang der Profile in Abbildung 8.2, (b) u_y entlang der Profile in Abbildung 8.3

Der grau markierte Bereich kennzeichnet die Verschiebung (u_x) in negative x - Richtung. Das heißt, das Material wird während der Belastung leicht hinter den Hartmetallzylinder geschoben. Die mittlere negative Dehnung lässt sich aus den Profilen mit $-5 \text{ Pixel (x - Verschiebung)} / 1200 \text{ Pixel} = -0,4\%$ abschätzen. Der orange

Bereich kennzeichnet die Verschiebung in die positive x - Richtung, die durch das Ausbauchen der Mantelfläche in der Kantenregion zustande kommt. Weiters kann aus dem Profil 3 und Profil 4 in Abbildung 8.4a das dominante Scherband (S) mit den positiven lokalen x - Dehnungen herausgelesen werden. Abbildung 8.4b kennzeichnet die Verschiebung (u_y) in negative Richtung. Auch hier ist das dominante Scherband (S) aus den Profilen 3 und 4 eindeutig ersichtlich. Dabei ist jedoch zu berücksichtigen, dass das Profil 4 ab 1000 Pixel nicht mehr aussagekräftig ist, nachdem die Verschiebungen zu groß waren und die homologen Punkte von der Auswertesoftware nicht mehr gefunden werden konnten.

Abbildung 8.5 zeigt die Vergleichsdehnung. Für die Auswertung der Vergleichsdehnung nach einem LW wurde eine andere Farbskala gewählt.

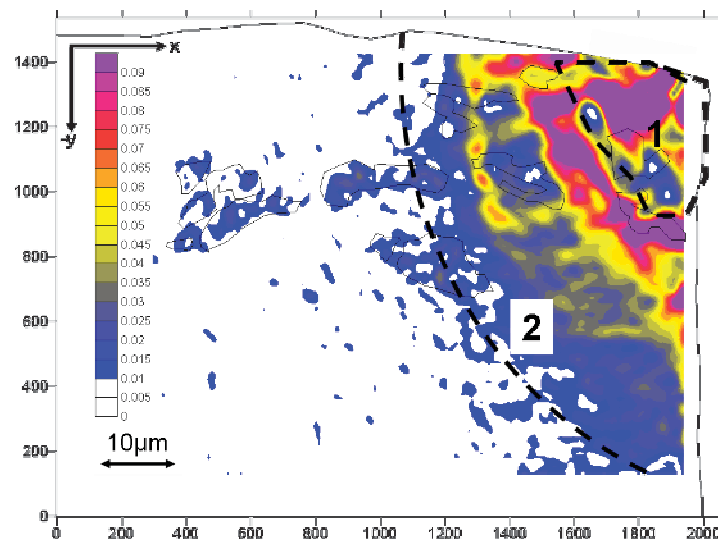


Abbildung 8.5: Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 nach einem LW

Alle Dehnungen unter 1% wurden ausgeblendet, um den Beginn der Plastifizierung des Werkstoffes K340 ISODUR, der bei ca. 1% Dehnung liegt, im vorderen Kantenbereich besser auflösen zu können. In Abbildung 8.5 bildet sich ein plastisch verformter Bereich an der Kante aus (Zone 2). Die Dehnungen erreichen dabei einen Wert von ungefähr 10% in der Nähe der Kante. An den Stellen, wo sich die Karbide befinden, erreichen die Dehnungen Werte von ca. 1%. Diese Dehnungen sollten aber mit Vorbehalt betrachtet werden, da die Matchsoftware aufgrund des geringen Kontrastes in den Karbiden nur bedingt funktioniert. In Zone 1 sind die Verschiebungen so groß, dass die Verformungsanalyse nur mehr bedingt funktioniert und die Werte nicht mehr glaubwürdig sind.

8.1.2 Lokales Verformungsverhalten unter zyklischer Belastung

Im folgenden Abschnitt wird das lokale Verformungsverhalten in der Kantenregion der Teilungsebene (siehe Abbildung 5.11) nach unterschiedlichen Lastwechseln beschrieben. Bei Versuch A wurde wiederum dieselbe Probe, wie nach dem ersten Lastwechsel mit $F_{\min} = -5\text{kN}$ verwendet. Danach wurden die Proben mit $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$ bei unterschiedlichen Lastwechseln belastet. Aufgrund der anisotropen Karbidverteilung wurde bei Versuch A ein Kantenbereich untersucht, in dem sich große Karbide befinden. Um die Dehnungen eines Kantenbereiches ohne bzw. mit wenigen Karbiden zu untersuchen, wurde ein zweiter Versuch (B) ausgewertet. Die Durchführung des Versuches B erfolgte ausschließlich bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R = 10$.

REM - Aufnahmen - Versuch A

Deutlich ist die Schädigung der unregelmäßigen großen Karbide in der REM - Aufnahmen des analysierten Bereiches nach dem 2. LW in Abbildung 8.6a zu sehen. Der Bruch der Karbide ist fast normal zur Kantenkontur der Stirnfläche. Der Anteil der gebrochenen Karbide hat sich gegenüber dem ersten LW erhöht (Karbid A und Karbid B). Die Vergrößerung des plastisch verformten Bereiches kann anhand der plastischen Verformung der Außenkontur der Stirnfläche in Abbildung 8.6a, die bei ca. 600 Pixeln (x - Achse) beginnt und ein $L_2 \approx 200$ Pixel erreicht, beobachtet werden. Die Außenkontur der Mantelfläche in Abbildung 8.6a unterscheidet sich ein wenig von der Außenkontur in Abbildung 8.6b, was bedeutet, dass die Kante zwischen 2. und 5. LW noch ein wenig plastisch verformt wurde.

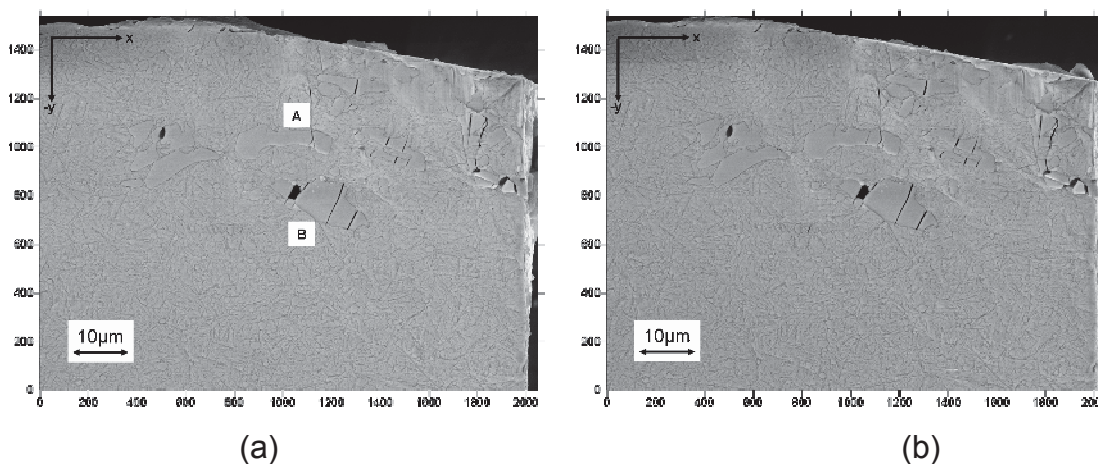


Abbildung 8.6: REM - Aufnahme, K340 ISODUR - WBH K2; (a) 2. LW, (b) 5. LW

Die REM - Aufnahmen der analysierten Bereiche nach 25 und 125 LW sind in Abbildung 8.7 zu sehen. Der Anteil der gebrochenen Karbide ist nach 25 und 125 LW gleich wie nach 5 LW. Eine Veränderung der Außenkontur findet nicht statt.

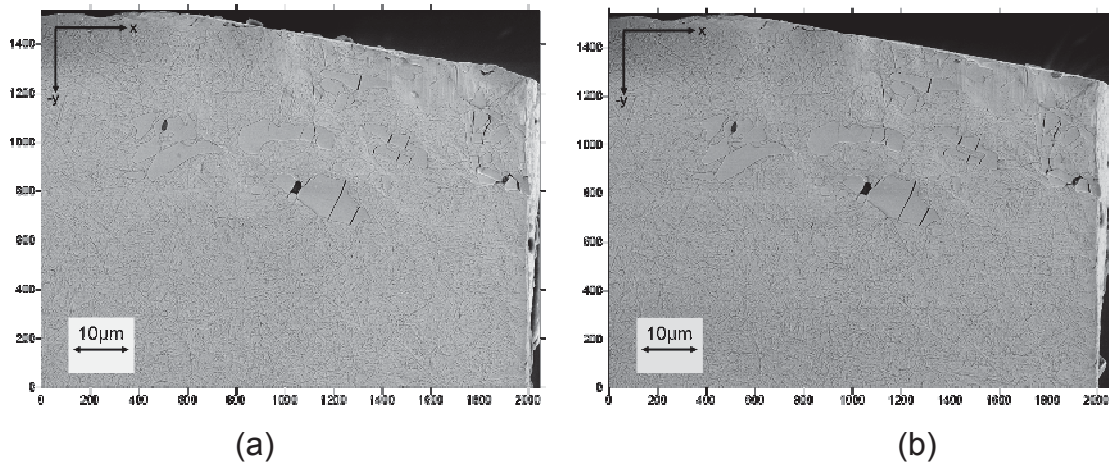


Abbildung 8.7: REM - Aufnahme, K340 ISODUR - WBH K2; (a) 25LW, (b) 125 LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse - Versuch A

LVA zwischen dem 2. und 5. Lastwechsel

In Abbildung 8.8 sind die lokalen Dehnungen in x - Richtung, ε_{xx} , die zwischen dem 2. und 5. LW auftreten zu sehen. Abbildung 8.8a gibt die positiven und Abbildung 8.8b die negativen lokalen x - Dehnungen wieder. Auffällig ist die Anordnung der Verformungsbänder, die fast senkrecht von der Stirnfläche ins Materialinnere führen und in der unteren Hälfte des Bildausschnittes bis zu $\sim 30^\circ$ in Richtung der Mantelfläche abbiegen. Der horizontale Abstand dieser Verformungsbänder liegt zwischen $5 \mu\text{m}$ und $10 \mu\text{m}$. Die positiven lokalen x - Dehnungen in den Verformungsbändern erreichen einen Wert von ca. 2 %. Zusätzlich zu den fast senkrechten Verformungsbändern bilden sich Verformungsbänder die unter ca 45° zur y - Achse liegen, ihren Ausgang an den gebrochenen Karbiden haben und in die Matrix hineinlaufen. Die positiven lokalen x - Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 6 % in den gebrochenen Karbiden und werden zur Matrix hin schwächer. Lokal wird die Verformung also durch den Riss im Karbid und dadurch entstandene Scherbänder getragen. Die Scherbänder fließen aber in die senkrechten Schersysteme ein, und wodurch der Einfluss des Karbidbruches auf das Verformungsmuster lokal sehr begrenzt ist. Das Verformungsmuster erstreckt sich

über den ganzen Bildausschnitt in y - Richtung ca. ($60 \mu\text{m}$) und ende erst am Übergang L_{10} (ca 2500 Pixel von der Kante entfernt), zur elastisch verformten Zone. Mit Ausnahme einzelner Stellen an den gebrochenen Karbiden, vereinzelt Dehnungsüberhöhungen (Matrix und an der Kontaktzone der Stirnfläche) treten die Verformungen ausschließlich in der positiven x - Richtung auf (Abbildung 8.8b).

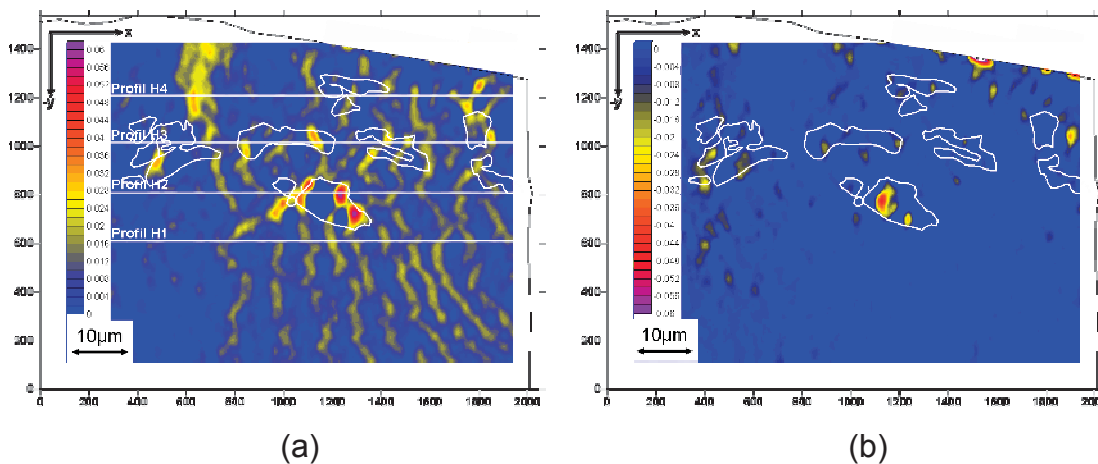


Abbildung 8.8:

Lokale Dehnungen K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 2. und 5. LW; (a) ε_{xx} , (b) $-\varepsilon_{xx}$

Die lokalen Dehnungen in y - Richtung ε_{yy} zwischen den 2. und 5. LW sind in Abbildung 8.9 dargestellt. Mit Ausnahme einzelner Stellen an den gebrochenen Karbiden treten die Verformungen ausschließlich in der negativen y - Richtung auf. Die höchsten lokalen Dehnungen sind an der Stirnfläche bzw. der Kontaktzone mit einem Wert $\varepsilon_{yy} \approx 6\%$ auszumachen. Quasidehnungen ε_{yy} von über 6% werden am gebrochenen Karbid in der Mitte des Bildausschnittes erreicht. Dominant ist der etwas größere Verformungsbereich am Übergang der Kontaktzone an der Stirnfläche. Dieses Scherband läuft von links oben in das Materialinnere und scheidet sich dann im Bereich des gebrochenen Karbides in weitere schmalere Scherbänder bis hin zur Mantelfläche aufzuspalten. Dieses Verformungsband scheint auch die Anordnung der schmalen Verformungsbänder, die ca. 30° zur y - Achse angeordnet sind und vom Materialinneren in Richtung Mantelfläche führen, zu beeinflussen. Der Abstand dieser Verformungsbänder liegt bei ca. $5 \mu\text{m}$. Die negativen lokalen y - Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 2,5% in den Verformungsbändern und sind etwas ausgeprägter, als die Verformungsbänder in den x - Dehnungskarten.

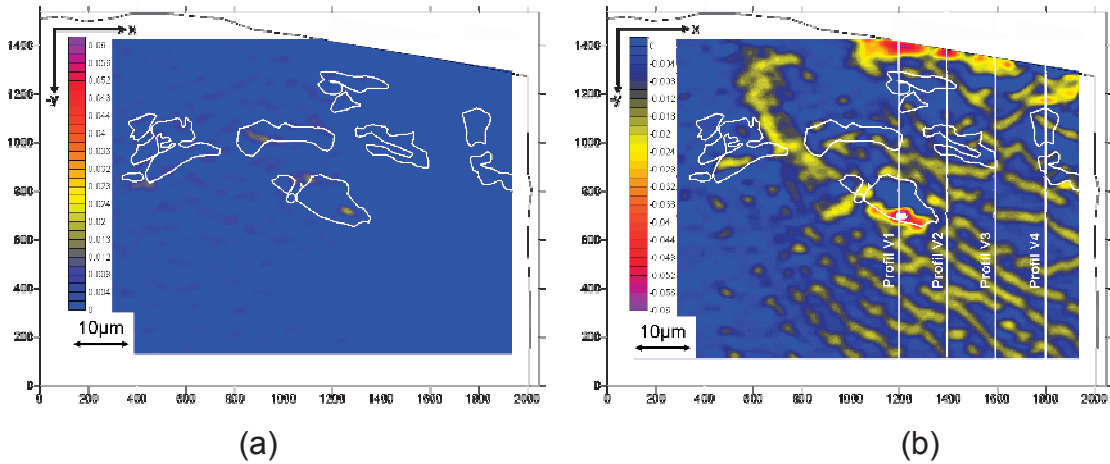


Abbildung 8.9:

Lokale Dehnungen K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 2. und 5. LW; (a) ϵ_{yy} , (b) $-\epsilon_{yy}$

(a)

(b)

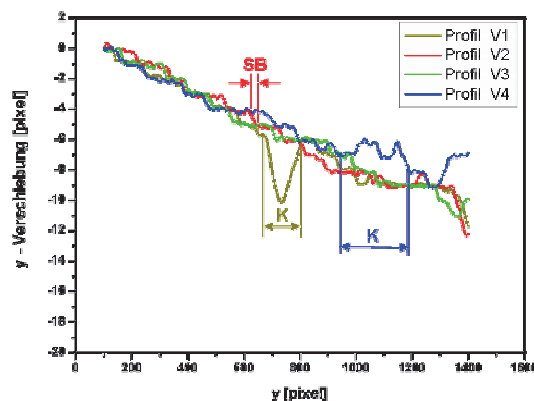
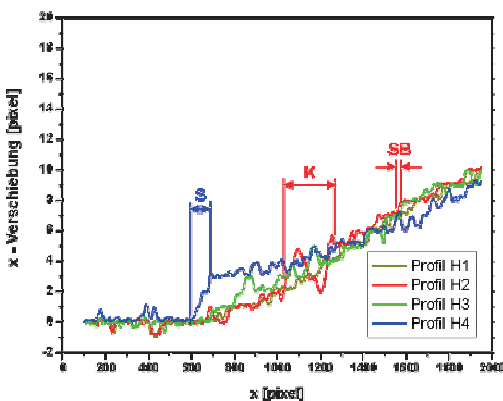
Abbildung 8.10a zeigt die lokalen Verschiebungen (u_x) entlang der Profile H1 - H4 (Abbildung 8.8a) in x - Richtung, und

(a)

(b)

Abbildung 8.10b die lokalen Verschiebungen (u_y) entlang der Profile V1 - V4 (Abbildung 8.9) in y - Richtung.

Ab ca. 600 Pixel beginnen die Profile zu steigen. In allen Profilen sind gleichmäßige Peaks mit annähernd ähnlichen Abständen zu sehen, welche die lokalen Verformungsbänder in Abbildung 8.8 kennzeichnen (SB). Diese Verformungsbänder haben eine Breite von ca. 1 - 2 μm . S kennzeichnet das markante Verformungsband am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone. In Profil H2 ist eindeutig das gebrochene Karbid (K) mit den hohen Dehnungsüberhöhungen aus Abbildung 8.8 zu erkennen. Aus der Steigung lässt sich eine mittlere Dehnung in x - Richtung von ca. 0,83% abschätzen.



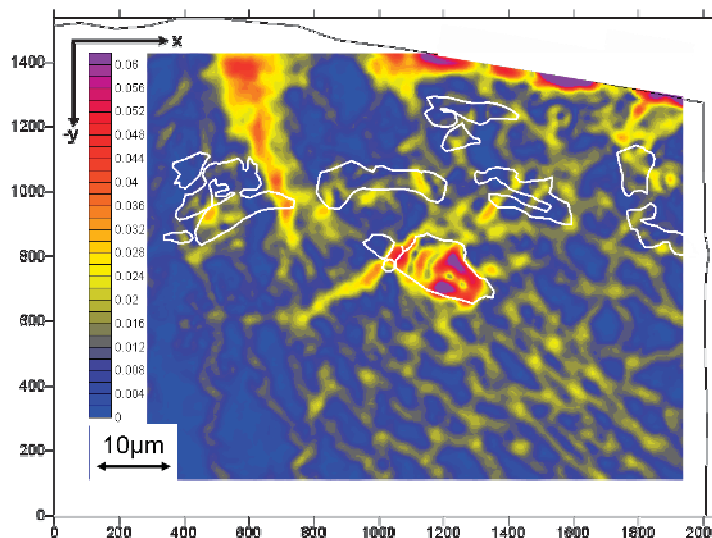
(a) (b)

Abbildung 8.10 Verschiebungsprofil K340 ISODUR - WBH K2 zwischen den 2. und 5. LW.(a) u_x entlang der Profile in Abbildung 8.8, (b) u_y entlang der Profile in Abbildung 8.9

In (a) (b)

Abbildung 8.10b ist die negative Verschiebung in y - Richtung dargestellt. Aus dieser Abbildung sind wieder die in gleichmäßigen Abständen (SB) angeordneten Verformungsbänder (Breite 1 - 2 μm) zu erkennen. Der mit K markierte Bereich in Profil V1 und Profil V4 kennzeichnet jene Stelle, wo sich ein Karbid befindet, an welchem beim Übergang zur Matrix hohe Dehnungsüberhöhungen auftreten. Die aus der Steigung berechnete mittlere Dehnung in y - Richtung beträgt 0,85%. Die Verschiebung in x - und y - Richtung der Scherbänder (SB) beträgt zwischen 1 und 2 Pixel.

Die Vergleichsdehnung zwischen dem 2. und 5. LW ist in Abbildung 8.11a dargestellt. Die Anordnung der Verformungsbänder, die von der Stirnfläche ins Materialinnere führen und in der unteren Hälfte des Bildausschnittes leicht in Richtung der Mantelfläche abbiegen ist sehr markant. Der Abstand dieser Verformungsbänder liegt zwischen 5 μm und 10 μm . Die lokalen Dehnungen in den Verformungsbändern erreichen einen Wert von ca. 2.5%.

**Abbildung 8.11:** Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 2. und 5. LW

Zusätzlich zu den von der Stirnfläche zur Mantelfläche verlaufenden Verformungsbändern bilden sich Verformungsbänder unter ca. 45° zur y - Achse, die ihren Ausgang an den gebrochenen Karbiden nehmen und in die Matrix hineinlaufen. Die Dehnungen in den Verformungsbändern erreichen einen Wert von bis zu 5 % an

den gebrochenen Karbiden und werden zur Matrix hin schwächer. Die höchsten lokalen Dehnungswerte mit ca. 6% sind in der Hartmetallrollenkontaktzone zu finden. Die hohen Dehnungswerte in der Mitte des Bildausschnittes sind wieder auf die hohen Dehnungen an den Fehlstellen zurückzuführen (Quasidehnungen).

LVA zwischen dem 5. und 25. Lastwechsel

Bis auf wenige Bereiche an den Karbiden sind keine positiven lokalen Dehnungsüberhöhungen ε_{xx} festzustellen.

Abbildung 8.12 zeigt die negativen lokalen x - Dehnungen ε_{xx} . Sofort sticht die auffällige Anordnung der Verformungsbänder, die ca 45° von der Stirnfläche ins Materialinnere führen ins Auge. Die negativen lokalen x - Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 2 % in den Verformungsbändern. Die höchsten lokalen Dehnungen sind an der Stirnfläche bzw. der Kontaktzone und dem gebrochenen Karbid in der Mitte des Bildausschnittes mit einem Wert $\varepsilon_{xx} \approx 6\%$ (Rissöffnungsverschiebung) auszumachen.

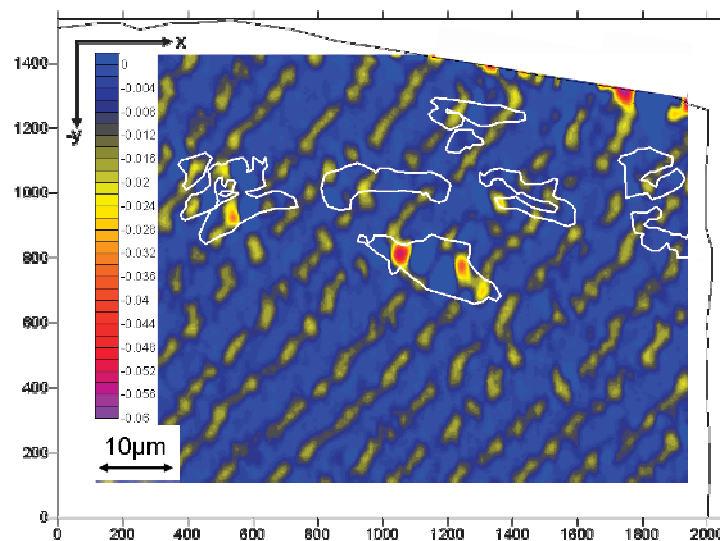


Abbildung 8.12:

negative Lokale Dehnungen ε_{xx} , K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 5. und 25. LW

Bis auf wenige Bereiche an den Karbiden (Quasidehnungen) sind keine positiven lokalen Dehnungsüberhöhungen ε_{yy} zu sehen. Abbildung 8.13 zeigt ein auffälliges Verformungsbild der Kantenregion der negativen lokalen y - Dehnungen ε_{yy} . Die Verformungsbänder laufen von links oben unter ca. 45° hin zur Mantelfläche. Die Verformungsbänder sind sehr ausgeprägt und erreichen einen Wert von $\varepsilon_{yy} = 2,5\%$ und sind etwas näher beieinander. An der Stirnfläche und dem gebrochenen Karbid

(Rissöffnungsverschiebung) in der Mitte des Bildausschnittes treten mit $\epsilon_{yy} \approx 6\%$ die höchsten Dehnungswerte auf.

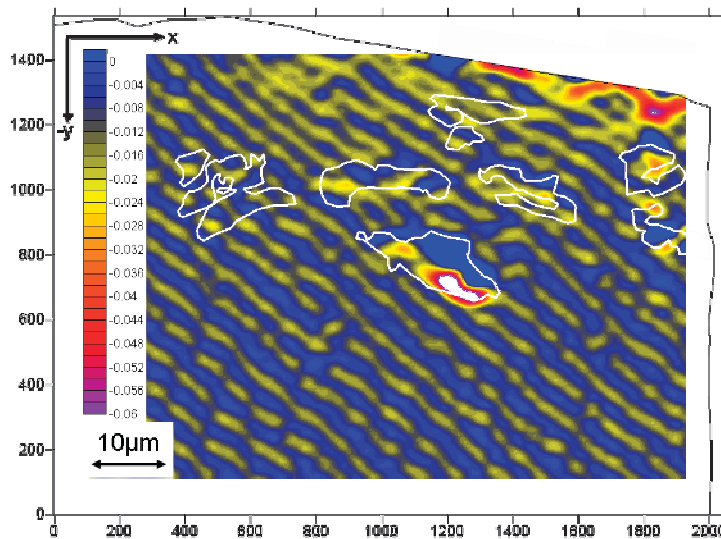


Abbildung 8.13:

negative Lokale Dehnungen ϵ_{yy} , K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 5 und 25 LW

In Abbildung 8.14 sind die Vergleichsdehnung zwischen dem 5. und 25. LW dargestellt.

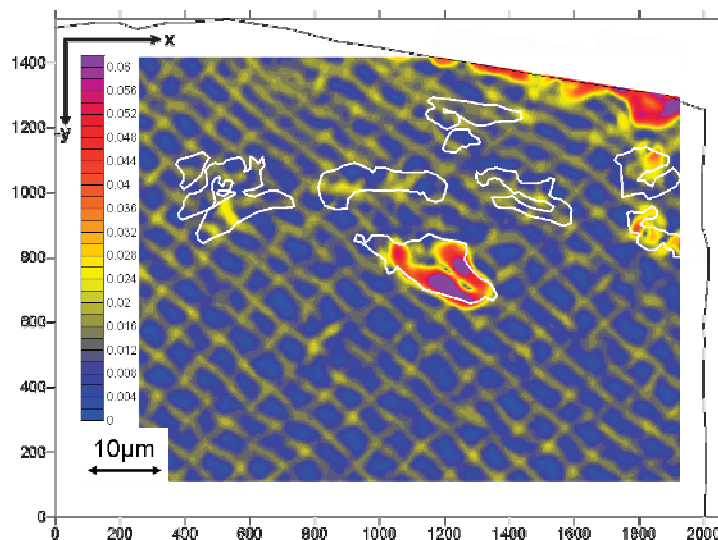


Abbildung 8.14: Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 5 und 25 LW LVA zwischen dem 25. und 125 Lastwechsel

Es ergibt sich dabei ein gleichmäßiges Muster mit Verformungsbändern die von links oben unter ca. 45° hin zur Mantelfläche verlaufen und Verformungsbänder, die im rechten Winkel darauf ausgerichtet sind (Abbildung 8.14).

Die Verformungsbänder erreichen lokale Dehnungen von etwa 2,5% und haben einen Abstand von etwa 5 μm . Die höchsten lokalen Dehnungen sind an der Hartmetallrollenkontaktfläche anzutreffen.

Auf die Abbildungen der lokalen x - Dehnungen ε_{xx} zwischen dem 25. und 125. LW wurde verzichtet. Bis auf wenige Bereiche an gebrochenen Karbiden sind keine lokalen Dehnungsüberhöhungen zu sehen.

Die negativen lokalen Dehnungen in y - Richtung ε_{yy} ist in Abbildung 8.15 dargestellt. Mit Ausnahme einer einzelnen Stelle an einem gebrochenen Karbid treten die lokalen Dehnungsüberhöhungen ausschließlich in der negativen y - Richtung auf. Abgesehen von den hohen lokalen Dehnungsüberhöhungen an der Kontaktregion der Stirnfläche, den gebrochenen Karbiden, sind Verformungsbänder die parallel zur verformten Stirnkante von der Mantelfläche ins Materialinnere verlaufen mit einem Wert von $\varepsilon_{yy} \approx 1.5\%$ zu sehen. Die Oberflächenuntersuchungen in Kapitel 5 zeigen, dass sowohl kleine Verformungsstufen mit einem Abstand von etwa 5 μm als auch große Verformungsstufen mit einem Abstand von etwa 10 - 20 μm in y - Richtung entstehen. Diese Verformungsbänder in Abbildung 8.15 dürften ihren Ausgang an den großen Oberflächenverformungsstufen (siehe Kapitel 7.1) haben und ins Materialinnere verlaufen.

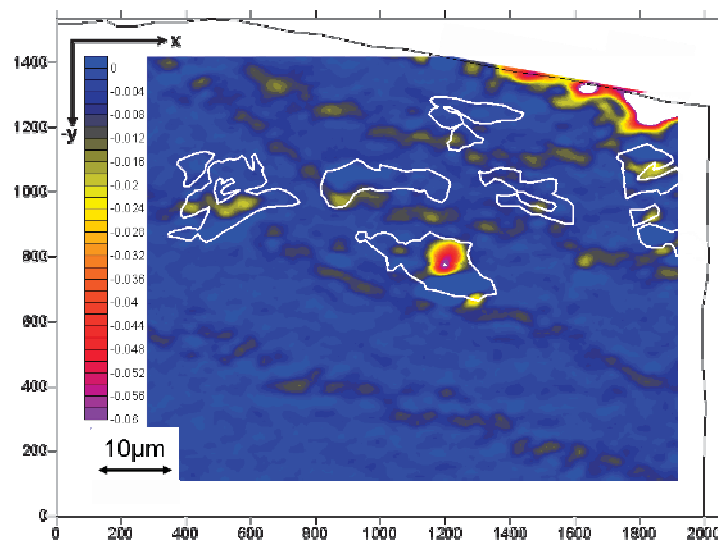


Abbildung 8.15:

negative Lokale Dehnungen ε_{yy} , K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 25 und 125 LW

Abbildung 8.16 zeigt die Vergleichsdehnung zwischen dem 25. und 125. LW. Abgesehen von den hohen lokalen Dehnungsüberhöhungen in der Kontaktregion der Stirnfläche und an den gebrochenen Karbide (Quasidehnung) sind in Abbildung 8.16 Verformungsbänder, die parallel zur verformten Stirnkante von der Mantelfläche ins Materialinnere verlaufen mit einem Wert von ca. 1.5% zu sehen.

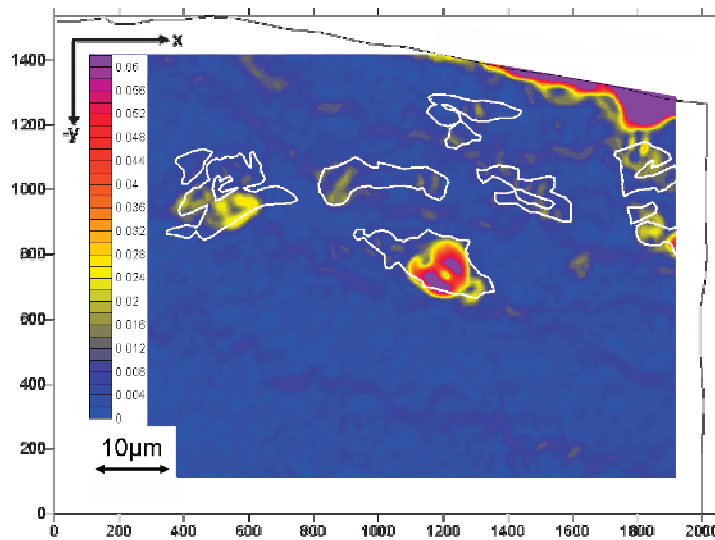


Abbildung 8.16:

Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 25 und 125 LW

REM - Aufnahmen - Versuch B

In Abbildung 8.17a ist die Mikrostruktur des analysierten Bereiches von Versuch B nach dem 2. LW dargestellt. Beim Versuch A wurde der ganze Kantenbereich untersucht (Hartmetallrollenkontaktzone und Mantelfläche), wogegen beim Versuch 2 nur die Zone unterhalb der Hartmetallrollekontaktzone Gegenstand der Untersuchung war. Im Gegensatz zu Versuch A sind in der Matrix der Probe von Versuch B nur ganz wenige globulare Karbide mit einer Größe von ca. 1 - 2 µm eingebettet. Eine Schädigung der wenig vorhandenen Karbide kann nicht beobachtet werden. Lediglich eine leichte Änderung der Außenkontur an der Stirnfläche entlang der x - Richtung kann zwischen dem 2. und 5. LW in Abbildung 8.17b festgestellt werden.

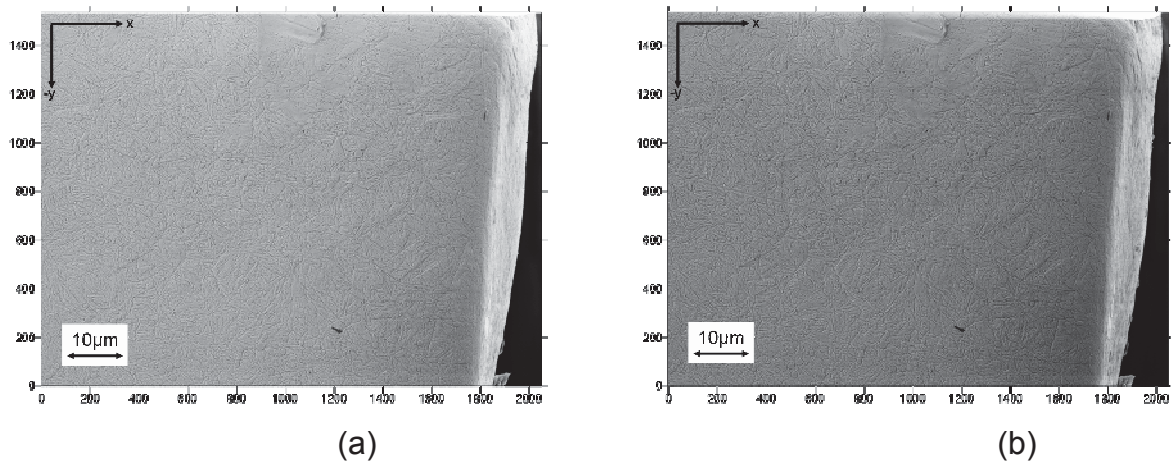


Abbildung 8.17: REM - Aufnahme, K340 ISODUR WBH - K2; (a) 2LW, (b) 5LW

In Abbildung 8.18 sind die REM - Aufnahmen der analysierten Bereiche nach 25 und 125 LW dargestellt. Eine Veränderung der Mikrostruktur sowie eine Veränderung der Außenkontur kann nach 25 LW (Abbildung 8.18a) und 125 LW (Abbildung 8.18b) nicht beobachtet werden. In der REM Abbildung nach 125 LW ist ein schwarzer Schmutzpartikel, der beim Aus- und Einbau an der Mantelfläche haften blieb, zu sehen.

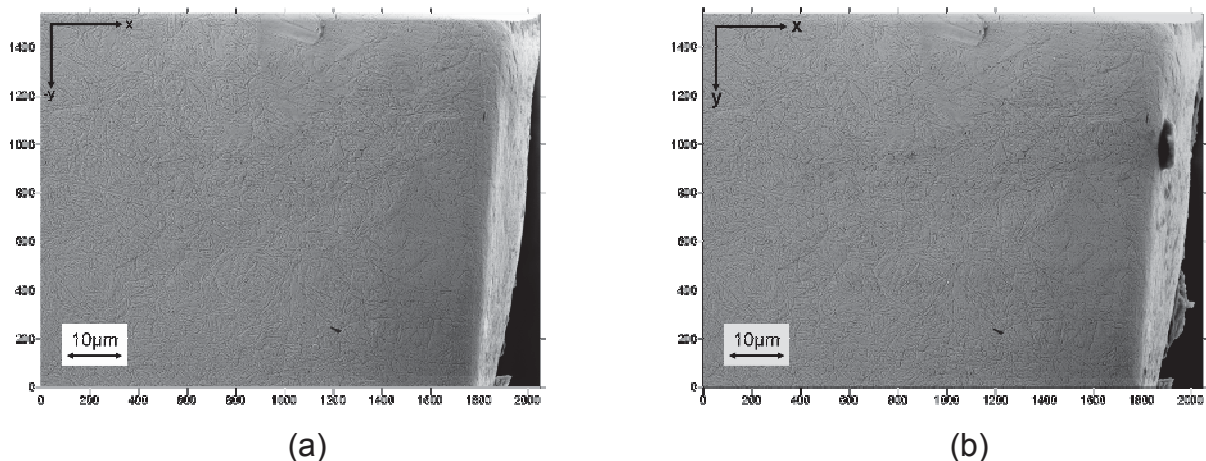


Abbildung 8.18: REM - Aufnahme, K340 ISODUR WBH - K2; (a) 25. LW, (b) 125. LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse - Versuch B

LVA zwischen dem 2. und 5 Lastwechsel

Das zyklische Materialverhalten des K340 ISODUR wird anhand eines zweiten Versuches mit jenem im vorigen Abschnitt verglichen. Die Vergleichsdehnungen zwischen verschiedenen Lastwechseln wurden ausgewertet und im folgenden Abschnitt zusammengefasst.

In Abbildung 8.19b ist die Vergleichsdehnung zwischen dem 2. und 5. LW sehen. In Abbildung 8.19b beginnen die Verformungsbänder mit einer Dehnung von ca. 2.5% mit einem Abstand von ca. 5µm erst in der linken unteren Ecke des Bildausschnittes. Die Verformungsbänder sind im vorderen Kantenbereich fast parallel zur Stirnfläche und die Anordnung verändert sich ins Materialinnere um ca. 45° zur x - Achse hin.

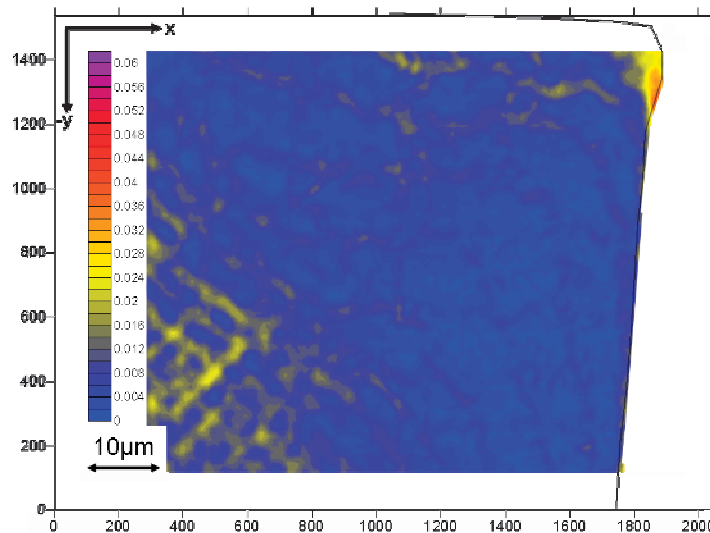


Abbildung 8.19: Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 2. und 5. LW

LVA zwischen dem 5. und 25. Lastwechsel

Ein Bereich entlang der fast gesamten Mantelflächenregion mit einer Breite von ca. 10 - 15 µm weist sehr hohe lokale Dehnungen auf (Abbildung 8.20). Die Dehnungsüberhöhungen konzentrieren sich in einem etwa 5 µm breiten senkrechten Verformungsband und erreichen einen Wert von ca. 6%. Dass sich eine extrem geschädigte Zone entlang der Mantelfläche mit einer Breite von ca. 10 - 20 µm nach mehreren Lastwechseln bildet, kann auch in der Schädigungsuntersuchung in Kapitel 9.1 beobachtet werden. Diese extrem verformte Zone wird im Kapitel 11 noch diskutiert.

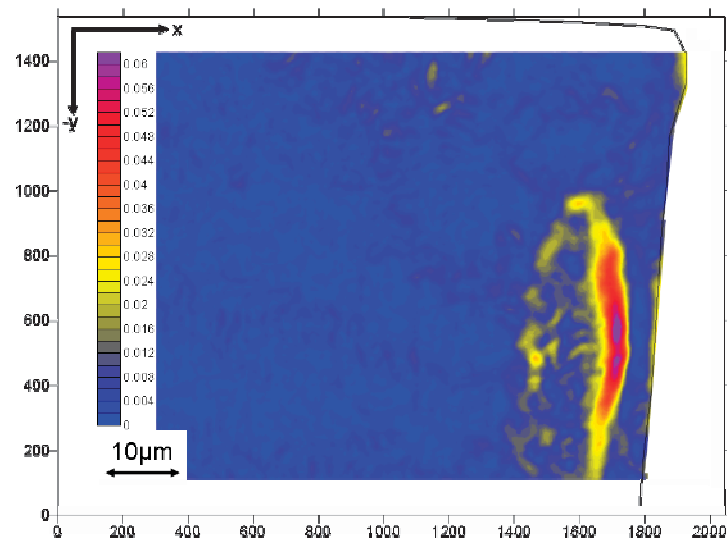


Abbildung 8.20: Vergleichsdehnung K340 ISODUR - WBH K2 zwischen dem 5. und 25. LW

LVA zwischen dem 25. und 125 Lastwechsel

Abbildung 8.21 zeigt die Vergleichsdehnung zwischen dem 25. und 125. LW. Ein senkrechtes Verformungsband mit Dehnungswerten von ca. 1.5 % entlang der der y - Richtung ca. 10 µm von der Mantelfläche entfernt, ist zu sehen. Dieses Verformungsband markiert den Übergang der hoch verformten Zone an der Mantelfläche, welche in Kapitel 9.1 näher beschrieben ist, zur weniger verformten Zone ins Materialinnere.

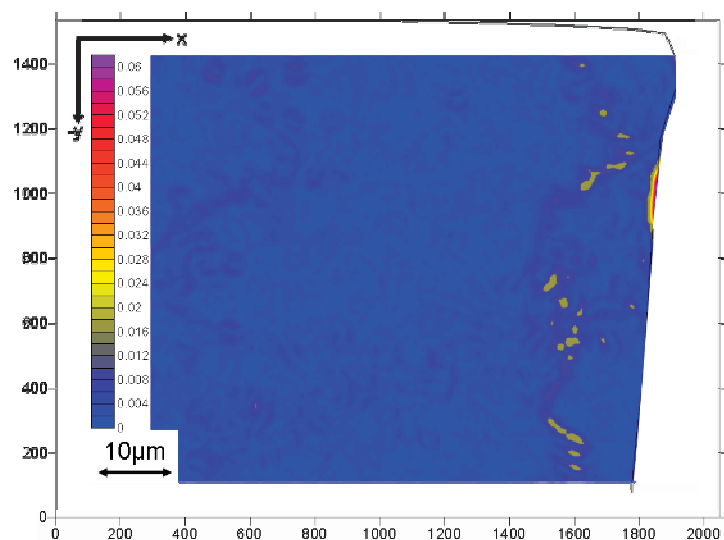


Abbildung 8.21: Vergleichsdehnung K340 ISODUR-WBH K2 zwischen dem 25. und 125. LW

8.2 Verformungsverhalten des pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahls

Das lokale Verformungsverhalten des pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahls (S390 MICROCLEAR) unter monotoner statischer und unter zyklischer Belastung wird anschließend untersucht.

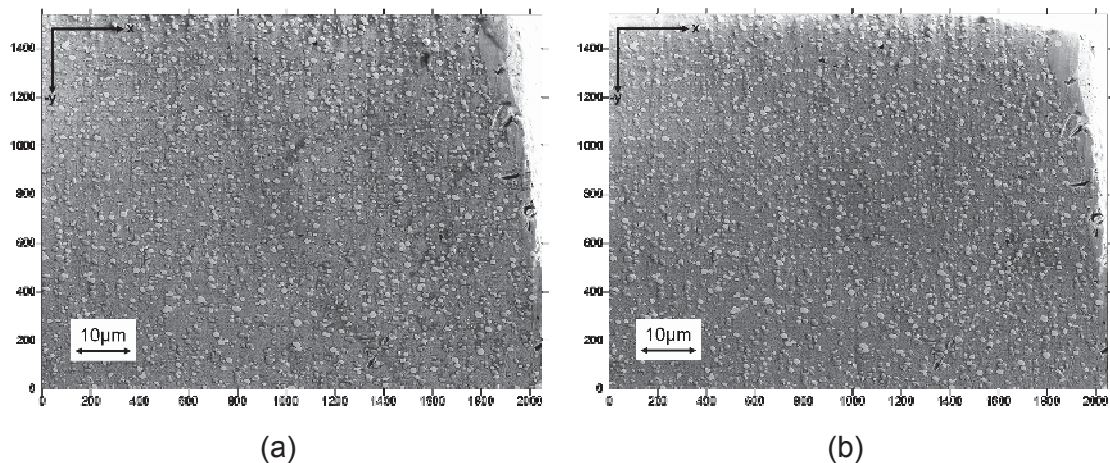
8.2.1 Lokales Verformungsverhalten unter monotoner statischer Belastung

Das lokale Verformungsverhalten in der Kantenregion der Teilungsebene (vergleiche Abbildung 5.11) nach einem Lastwechsel mit $F_{\min} = -5\text{kN}$ wird im folgenden Abschnitt analysiert.

REM - Aufnahmen

Der analysierte Bereich im unverformten Zustand ist in Abbildung 8.22a zu sehen. Im Gegensatz zum K340 ISODUR besitzt der S390 MICROCLEAR eine homogene Karbidverteilung mit globularen Karbiden, die einem Durchmesser von ca. $1\ \mu\text{m}$ aufweisen. Die Mikrostruktur zeigt kleine schwarze Punkte im Materialinneren. Diese schwarzen Punkte sind Löcher, die während der Probenpräparation durch das Herausbrechen der Karbide entstanden sind. Die Kante der Probe bildet im unverformten Zustand keinen rechten Winkel, was auf die Probenpräparation zurückzuführen ist. An der Mantelflächenaußenkontur sind kleine Vorschädigungen zu sehen, die ebenfalls von der Probenpräparation stammen. Die Auswertung des Versuches wurde trotzdem durchgeführt, da für die Untersuchung und Auswertung der Probe der linke obere Kantenbereich am wenigsten essentiell ist.

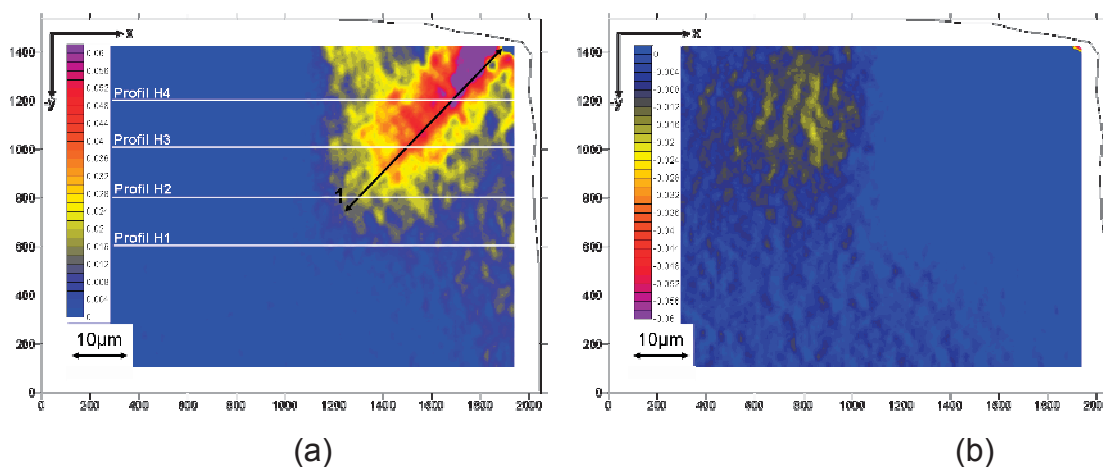
Eine zusätzliche Schädigung der Mikrostruktur nach 5 LW in Abbildung 8.22b ist nicht zu beobachten. Die plastische Verformung der Außenkontur an der Stirnfläche in Abbildung 8.22b nach 5 LW beginnt bei ca. 1400 Pixel (x - Achse) und erreicht eine Tiefe von $L_2 \approx 100$ Pixel.

**Abbildung 8.22:**

REM - Aufnahme, S390 MICROCLEAN WBH - S2 $F_{\min} = -5\text{kN}$; (a) unverformt, (b) 1 LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse

Abbildung 8.23a gibt die positiven und Abbildung 8.23b die negativen lokalen x - Dehnungen (ϵ_{xx}) wieder.

**Abbildung 8.23:**

Lokale Dehnungen S390 MICROCLEAN WBH S2 nach einem LW; (a) ϵ_{xx} , (b) $-\epsilon_{xx}$

In Abbildung 8.23a ist eine kreissegmentförmige plastisch verformte Zone zu erkennen. Von der linken oberen Ecke verläuft ein dominantes Verformungsband (1) unter ca. 45° ins Materialinnere. Die positiven lokalen x - Dehnungen erreichen einen Wert von über 6% in der Mitte dieses Verformungsbandes. Bis auf den kleinen Bereich in der linken oberen Ecke stimmen die homologen Punkte aus der LVA gut überein und die lokalen Dehnungswerte können somit als richtig betrachtet werden. Die an der Mantelfläche auslaufenden Verformungsbander erreichen einen Wert von

$\varepsilon_{xx} \approx 2\%$. Im vorderen Kantenbereich sind in Abbildung 8.23b keine negativen ε_{xx} -Werte zu sehen, die Verformung erfolgt nur in die positive Richtung. Es ist aber deutlich der Übergang der Zone zu erkennen, wo Dehnungen in negativer x-Richtung auftreten. Die negativen x-Dehnungen erreichen einen Wert von $\varepsilon_{yy} \approx 2\%$. Abbildung 8.24a zeigt die positiven und Abbildung 8.24b die negativen lokalen y-Dehnungen (ε_{yy}). Bis auf ganz wenige Bereiche in der linken oberen Ecke mit Werten von $\varepsilon_{yy} \approx 1.5\%$ sind keine Dehnungsüberhöhungen zu sehen.

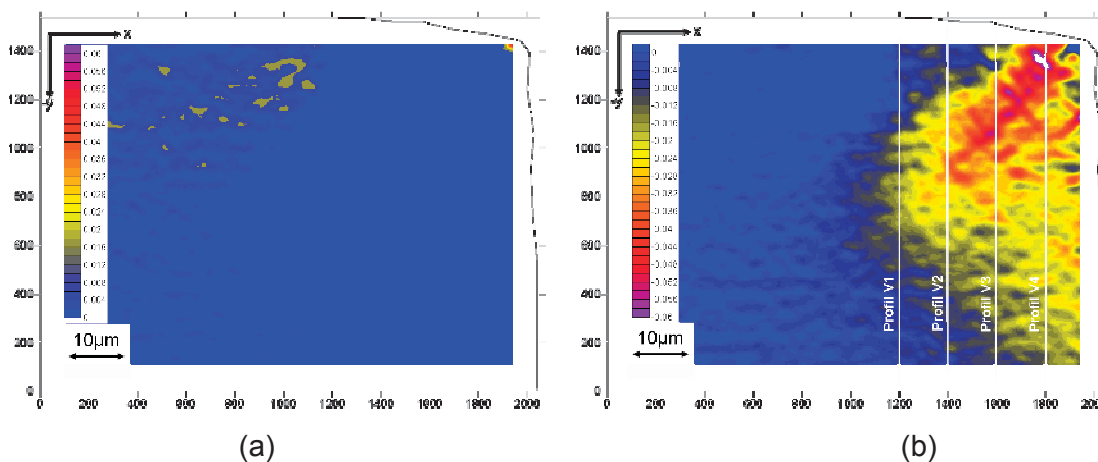


Abbildung 8.24:

Lokale Dehnungen S390 MICROCLEAN WBH S2 nach einem LW; (a) ε_{yy} , (b) $-\varepsilon_{yy}$

Mit Ausnahme dieser einzelnen Stellen tritt die Verformung ausschließlich in der negativen y-Richtung auf. Die plastisch verformte Zone geht ca. 1000 Pixel von der Mantelfläche ins Materialinnere und erstreckt sich von der Stirnfläche entlang der Mantelfläche über den ganzen Bildausschnitt. Das unter 45° verlaufende Verformungsband von der rechten oberen Ecke ins Materialinnere dominiert das Verformungsmuster der Abbildung 8.24b. Die lokalen Dehnungen erreichen Werte von über 6% (weiße Bereiche) in diesem Verformungsband. Im rechten Winkel zu diesem Verformungsband entstehen kleinere Verformungsbänder, die Richtung Mantelfläche verlaufen, einen Abstand von ca. 5 - 10 µm aufweisen und Werte von $\varepsilon_{yy} \approx 6\%$ im Zentrum erreichen.

Abbildung 8.25a zeigt die Verschiebungen entlang der Profile H1 - H4 (Abbildung 8.23) in x-Richtung und Abbildung 8.25b zeigt die Verschiebungen entlang der Profile V1 - V4 (Abbildung 8.24) in y-Richtung. Der grau markierte Bereich kennzeichnet die Verschiebung (u_x) in negativer x-Richtung. Die mittlere negative

Dehnung, berechnet aus Profil H3 und H4, beträgt 0.8%. Der orange Bereich kennzeichnet die Verschiebung in die positive x - Richtung. S kennzeichnet das dominante Scherband (1 in Abbildung 8.23) in den Profilen 3 und 4, welches lokale Dehnungen von ca. 6% in positiver x - Richtung erreicht. In Abbildung 8.25b kann das dominante Scherband (S) aus den Profilen 3 und 4 eindeutig herausgelesen werden.

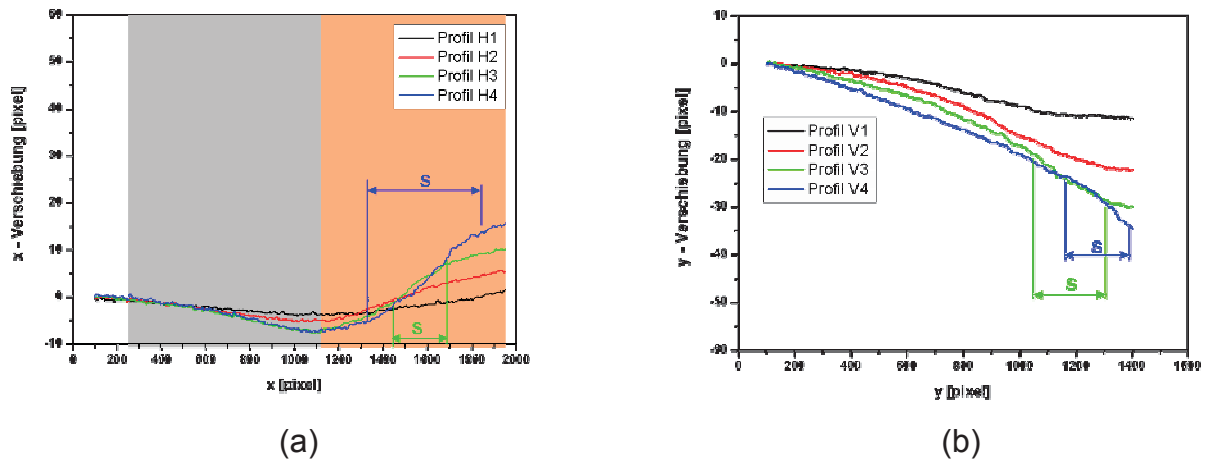


Abbildung 8.25: Verschiebungsprofil S390 MICROCLEAN WBH S2; (a) u_x entlang der Profile in Abbildung 8.23, (b) u_y entlang der Profile in Abbildung 8.24

Abbildung 8.26 zeigt die Vergleichsdehnung nach einem Lastwechsel.

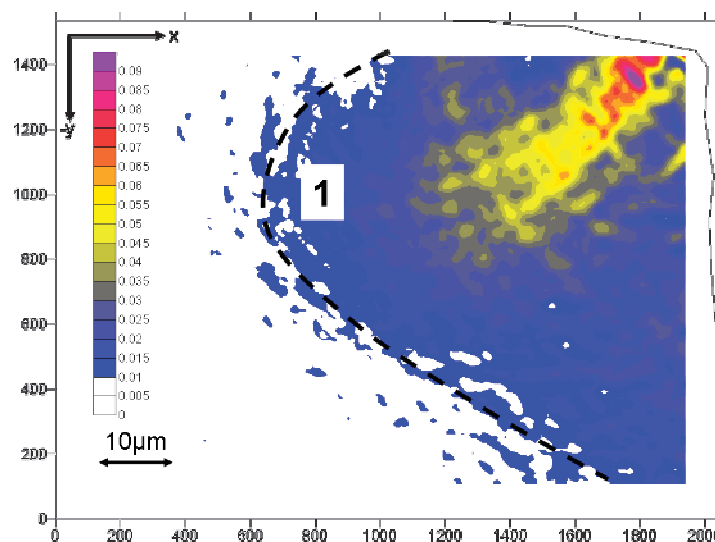


Abbildung 8.26: Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH K2 nach einem LW

Für die Auswertung der Vergleichsdehnung nach einem Lastwechsel wurde dieselbe Skala verwendet wie beim K340 ISODUR nach einem Lastwechsel (siehe Abbildung 8.5). Es bildet sich ein plastisch verformter Bereich (1) an der Kante aus. Der Übergang der plastisch verformten Zone nach einem Lastwechsel ist weniger stark abgegrenzt als beim K340 ISODUR und verläuft etwas weiter und unregelmäßiger ins Materialinnere. Die Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 10% in der Nähe der Kante. Die plastische Verformung erstreckt sich über den ganzen Bildausschnitt in y - Richtung ca. (60 μm) und ende erst am Übergang L_{10} (ca. 2500 Pixel von der Kante entfernt), zur elastisch verformten Zone.

8.2.2 Lokales Verformungsverhalten unter zyklischer Belastung

Im folgenden Abschnitt wird das lokale Verformungsverhalten in der Kantenregion der Teilungsebene (Abbildung 5.11) nach unterschiedlichen Lastwechseln diskutiert. Für Versuch A wurde wieder dieselbe Probe wie nach dem statischen Belastungsversuch verwendet. Nach dem ersten Lastwechsel mit $F_{\min} = -5\text{kN}$ wurden die Proben mit $F_{\min} = -10\text{kN} / R= 10$ belastet.

Ein zweiter Versuch (B) wurde mit $F_{\min} = -10\text{kN} / R= 10$ durchgeführt, da beim Versuch A die Randzone entlang der Mantelfläche in den Dehnungskarten nicht abgebildet werden konnte.

REM - Aufnahmen - Versuch A

Die rasterelektronischen Aufnahmen der analysierten Bereiche nach dem 2. LW des Versuches A ist in Abbildung 8.27 dargestellt. Die plastische Verformung der Außenkontur der Stirnfläche in Abbildung 8.27a beginnt bei ca. 1400 Pixel (x - Achse) und erreicht eine Tiefe von $L_2 \approx 100$ Pixel.

Nach 5 LW (Abbildung 8.27b) ändert sich die Außenkontur der Stirnfläche. Die plastische Verformung beginnt bei etwa 1200 Pixel (x - Achse) und L_2 erreicht ca. 200 Pixel. Die Außenkontur der Mantelfläche in Abbildung 8.27a unterscheidet sich ein wenig von der Außenkontur in Abbildung 8.27b. Aus diesen Beobachtungen kann abgeleitet werden, dass sich die Kante zwischen dem 2. LW und 5 LW noch plastisch verformt.

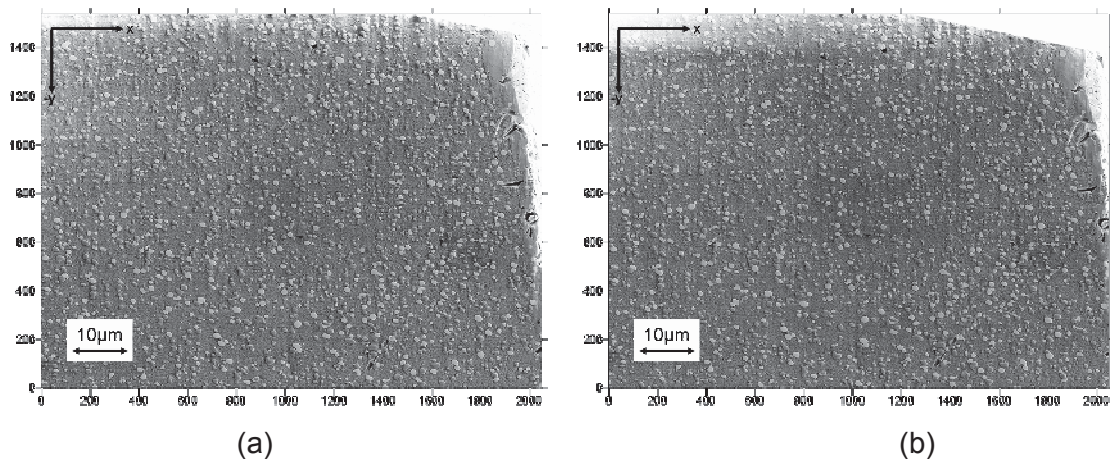


Abbildung 8.27: REM - Aufnahme, S390 MICROCLEAN WBH S2; (a) 2. LW, (b) 5. LW

Die REM Bilder der analysierten Bereiche von Versuch A nach 25 und 125 LW sind in Abbildung 8.28 dargestellt. Beim Vergleich der Abbildung 8.28a mit der Abbildung 8.28b sind sowohl in der Mikrostruktur als auch an der Außenkontur keine Änderungen zu sehen.

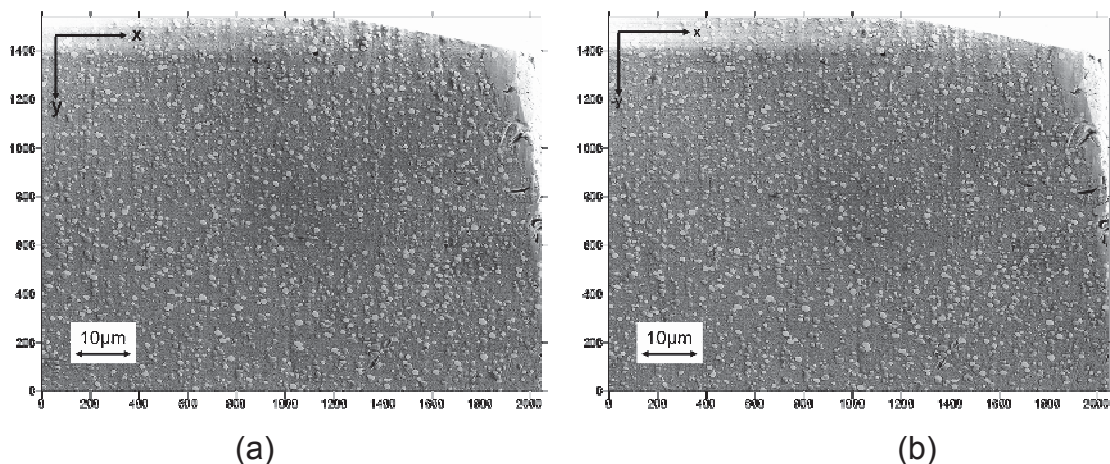


Abbildung 8.28: REM - Aufnahme, S390 MICROCLEAN WBH S2; (a) 25 LW, (b) 125 LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse - Versuch A

LVA zwischen dem 2. und 5. Lastwechsel

Die lokalen Dehnungsfelder ϵ_{xx} in positiver und negativer Richtung sind in Abbildung 8.29a und Abbildung 8.29b dargestellt.

In Abbildung 8.29a ist eine kreissegmentförmige Zone zu sehen, in der die lokalen plastischen Dehnungen auftreten. Die Zone erstreckt sich ca. 1100 Pixel von der Mantelfläche ins Materialinnere und verläuft von der Stirnfläche entlang der

Mantelfläche über den ganzen Bildausschnitt. Wie schon nach 1 LW beobachtet, verläuft die Verformung der Kante wieder in zwei Hauptrichtungen. Zum einen das dominante Verformungsband 1 unter ca. 45°, das von der rechten oberen Ecke ins Materialinnere verläuft und zum anderen das Verformungsband 2 von der Stirnfläche in Richtung Mantelfläche. Die positiven lokalen x-Dehnungen erreichen einen Wert von über $\varepsilon_{xx} = 5\%$ in der Mitte dieser Verformungsbänder. Das bedeutet, die lokalen Dehnungen im Verformungsband 1, welche von der rechten oberen Ecke ins Materialinnere laufen, erreichen weniger hohe lokale Dehnungen als nach dem 1. LW (Abbildung 8.23). Im Gegensatz dazu, nehmen die lokalen Dehnungen im dominanten Verformungsband 2 zu. Die, an die Mantelfläche auslaufenden Verformungsbänder erreichen einen Wert von $\varepsilon_{xx} \approx 2\%$. Darüber hinaus kann die Zunahme der Scherbänder, die von der Mitte der dominanten Verformungsbänder Richtung Mantelfläche laufen, beobachtet werden. Dabei entsteht ein Verformungsmuster mit Verformungsbändern parallel zu 1 und Verformungsbändern, die sich 90° zu diesen bilden.

Wie schon nach einem LW in Abbildung 8.23 beobachtet wurde, sind im vorderen Kantenbereich keine Dehnungsfelder in negativer x - Richtung zu sehen. Es ist aber deutlich der Übergang der Zone zu erkennen, wo eine Verformung in negativer x - Richtung stattfindet. Diese negativen x - Dehnungen in Abbildung 8.29b in den fast senkrechten Verformungsbändern erreichen einen Wert von ca. $\varepsilon_{xx} = 1.5\%$.

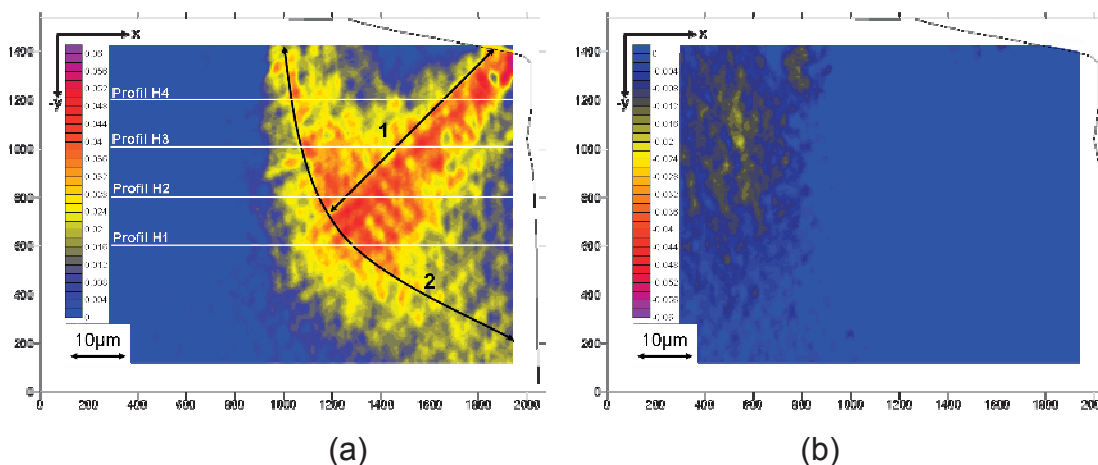


Abbildung 8.29:

Lokale Dehnungen S390 MICROCLEAN - WBH S2 zw. dem 2. und 5. LW (a) ε_{xx} , (b) $-\varepsilon_{xx}$

Die positiven lokalen Dehnungsfelder in y - Richtung sind in Abbildung 8.30a die negativen lokalen Dehnungsfelder in y - Richtung in Abbildung 8.30b dargestellt. Mit Ausnahme einzelner waagrechter Verformungsbänder, die einen Wert von $\varepsilon_{yy} \approx 1\%$ erreichen sind keine lokalen Dehnungen zu beobachten.

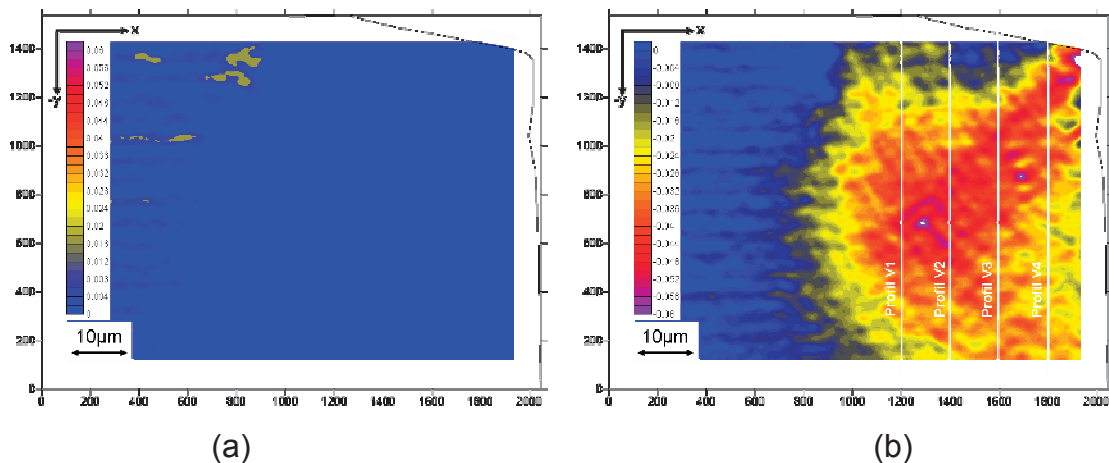


Abbildung 8.30:

Lokale Dehnungen S390 MICROCLEAN - WBH S2 zw. dem 2. und 5. LW, (a) ε_{yy} , (b) $-\varepsilon_{yy}$

Lokalen Dehnungen zeigen sich ausschließlich in der negativen y - Richtung. Dabei treten die lokalen Dehnungen in einer kreissegmentförmigen Zone auf (Abbildung 8.30b), die auch in den Dehnungskarten der negativen y - Dehnung zu beobachten ist. Die Zone erstreckt sich ca. 1300 Pixel von der Mantelfläche ins Materialinnere und geht von der Stirnfläche entlang der Mantelfläche über den ganzen Bildausschnitt. Am Ende dieser Zone laufen waagrechte Verformungsbänder mit einem Wert von $\varepsilon_{yy} \approx 2\%$ ins Materialinnere. Die zwei dominanten Verformungsbänder, wie sie in den x - Verformungskarten beobachtet werden konnten, treten auch in der negativen y - Dehnungskarte auf. Die höchsten lokalen Dehnungsüberhöhungen treten am Kreuzungspunkt dieser beiden Verformungsbänder in der Bildmitte auf und erreichen einen Wert mehr als $\varepsilon_{yy} = 6\%$ (weißer Bereich).

Die lokalen Dehnungen im Verformungsband, die von der rechten oberen Ecke ins Materialinnere läufen, nehmen im Vergleich zum 1. LW etwas ab (Abbildung 8.24). Im Gegensatz dazu, nehmen die lokalen Dehnungen im dominanten Verformungsband, welche von der Stirnfläche in Form eines Kreissegments in Richtung Mantelfläche laufen, im Vergleich zum 1. LW zu. Die an die Mantelfläche

auslaufenden Verformungsbänder erreichen einen Wert von $\varepsilon_{yy} \approx 4\%$. Die Scherbänder, die von der Mitte der dominanten Verformungsbänder in Richtung Mantelfläche laufen, nehmen eindeutig zu. Der Abstand dieser Scherbänder beträgt ca. $5 \mu\text{m}$. Weiters können Knotenpunkt beobachtet werden, die einen Wert von bis zu $\varepsilon_{yy} \approx 6\%$ erreichen, von wo aus im rechten Winkel Scherbänder weglaufen.

Entlang der Profile H1 - H4 in Abbildung 8.29 sind die lokalen Verschiebungen (u_x) in x - Richtung in Abbildung 8.31a abgebildet, und entlang der Profile V1 - V4 (Abbildung 8.30b) sind die die lokalen Verschiebungen (u_y) in y - Richtung in Abbildung 8.31b abgebildet. Der graue Bereich in Abbildung 8.31a markiert die Verschiebung (u_x) in negativer x - Richtung. Ab ca. 900 Pixel geht die negative Steigung in eine positive Steigung über und kennzeichnet den Beginn des orangen Bereiches wo positive Verschiebungen (u_x) auftreten. S1 und S2 markiert die zwei dominanten Verformungsbereiche (1 und 2 in Abbildung 8.29) in den Profilen 3 und 4. In Abbildung 8.31b kann das dominante Scherband (S) aus den Profilen V3 und V4 herausgelesen werden.

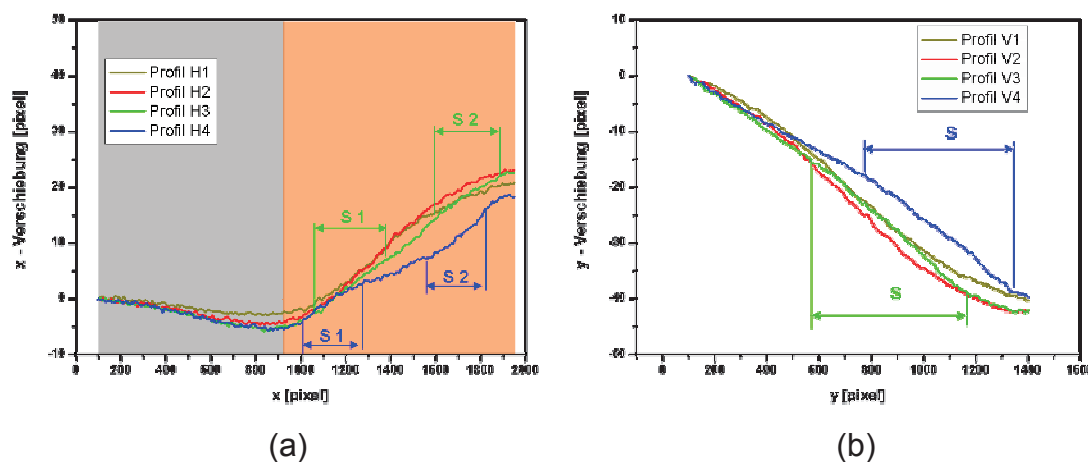


Abbildung 8.31: Verschiebungsprofil S390 MICROCLEAN - WBH K2; (a) u_x entlang der Profile in Abbildung 8.29, (b) u_y entlang der Profile in Abbildung 8.30

Die Vergleichsdehnung zwischen dem 2. und 5. LW ist in Abbildung 8.32 dargestellt. In Abbildung 8.32 dominiert das Verformungsband 2 den Bildausschnitt. Dehnungen, die einen Wert von mehr als 6 % erreichen, sind am häufigsten im Verformungsband 2 zu finden. Die Bereiche mit lokalen Dehnungen von etwa 5% reichen ca. $40 \mu\text{m}$ ins Materialinnere. Es bilden sich Verformungsbänder, die im rechten Winkel zum primären Verformungsband 1 von der Mitte mit einem Wert von über 6% zu den

Oberflächen (Mantel- und Stirnfläche) hin auslaufen. Zusätzlich gehen Verformungsbänder parallel zum primären Verformungsband 2 ins Materialinnere und erreichen noch Werte zwischen 1.5% und 2%.

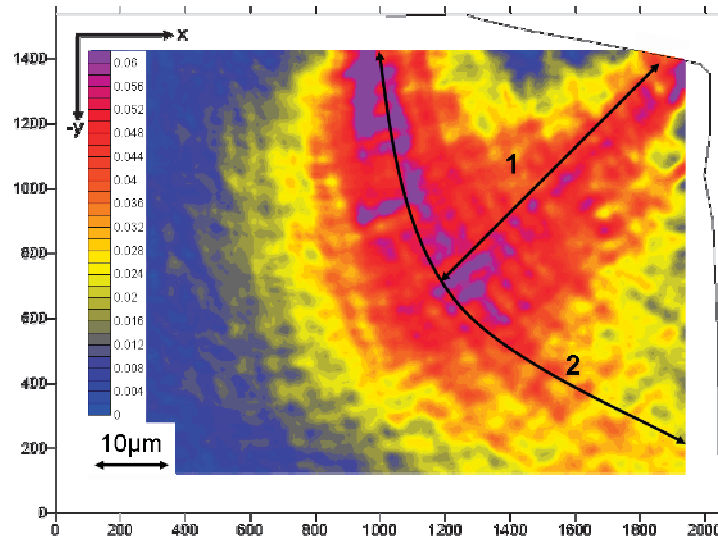


Abbildung 8.32:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN-WBH S2 zwischen dem 2. und 5. LW

LVA zwischen dem 5. und 25. Lastwechsel

In Abbildung 8.33 ist die Vergleichsdehnung zwischen dem 5. und 25. LW zu sehen.

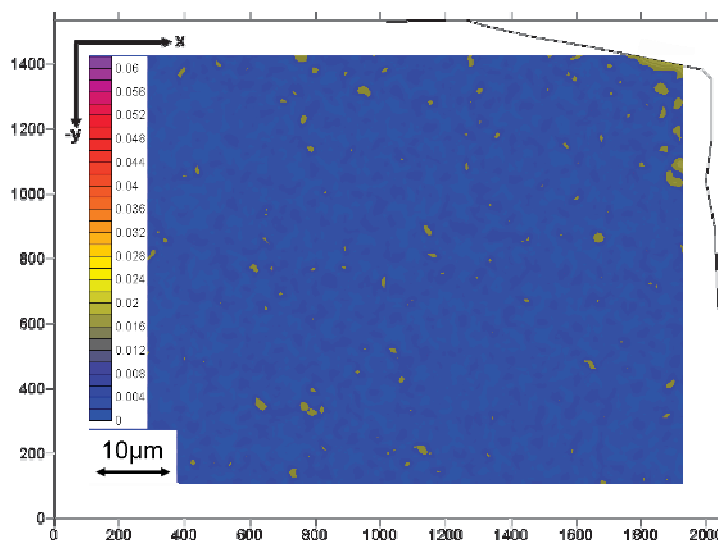


Abbildung 8.33:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 zwischen dem 5. und 25. LW

Die Dehnungskarten in x - und y - Richtung waren nicht sehr aussagekräftig. Bis auf wenige kleine punktuell angeordnete lokale Dehnungen im Materialinneren waren keine weiteren lokalen Dehnungen festzustellen. Aus diesem Grund wird nur die Vergleichsdehnung dargestellt. Die höchsten Dehnungen sind in der Hartmetallrollenkontaktregion mit einem Wert von ca. 2 % zu finden. Des Weiteren sind kleine punktuelle Dehnungsüberhöhungen mit einem Wert von ca. 1.5% im gesamten ausgewerteten Bereich zu sehen.

LVA zwischen dem 25. und 125. Lastwechsel

Bis auf wenige Bereiche sind keine negativen und positive lokalen x - Dehnungen zwischen dem 25. und 125. LW zu sehen. Auch in den y - Dehnungskarten sind bis auf ein paar punktuelle Dehnungssspots keine negativen und positiven Dehnungen auszumachen. Aus diesem Grund wurde nur die Vergleichsdehnung dargestellt.

Abbildung 8.34 zeigt die Vergleichsdehnung zwischen dem 25. und 125. LW. Das Verformungsmuster ändert sich nur unwesentlich gegenüber der Auswertung zwischen dem 5. und 25. Lastwechsel in Abbildung 8.33. Es sind wieder kleine punktuelle Dehnungsüberhöhungen mit einem Wert von ca. 1.5% im gesamten ausgewerteten Bereich zu finden

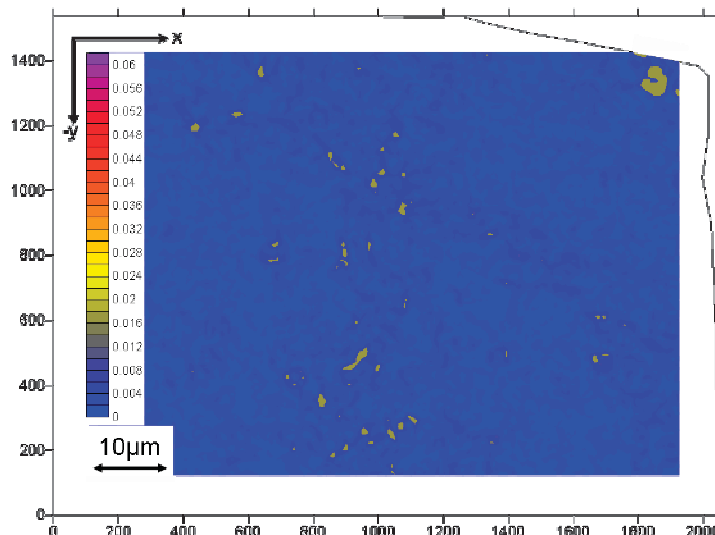


Abbildung 8.34:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 zwischen dem 25. und 125. LW

REM - Aufnahmen - Versuch B

Die Mikrostruktur der analysierten Bereiche nach dem 2. LW des Versuches B ist in Abbildung 8.35a dargestellt. Die plastische Verformung der Außenkontur der Stirnfläche beginnt bei ca. 800 Pixel (x - Achse) und L_2 erreicht eine Tiefe von ca. 100 Pixel.

Nach 5 LW (Abbildung 8.35b) beginnt die plastische Verformung der Stirnfläche bei etwa 700 Pixel (x - Achse) und L_2 erreicht ca. 250 Pixel. Weiters ist eine leichte Verschmierung der Oberfläche in der Kantenregion zu beobachten. Das heißt, die Trennflächen haben sich während des Versuches leicht bewegt und so eine leichte Verschmierung an der Oberfläche verursacht. Trotz der leichten Verschmierung wurden beim „matchen“ der beiden Bilder die homologen Punkte gefunden und richtig zugeordnet. Sowohl nach 2 LW als auch nach 5 LW können vereinzelt gebrochene Karbide in der Kantenregion gefunden werden.

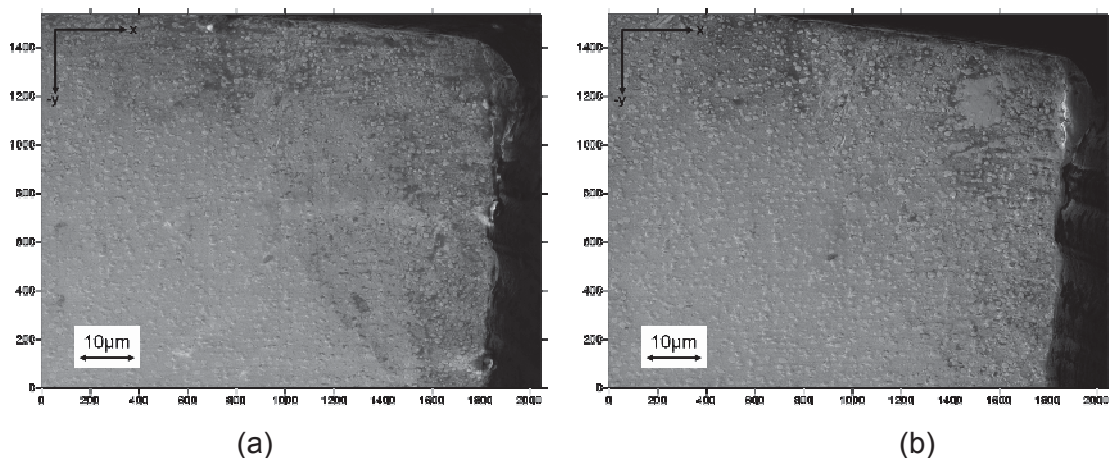


Abbildung 8.35: REM - Aufnahme, S390 MICROCLEAN WBH - S2; (a) 2LW, (b) 5 LW

Abbildung 8.36a zeigt die Mikrostruktur des analysierten Bereiches nach 25 LW des Versuches B. Die Außenkontur ändert sich leicht und die plastische Verformung an der Stirnfläche beginnt bei 600 Pixel (x - Achse) und endet in einer Entfernung von ca. 250 Pixel vom oberen Bildrand (y - Achse).

Abbildung 8.36b zeigt denselben Bereich nach 125. LW. Die plastische Verformung an der Stirnfläche beginnt bei 600 Pixel (x - Achse) und endet in einer Entfernung von ca. 250 Pixel vom oberen Bildrand (y - Achse).

Die Form der Außenkontur der Mantelfläche bleibt zwischen dem 5. und 125. LW gleich. Die geschädigten Karbide sowie der verschmierte Bereich an der Kante sind nach 125. LW gleich wie nach 5. LW.

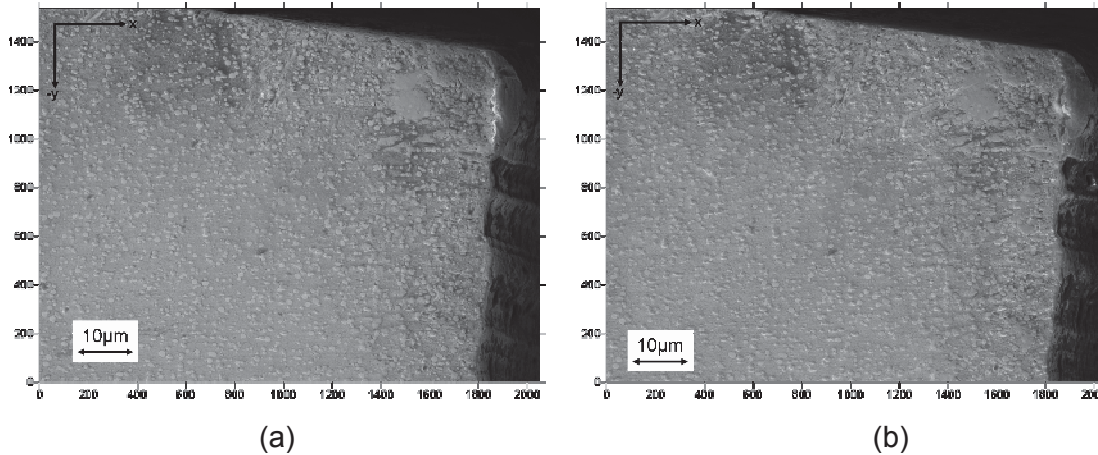


Abbildung 8.36: REM - Aufnahme, S390 MICROCLEAR WBH - S2; (a) 25.LW, (b) 125.LW

Ergebnisse der lokalen Verformungsanalyse - Versuch B

In diesem Abschnitt wird das zyklische Materialverhalten des S390 MICROCLEAR an einem 2. Versuch untersucht. Hierzu werden die Vergleichsdehnungen zwischen den verschiedenen Lastwechseln ausgewertet und diskutiert.

LVA zwischen dem 2. und 5. Lastwechsel

Die Vergleichsdehnungen zwischen dem 2. und 5. LW sind in Abbildung 8.37 dargestellt. Das Verformungsband 1 in Abbildung 8.37 dominiert das Verformungsmuster. Generell sind die Dehnungsüberhöhungen, die einen Wert von mehr als 6% in Verformungsband 1 erreichen anzutreffen.

Der größte Unterschied zu Versuch A neben der ausgeprägten Kontaktzone der Stirnfläche sind die größeren Unregelmäßigkeiten an der Mantelfläche. Neben dem dominanten Scherband treten die Dehnungsüberhöhungen mit über 6% an der Mantelfläche auf. Es bilden sich Verformungsbänder, die im rechten Winkel zum primären Verformungsband 1 von der Mitte mit einem Wert von über 6% zu den Oberflächen (Mantel- und Stirnfläche) hin auslaufen. Verformungsbänder gehen parallel zum primären Verformungsband 2 ins Materialinnere und erreichen noch Werte zwischen 1.5% und 2%. Trotz der Unterschiede ist das gesamte

Verformungsbild der beiden Versuche ähnlich. Bei beiden Versuchen sind zwei Hauptverformungsrichtungen 1 und 2 zu erkennen.

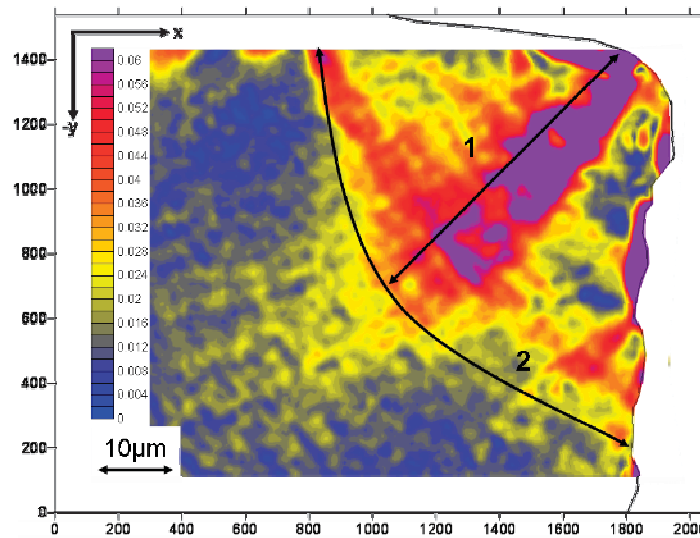


Abbildung 8.37:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 zwischen dem 2. und 5. LW

LVA zwischen dem 5. und 25. Lastwechsel

In Abbildung 8.38 ist die Vergleichsdehnung zwischen dem 5. und 25. LW zu sehen.

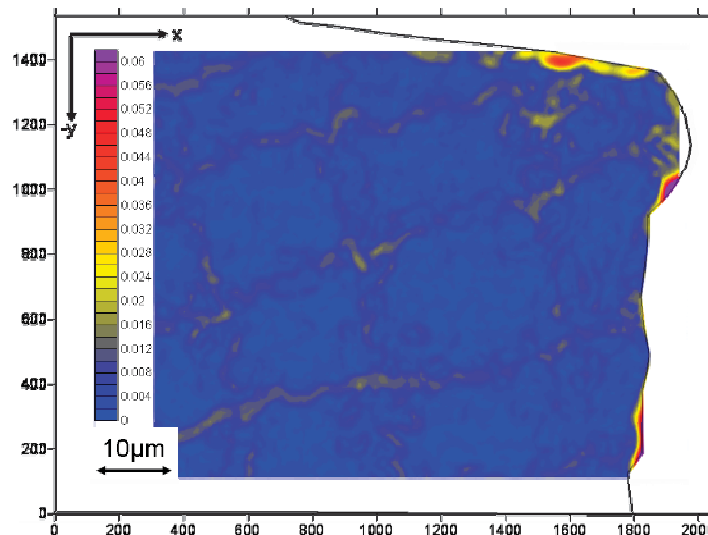


Abbildung 8.38:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 zwischen dem 5. und 25. LW:

Die Verformungsbänder laufen von der Mantelfläche in einem Winkel von ca. 20° zur x - Achse ins Materialinnere. Der Abstand dieser Verformungsbänder beträgt 10 - 20

μm , die lokalen Dehnungen erreichen einen Wert von ca. 2%. Im rechten Winkel dazu sind Verformungsbänder mit lokalen Dehnungen von ca. 2 % situiert, die ebenfalls einen Abstand von 10 - 20 μm aufweisen. An den Kreuzungspunkten erreichen diese Verformungsbänder lokale Dehnungswerte von ca. 2.5%. In der Hartmetallrollenkontaktregion sind lokale Dehnungsüberhöhungen mit einem Wert von ca. 5% zu sehen. Die höchsten lokalen Dehnungsüberhöhungen sind aber an der Mantelfläche mit einem Wert von ca. 6% zu finden.

LVA zwischen dem 25. und 125. Lastwechsel

Abbildung 8.39 zeigt die Vergleichsdehnung zwischen dem 25. und 125. LW. Aus Abbildung 8.39 ist ersichtlich, dass die höchsten lokalen Dehnungen wiederum an der Mantelfläche anzutreffen sind. Es bildet sich eine oberflächennahe Zone entlang der Mantelfläche mit lokalen Dehnungen von ca. 6%. Diese Dehnungen beeinflussen das Verformungsmuster im Materialinneren und bilden Verformungsbänder mit einem Abstand von ca. 5 μm in einem Winkel von ca. 20° zur x - Achse. Im rechten Winkel dazu sind Verformungsbänder zu finden, die ebenfalls einen Abstand von ca. 5 μm haben. Die lokalen Dehnungen in diesen Verformungsbändern erreichen einen Wert von ca. 2 %.

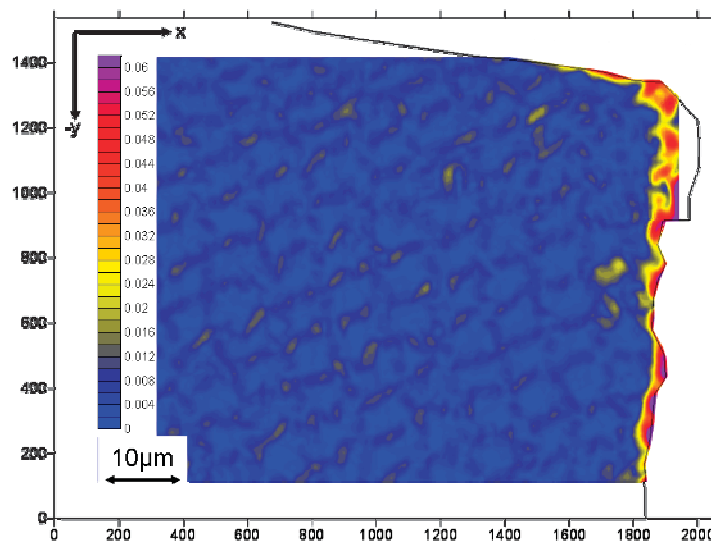


Abbildung 8.39:

Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 zwischen dem 25. und 125. LW

8.3 Diskussion

Bei den Untersuchungen zur lokalen Verformungsanalyse konnten folgende Erkenntnisse gewonnen werden:

Monotone statische Belastung

K340 ISODUR

Einleitend sei erwähnt, dass bei der monotonen statischen Belastung nach einem LW die Verschiebungen direkt an der Kante extrem hoch sind, sodass die Verformungsanalyse nur mehr bedingt funktioniert. Es bildet sich eine kreissegmentförmige plastisch verformte Zone. Im vorderen Kantenbereich treten positive x - Dehnungen und negative y - Dehnungen auf, im hinteren Kantenbereich hingegen ausschließlich negative x - Dehnungen. Der Grund für die negativen x - Dehnungen im hinteren Kantenbereich liegt bei der kreissegmentförmigen Belastung der Kante durch den Hartmetallzylinder. Dadurch kann sich das Material hinter den Hartmetallzylinder verschieben. Sehr auffallend ist der Übergang der plastisch verformten zur elastisch verformten Zone. Es bildet sich eine scharfe Grenze.

S390 MICROCLEAN

Wie beim K340 ISODUR bildet sich auch beim S390 MICROCLEAN eine kreissegmentförmig plastisch verformte Zone, wo im vorderen Kantenbereich positive x - Dehnungen, sowie negative y - Dehnungen und im hinteren Kantenbereich wieder negative x - Dehnungen auftreten. Der Übergang der plastisch verformten Zone zur elastisch verformten Zone ist nicht so eindeutig abgegrenzt wie beim K340 ISODUR. Der Verlauf ist etwas diffuser und wird durch zwei Hauptverformungsrichtungen bestimmt.

zyklische Belastung

K340 ISODUR

Das lokale Verformungsverhalten des K340 ISODUR ist geprägt durch die anisotrope Verteilung der Karbide und durch den Karbidbruch.

Die Karbide in der Kantenregion brechen schon bei der ersten Belastung. Der dabei entstehende Riss im Karbid erreicht eine Größe von bis zu 20 μm (Karbidgröße). Die Risse gehen aber nie in die Matrix hinein. Die Region, in der gebrochene Karbide

auftreten, vergrößert sich nach 5 LW. Zusätzlich wird das Verformungsmuster durch die Oberfläche der Mantelfläche bestimmt. Verformungsbänder entwickeln sich ausgehend von den geschädigten Teilchen und laufen in einem Abstand von 5 bis 10 μm in Richtung der aufgerauten Oberfläche. Darüber hinaus sind auch Scherbänder zu beobachten, die parallel zu den Scherbändern zwischen den gebrochenen Teilchen verlaufen. Bei weiterer Belastung treten nur noch Dehnungsüberhöhungen an den gebrochenen Karbiden auf. Nach 125 LW sind Scherbänder in einem Abstand von 10 - 20 μm zu beobachten, die ihren Ausgang an den großen Oberflächenstufen haben und im Materialinneren parallel zur verformten Stirnkante verlaufen. Es scheint als würden die Verformungsbänder von der Oberfläche der Mantelfläche beeinflusst, denn der Abstand dieser Verformungsbänder entspricht dem Abstand der Oberflächenstufen (S) bzw. Oberflächenfehler an der Mantelfläche in Kapitel 7. Die Muster der Dehnungskarten nach 25 LW könnten auf Messartefakte zurückzuführen sein. Dagegen spricht allerdings, dass die Messartefakte aus vorherigen Untersuchungen [59] nicht so eindeutig abgegrenzt waren, sondern eher verlaufend und einen breiteren Bereich ausmachten. Außerdem wurden solche Messartefakte bisher nur bei y - Dehnungskarten beobachtet. Der Abstand der Verformungsbänder entspricht dem charakteristischen Abstand aus der Messung der Oberflächenrauigkeit (Kapitel 7).

Abbildung 8.40 zeigt die Mikrostruktur des Materialinneren eines K340 ISODUR an der Kantenregion nach 10 000 LW mit $F_{\text{min}} = -60\text{kN} / R = -\infty$. Wenn man die geschädigten Karbide und die Ablösungen an den Karbiden verbindet (weiße Linien), erhält man ein ähnliches Muster wie in den Verformungskarten. Sogar der Abstand der geschädigten Bereiche stimmt überein. Die mit 1 gekennzeichneten Linien haben den gleichen Abstand wie die Verformungsbänder in den x - Dehnungskarten und die mit 2 gekennzeichneten Linien den gleichen Abstand wie die Verformungsbänder in den y - Dehnungskarten.

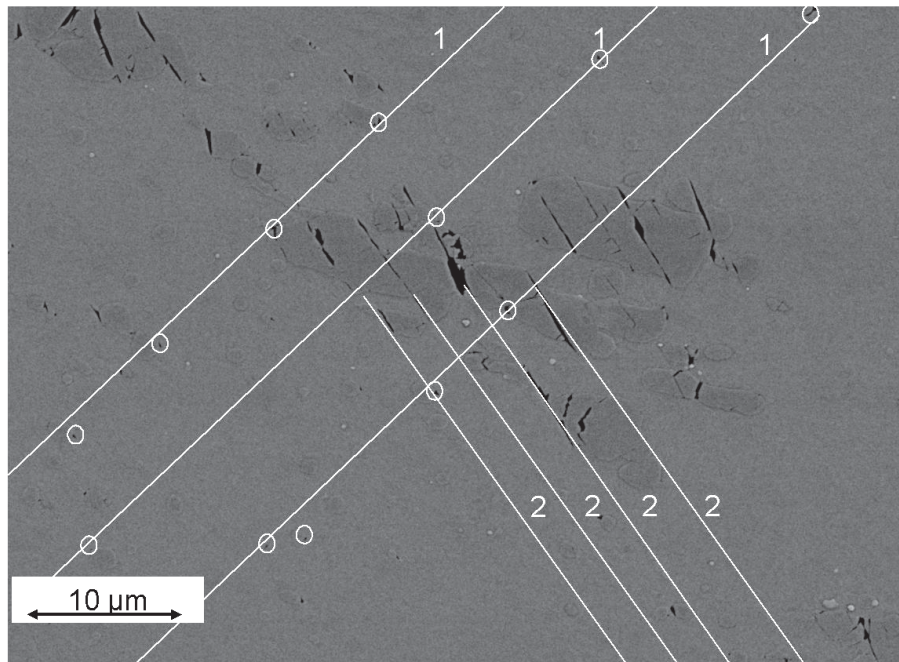


Abbildung 8.40:

REM - Aufnahme K340 ISODUR - WBH K2 bei $R = -\infty$, $F_{\min} = -60$ kN, nach 10000LW

Mit einem zweiten Versuch konnte gezeigt werden, dass die Verformung des K340 ISODUR sehr inhomogen ist. Im untersuchten Bereich bildet sich eine 10 bis 20 µm breite Zone entlang der Mantelfläche, in der die höchsten Dehnungen auftreten. Die höchsten Dehnungen bei weiteren Lastwechseln treten weiterhin in dieser oberflächennahen Zone auf. Der Grund liegt an der inhomogenen Verteilung der Karbide. Die Mikrostruktur des untersuchten Bereiches weist nur sehr wenige Karbide mit einem Durchmesser von 1 µm auf. Daher sind im Materialinneren wenige Bereiche mit lokalen Dehnungsüberhöhungen zu finden. Die Verformung konzentriert sich daher an der freien Oberfläche.

Der Unterschied in den Dehnungskarten zwischen Versuch A und B kann aber auch vom zyklischen Kantenstauchversuch rühren. Da dies die ersten Versuche waren sind noch einige Verbesserungen hinsichtlich Präzision ausständig. Bei nicht 100% - iger Probenfixierung ist es möglich, dass sich die Proben auch ganz leicht in die z - Richtung verformen und dadurch die Ergebnisse der Dehnungskarten beeinflussen.

S390 MICROCLEAN

Beim S390 MICROCLEAN konnten nur wenige gebrochene Karbide mit einer Fehlergröße von 1 µm gefunden werden. Es bildet sich zwischen dem 2. und 5. LW

eine plastisch verformte Zone mit zwei Hauptverformungsrichtungen. In dieser plastisch verformten Zone bilden sich Verformungsbänder im Abstand von 5 μm , die von der Stirnfläche zur Mantelfläche laufen. Im Gegensatz zum K340 ISODUR liefert der zweite ausgewertete Versuch zwischen dem 2. und 5. LW idente Ergebnisse wie der Erste, was auf die homogene Karbidverteilung in der Mikrostruktur zurückzuführen ist. Bei weiterer Verformung sind beim ersten Versuch vereinzelt punktförmige Dehnungsüberhöhungen vorzufinden. Diese Dehnungsüberhöhungen sind homogen verteilt und treten an den Karbiden auf. Auf den ersten Blick würde man Artefakte vermuten. In vorherigen Untersuchungen am S390 MICROCLEAR konnte aber gezeigt werden, dass lokale Dehnungsüberhöhungen bevorzugt an Karbiden auftreten [59]. Beim zweiten Versuch sind nach 25 LW in einem Abstand von ca. 10 - 20 μm Scherbänder entstanden, die auf die raue Manteloberfläche zurückzuführen sind.

Nach 125 LW ist ein Scherbandmuster mit einem Abstand von ca. 5 μm im gesamten untersuchten Bereich zu sehen, das wiederum seinen Ausgang an der groben Manteloberfläche hat. Weiters bildet sich, wie schon beim K340 ISODUR, eine oberflächennahe Zone mit einer Breite von ca. 5 μm entlang der Manteloberfläche mit sehr hohen Dehnungen aus. Diese oberflächennahe Zone kann auch in Kapitel 9 beobachtet werden und wird in Kapitel 11 diskutiert.

Wie die Ergebnisse aus der Untersuchung zeigen, ist das lokale Verformungsverhalten des K340 ISODUR anders als beim S390 MICROCLEAR. Die Verformung des S390 MICROCLEAR nach den ersten 5 LW ist homogener als beim K340 ISODUR. Das lokale Verformungsverhalten des K340 ISODUR wird stark von den inhomogen verteilten Karbiden beeinflusst.

9 Mikrostrukturelle Schädigungsentwicklung

Kapitel 9 beschäftigt sich mit der mikrostrukturellen Schadensuntersuchung der beiden Werkzeugstähle. In Abschnitt 9.1 wird die Schädigungsentwicklung mit steigender LW - Zahl beschrieben. Die Ergebnisse bei unterschiedlichen R - Werten werden in Abschnitt 9.2 und bei unterschiedlichen Belastungen in Abschnitt 9.3 analysiert. Abschließend werden die Ergebnisse in Abschnitt 9.4 diskutiert.

Für die Untersuchung der Schädigungsentwicklung wurde der Versuchsaufbau A (Kapitel 4) gewählt. Das heißt, speziell für diese Untersuchung gefertigte Proben, wie sie in Kapitel 5 beschrieben sind, wurden nach der Belastung getrennt und im Materialinneren mittels REM untersucht. Sämtliche Aufnahmen wurden im REM Leo 1525 der Firma Zeiss durchgeführt.

9.1 Einfluss der Lastwechselzahl

Um den Einfluss der Lastwechselzahl auf die Schädigungsentwicklung zu untersuchen, wurden die unterschiedlichen Proben mit der WBH K2 und WBH S2 bei unterschiedlichen Lastzyklen (1 - 10000) mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R = 10$ belastet. Die geschädigten Zonen, wo z.B. gebrochene Karbide, Poren, oder Karbid- und Matrixablösungen stattfinden, wurden in einer „Schädigungslandkarte“ nach den entsprechenden Lastwechseln markiert. Es wurden die ganzen Proben untersucht und es konnte dabei festgestellt werden, dass die Schädigungen nur in den Kantenregionen auftreten. Auf Basis dieser Erkenntnis wurde nur die Kantenregion $W_1 - L_1$ untersucht.

K340 ISODUR

In Abbildung 9.1 sind schematisch die geschädigten Karbide und die Lage der Schädigung zum Koordinatensystem abgebildet. Diese Darstellung gilt nur für den K340 ISODUR, da die Form und Größe der gebrochenen Karbide des S390 MICROCLEAN anders ist und separat beschrieben wird.

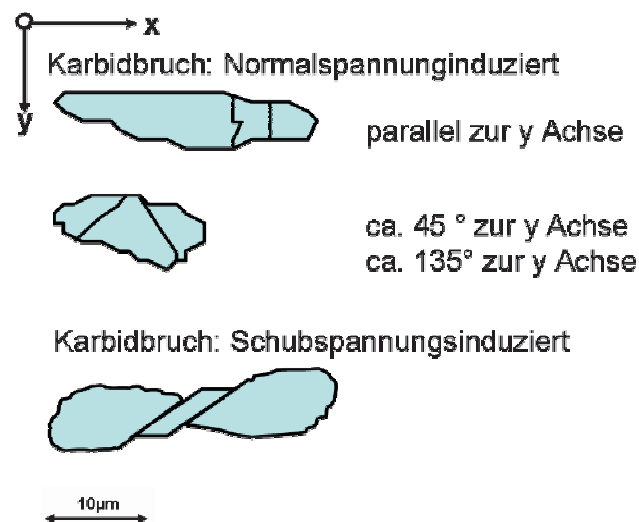


Abbildung 9.1 Art und Lage der Karbidschädigung im K340 ISODUR

Abbildung 9.2a zeigt das Kantenprofil nach einem Lastwechsel. Die grau markierten Bereiche symbolisieren die geschädigten Zonen. Als Fehlergröße werden die längsten Risse in den Karbiden oder in der Matrix bzw. die größten Matrix / bzw. Karbidgrenzflächenablösungen bezeichnet.

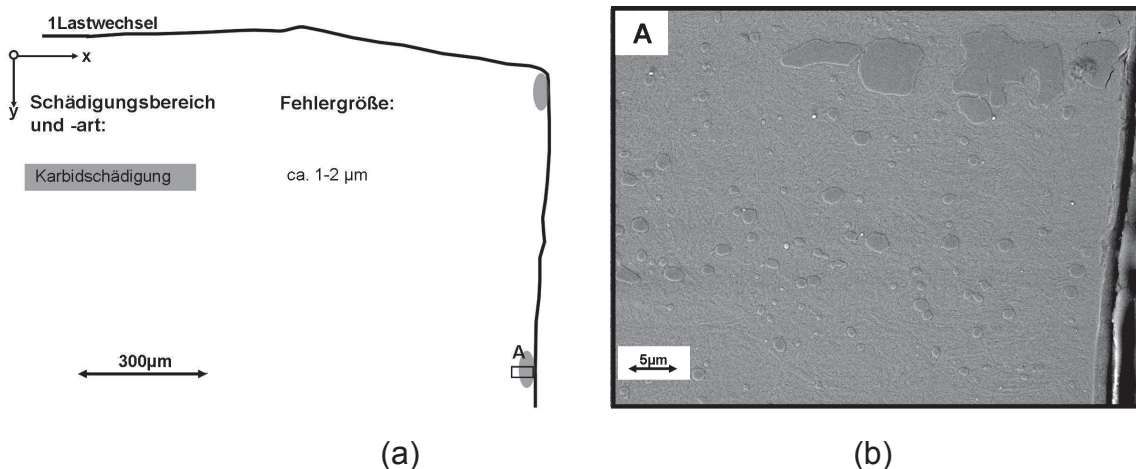


Abbildung 9.2: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach einem LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A

Die Schädigungen nach einem LW treten an der Mantelfläche direkt an der Kante und an der Grenze zur plastisch verformten Zone auf. Die Schädigungen in dieser Zone beschränken sich jedoch auf vereinzelte Karbide und haben eine Fehlergröße von ca. 2 μm . Es treten nur Karbidbrüche auf, die fast parallel zur y -Achse verlaufen. Ein Beispiel dieser Schädigungen ist in der REM - Aufnahme aus dem Bereich A in Abbildung 9.2b zu sehen. Aufgrund der inhomogenen Verteilung und der unterschiedlichen Größe der Karbide ist die geschädigte Region an der Kante sehr unterschiedlich, wie aus den Abbildung 8.1Abbildung 8.17 zu erkennen ist.

Abbildung 9.3a zeigt die Schädigungslandkarte der Kantenregion nach 5 LW. Der Bereich in dem Schädigungen auftreten, erstreckt sich entlang der gesamten Mantelfläche im oberflächennahen Bereich.

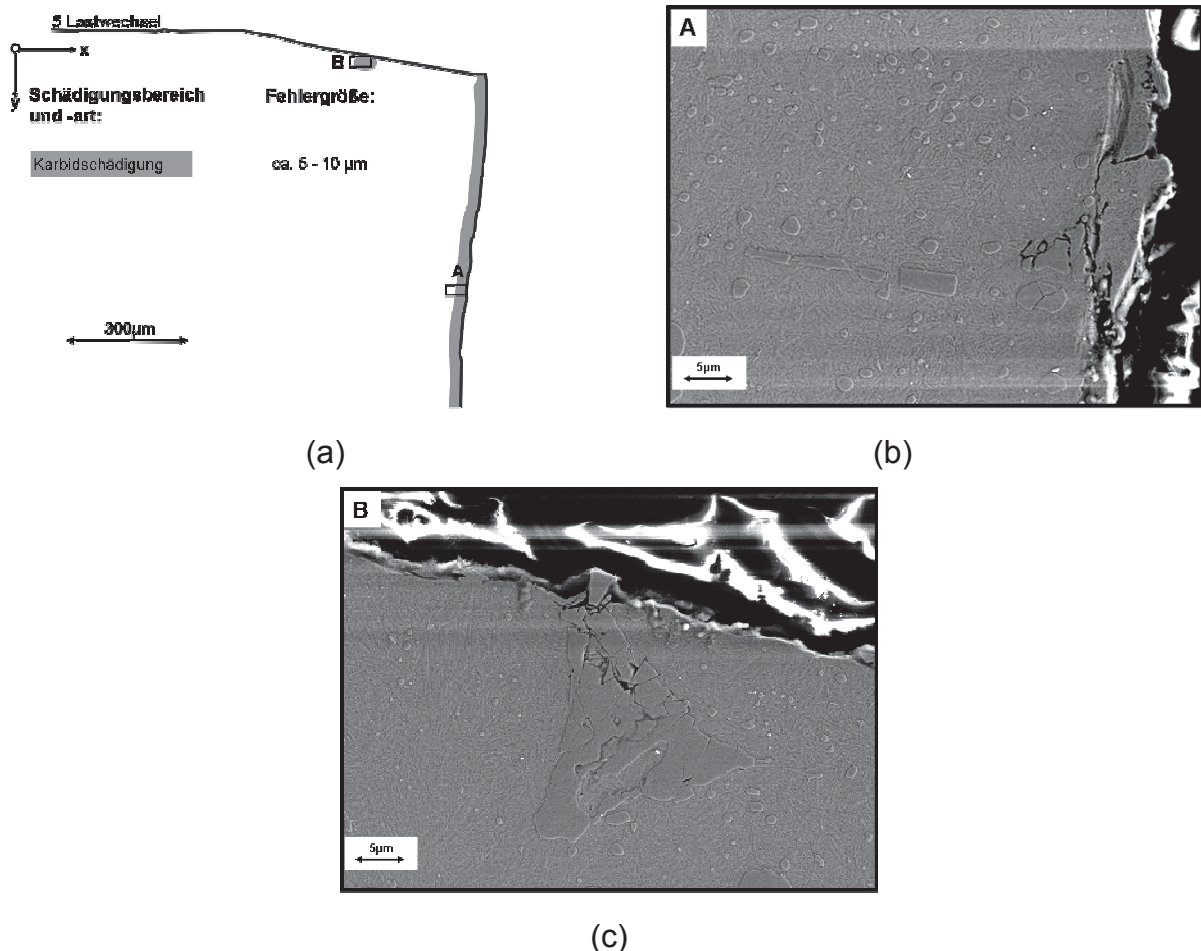


Abbildung 9.3: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach 5 LW mit $F_{\text{min}} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B

In dieser Zone sind die meisten Karbide mit einer Größe über 5 μm gebrochen. Es sind unterschiedliche Schädigungsmuster zu sehen: Zum einen, Karbide die parallel zur y - Achse brechen und zum anderen, Karbide in denen Mischbrüche wie in Abbildung 9.3b entstehen. Vereinzelt treten auch Karbidbrüche in der Stirnkantenregion auf (siehe Abbildung 9.3c).

Nach 25 LW ist eine markante Schädigungsregion zu beobachten (Abbildung 9.4a). Unter ca. 45° geht ein Schädigungsbereich um die 300 μm ins Materialinnere. Im Materialinneren brechen vorwiegend große unregelmäßige M_7C Karbide mit einer Größe über 5 μm . Karbide unter 5 μm werden sehr selten zerstört. Die Karbide brechen parallel und in einem Winkel von ungefähr 45° zur y - Achse. Zusätzlich tritt scherinduzierter Karbidbruch auf (Abbildung 9.4b -Abbildung 9.4d).

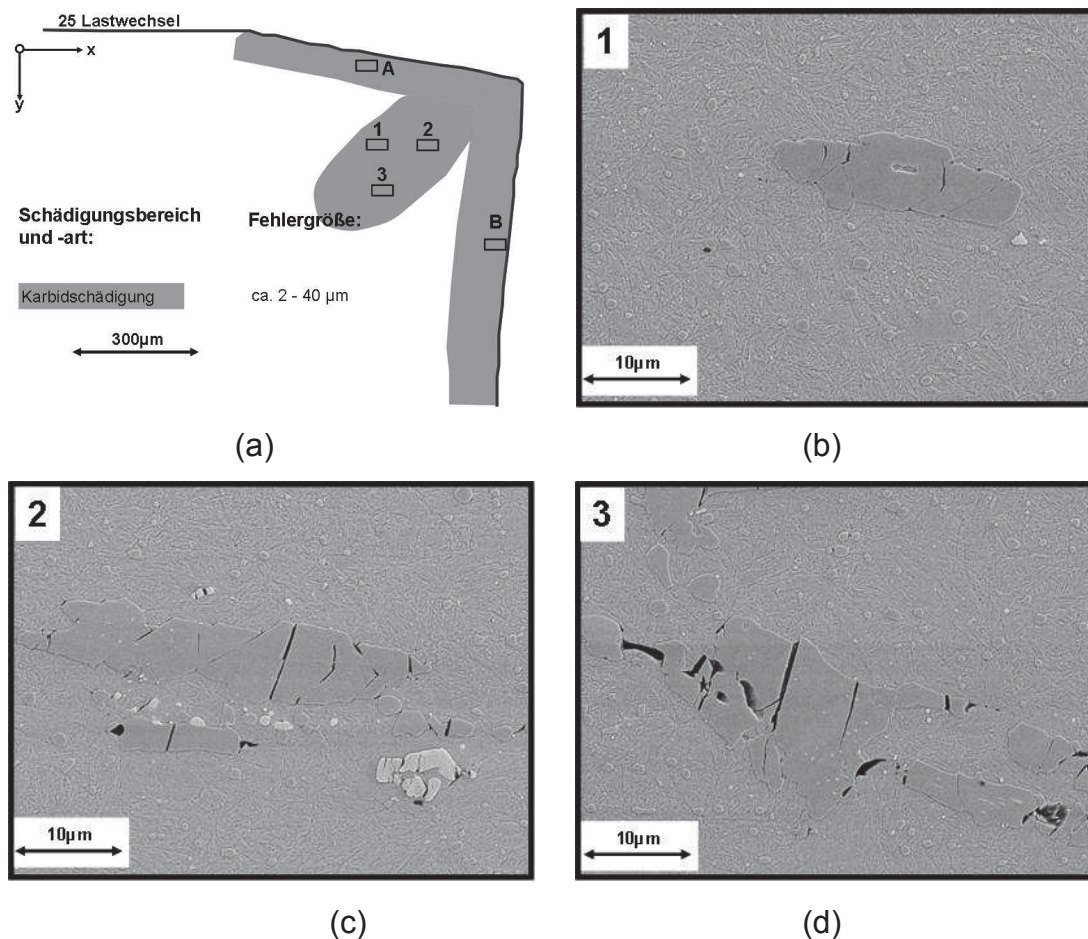


Abbildung 9.4: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach 25 LW mit $F_{\text{min}} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme vom Detail 1, (c) REM - Aufnahme von Detail 2, (d) REM - Aufnahme von Detail 3

In der oberflächennahen Zone entlang der Stirnkante und der Mantelfläche mit einer Breite von 20 - 40 μm treten Schädigungen in Form von Mischbrüchen auf. Das heißt, die Karbide brechen fast parallel und zusätzlich zwischen ca. 135° und 45° zur y - Achse. Die Brüche der Karbide verlaufen wiederum parallel zur y - Achse und unter ca. 45° und 135° , was auf die in Kapitel 6 beschriebenen Verformungsbänder hindeutet.

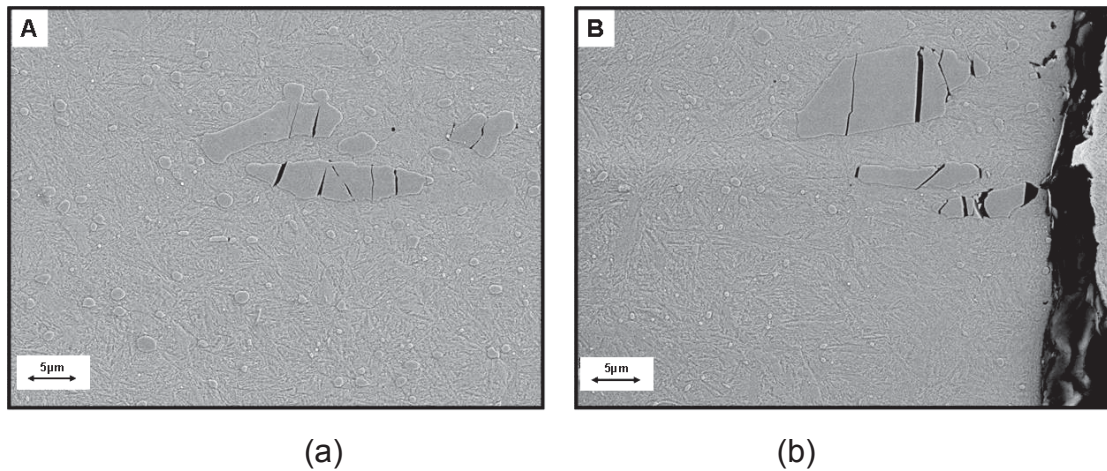


Abbildung 9.5: (a) REM - Aufnahme von Detail A in Abbildung 9.4, (b) REM - Aufnahme von Detail B in Abbildung 9.4,

In Abbildung 9.6a ist das Kantenprofil nach 125 LW dargestellt. Daraus ist ersichtlich, dass sich der geschädigte Bereich in der Kantenregion vergrößert hat. Die Schädigung konzentriert sich nun in einer kreissegmentförmigen Zone. Unterhalb der plastisch verformten Zone hat sich eine geschädigte oberflächennahe Zone mit einer Breite von ca. 100 μm gebildet.

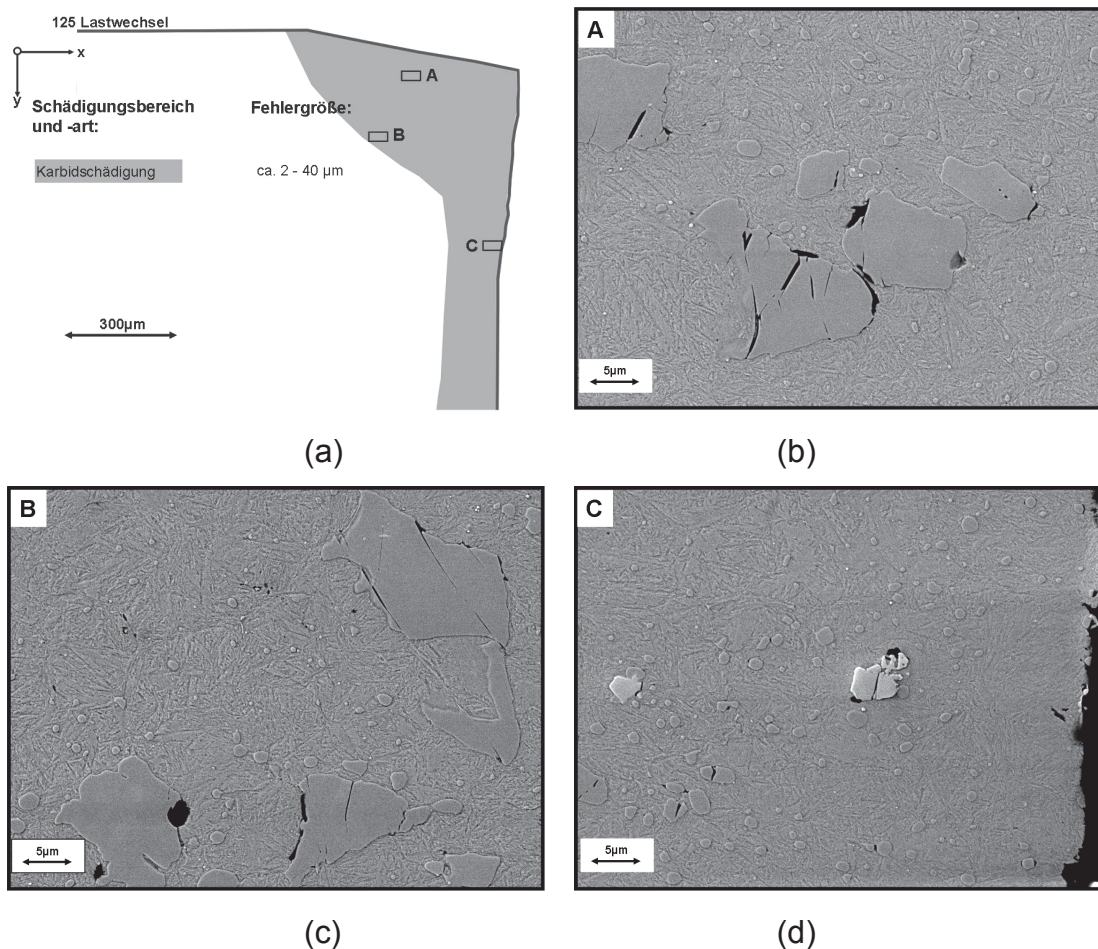


Abbildung 9.6: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach 125LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Der grau markierte Bereich an der Mantelfläche entspricht ungefähr dem Übergang L_{10} der plastisch zur elastisch verformten Zone. Im Materialinneren, (Abbildung 9.6b, Abbildung 9.6c) sind wieder gebrochene Karbide mit einer Größe von mehr als 5 μm zu sehen. Das Schädigungsmuster besteht wiederum aus Karbiden die parallel zur y - Achse brechen und unter ca. 45° abscheren, sowie Karbiden die nur unter ca. 45° abscheren. Neben den Karbidschädigungen sind aber auch vereinzelt Karbidablösungen festzustellen.

Abbildung 9.6d zeigt eine REM - Aufnahme aus der oberflächennahen Zone. Dabei unterscheidet sich die oberflächennahe Schädigungszone von der Schädigung im Materialinneren durch die kleineren gebrochenen Karbide ab einer Größe von $2\ \mu\text{m}$. Darüber hinaus entstehen sowohl Karbid- als auch Matrixablösungen mit einer Größe unter $1\ \mu\text{m}$.

Der geschädigte Bereich der Kantenregion Abbildung 9.7a nach 1000 LW ist annähernd gleich wie nach 125 LW und die Schädigung konzentriert sich wieder in einer kreissegmentförmigen Zone rings um die Kante.

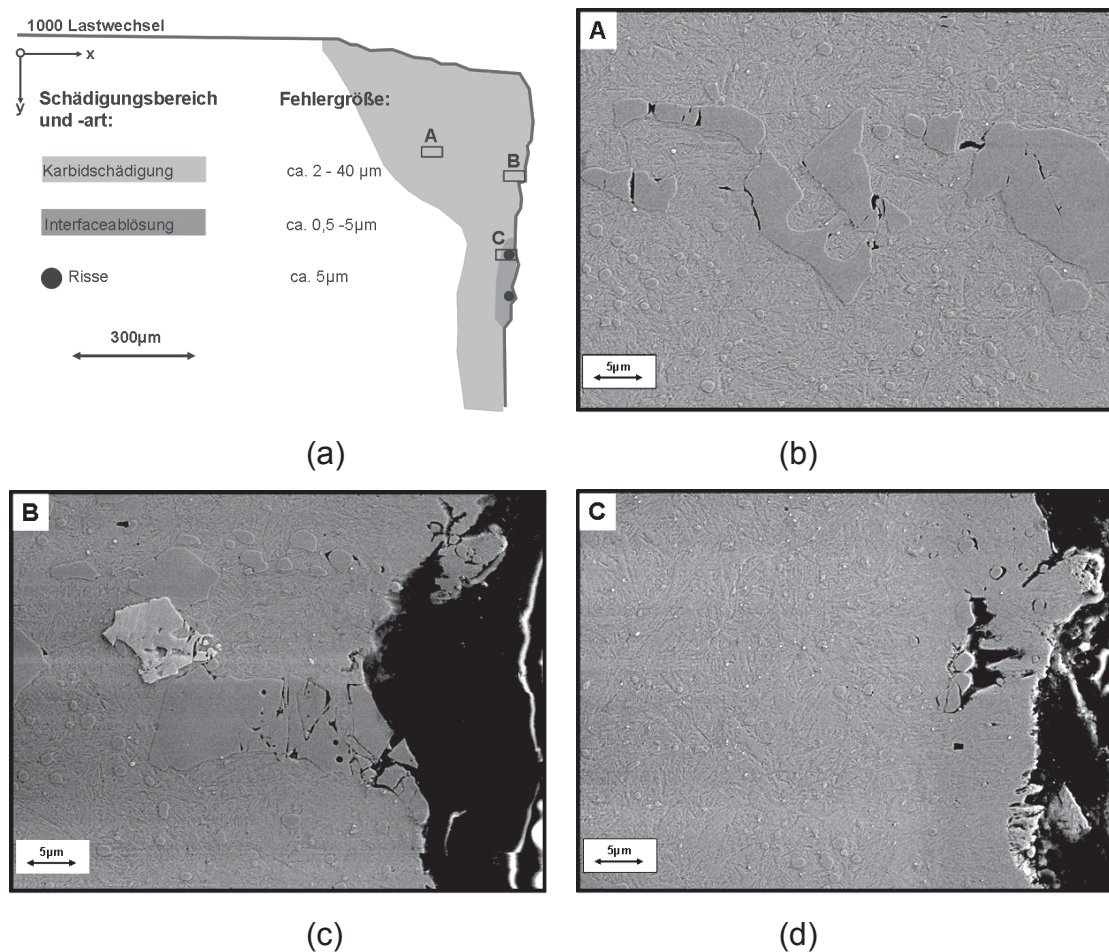


Abbildung 9.7: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach 1000 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Weiters ist wieder unterhalb der kreissegmentförmigen Schädigungszone eine geschädigte oberflächennahe Zone mit einer Breite von ca. $100\ \mu\text{m}$ zu sehen. Im Materialinneren ist das Schädigungsbild der gebrochenen Karbide ähnlich dem Karbidschädigungsbild nach 125 LW (siehe Abbildung 9.7b und Abbildung 9.7c).

Auch hier finden sich gebrochene Karbide mit einer Größe von mehr als 5 μm . Das Schädigungsmuster besteht wiederum aus Karbiden, die parallel zur y - Achse brechen und unter ca. 45° abscheren. Zusätzlich zum Karbidbruch sind vereinzelt kleine Karbidablösungen im Materialinneren zu beobachten. Die oberflächennahe Zone ist wieder stärker geschädigt als das Materialinnere. Entlang der ganzen Mantelfläche treten neben den gebrochenen Karbiden vereinzelt auch Karbid- und Interfaceablösungen auf. Eine extrem geschädigte Zone ist am Übergang der plastisch verformten Zone (L_{10}) auszumachen. Dieser Bereich ist in Abbildung 9.7a dunkelgrau markiert. Aus Abbildung 9.7b ist ersichtlich, dass in dieser Zone Interfaceablösungen auftreten. Auch treten in dieser Region erste Risse ohne Beteiligung von Karbiden mit einer Größe von ca. 5 μm auf, die durch die Scherbänder induziert werden.

Die Geometrie der verformten Kante und die geschädigte Kantenregion ändern sich nach 10000 LW kaum gegenüber der untersuchten Kante nach 1000 LW wie aus Abbildung 9.8a zu erkennen ist.

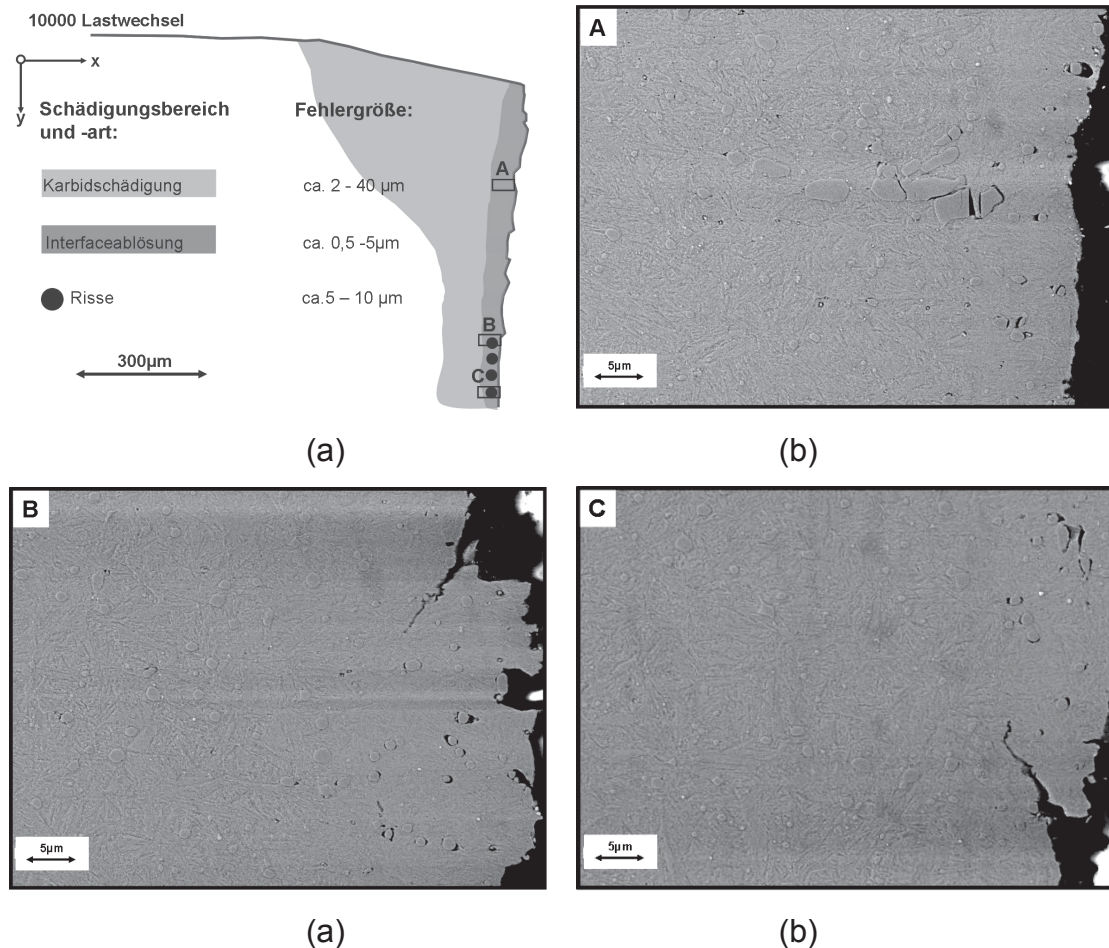


Abbildung 9.8: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 nach 10000 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Die Oberflächenrauigkeit an der Mantelfläche hat sich verstärkt. Der Unterschied in der Schädigung der oberflächennahen Zone und der Schädigung im Materialinneren ist in Abbildung 9.8a deutlich zu sehen. Die Schädigungsbilder der Karbide im Materialinneren bleiben gleich wie schon nach 1000 LW. Die stark geschädigte oberflächennahe Zone breitet sich nach 10000 LW entlang der ganzen Mantelfläche mit einer Breite von ca. 20 µm aus. In dieser Zone sind neben den gebrochenen Karbiden eine große Anzahl an Interfaceablösungen und Matrixablösungen auszumachen (Abbildung 9.8b - Abbildung 9.8d). Die schwarz markierten Punkte in Abbildung 9.8a sind Risse, die von der Manteloberfläche ca. 2 - 5 µm schräg ins

Materialinnere hineinlaufen (Abbildung 9.8 c - d). Diese Risse werden wiederum von den Scherbändern induziert (siehe Kapitel 6) und befinden sich am Übergang zur elastisch und plastisch verformten Zone (L_{10}).

S390 MICROCLEAN

In Abbildung 9.9 sind schematisch die geschädigten Karbide und die Lage der Schädigung zum Koordinatensystem des S390 MICROCLEAN abgebildet. Diese Darstellung soll als Grundlage für die weitere Beschreibung der mikrostrukturellen Schädigungsanalyse dienen. Für die Beschreibung der Karbidbrüche parallel zur y - Achse wird die Bezeichnung Karbidbruch (Längs) verwendet. Für die andern Karbidschädigungen werden die Bezeichnungen aus Abbildung 9.9 verwendet.

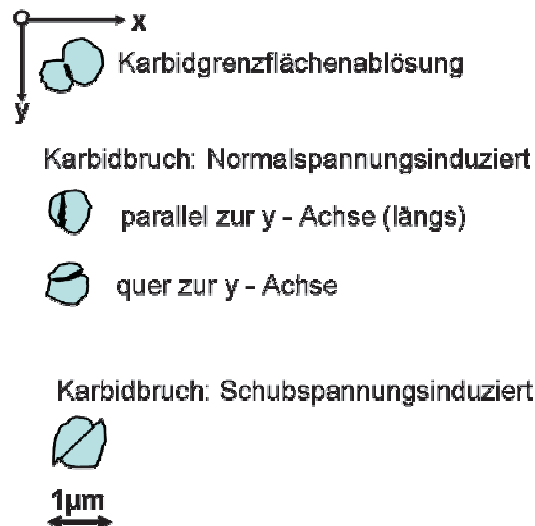


Abbildung 9.9 Art und Lage der Karbidschädigung im S390 MICROCLEAN

Die grau markierten Bereiche im Kantenprofil in Abbildung 9.10a kennzeichnen die geschädigten Bereiche des S390 MICROCLEAN nach dem 1. LW. Als Fehlergröße werden die längsten Risse in den Karbiden oder in der Matrix bzw. die größten Matrix / bzw. Interfaceablösungen bezeichnet. Die Schädigungen sind direkt in der oberflächennahen Zone (Breite von ca. 5 - 10 µm) positioniert. In dieser Zone treten im hellgrau markierten Bereich ausschließlich gebrochene Karbide, die parallel zur y - Richtung brechen, auf. In Abbildung 9.10b sind solche gebrochenen Karbide zu sehen, wobei nur einzelne Karbide brechen und eine durchschnittliche Größe von 1 - 2 µm haben. Am Übergang zur elastisch verformten Zone sind Karbide zu

beobachten, die quer zur y - Richtung brechen. Dieser Bereich ist in Abbildung 9.10a dunkelgrau markiert. Die Schädigungen beschränken sich ausschließlich auf diese Zone und haben eine Fehlergröße von ca. $1\mu\text{m}$. Beispiele dieser Schädigungen sind in den REM - Aufnahme aus den Bereichen B und C in Abbildung 9.10c und Abbildung 9.10d zu sehen.

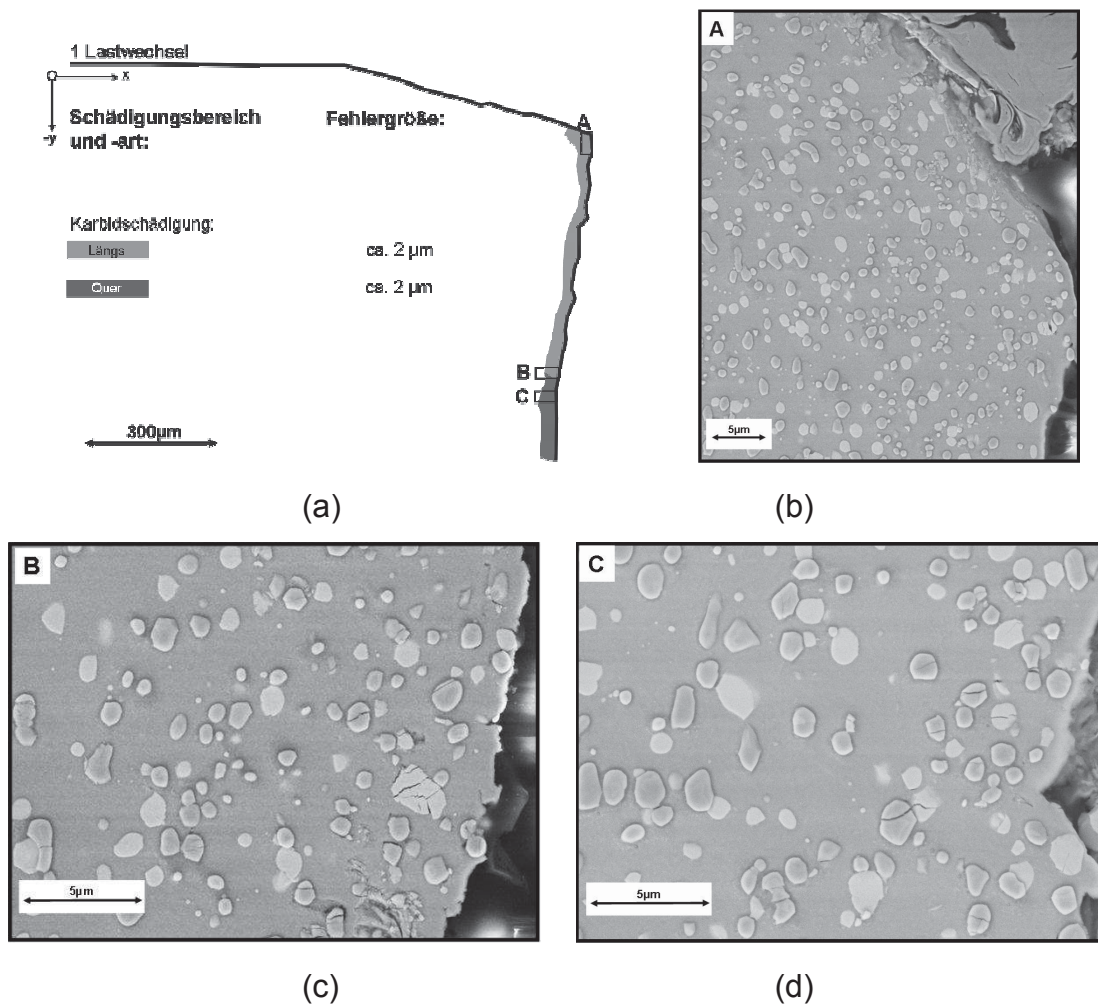


Abbildung 9.10: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 1 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Abbildung 9.11a zeigt die Schädigungslandkarte der Kantenregion nach 5 LW. Der Bereich in dem Schädigungen auftreten, erstreckt sich entlang der gesamten Mantelfläche im oberflächennahen Bereich und hat eine Breite von 5 - 10 μm .

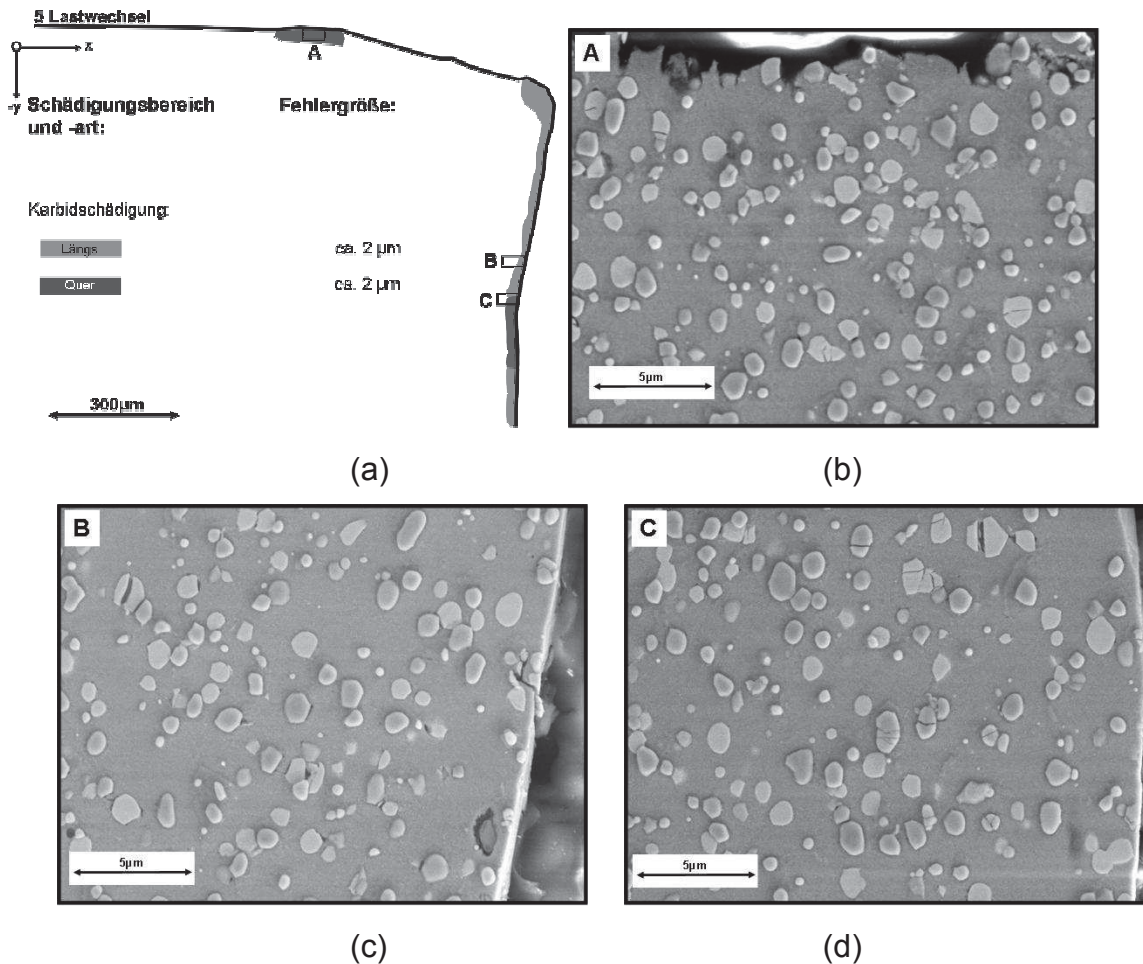


Abbildung 9.11: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 5 LW mit $F_{\text{min}} = -60\text{kN}$ / $R=10$; (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Abbildung 9.11c zeigt einen Ausschnitt dieser geschädigten Zone. Die dominante Schädigung ist ein Längsbruch der Karbide parallel zur y - Achse. Darüber hinaus sind vereinzelt Karbidclusterauflösungen und zerrüttete Karbide zu beobachten. Wie schon nach einem Lastwechsel zu beobachten war, ist auch nach 5 LW eine Zone entstanden, in der hauptsächlich Karbidquerbrüche auftreten. In Abbildung 9.11d ist eine REM - Aufnahme aus einem solchen Bereich dargestellt. Zusätzlich ist an der Stirnfläche am Übergang der plastisch verformten Zone ein Bereich zu beobachten, in dem Karbide quer zur y - Richtung brechen. In Abbildung 9.11b ist ein Beispiel

solcher gebrochenen Karbide zu sehen. Die Fehlergröße beträgt im gesamten markierten Bereich nicht mehr als 2 µm.

In Abbildung 9.12a ist das Kantenprofil nach 25 LW dargestellt. Daraus ist ersichtlich, dass sich der geschädigte Bereich in der Kantenregion vergrößert hat. Eine kreissegmentförmige Zone in der sich die Schädigung konzentriert bildet sich rings um die Kante.

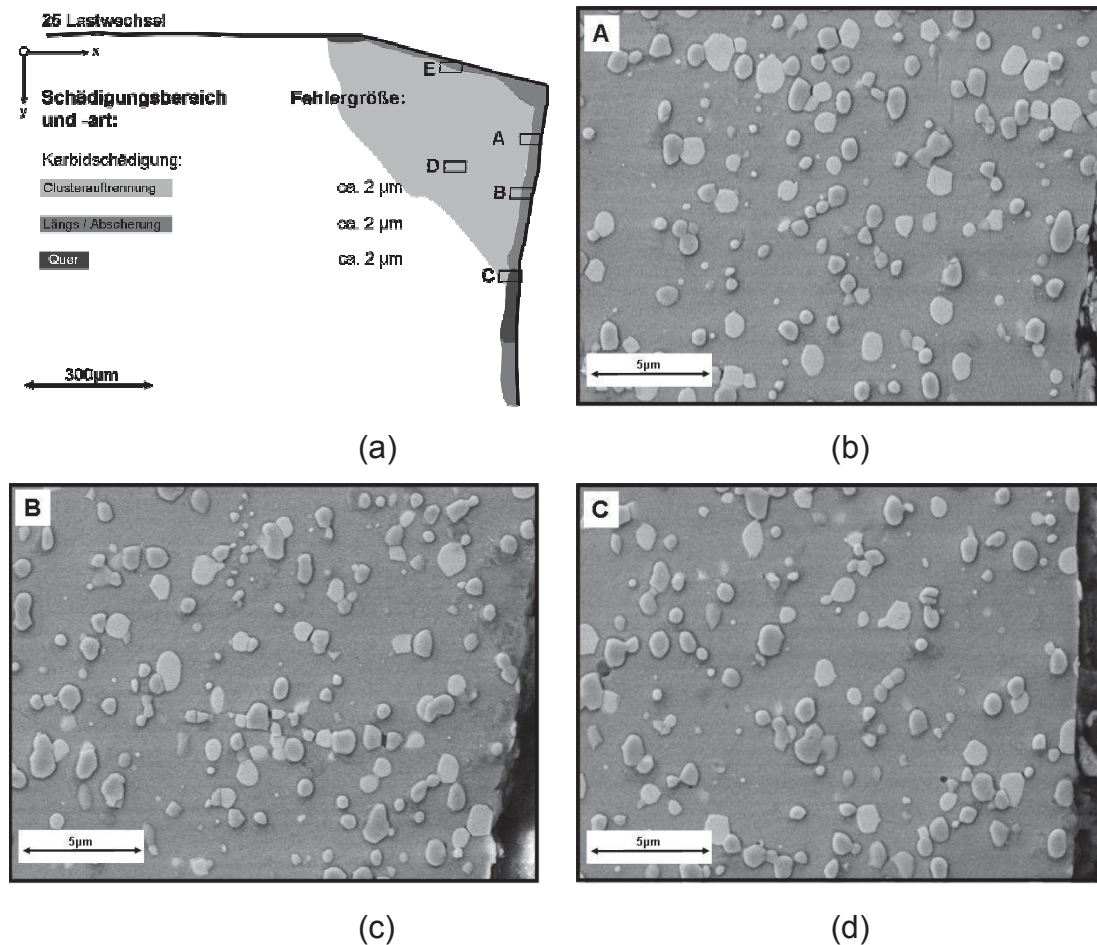


Abbildung 9.12: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 25 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R=10$: (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Der Bereich der Schädigungen erstreckt sich entlang der gesamten Mantelfläche im oberflächennahen Bereich und hat eine Breite von 5 - 10 µm. Abbildung 9.12b und Abbildung 9.12c zeigen einen Ausschnitt der geschädigten Zone, in welcher Längskarbidbrüche, vereinzelt Karbidabscherungen und auch Karbidclusterauflösungen zu sehen sind.

Anschließend an die hellgraue Zone in Abbildung 9.12a folgt der dunkelgraue Bereich, wo zusätzlich Karbidquerbrüche (Abbildung 9.12d) auftreten. Der in diesem Bereich auftretende Querkarbidbruch ist auch an der Stirnfläche am Übergang zur plastisch verformten Zone zu beobachten.

Abbildung 9.13 zeigt das Materialinnere, das sich wie beim K340 ISODUR von der oberflächennahen Zone unterscheidet. In diesem Bereich treten vereinzelt nach 25 LW Karbidclusterauflösungen auf, die in Abbildung 9.12a durch den hell markierten Bereich gekennzeichnet sind. Die Fehlergröße beträgt im gesamten markierten Bereich wiederum nicht mehr als $2\ \mu\text{m}$. Zusätzlich erstreckt sich entlang der gesamten Stirnfläche im oberflächennahen Bereich eine Zone mit einer Breite von ca. $5\ \mu\text{m}$, in welcher vereinzelt Längskarbidbrüche und auch Karbidclusterauflösungen auftreten (siehe Abbildung 9.13b).

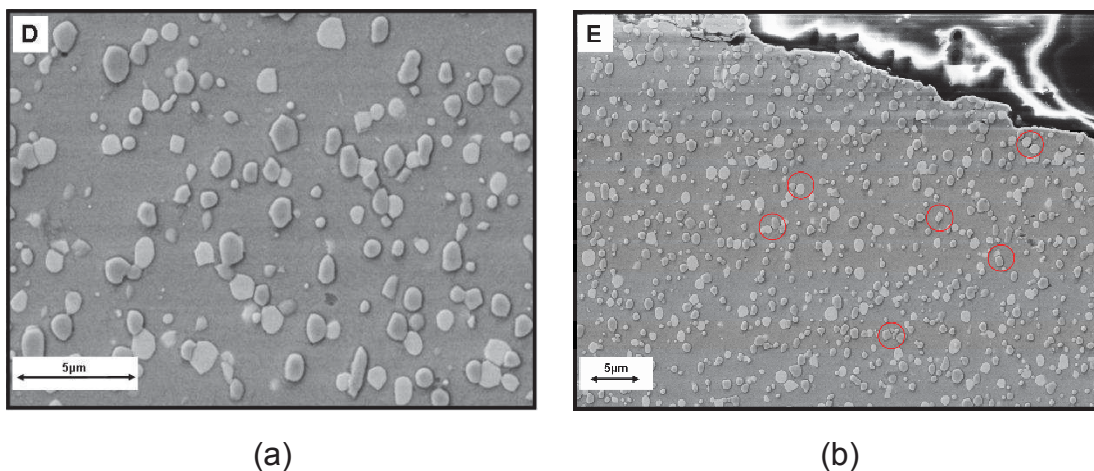


Abbildung 9.13: (a) REM - Aufnahme von Detail D in Abbildung 9.12a, (b) REM - Aufnahme von Detail E in Abbildung 9.12a

Der geschädigte Bereich in der Kantenregion ist nach 125LW annähernd gleich wie nach 25 LW und die Schädigung konzentriert sich wieder in einer kreissegmentförmigen Zone, wie aus Abbildung 9.14a zu erkennen ist. Der Bereich der Hauptschädigungen, erstreckt sich entlang der gesamten Mantelfläche im oberflächennahen Bereich und hat sich etwas verbreitert, sodass eine Breite von $10 - 20\ \mu\text{m}$ erreicht wird. Abbildung 9.14b und Abbildung 9.14c zeigen einen Ausschnitt der geschädigten Zone wo Längskarbidbrüche, vereinzelt Karbidabscherungen und auch Karbidclusterauflösungen dargestellt sind.

Am Übergang der plastisch verformten Zone ist an der Stirnfläche, aber auch an der Mantelfläche in Abbildung 9.14a der dunkelgrau Bereich gekennzeichnet, in welchem zusätzlich Karbidquerbrüche (Abbildung 9.14d) auftreten. Die geschädigte Zone im Materialinneren in der wieder nur Karbidclusterauftrennungen vorzufinden sind hat sich etwas vergrößert. Die maximale Fehlergröße bleibt mit ca. $2\mu\text{m}$ auch nach 125 LW ziemlich konstant.

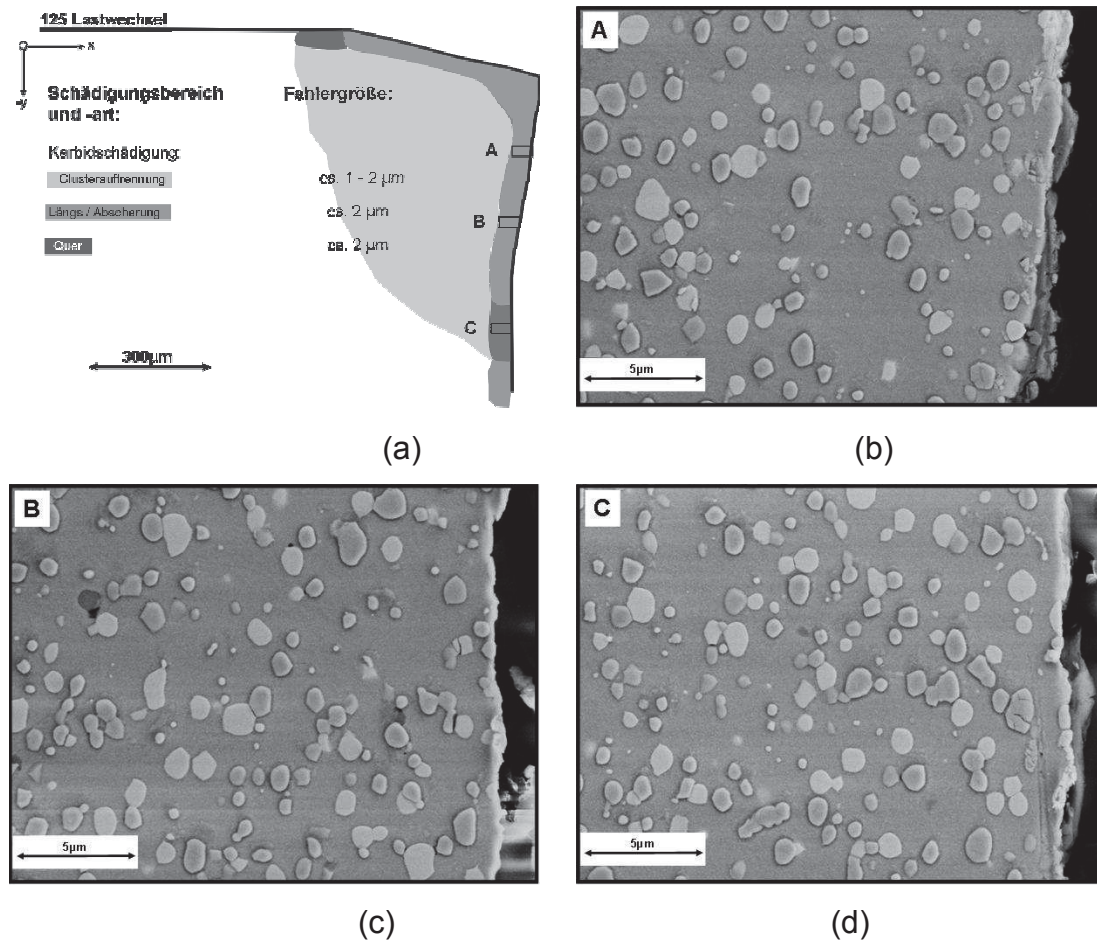


Abbildung 9.14: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 125 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R=10$, (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Nach 1000 LW erstreckt sich der geschädigte Bereich in Abbildung 9.15a kreissegmentförmig um die belastete Kante. Der geschädigte Bereich in der Kantenregion hat sich gegenüber der Kantenregion nach 125 LW etwas vergrößert, wobei diese Vergrößerung auf die nicht 100% gleiche Auflage des

Hartmetallzylinders zurückzuführen ist. Das Schädigungsbild ist ziemlich ähnlich wie nach 125 LW.

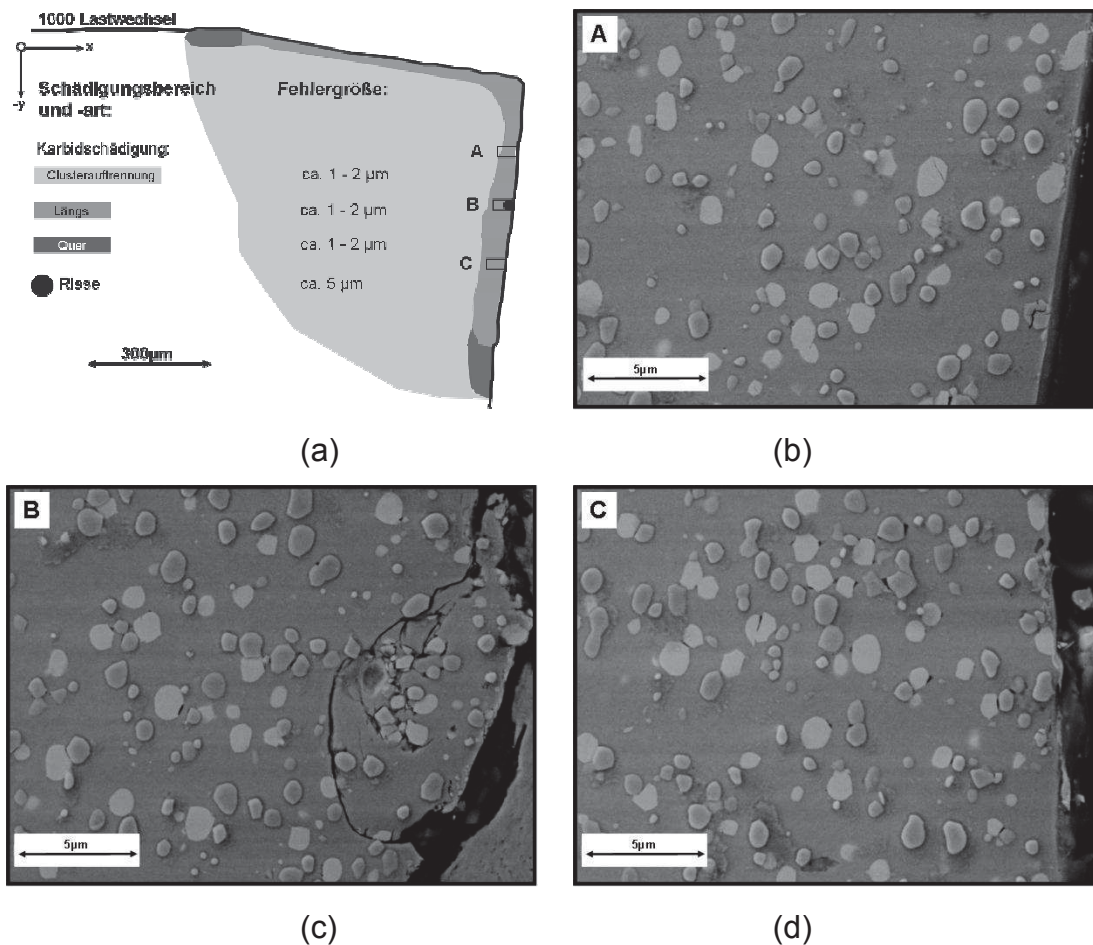


Abbildung 9.15: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 1000 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ und $R=10$: (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Der Bereich der Hauptschädigungen erstreckt sich entlang der gesamten Mantelfläche im oberflächennahen Bereich und hat eine Breite von 10 - 20 µm. In Abbildung 9.15b ist eine REM - Abbildung von diesem oberflächennahen Bereich zu sehen. In diesem Ausschnitt der geschädigten Zone sind Längskarbidbrüche, vereinzelt Karbidabscherungen und auch Karbidclusterauflösungen zu beobachten. Am Übergang der plastisch verformten Zone, sowohl an der Stirnfläche, als auch an der Mantelfläche, sind im dunkelgrauen Bereich die aufgetretenen Karbidquerbrüche gekennzeichnet.

Die geschädigte Zone im Materialinneren (hellgrau Bereich) unterscheidet sich wiederum von der oberflächennahen Zone außerdem sind wieder vereinzelt Karbidclusterauftrennungen vorzufinden. Zusätzlich zu den bereits bekannten Schädigungsbildern treten nun in der oberflächennahen Zone lokale Bereiche auf, in denen Risse (Abbildung 9.15c) und konzentriert Interfaceablösungen (Abbildung 9.15d) entstehen. Die maximale Fehlergröße bleibt mit Ausnahme der Risse, die eine Größe von bis zu 5 μm erreichen, auch nach 1000 LW mit ca. 1 μm annähernd konstant.

Die Form der plastisch verformten Kante und das Schädigungsbild in Abbildung 9.16a nach 10000 LW unterscheiden sich nur geringfügig im Vergleich zur untersuchten Probe nach 1000 LW.

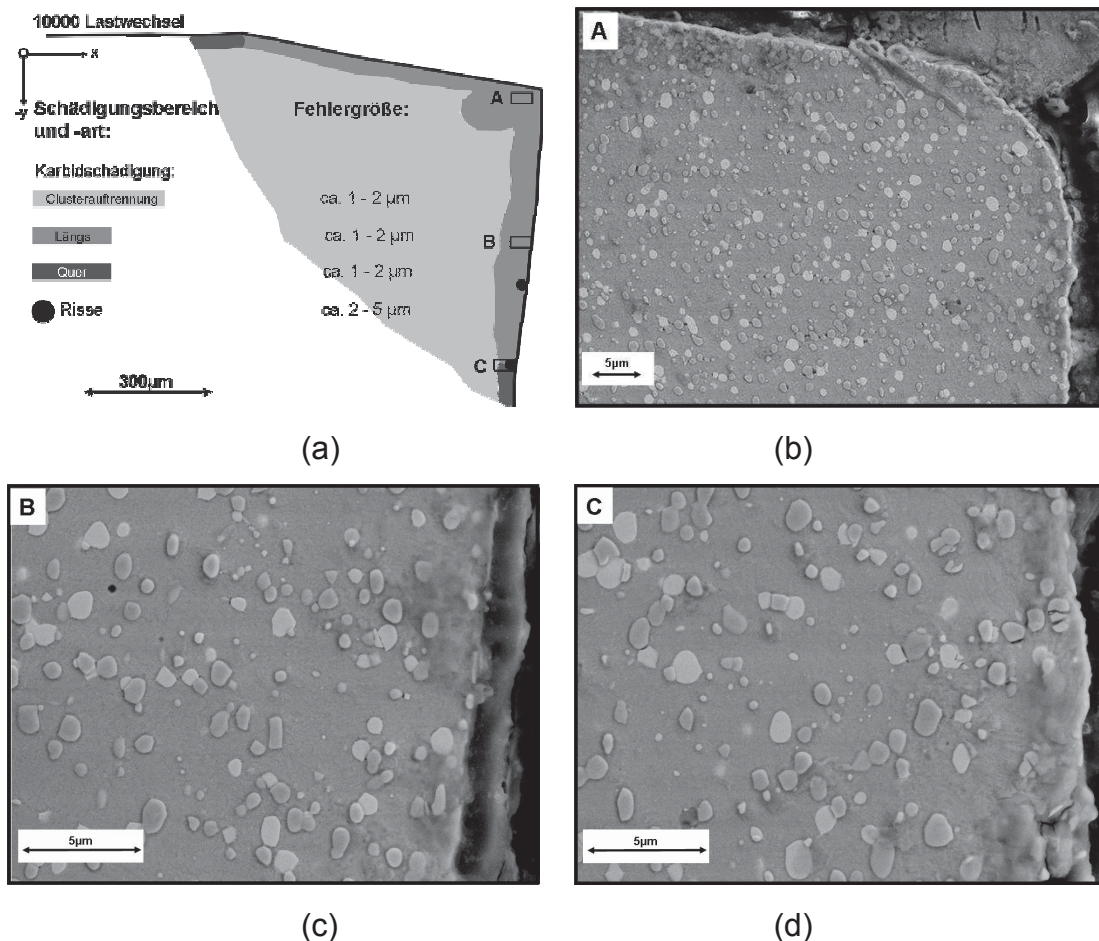


Abbildung 9.16: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 10000 LW mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R=10$: (a) Kantenprofil, (b) REM - Aufnahme von Detail A, (c) REM - Aufnahme von Detail B, (d) REM - Aufnahme von Detail C

Neben den bereits beschriebenen Schädigungen tritt nun ein Bereich an der Kante auf, an welchem auffallend viele Interfaceablösungen zu beobachten sind. Dieser Bereich erstreckt sich von der Kante ins Materialinnere (Abbildung 9.16b). Abbildung 9.16c zeigt einen oberflächennahen Bereich des Details B mit einem abgescherten Karbid. Zusätzlich treten Risse im oberflächennahen Bereich hauptsächlich am Übergang zur plastisch verformten Zone (L_{10}) auf. Die Risse haben wiederum eine Größe von ca. 5 μm und wachsen nicht in das Materialinnere. Eine REM - Abbildung aus dieser Zone mit einem oberflächennahen Riss ist in Abbildung 9.16 dargestellt.

9.2 Einfluss des R - Wertes

Bis jetzt wurden die Proben nur mit einer maximalen Last, die 10 % von der minimalen Last betrug ($R = 10$), belastet. Das heißt, die Proben wurden im Druckschwellbereich belastet und nie vollständig entlastet. Es wurden daher zusätzliche Versuche mit einer maximal Last von 0 kN ($R = -\infty$) durchgeführt. Wie aus den Versuchen des vorherigen Abschnitts hervorgeht, treten die ersten Risse an der Grenze der Zone B zur Zone C auf. Diese Risse traten aber nur im oberflächennahen Bereich auf und reichten nie ins Materialinnere. Daher konzentriert sich die Untersuchungen in diesem Abschnitt auf den Übergang L_{10} nach der vollständigen Entlastung der Proben. Die Proben des K340 ISODUR mit der WBH - K2, als auch des S390 MICROCLEAN mit der WBH - S2 wurden mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R = -\infty$ bei unterschiedlichen LW geprüft. Es wurden jeweils separate Proben für die Prüfung bei unterschiedlichen LW verwendet.

K340 ISODUR

Abbildung 9.17a zeigt die Übersicht der Mantelfläche eines K340 ISODUR nach 10000 LW mit den drei unterschiedlichen Zonen. A ist die Kontaktzone, an welcher der Hartmetallzylinder auf der Probe aufliegt. B ist der plastisch verformte Bereich der Mantelfläche (L_1) und C ist der elastisch verformte bzw. original polierte Bereich der Proben.

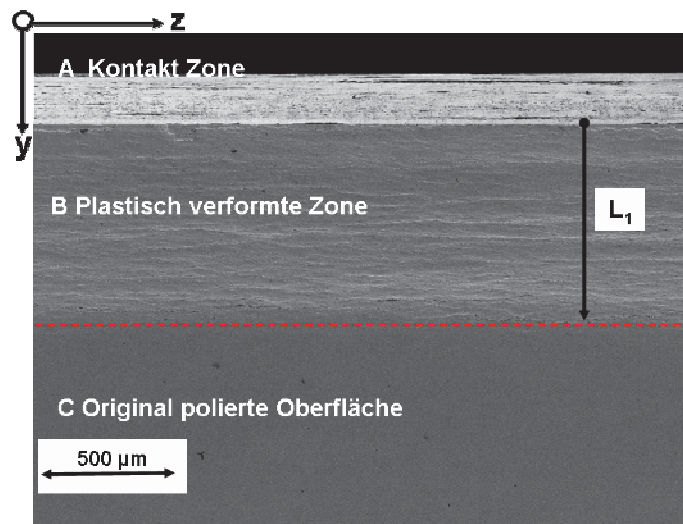


Abbildung 9.17:

Mantelfläche der untersuchten Kantenregion nach 10000 LW mit $F_{\min} = -60$ / $R = -\infty$

Abbildung 9.18a zeigt die REM - Aufnahme der Trennfläche eines K340 ISODUR am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren nach 10 LW. Neben den Schädigungen, wie sie schon bei den Untersuchungen mit $R = 10$ auftreten, ist ein kleiner Riss sichtbar, der ca. 6 µm von der Manteloberfläche in das Materialinnere reicht.

Aus Abbildung 9.18b ist ersichtlich, dass sich an der Mantelfläche nach 100 LW grobe Stufen ausbilden. Weiters ist ein Riss mit einer Länge von ca. 6 µm am Übergang der Zone B zur Zone C sichtbar, der an der Manteloberfläche an den Oberflächenstufen entspringt.

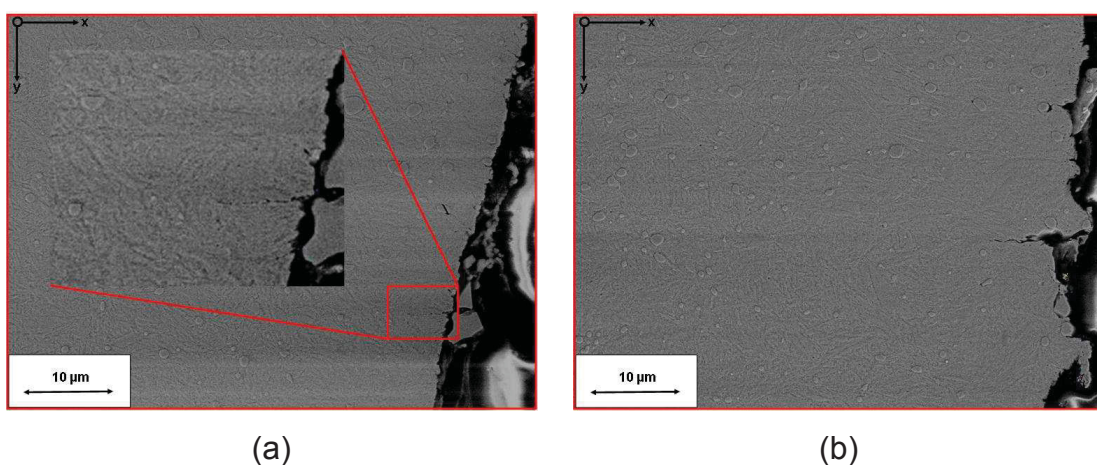


Abbildung 9.18: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R = -\infty$;

(a) 10 LW, (b) 100 LW

In Abbildung 9.19a ist die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren nach 1000 LW dargestellt. Darin verläuft ein Riss mit ca. 10 μm und ca. 90° zur Mantelfläche orientiert ins Materialinnere. Der Riss entsteht am Übergang der Zone B zur Zone C an einer Oberflächenstufe.

Nach 10000 LW ist ein Riss mit ca. 50 μm (Abbildung 9.19b) zu erkennen, der zuerst 90° zur Mantelfläche ca. 10 μm ins Materialinnere verläuft und dann unter ca. 45° weiter ins Materialinnere hineinwächst.

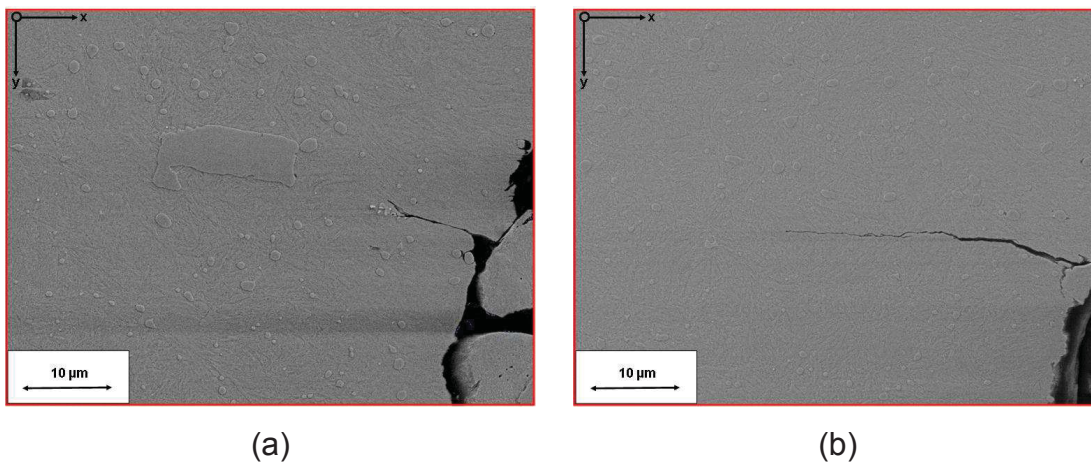


Abbildung 9.19: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R = -\infty$;
(a) 1000 LW, (b) 10000 LW

S390 MICROCLEAN

Abbildung 9.20 zeigt die Übersicht der Mantelfläche eines S390 MICROCLEAN mit der WBH 2 nach 10000 LW und den drei unterschiedlichen Zonen (siehe vorheriger Absatz K340 ISODUR).

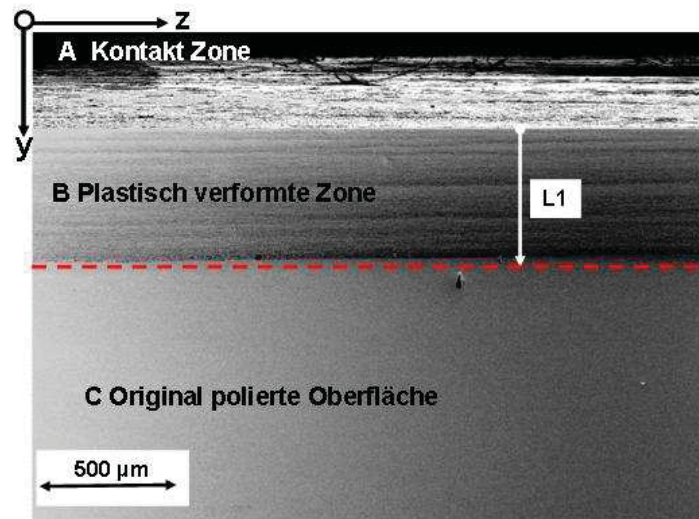


Abbildung 9.20: Mantelfläche der Untersuchte Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach 10000 LW mit $F_{\min} = -60 / R = -\infty$

Abbildung 9.21a zeigt die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren nach 10 LW. In der Detailaufnahme ist ein kleiner Riss mit ca. 2 µm sichtbar, der an der Manteloberfläche entsteht.

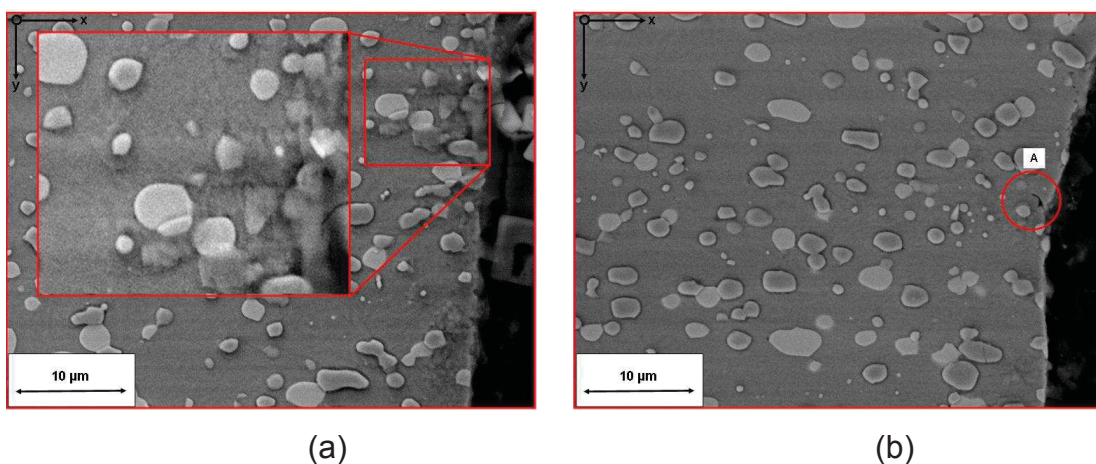


Abbildung 9.21: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R = -\infty$: (a) 10 LW, (b) 100 LW

In Abbildung 9.21b ist ebenso ein Riss am Übergang der Zone B zur Zone C sichtbar, der schräg in das Materialinnere läuft (Detail A).

Abbildung 9.22a zeigt die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren nach 1000 LW. Ein Riss mit ca. 30 μm , der 90° zur verformten Mantelfläche orientiert ins Materialinnere läuft, ist zu sehen. Weiters entsteht rund um den Riss ein Bereich mit Karbidclusterauflösungen und Interfaceablösungen.

Nach 10000 LW ist ein Riss mit ca. 50 μm in Abbildung 9.22b zu sehen, der 90° orientiert zur unverformten Mantelfläche ins Materialinnere läuft.

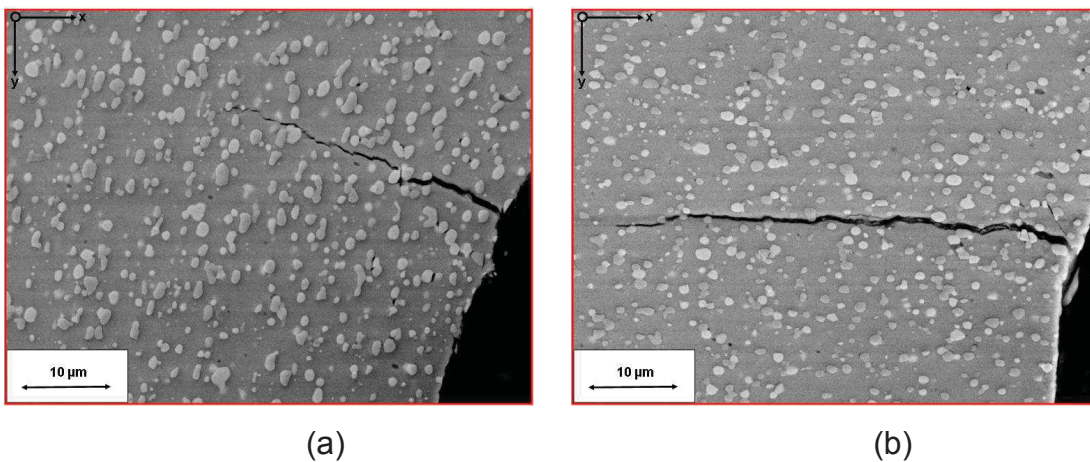


Abbildung 9.22: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ / $R = -\infty$, (a) 1000 LW, (b) 10000 LW

9.3 Einfluss der Belastung

Die Auswirkung der Belastung auf die Rissentstehung soll im folgenden Absatz untersucht werden. Die Proben des K340 ISODURS und des S390 MICROCLEANS mit der WBH 2 wurden bei $R = -\infty$, $F_{\min} = -10\text{kN}$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$, bei 10000 LW geprüft.

K340 ISODUR

In Abbildung 9.23a ist die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ des K340 ISODURS zu sehen. Dabei zeigt sich ein Riss mit einer Länge von ca. 5 μm , der an der Manteloberfläche entspringt und unter ca. 45° von der Mantelfläche ins Materialinnere verläuft. Dieser

Riss biegt nach etwa 4 μm noch einmal 45° zum Bestehenden ab. In Abbildung 9.23 b ist die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren bei $F_{\min} = -60\text{kN}$ zu sehen. Darin zeigt sich ein Riss mit einer Gesamtlänge von 50 μm . Der Riss startet an der Mantelfläche und geht unter ca. 45° , 10 μm ins Materialinnere. Nach 10 μm knickt der Riss noch einmal unter 30° ab und wächst noch weitere 40 μm .

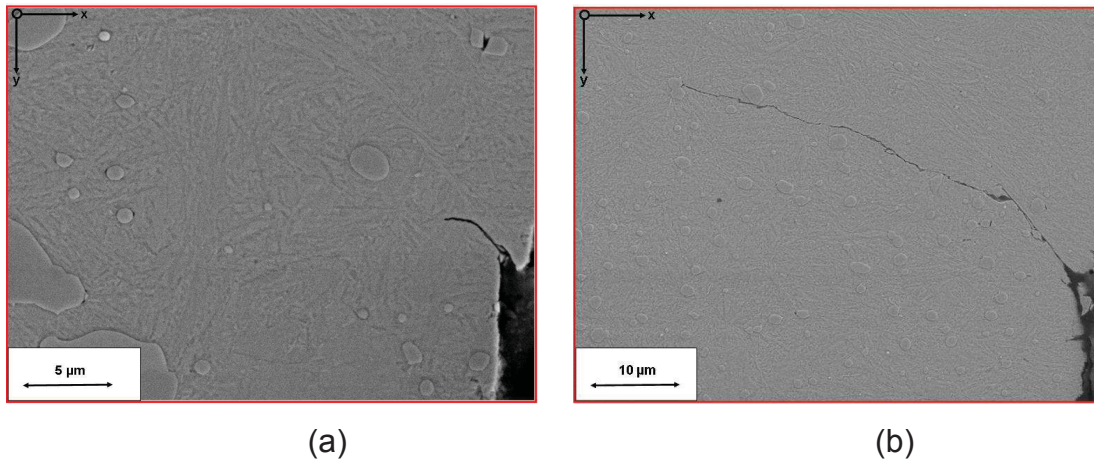
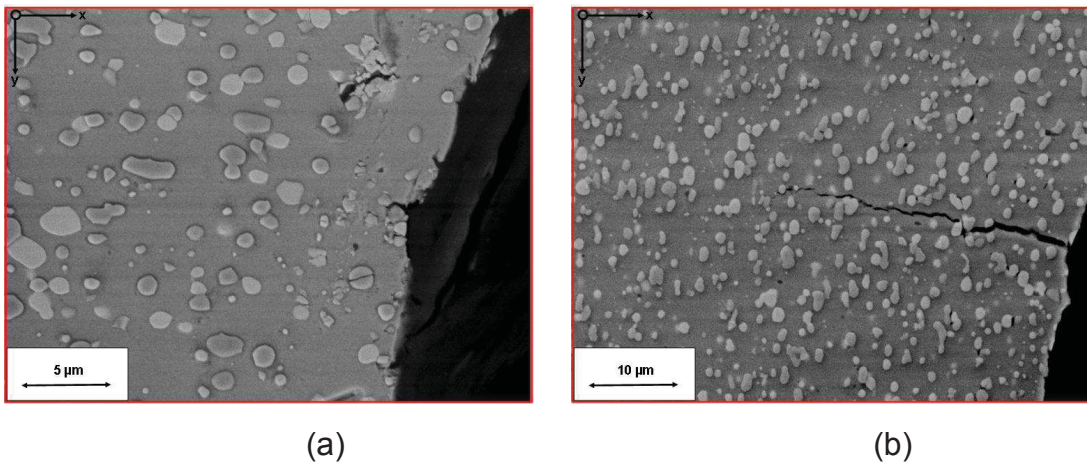


Abbildung 9.23: Kantenregion K340 ISODUR - WBH K2 mit $R = -\infty$ nach 10000 LW;
 (a) $F_{\min} = -10\text{kN}$, (b) $F_{\min} = -60\text{kN}$

S390 MICROCLEAN

In Abbildung 9.24a ist die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ dargestellt. Die geschädigte oberflächennahe Zone, wie sie im Absatz „Einfluss der LW“ beschrieben wurde, ist in Abbildung 9.24a deutlich zu erkennen. Neben den gebrochenen Karbiden ist auch ein kleiner Riss an der Materialoberfläche mit ca. 1 μm zu erkennen.

In Abbildung 9.24b ist die REM - Aufnahme der Trennfläche am Übergang der Zone B zur Zone C im Materialinneren bei $F_{\min} = -60\text{kN}$ zu sehen. Darin zeigt sich ein Riss mit einer Gesamtlänge von 30 μm . Der Riss startet an der Mantelfläche und läuft unter ca. 90° ins Materialinnere. Auch hier hat die geschädigte oberflächennahe Zone eine Breite von ca. 10 μm , wo Interfaceablösungen zu beobachten sind.



(a)

(b)

Abbildung 9.24: Kantenregion S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $R = -\infty$ nach 10000 LW

(a) $F_{\min} = -10\text{kN}$, (b) $F_{\min} = -60\text{kN}$

9.4 Diskussion

Schädigungsprozess - Materialeinfluss

Betrachtet man die Ergebnisse aus den Untersuchungen zur mikrostrukturellen Schädigung wurden folgende Erkenntnisse gewonnen:

Der K340 ISODUR hat eine inhomogenere Verteilung der Primärkarbide, sowie eine starke Anisotropie der Karbidanordnung zwischen Längs- und Querrichtung (Karbidzeilen), eine breiteren Karbidverteilung und zumeist sind größerer Karbide vorhanden. Daher treten die Schädigungen mit einer Defektgröße zwischen 1 - 40 μm auf. Die Zone in der Schädigungen auftreten lässt sich in zwei Bereiche unterteilen. Im Materialinneren brechen große unregelmäßige Karbide ab einer Größe von 5 μm fast normal zur Stirnfläche (Normalspannungsinduziert) und bei einer höheren Anzahl an LW treten Abscherungen an diesen großen Karbiden auf (Schubspannungsinduziert). Die meisten dieser Karbide brechen an den oft vorhandenen Kerben.

Entlang der oberflächennahe Zone tritt ein Bereich mit einer Breite von ca. 20 μm auf, in welcher Karbide ab einer Größe von ca. 1 μm brechen. Außerdem sind Matrixablösungen mit einer Größe von ca. 1 μm vorzufinden. An der Manteloberfläche konnte in der Nähe des Übergangs von der plastisch zur elastisch verformten Zone Bereiche beobachtet werden, in dem kleine Risse unter ca. 45° in

der geschädigten oberflächennahen Zone entstehen. Diese Risse werden durch die Verformungsbänder induziert.

Auch beim S390 MICROCLEAN kann, wie schon beim K340 ISODUR, eine Zone mit Materialschädigungen an der Kantenregion beobachtet werden. Die Schädigungen erreichen dabei eine Größe von bis zu ca. 5 μm nach 10000 LW. In der oberflächennahen Zone entlang der Manteloberfläche und der Stirnfläche, sind Karbidclusterauflösungen, Längskarbidbrüche und Abscherungen von Karbiden vorzufinden. Darüber hinaus bildet sich im Materialinneren ein Bereich, in dem nur Karbidclusterauftrennungen auftreten. Am Übergang der plastisch verformten zur elastisch verformten Zone treten sowohl in der Stirnflächenregion, als auch in der Mantelflächenregion Karbidbrüche auf, die parallel zur Stirnfläche verlaufen. Die Größe der gebrochenen Karbide ist in allen drei Bereichen ziemlich ident und bewegt sich aufgrund der gleichmäßigen Karbidform im Bereich von ca. 1 μm . Bei keinem der beiden untersuchten Materialien konnte für $R = 10$ festgestellt werden, dass der Riss an den gebrochenen Karbiden in die Matrix wächst.

Schädigungsprozess - Material unabhängig

Ab einer höheren Anzahl an LW können Risse mit einer Größe von ca. 5 μm am Übergang der plastisch verformten Zone zur elastisch verformten Zone an der Manteloberfläche beobachtet werden. Diese kleinen oberflächennahe Risse werden durch Verformungsbänder induziert.

Um die Rissentstehung zu untersuchen, wurde der R-Wert auf $R = -\infty$ geändert dh. die Proben wurden vollständig entlastet. Die Untersuchungen mit diesem R-Wert zeigten, dass schon nach wenigen LW bei beiden untersuchten Werkstoffen (K340 ISODUR und S390 MICROCLEAN) Risse am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone von der Manteloberfläche ins Materialinnere wachsen. Diese Risse erreichen bei beiden Werkstoffen nach 10000 LW eine Länge von ca. 40 μm . Was zu einer grob geschätzten Risswachstumsgeschwindigkeit von $4 \cdot 10^{-6}$ mm/LW führt. Aus den Untersuchungen bei unterschiedlichen Belastungen geht hervor, dass die Risse bei unterschiedlicher Belastung immer in der Nähe des Übergangs der Zone L_{10} an der Manteloberfläche entstehen. Einzig die Länge des Risses ins Materialinnere hängt von der Belastung ab. Die Ursache dafür wird in Kapitel 11 diskutiert.

10 FE Modellierung des zyklischen Kantenstauchversuches mit ABAQUS

Um mehr Informationen über die Spannungs- und Dehnungsverteilung der Kantenregion zu erhalten, wurde eine Finite Elemente (FE) Simulation des Kantenstauchversuches mittels ABAQUS [88] am Materials Center Leoben durchgeführt. Diese Berechnungen wurden von *Ecker* und *Krobath* durchgeführt. [89]

10.1 Modell

Es wurde ein 2-dimensionales Modell unter Annahme eines ebenen Dehnungszustands erstellt. Aus Symmetriegründen wurden nur die halbe Rolle und nur eine Probe modelliert. Die Lasteinbringung erfolgte über einen starren Stempel, der sich in reibungslosem Kontakt mit der Hartmetallrolle befindet. Das FE - Modell mit den Randbedingungen ist in Abbildung 10.1 dargestellt.

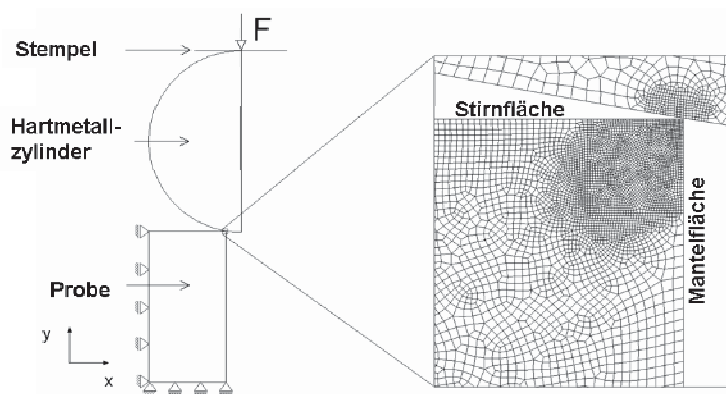


Abbildung 10.1: Finite Elemente Modell des Kantenstauchversuches

Der Kontakt zwischen der Rolle und der Probe wurde als Coulombsche Reibung mit $\mu = 0.1$ angenommen. Für die Hartmetallrolle wurde eine elastische Materialformulierung gewählt. Das elastisch-plastische Materialverhalten der Proben wurde mit einem einfachen Chaboche - Modell [90] mit zwei nichtlinearen kinematischen Verfestigungstermen beschrieben, welches auch als ONERA - Modell

bezeichnet wird. Eine ausführlichere Beschreibung des Materialmodells ist in den Arbeiten von *Chaboche* und *Lemaitre* [90,91,92] zu finden.

10.2 Statische Materialformulierung

Für die Proben wurden die Druckfließkurven des K340 ISODURS - WBH 2 und des S390 MICROCLEAN - WBH2 aus Abbildung 4.6 herangezogen. Die lokale Belastung in der Nähe der Kante einer belasteten Probe erreicht ein Niveau, das weit über die Grenzen der Belastungslimits von einachsigen Druckversuchen hinausgeht, weshalb das Materialverhalten für höhere Belastungen ideal plastisch extrapoliert wurde. Die Fließspannung bei der statischen Materialformulierung ist beim S390 MICROCLEAN mit $R_0 = 600$ [MPa] und beim K340 ISODUR mit $R_0 = 560$ [MPa] festgelegt.

10.3 Zyklische Materialformulierung

Aus den gesamtdehnungskontrollierten zyklischen Ermüdungsversuchen in Kapitel 3 konnte eine ca. 20%ige Entfestigung der geprüften Werkzeugstähle bei zyklischer Belastung beobachtet werden. Um diese zyklische Entfestigung bei der numerischen Simulation berechnen zu können, wurde die Abbildung des gesamten Datensatzes (1. bis n. Zyklus) versucht. Die Hysterese verändert sich vom 1. auf den 2. und 3. Zyklus sehr stark und es nicht möglich, sowohl den ersten Zyklus als auch die weiteren Zyklen perfekt abzubilden. Obwohl der erste Zyklus mit diesem Modell relativ gut abgebildet wird, stimmen die Be- und Entlastungsbereiche der weiteren Zyklen nur mäßig mit der Simulation überein. Aus diesem Grund wurde für die Berechnung des zweiten Lastzyklus die statische Fließkurve aus Abbildung 4.6 herangezogen und eine 15% ige Entfestigung angenommen, die zwischen dem 1. und 2. Lastzyklus aus den Versuchen beobachtet werden konnte. Die Fließspannung ist bei der zyklischen Materialformulierung mit $R_0 = 510$ [MPa] festgelegt.

Eine ausführliche Beschreibung der Randbedingungen und des Materialmodells für die FE - Simulation des zyklischen Kantenstauchversuches findet sich in [89]] wieder.

10.4 Ergebnisse für den ersten Lastwechsel

Abbildung 10.2 zeigt die mittels ABAQUS berechnete Vergleichsdehnung an der Kantenregion einer belasteten Probe nach dem ersten LW mit einer Belastung von $F_{\min} = -5\text{kN}$.

In Abbildung 10.2a sind die Vergleichsdehnungen des K340 ISODUR und in Abbildung 10.2b jene des S390 MICROCLEAN dargestellt. Bei den Berechnungsergebnissen wurden alle Dehnungen über 12% ausgeblendet (graue Zone A), wegen der Unsicherheiten aus der Extrapolation des Materialverhaltens. Es entsteht eine nahezu kreissegmentförmige plastisch verformte Zone in der Nähe der Kantenregion nach einem LW. Die Abmessung der plastisch verformten Zone sowie der Kantenkontur sind beim K340 ISODUR und beim S390 MICROCLEAN aufgrund des verschiedenen Verfestigungsverhaltens unterschiedlich. Mit Ausnahme der vordersten Kantenregion stimmen sowohl beim K340 ISODUR, als auch beim S390 MICROCLEAN die experimentelle und die bei der numerischen Simulation berechneten Dehnungswerte bis 12 % überein. Auch die Außenkonturen und die Geometrien der plastisch verformten Zone des Experimentes stimmen mit der numerischen Simulation überein. Erwähnenswert ist, dass die plastisch verformte Zone noch etwas unterhalb des Übergangs L_{10} reicht. Es wird noch eine Zone von ca. 20 μm erzeugt wo Dehnungswerte mit ca 0.1 % erreicht werden.

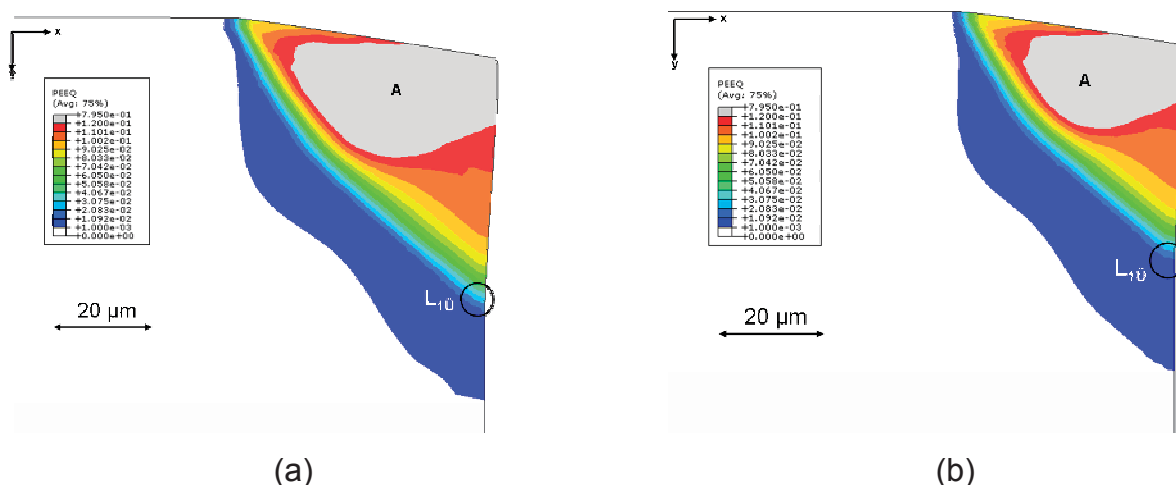


Abbildung 10.2:

Vergleichsdehnung nach einem LW; (a) K340 ISODUR, (b) S390 MICROCLEAN

10.5 Ergebnisse für den zweiten Lastwechsel

Aufgrund der homogeneren Karbidverteilung und des homogeneren Verformungsverhaltens werden im folgenden Abschnitt nur noch Ergebnisse des S390 MICROCLEAN - WBH S2 untersucht.

Für die Untersuchung des zyklischen Materialverhaltens werden im folgenden Abschnitt nur noch Ergebnisse nach dem 2. LW (15% Entfestigung) betrachtet.

Vergleichsdehnung

Die Vergleichsdehnung nach dem 2. LW ist in Abbildung 10.3 dargestellt.

Sehr markant sind dabei die beiden Hauptverformungsrichtungen 1 und 2. Das Verformungsband 1 verläuft direkt von der Kante ins Materialinnere und endet bei Verformungsband 2. Das Verformungsband 2 verläuft von der Stirnfläche Richtung Materialinneres und weiter zur Mantelfläche. Dehnungen von bis zu 3 % treten in Verformungsband 1 im vorderen Kantenbereich auf. In Verformungsband 2 erreichen die Dehnungen Werte bis zu 6 %. Die gezackten Bereiche bei Verformungsband 2 an der Stirnfläche sind Artefakte von der numerischen Simulation, die auf zu große Elemente in diesem Bereich zurückzuführen sind.

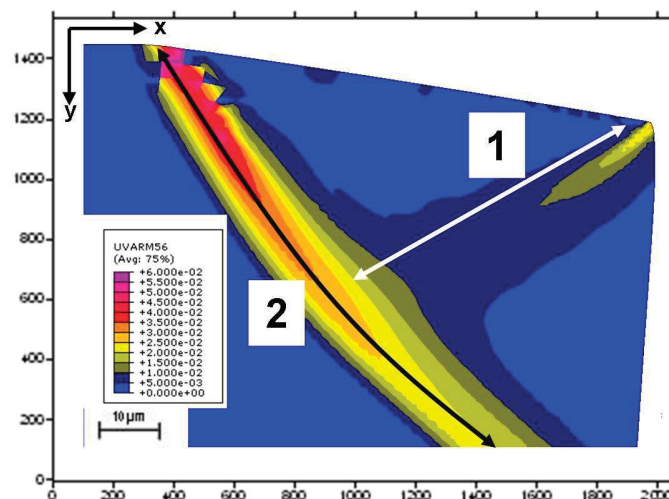


Abbildung 10.3: Vergleichsdehnung S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach dem 2. LW

Spannungsverteilung

Die sich ergebenden Spannungen mit $F_{\min} = -10\text{kN}$ während des 2. LW sind in den Abbildung 10.4 und Abbildung 10.5 dargestellt. Die Spannungen σ_{xx} im belasteten

Zustand ist in Abbildung 10.4a erkennbar. Nahe der Oberfläche treten im Kontaktbereich Druckspannungen auf, die an der Kontaktfläche Werte von über 1000 MPa erreichen und ca. 500 μm unter die Oberfläche reichen. Direkt an der Stirnfläche, am Übergang der plastisch verformten Zone zur elastisch verformten Zone (W_{10}) sind Zugspannungen zu beobachten, die Werte von ca. 1300 MPa erreichen und mit zunehmendem Abstand von der Kante abnehmen. Im entlasteten Zustand ergeben sich die höchsten Zugspannungen σ_{xx} am Übergang W_1 mit Werten von 1400 MPa (Abbildung 10.4a). Der Bereich in dem Zugspannungen auftreten, reicht ca. 10 - 15 μm in die Tiefe (y - Richtung) und erstreckt sich ca. 70 μm entlang der plastisch verformten Stirnfläche (x - Richtung). Zusätzlich zeigen sich Zugspannungen von ca. 500 MPa direkt an der Kante, die unter ca. 45° ins Materialinnere verlaufen. Weiters ist ein Bereich mit Druckspannungen von bis zu 700 MPa im Materialinneren zu beobachten.

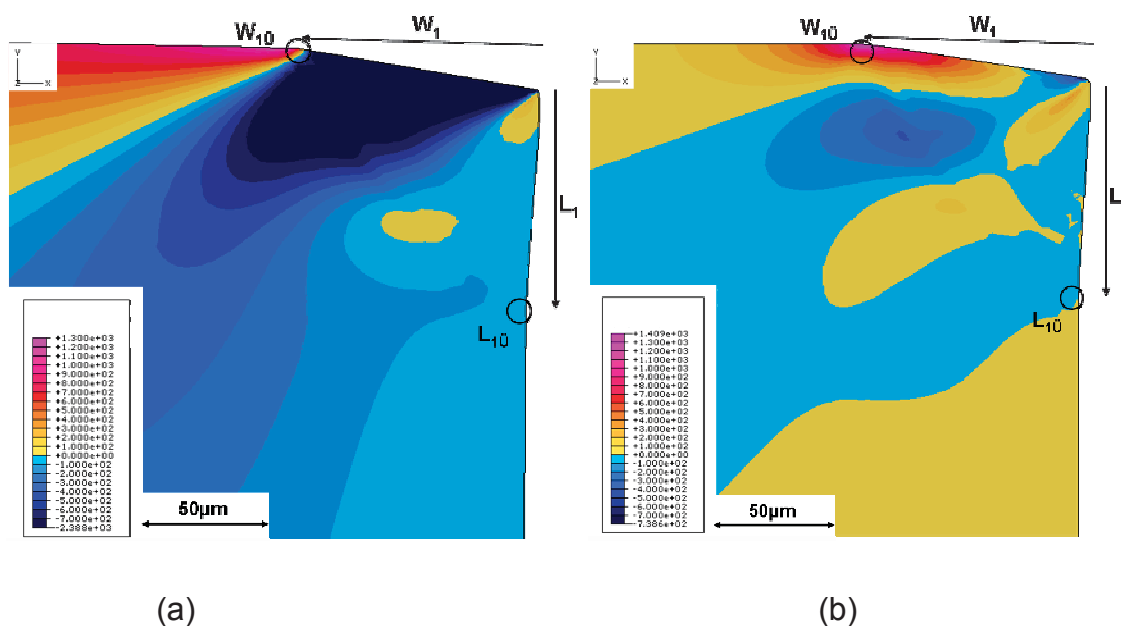


Abbildung 10.4: Spannungen σ_{xx} - 2. LW,

S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $F_{\min} = -10\text{kN}$; (a) belastet, (b) entlastet.

Abbildung 10.5a zeigt die Spannungen σ_{yy} im belasteten und Abbildung 10.5b im entlasteten Zustand. Im belasteten Zustand sind ausschließlich Druckspannungen mit Werten von über 3000 MPa zu beobachten. Die Bereiche an der Stirnfläche sind Artefakte, die aufgrund der Wahl von größeren Netzelementen auftreten.

Im entlasteten Zustand sind drei Bereiche mit Zugspannungen von über 200 MPa zu sehen. Im Bereich W_1 werden Werte von bis zu 400 MPa erreicht, die aber von Artefakten überlagert sind. Dieser Zugspannungsbereich reicht lanzenförmig ca. 50 μm leicht schräg ins Materialinnere. Der zweite Bereich tritt direkt an der Kante auf und verläuft birnenförmig von der Kante ins Materialinnere. An der Mantelfläche bei L_1 (ca. 100 μm von der Kante in y - Richtung entfernt) befindet sich der 3. Bereich mit einer Ausdehnung von ca. 500 μm in y - Richtung und ca. 10 μm in x - Richtung. Im Materialinneren treten darüber hinaus Druckspannungen auf, die bis zu 400 MPa erreichen.

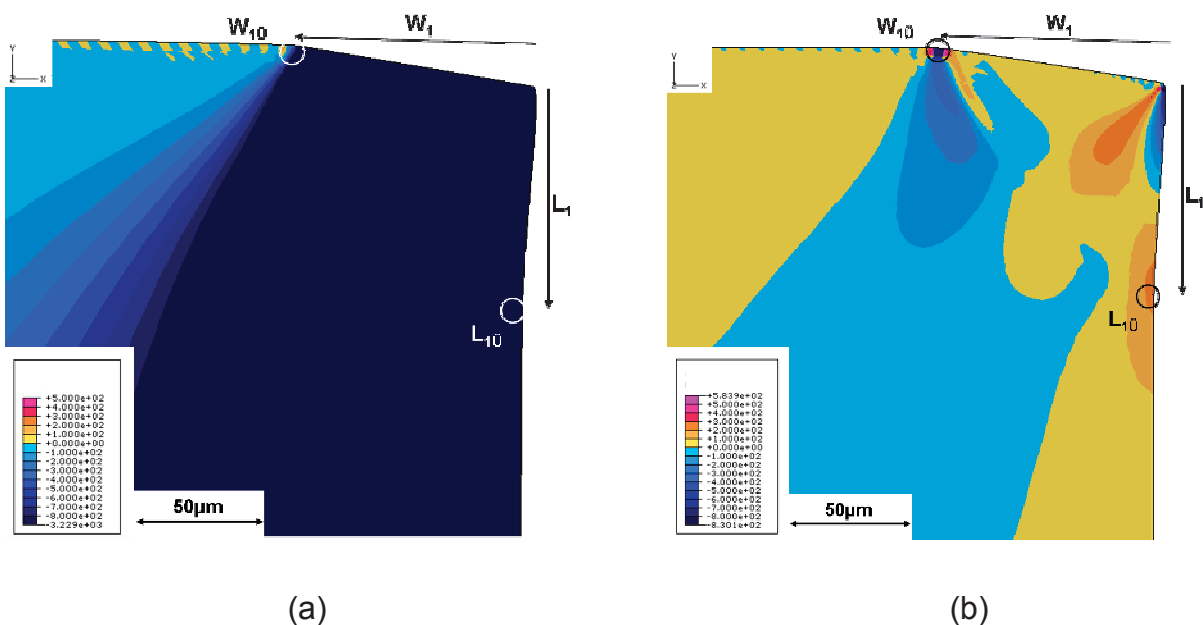


Abbildung 10.5: Spannungen σ_{yy} - 2. LW,

S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $F_{\min} = -10\text{kN}$; (a) belastet, (b) entlastet.

Aus den experimentellen Kantentests bei unterschiedlichen Belastungen und vollständiger Entlastung geht hervor, dass die Rissentstehung am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone L_{10} an der Manteloberfläche auftritt. Es sollen daher Spannungsprofile entlang der Mantelfläche für volle Belastung, für Entlastung

auf 10% der vollen Belastung, sowie für vollständige Entlastung ermittelt werden. Zur Vervollständigung werden auch die Spannungsprofile an der Stirnfläche genauer betrachtet.

Abbildung 10.6a zeigt die Spannungsverteilung σ_{yy} entlang der Mantelfläche im belasteten Zustand (schwarze Linie), im vollständig entlasteten Zustand bei $R = -\infty$ (rote Linie) und für Entlastung auf 10% (blaue Linie). L_1 kennzeichnet die plastisch verformte Zone (B). Aus Abbildung 10.6a ist eindeutig zu sehen, dass am Übergang der plastisch verformten Zone bei vollständiger Entlastung, Zugspannungen mit ca. 200 MPa entstehen, während die Spannungen bei Entlastung auf 10% noch vollständig im Druckbereich verlaufen. Die Spannungsdifferenz zwischen dem be- und entlasteten Zustand am Übergang zur plastisch verformten Zone L_{10} beträgt ca. 3300 MPa.

In Abbildung 10.6b sind die Spannungsprofile σ_{xx} entlang der Stirnfläche dargestellt. Die schwarze Linie zeigt wieder den belasteten Zustand, die rote Linie den entlasteten Zustand, und die blaue Linie den auf 10% entlasteten Zustand bei W_{10} markiert den Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone. Auffallend dabei ist der fast idente Verlauf der Profile im vollkommenen und den auf 10% entlasteten Zustand ($R = -\infty$ und $R = 10$). Die Profile gehen bei einer Entfernung von ca. 30 μm in den Zugbereich über. Dies ist auch der Schnittpunkt, an dem die blaue Linie oberhalb der roten Linie verläuft. Bei einem Wert $R = 10$ treten im vorderen Kantenbereich an der Stirnfläche etwas höhere Druckspannungen auf als bei $R = -\infty$, die dann in der Folge in etwas höhere Zugspannungen umschlagen. Der Peak ist bei beiden Profilen bei M1, und erreicht Zugspannungen von ca. 1500 MPa.

Die Spannungsdifferenz zwischen dem belasteten und den vollständig entlasteten Zustand ist während des gesamten Profilverlaufes nie größer als 2000 MPa und erreicht in der Nähe des Übergangs M1 ca. 100 MPa.

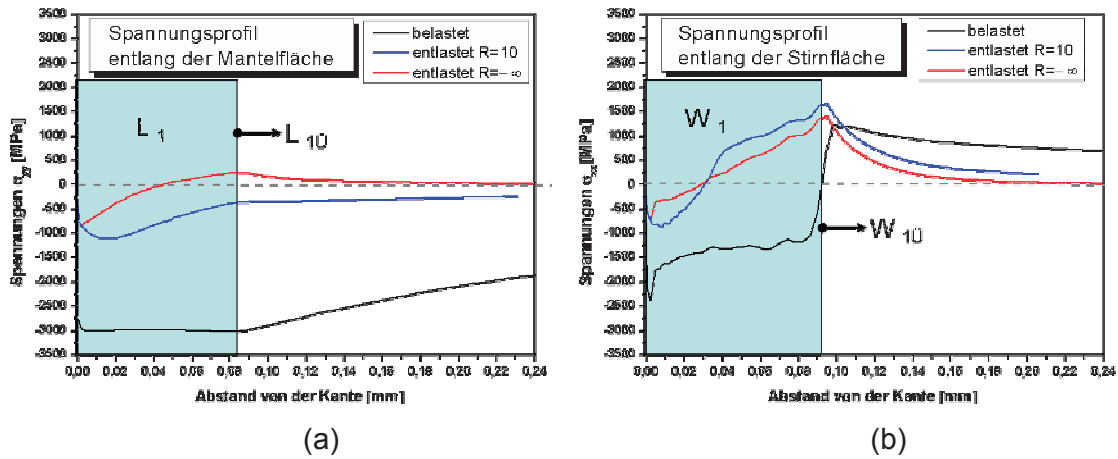


Abbildung 10.6: S390 MICROCLEAN - WBH S2 $F_{\min} = -10$ kN, Spannungsverteilung als Funktion der Distanz von der Kante im belasteten und entlasteten Zustand; (a) σ_{yy} entlang der Mantelfläche, (b) σ_{xx} entlang der Stirnfläche

Abbildung 10.7a zeigt die Spannungsverteilung σ_{yy} entlang der Mantelfläche und Abbildung 10.7b die Spannungsverteilung σ_{xx} entlang der Stirnfläche nach dem 2. LW, einer $F_{\min} = -60$ kN bei vollständiger Belastung, bei Entlastung auf 10% ($R = 10$) und bei vollständiger Entlastung ($R = -\infty$).

Der Profilverlauf, die Spannungswerte und die Spannungsdifferenzen bei L_1 und W_1 sind den Profilverläufen bei einer Belastung mit $F_{\min} = -10$ kN ziemlich ähnlich. Einzig der Abstand der Peaks von der Kante verschiebt sich auf Grund der Belastung in Abbildung 10.7a auf ca. 530 μ m und in Abbildung 10.7b auf ca. 560 μ m.

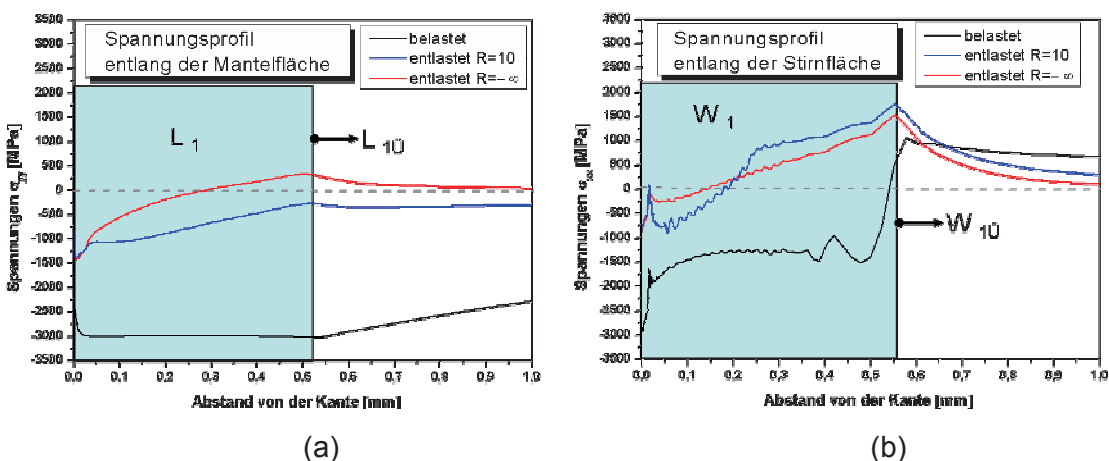


Abbildung 10.7: S390 MICROCLEAN - WBH S2 $F_{\min} = -60$ kN, Spannungsverteilung als Funktion der Distanz von der Kante im belasteten und entlasteten Zustand, (a) σ_{yy} entlang der Mantelfläche, (b) σ_{xx} entlang der Stirnfläche

Im Folgenden soll der Übergang $L_{1\ddot{U}}$ (Ort, wo die Risse entstehen) bei den unterschiedlichen Belastungen analysiert werden.

Dazu sind σ_{yy} des S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach dem 2. LW bei vollständiger Entlastung bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ in Abbildung 10.8a und bei $F_{\min} = -60\text{kN}$ in Abbildung 10.8b dargestellt. Detail C zeigt einen Ausschnitt des kritischen Bereiches $L_{1\ddot{U}}$ und den markierten Pfad von der Mantelfläche ins Materialinnere.

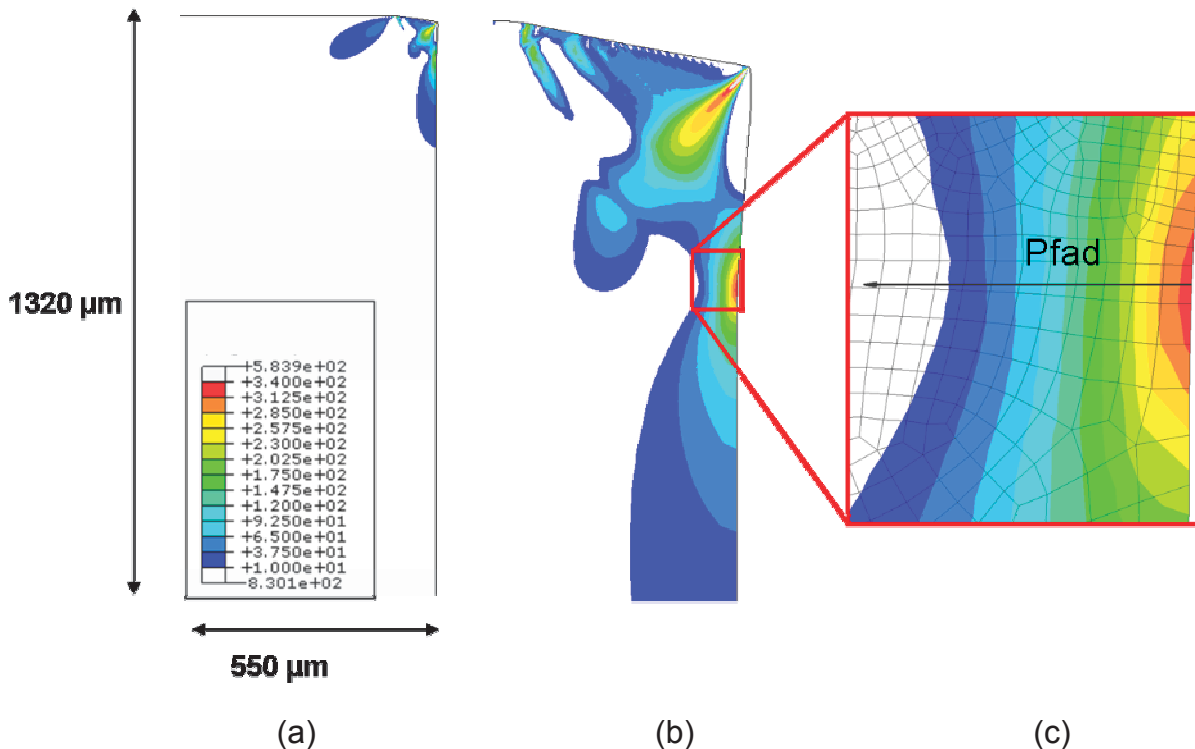


Abbildung 10.8: S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach dem 2.LW und vollständiger Entlastung, σ_{yy} ; (a) vollständige Entlastung nach Belastung auf $F_{\min} = -10\text{ kN}$, (b) vollständige Entlastung nach Belastung auf $F_{\min} = -60\text{ kN}$, (c) Detail von (b)

In Abbildung 10.9 ist σ_{yy} als Funktion der Länge des markierten Pfades (Abbildung 10.8) bei unterschiedlichen Belastungen aufgetragen. Aus dem Diagramm geht eindeutig hervor, dass die Tiefe der Zone des kritischen Bereiches $L_{1\ddot{U}}$, wo Zugspannungen auftreten, mit zunehmender Belastung auch größer wird.

Bei $F_{\min} -10\text{ kN}$ Belastung reichen die Zugeigenspannungen σ_{yy} ca. $15\ \mu\text{m}$ in die Tiefe, bei $F_{\min} = -60\text{ kN}$ Belastung ca. $80\ \mu\text{m}$.

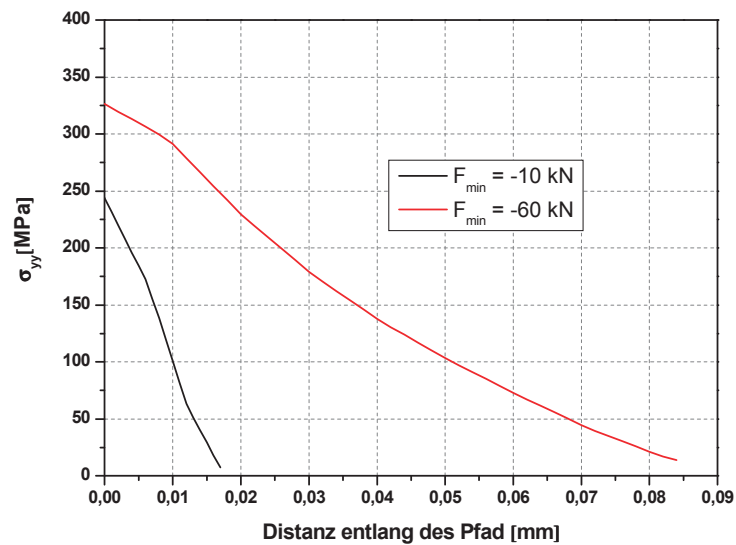


Abbildung 10.9: S390 MICROCLEAN - WBH S2 nach dem 2.LW bei vollständiger Entlastung; σ_{yy} als Funktion der Länge des markierten Pfades, bei unterschiedlichen Belastungen

An dieser Stelle sei noch einmal darauf hingewiesen, dass die numerische Simulation nicht vom Autor selbst, sondern am Materials Center Leoben durchgeführt wurde. Die numerischen Simulationen dienen als Unterschätzung der experimentellen Untersuchungen und wurden speziell für die Untersuchung der Entstehung der Risse an den kritischen Stellen durchgeführt. Die Ergebnisse werden daher im Kapitel 11 mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen verglichen und näher beschrieben.

11 Diskussion

Abschließend werden nun die in den jeweiligen Kapiteln bereits erläuterten Ergebnisse nochmals überblicksmäßig festgehalten und der Einfluss und die Wirkung der Ergebnisse aufeinander erläutert, um ein besseres Verständnis für die Schädigung in der Schneidkantenregion zu erhalten.

Von wesentlicher Bedeutung für die Untersuchung der Kantenregion war die Entwicklung eines zyklischen Kantenstauchversuches (Kapitel 5). Dabei wurde besonderes Augenmerk darauf gelegt, den Kantenstauchversuch einerseits möglichst nahe an die realen Belastungsbedingungen eines Schneidprozesses anzupassen und andererseits nur die zyklische Plastifizierung ohne andere Einflüsse wie Abrasion und Adhesion abzubilden. Unter diesem Aspekt waren daher Abweichungen zum realen Schneidprozess vorprogrammiert: Beim Kantenstauchversuch ist eine freie Oberfläche an der Mantelfläche vorzufinden. Im Gegensatz dazu fließt beim Schneidprozess das Blech um die Kante herum, sodass der Kantenbereich umschlossen und keine freie Oberfläche mehr vorzufinden ist. Die Belastung der Kante beim Kantenstauchversuch wurde etwas höher gewählt, um sicherzustellen, dass in der plastisch verformten Region Schädigung initiiert wird, um so Rückschlüsse auf die Art und Position der Hauptschädigung zu bekommen.

Nachdem der zyklische Kantenstauchversuch im Rahmen dieser Arbeit erstmals angewendet wurde, sind für den künftigen Einsatz noch einige Verbesserungen und Weiterentwicklung möglich. Für eine höhere Genauigkeit sollte etwa die Justierung der Proben und der Last verbessert werden, was nur mit einer präzise gefertigten Einspannvorrichtung möglich ist. Außerdem sollte bei der Aufbringung der Last noch bedacht werden, wie das leichte Verrutschen des Hartmetallzylinders verhindert werden kann. Bei weiteren Untersuchungen sollte außerdem noch mehr Augenmerk auf die Probenfertigung gelegt werden. Das heißt, beim Schleifen und Polieren muss ein gleichmäßiger Abtrag erfolgen, um eine möglichst exakte rechtwinklige Kante zu garantieren.

Um die Richtigkeit der lokalen Verformungsanalyse zu zeigen, wurde eine Kalibration des 1. LW der lokalen Verformungsanalyse mit der numerischen Simulation des Kantentests durchgeführt. Dabei zeigt sich, dass mit Ausnahme der vordersten Kantenregion sowohl beim K340 ISODUR, als auch beim S390 MICROCLEAN die

experimentelle und die bei der numerischen Simulation berechneten Dehnungswerte bis 12 % recht gut überein stimmen. Das ist der zuverlässige Bereich der experimentellen Dehnungsmessung. Auch die Außenkonturen und die Geometrien der plastisch verformten Zone des Experimentes stimmen gut mit der numerischen Simulation überein. Die plastisch verformte Zone ist beim K340 ISODUR etwas größer als beim S390 MICROCLEAR, weil die Festigkeit des K340 ISODUR unter jener des S390 MICROCLEAR liegt.

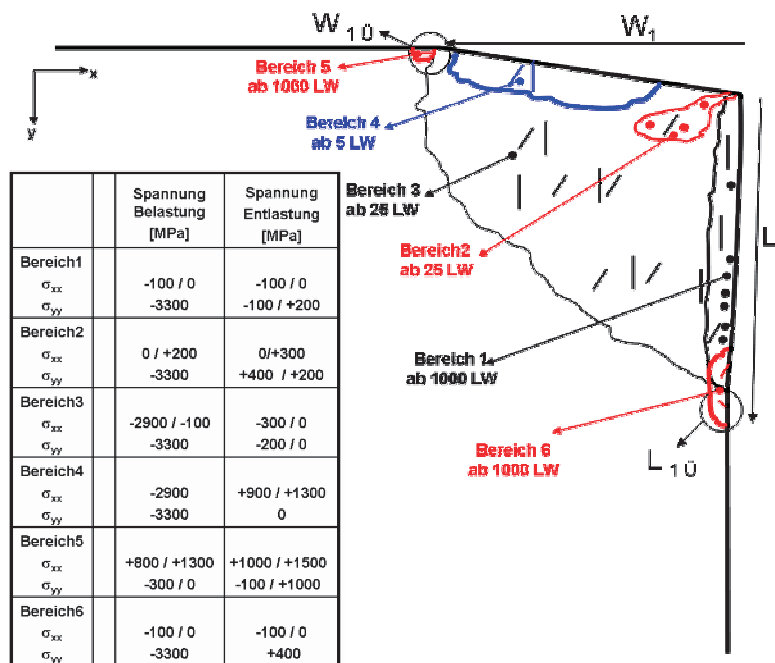
Zusätzlich wurde der 2. LW mit einer 15%igen Enfestigung berechnet und ein Vergleich der lokalen Verformungsanalyse zwischen dem 2. und 5. Lastwechsel vorgenommen. Beim Vergleich der numerischen mit den experimentell ermittelten Daten ließ sich eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse feststellen: Sowohl in den Vergleichsdehnungskarten der numerischen Simulation, als auch in den Vergleichsdehnungskarten der lokalen Verformungsanalyse können zwei Hauptverformungsrichtungen beobachtet werden. Aus dieser Untersuchung lässt sich ableiten, dass es möglich ist durch Aufbringen einer stirnseitigen Last die Plastifizierung an der Mantelfläche eines Schneidwerkzeuges im Labor experimentell abzubilden. Aus den oben genannten Gründen stimmt die Geometrie der plastisch verformten Zone in der Kantenregion des Kantenstauchversuches mit der Geometrie der plastisch verformten Zone des Schneidprozesses jedoch nicht exakt überein. Der Grund liegt in den unterschiedlichen Belastungsniveaus des realen Schneidvorgangs und des Kantenstauchversuches. Mit einigen Adaptionen des Kantenstauchversuches können dieses Belastungsniveaus noch angepasst werden. Wie die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, erlaubt der Kantenstauchversuch eine grundlegende Untersuchung der Schädigungsentwicklung durch inhomogene, zyklische Druckbelastung. Insbesondere kann damit in Abhängigkeit von der Mikrostruktur des Werkstoffes, der Zusammenhang zwischen (zyklischer) plastischer Verformung und Rissinitiation bzw. Risswachstum erort werden.

In dieser Arbeit wurde erstmals erfolgreich die lokale Verformungsanalyse unter zyklischer Belastung mit der in Kapitel 5 beschriebenen geteilten Probe im Materialinneren zwischen ausgewählten LW angewandt. Das lokale Verformungsverhalten der untersuchten Werkstoffe ist sehr inhomogen und wird durch die Mikrostruktur beeinflusst. Die höchsten lokalen Dehnungen treten an den Karbiden auf oder sie konzentrieren sich in Verformungsbändern. Zusätzlich wird die

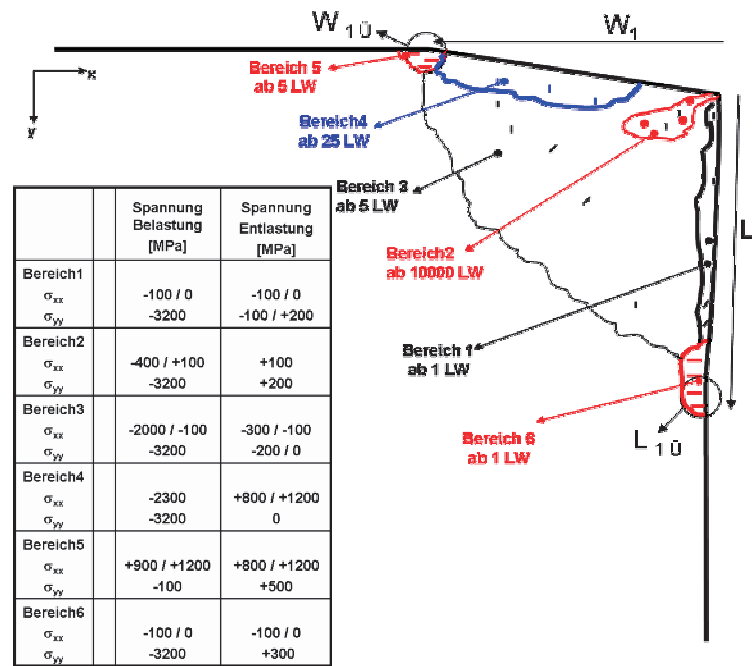
lokale Verformung durch die Oberflächenrauigkeit der Mantelfläche speziell ab einer höheren Anzahl an LW beeinflusst.

Rissinitiation:

Abbildung 11.1a zeigt die schematische Zeichnung einer zyklisch plastisch verformten Kante eines K340 ISODUR und Abbildung 11.1b eines S390 MICROCLEAN nach dem Entlasten. Die Striche markieren die Lage und Orientierung der Risse in den Karbiden bzw. die Lage der Grenzflächenablösungen benachbarter Karbide. Zusätzlich sind noch Punkte eingezeichnet die Interfaceablösungen markieren. Weiters ist für die verschiedenen Bereiche die Lastwechselzahl angegeben, ab der die Schädigungen beobachtet werden. Die angegebenen Spannungen wurden den Simulationsergebnissen des S390 MICROCLEAN und des K340 ISODUR bei einer Belastung $F_{min} = -60kN$ und bei vollkommener Entlastung nach dem 2.LW entnommen. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die Spannungen aus Berechnungen mit einem homogenen Materialverhalten entnommen und die Materialinhomogenitäten (z. B. Karbide) nicht berücksichtigt wurden.



(a)



(b)

Abbildung 11.1: Schematische Darstellung einer Kante nach dem Entlasten mit den unterschiedlichen Schädigungsbereichen und den auftretenden Spannungen; (a) K340 ISODUR, (b) S390 MICROCLEAN

Im Bereich 1 sind beim K340 ISODUR vereinzelt gebrochenen Karbiden nach dem 1 LW parallel zur y - Richtung zu beobachten. Interface Ablösungen bilden sich ab ca. 1000 LW nahe dem Bereich L_{10} , die sich nach 10000 LW über den gesamten oberflächennahen Bereich entlang L_1 verteilen. Beim S390 MICROCLEAN treten neben den vereinzelt Interfaceablösungen ab ca. 1000 LW schon nach dem ersten LW vereinzelt gebrochene Karbide auf, die nahe dem Bereich L_{10} ca. 45° zur y - Richtung orientiert sind. Vereinzelt sind auch gebrochene Karbide parallel zu y - Richtung entlang der gesamten oberflächennahen Zone L_1 vorzufinden.

Wie aus der Untersuchung der lokalen Verformungsanalyse und der mikrostrukturellen Schädigungsentwicklung hervorgeht, verhält sich das Materialinnere der Kantenregion anders als die Manteloberfläche. Entlang der Mantelfläche im plastisch verformten Bereich bildet sich sowohl beim K340 ISODUR, als auch beim S390 MIRCOCLEAN eine hoch verformte Zone (Bereich 1). An der freien Oberfläche können sich die Versetzungen leichter bewegen und erzeugen so Intrusionen und Extrusionen während der zyklischen Belastung. Es entsteht eine oberflächennahe Zone, in der es an der Mantelfläche bei einer höheren Anzahl an LW zur Materialzerrüttung kommt.

Das Schädigungsbild im Materialinneren wird von der Größe, der Form und dem Abstand der Karbide (Kapitel 9) beeinflusst. Im Bereich 2 treten nach dem Entlasten sowohl in der x -, als auch der y - Richtung Zugspannungen auf. Außerdem treten beim K340 ISODUR ab 25 LW, und beim S390 MICROCLEAR ab 10000 LW an den Karbiden Matrixablösungen in diesem Bereich auf. Die Matrixablösungen treten bevorzugt in dieser Region auf, da hier die höchste zyklische Plastifizierung stattfindet. Das heißt, Versetzungen stauen sich an den Karbiden auf und begünstigen die Ablösungen.

Die Brüche in den Bereichen 2, 3 und 4 der unregelmäßigen Karbide beim K340 ISODUR und vereinzelte größere Karbidcluster beim S390 MICROCLEAR, fast parallel zur y - Richtung, finden in der Belastungsphase durch die hohen Druckspannungen in der y - Richtung statt. Es entstehen Druckspannungen von bis zu $\sigma_{yy} \approx 3500$ MPa. In diesen Bereichen wird die Druckfließgrenze des Matrixmaterials überschritten. Durch die Querdehnung brechen dann die Karbide und Karbidcluster fast senkrecht zur Belastungsrichtung. Auch in der Diplomarbeit von Gruber [59] (siehe Kapitel 5.1) konnte das Brechen von Karbide mit einem Durchmesser von ca. 1 - 2 μm senkrecht zur Belastungsrichtung ab einer gewissen aufgebrachtten Spannung (ca. - 4000 MPa) beobachtet werden.

Zusätzlich treten im Bereich 4 nach dem Entlasten Zugeigenspannungen in x - Richtung zwischen 800 und 1300 MPa auf. Diese Zugeigenspannungen sind dafür verantwortlich, dass in diesem Bereich auch vereinzelt kleine runde Karbide des S390 MICROCLEAR fast parallel zur y - Richtung brechen (siehe Abbildung 9.13b). Charakteristisch für Bereich 5 und 6 sind die gebrochenen Karbide parallel zur x - Richtung beim S390 MICROCLEAR, die bereits nach dem ersten Lastwechsel auftreten. Diese Brüche entstehen durch die lokalen Zugeigenspannungen nach dem Entlasten. Diese lokalen Zugspannungen entstehen durch die inhomogene plastische Verformung und der Materialinhomogenität.

In Bereich 6 treten die gebrochenen Karbide parallel zur x - Richtung nur beim S390 MICROCLEAR auf. Die unregelmäßigen großen Karbide des K340 ISODUR brechen schon beim Belasten aufgrund der Querdehnung, wodurch die lokalen Spannungen abgebaut werden.

Wie aus der Untersuchung der Mikrostruktur des K340 ISODUR und des S390 MICROCLEAR hervorgeht, entstehen in dieser hoch verformten oberflächennahen Zone bei Entlastung auf 10% der vollen Belastung ($R = 10$) die ersten Risse am

Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone. Diese Risse treten aber erst bei ca 10000 LW auf und sind ca 2 - 5 μm lang. Diese Risse sind nur in der Zone an der Mantelfläche, die durch Materialzerrüttung bestimmt wird, vorzufinden. Die Risse sind in einem 45° Winkel angeordnet und werden durch Verformungsbänder induziert. Die Risse wachsen aber bei diesem Belastungszustand nicht weiter ins Materialinnere.

Risswachstum:

Bei vollkommener Entlastung nach der vollen Belastung ($R = -\infty$) wachsen die an der Oberfläche und den Karbiden induzierten Risse schon nach wenigen LW im Bereich 6 bei beiden Materialien ins Materialinnere. Dass die Risse nun ins Materialinnere wachsen, liegt an den Zugeigenspannungen σ_{yy} am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone an der Manteloberfläche L_{10} (Abbildung 10.5b). Die Zugeigenspannungen erreichen zwar nur Werte von ca. 300 MPa, was aber für das Risswachstum ausreicht. Dass die Risse genau an dieser Stelle ins Materialinnere wachsen, liegt am $\Delta\sigma$ - Wert der Spannungen vom belasteten zum entlasteten Zustand. Der $\Delta\sigma$ - Wert ist am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone an der Manteloberfläche mit über 3300 MPa am höchsten. Im Rahmen einer groben Abschätzung kann der Schwellwert für einen Riss ΔK_{th} ermittelt werden. Daraus ergibt sich, dass bei einer Risslänge von $2a = 1 \mu\text{m}$ (Karbidgröße S390 MICROCLEAN)

$$\Delta K_{th} \approx \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \approx 4,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (14)$$

erreicht wird.

Am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone W_{10} (Bereich 5) treten höhere Zugspannungen σ_{xx} auf (ca. 1500 MPa), die theoretisch zum Risswachstum von der Stirnfläche ins Materialinnere führen müssten. Diese Zugspannungen am Übergang sind aber im belasteten Zustand fast gleich hoch wie im entlasteten Zustand und haben daher einen kleineren $\Delta\sigma$ - Wert, der auch bei einer Risslänge von $2a = 10 \mu\text{m}$, wie sie beim K340 ISODUR vorzufinden ist ($\Delta\sigma \approx 400 \text{ MPa}$, $\Delta K_{th} = 1.25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), nicht zum Risswachstum ausreichen würde.

Wie aus den Simulationsuntersuchungen hervorgeht, tritt neben dem Übergang W_{10} ein Bereich auf (Bereich 4), der von der Kontaktzone ca. 10 μm ins Materialinnere führt und sich je nach Belastung 50 μm ($F_{\min} = -10\text{kN}$) bis 400 μm ($F_{\min} = -60\text{kN}$) entlang der Kontaktzone erstreckt. In diesem Bereich tritt ein $\Delta\sigma$ von ca. 2000 MPa an der Oberfläche auf, wo normalerweise die Risse an dieser Stelle von der Stirnfläche ins Materialinnere wachsen müssten. Aus den experimentellen Untersuchungen konnten auch bei einer höheren Anzahl an Lastwechseln keine Stellen an den Stirnflächen gefunden werden, an denen Risse ins Materialinnere wachsen. Unmittelbar nach der oberflächennahen Zone von 10 μm tritt sofort ein Bereich auftritt, wo Druckeigenstressungen mit ca. - 500 MPa beim Belasten und ca. - 200 MPa nach dem Entlasten auftreten, weshalb das $\Delta\sigma$ sehr klein ist.

Aus den Untersuchungen bei unterschiedlichen Belastungen geht hervor, dass die Rissentstehung immer am Übergang der plastisch zur elastisch verformten Zone L_{10} an der Manteloberfläche auftritt. Der $\Delta\sigma$ - Wert der Spannungen an diesem Übergang ist bei einer Belastung von $F_{\min} = -10\text{kN}$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$ annähernd gleich hoch. Die Unterschiede bei unterschiedlicher Belastung liegen im Abstand von der Kante und in der Länge der Risse. Die lokale Zugeigenstressungszone im Bereich $L_{Ü1}$ geht bei einer höheren Belastung tiefer ins Materialinnere, wodurch auch der Riss gegenüber der niedrigen Belastung tiefer ins Materialinnere verläuft. Aus den Untersuchungen kann grob eine Risswachstumsrate abgeschätzt werden. Die Risse erreichen bei beiden Werkstoffen nach 10000 LW bei einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ eine Länge von ca. 50 μm was zu einer Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN von $5 \cdot 10^{-6}\text{ mm/LW}$ führt.

Die Rissöffnungsverschiebung bei einer monotonen Belastung

$$COD = \alpha \frac{K_{\max}^2}{\sigma_y E}, \quad (15)$$

und das zyklische COD bei einer zyklischen Belastung.

$$\Delta COD = \alpha \frac{\Delta K^2}{2\sigma_y E} \approx 8 \cdot 10^{-6}\text{ mm} \quad (16)$$

Die Werte der Konstante α variieren zwischen 0.5 und 1 je nach Verfestigungsexponent und Spannungszustand und werden in diesem Fall mit 0.5 angenommen. Die zyklische „stretched zone width“ errechnet sich mit

$$\Delta SZW = 0.4 * \Delta COD \approx 3 * 10^{-6} \text{ mm} . \quad (17)$$

Die grobe Abschätzung und Berechnung der Risswachstumsrate stimmen gut überein und gelten auch für den Belastungsfall $F_{\min} = -10\text{kN}$.

Diese Untersuchungen zeigen, dass mit dem neu entwickelten Kantenstauchversuch die zyklische Plastifizierung, Rissinitiierung und das Risswachstum, wie sie in realen Schneidwerkzeugen auftreten, gut abgebildet werden können. Die Untersuchungen der Mikrostruktur zeigten auch, dass größere, unregelmäßige Karbide häufiger brechen, als die runden kleinen Karbide. Dies ist für die Rissinitiierung von Nachteil und beeinflusst auch die oberflächennahe Zone.

12 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, ein detailliertes Verständnis der Belastungsbedingungen und Schädigungsentwicklung an der Kante eines Schneidwerkzeuges zu entwickeln. Dafür wurde ein kombinierter experimenteller und numerischer Ansatz gewählt.

Aus den Untersuchungen an realen Stempeln nach dem Einsatz konnte beobachtet werden, dass es zu lokalen Plastifizierungen an der Mantelfläche im Kantenbereich kommt. Aus den Untersuchungen eines Scherschneidmodells konnte abgeleitet werden, dass Größe und Positionen der lokalen Plastifizierung an der Mantelfläche der Schneidkante von den Geometriebedingungen, wie Schneidspalt und Blechdicke, sowie der Materialabhängigkeit von Schneidstempel und Blechwerkstoff abhängig ist. Die Ergebnisse der Untersuchungen an den realen Schneidwerkzeugen und die Ergebnisse des Scherschneidmodells waren der Ausgangspunkt für die Entwicklung eines anwendungsnahen Labortests zur Ermittlung des Verhaltens von Schneidkanten nach zyklischer Verformung.

Für die experimentelle Kantenuntersuchung von hochfesten Stählen ist im Rahmen dieser Arbeit ein spezieller zyklischer Kantenstauchversuch entwickelt worden, um das Materialverhalten unter ähnlichen Belastungsbedingungen, wie sie tatsächlich in Schneidwerkzeugen auftreten, zu untersuchen. Der neu entwickelte zyklische Kantenstauchversuch erlaubt nun die Untersuchung der Schädigungsentwicklung einer Schneidkante im Labor.

Der zyklische Kantenstauchversuch mit einer geteilten Probe ermöglicht außerdem die Untersuchung der lokalen plastischen Verformungen und der Schädigungsentwicklung (Rissbildung und Risswachstum) bei zyklisch belasteten Kanten, nicht nur an der freien Oberfläche, sondern auch im Materialinneren.

In der vorliegenden Arbeit wurden zwei unterschiedliche hochfeste Werkzeugstähle untersucht; zum einen der konventionell nach dem Elektroschlack-Umschmelzverfahren produzierte Kaltarbeitsstahl K340 ISODUR und zum anderen der pulvermetallurgisch hergestellter Schnellarbeitsstahl S390 MICROCLEAN. Der schmelzmetallurgisch hergestellte Werkzeugstahl unterscheidet sich vom pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstahl in der Karbidart und Karbidform, als auch im Primärkarbidgehalt. Der K340 ISODUR enthält ca. 10 Vol. % M_7C_3 Karbide. Sowohl große M_7C_3 Karbide mit einer Länge von bis zu $40\mu\text{m}$ und einer Höhe von bis

zu 10 μm , als auch kleine sphärische M_7C_3 Karbide mit einem Durchmesser von ca. 1 μm sind vorhanden. Anders hingegen präsentiert sich die Mikrostruktur des S390 MICROCLEAN. Die 8% MC und 6% M_6C Karbide haben eine sphärische Form mit einem durchschnittlichen Durchmesser von 1 μm und sind homogen in der angelassenen Matrix verteilt.

Durch zyklische Plastifizierung entsteht eine stark geschädigte Region entlang der Mantelfläche, in der zusätzlich zu den gebrochenen Karbiden, Karbidablösungen auftreten. Die kritischste Zone für die Schädigungsentwicklung ist eine Region an der Mantelfläche in der Nähe des Übergangs der plastisch zur elastisch verformten Zone. Der Unterschied in der Mikrostruktur der beiden untersuchten Werkstoffe hat auch Auswirkungen auf die Rissinitiation: Beim K340 ISODUR brechen im plastisch verformten Bereich die unregelmäßigen großen Karbide meist schon beim ersten Belasten längs zur Belastungsrichtung aufgrund der Querdehnung. Beim S390 MICROCLEAN brechen in der kritischen Zone einige Karbide beim Entlasten quer zur Belastungsrichtung, aufgrund der Kombination der inhomogenen plastischen Verformung und der Materialinhomogenität.

Bei beiden Materialien wachsen die Risse nur in der kritischen Zone mit der gleichen Risswachstumsrate ins Materialinnere. Mit der zusätzlich durchgeführten Finite Elemente (FE) Simulation des zyklischen Kantenstauchversuches wurden die Spannungen und Dehnungen während der ersten zwei Lastwechsel untersucht. Die FE - Untersuchungen zeigen, dass in der kritischen Zone die höchsten Zugeigenspannungen und die höchste Spannungsdifferenz zwischen dem belasteten und den vollständig entlasteten Zustand auftreten, die für das Risswachstum ins Materialinnere verantwortlich sind.

Mit dem neu entwickelten Kantenstauchversuch können nur in Kombination mit FE - Analysen die Versagensmechanismen von Werkzeugstählen unter inhomogenen, zyklischen Druckbelastungen, wie sie bei Schneidwerkzeugen auftreten, systematisch untersucht werden.

13 Anhang - Eigenspannungsmessungen

Zur Gewinnung von Informationen über die Eigenspannungen in der Kantenregion nach der Belastung der Proben wurden lokale Eigenspannungsmessungen im Zuge dieser Arbeit mit dem in Kapitel 4 beschriebenen Kantentest durchgeführt. Diese Messungen wurden nicht vom Autor selbst durchgeführt, weshalb nur ein kurzer Überblick über die angewandte Methode und Messeinrichtungen gegeben wird.

Mit Hilfe der $\sin^2(\psi)$ - Methode können - basierend auf der Messung von mehreren Diffraktionspeaks - die mechanischen Dehnungen gemessen werden und diese, bei Kenntnis der röntgenographisch elastischen Konstanten, in Spannungen umgerechnet werden. Die genaue Funktionsweise der $\sin^2(\psi)$ - Methode und die Auswertung der Spannungen kann in folgenden Arbeiten [93,94,95,96] nachgelesen werden. Da für Martensit keine röntgenographisch elastischen Konstanten vorhanden sind, wurden für den in dieser Arbeit verwendeten martensitschen Werkzeugstahl die röntgenographischen Konstanten beim 110 Reflex in Tabelle 13.1 für Ferrit verwendet.

Tabelle 13.1: Röntgenographisch elastische Konstanten zur Berechnung der Eigenspannungsverläufe

<i>hkl</i>	<i>s</i> 1 Ferrit [Pa ⁻¹]	<i>1/2s</i> 2 Ferrit [Pa ⁻¹]
110	-0,1231x10 ⁻¹¹	0,5794x10 ⁻¹¹

Die Proben wurden mit der WBH 2 in Tabelle 4.2 wärmebehandelt und nach dem Schleifen und Polieren 2 Stunden im Vakuum bei 540°C spannungsarm gegläht.

In Abbildung 13.1a ist der gemessene Bereich der belasteten Proben und die Spannung in Belastungsrichtung σ_{yy} zu sehen. Es wurde die plastisch verformte Zone vermessen. Abbildung 13.1b zeigt den Einfallswinkel und den Ausfallswinkel der weißen Synchrotronstrahlung. Der Pfeil symbolisiert die Kipprichtung.

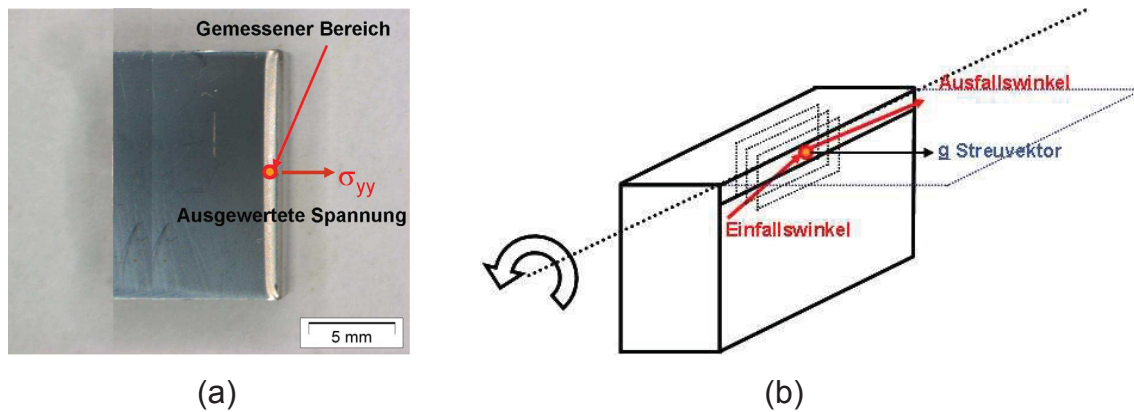


Abbildung 13.1: (a) Proben mit den eingezeichneten gemessenen Bereich (b) Messaufbau

13.1 EDDI - BEAMLIN, BESSY

13.1.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Für die in dieser Arbeit erforderlichen Messungen wurde das EDDI-Beamline des BESSY verwendet. Die jeweilige Tiefe wurde mittels Energieabhängigkeit des Massenschwächenexponenten ermittelt. Darüber hinaus ist die EDDI-Beamline für die energiedispersive Messung ausgelegt.

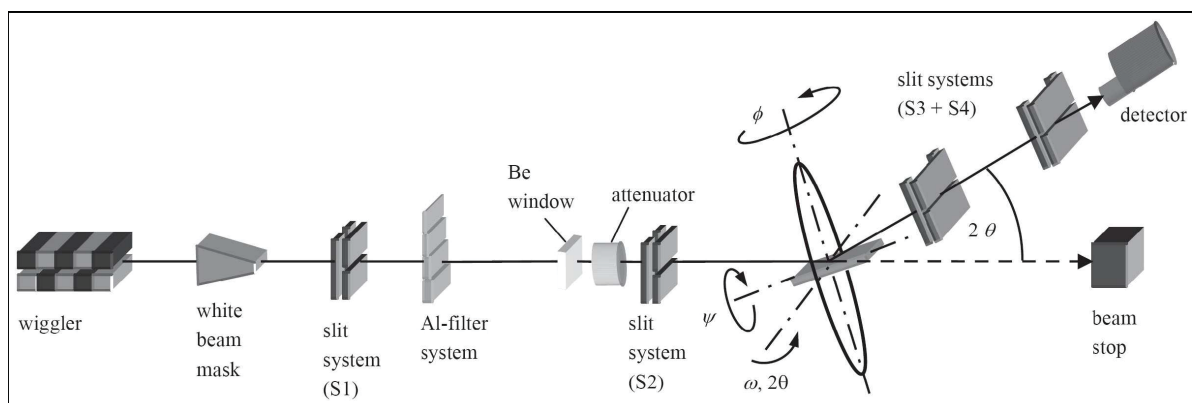


Abbildung 13.2: Schematischer Aufbau der EDDI BEAMLIN [97]

Abbildung 13.2 zeigt den schematischen Aufbau der Beamline. Dabei gelangt die von einem 7T Multipole Wiggler [97] erzeugte, weiße Synchrotronstrahlung polychromatisch in die Kammer. Vorhandene Blendsysteme beeinflussen mit Hilfe eines Al-Filtersystem und zusätzlicher Dämpfer aus C, Cu, Al und Fe den Strahlquerschnitt. Es wird ein 4-Kreis-Diffraktometer der Firma Seifert verwendet. Über zwei sekundärseitig angebrachte Blenden erreicht der rückgestreute Strahl den energiedispersiven Detektor. Mit dem Blendsystem S2, S3 und S4 gelingt es,

einen Strahlquerschnitt bzw. eine örtliche Auflösung von 100 μm zu erreichen. Folgende Messparameter wurden gewählt: Messzeit=90 s, $\sin^2(\psi)$ -Bereich von 0 bis 0.95 in $\Delta\sin^2(\psi)=0.05$ Schritten. Für den 2θ Winkel wurden 12° gewählt.

13.1.2 Ergebnisse

In Abbildung 13.3a und Abbildung 13.3b werden die Spannungsverläufe des K340 ISODURS und die Spannungsverläufe des S390 MMICROCLEAN bei $F_{\min} = -10\text{kN} / R=10$ zwischen 1 und 10000 LW gezeigt. Da die plastisch verformten Zone (L_1) ungefähr 100 μm beträgt, wurde ein Strahlquerschnitt von 100 μm gewählt. Die Eindringtiefe der elektromagnetischen Welle hängt sehr stark von der Geometrie des Strahlenganges, vom Massenschwächungsexponenten des durchstrahlten Materials und dieser wiederum von der Photonenenergie ab. Aufgrund des unterschiedlichen Materials und der unterschiedlichen Belastung ist daher in Abbildung 13.3 - eine unterschiedliche Eindringtiefe zu sehen. Bei der Eindringtiefe handelt es sich um eine mittlere Eindringtiefe [95].

In Abbildung 13.3a starten die Profile im Druck bei -400 MPa nach einem LW und bei ca. -150 MPa bei 5, 25 und 125 LW und enden im Materialinneren bei 40 μm bei ca. 0 MPa. Nach 1000 LW startet das Eigenspannungsprofil im Zugbereich bei ca. 500 MPa und endet bei einer Eindringtiefe von 40 μm bei etwa 300MPa. Das Eigenspannungsprofil nach 10000 LW verhält sich ähnlich wie nach 1000 LW; es startet bei ca. 400 MPa im Zug und endet nach 40 μm bei 200 MPa im Zug. Auffällig ist der Knick bei jedem Eigenspannungsprofil bei einer Eindringtiefe von ca. 30 μm .

In Abbildung 13.3b ist eine größere Streuung der Profile zu erkennen. Die Eigenspannungsprofile erreichen Werte an der Oberfläche zwischen -650 MPa nach 5 LW und ca. 400 MPa nach 10000 LW. Das Eigenspannungsprofil nach 5 LW endet nach ca. 50 μm bei -300 MPa und das Eigenspannungsprofil nach 10000 LW endet bei ca. 50 μm bei 200 MPa. Die anderen Eigenspannungsprofile liegen dazwischen. Auffällig ist auch hier ein Knick in allen Eigenspannungsprofilen, der wieder nach einer bestimmten Eindringtiefe, in diesem Fall bei ca. 41 μm , zu sehen ist.

Das Eigenspannungsprofil nach 125 LW fehlt in Abbildung 13.3b, da die Eigenspannungsmessung an dieser Probe nicht funktioniert hat.

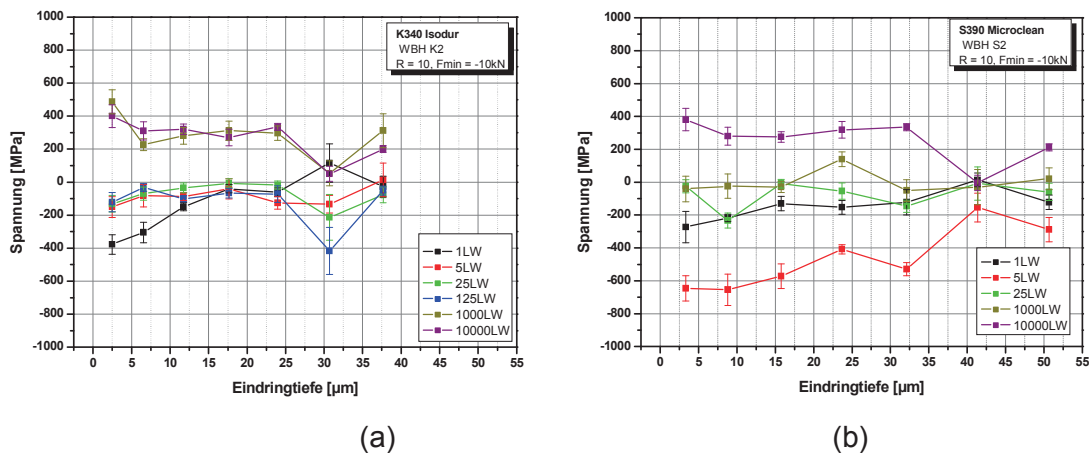


Abbildung 13.3: Spannungsverläufe, (a) K340 ISODUR $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R=10$, (b) S390 MICROCLEAN $F_{\min} = -10\text{kN}$ / $R=10$

Abbildung 13.4a zeigt den Spannungsverlauf des K340 ISODURS und Abbildung 13.4b den Spannungsverlauf des S390 MICROCLEAN bei $R = 10$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$ zwischen 1 und 10000 LW. Da die plastisch verformte Zone (L_1) ungefähr $600 \mu\text{m}$ beträgt, wurde ein Strahlquerschnitt von $600 \mu\text{m}$ gewählt.

Sämtliche Profile in Abbildung 13.4a verlaufen im Zugbereich. Der Profilverlauf nach den verschiedenen LW ist ähnlich und hat einen gleichmäßigen Zick - Zack Verlauf. Der Eigenspannungsprofilverlauf bewegt sich im Bereich zwischen 650 MPa und 350 MPa nach 25 LW. Nach 125 LW variiert der Profilverlauf zwischen 500 und 250 MPa . Die restlichen Profile verlaufen dazwischen.

In Abbildung 13.4b ist wieder eine größere Streuung der Profile zu erkennen. Die Profile befinden sich im Zugbereich. Die Eigenspannungsprofile erreichen Werte an der Oberfläche zwischen 100 MPa nach 1 LW und ca. 1000 MPa nach 10000 LW. Das Eigenspannungsprofil nach 10000 LW endet nach ca. $47 \mu\text{m}$ bei 250 MPa und das Eigenspannungsprofil nach 1 LW endet bei ca. $47 \mu\text{m}$ bei 600 MPa . Die anderen Eigenspannungsprofile liegen dazwischen. Auch hier ist ein Knick in allen Eigenspannungsprofilen nach einer bestimmten Eindringtiefe, in diesem Fall bei ca. $37 \mu\text{m}$, zu beobachten.

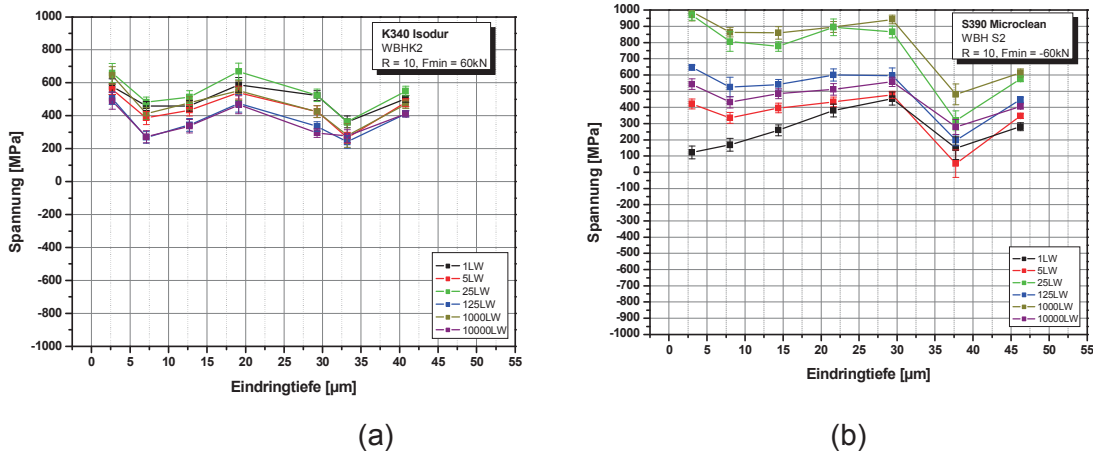


Abbildung 13.4: Spannungsgradienten, (a) K340 ISODUR $F_{\min} = -60\text{kN} / R=10$, (b) S390 MICROCLEAN $F_{\min} = -60\text{kN} / R=10$

Zur besseren Abschätzung der Synchrotronmessungen wurden Eigenspannungsprofile mit der in Kapitel 10 beschriebenen Finite Elemente Simulation erstellt. Dabei wurde an den entlasteten Proben nach einem LW beim K340 ISODUR WBH K2 und beim S390 MICROCLEAN WBH S2 bei $F_{\min} = -10\text{kN}$ und $F_{\min} = -60\text{kN}$ gemittelte Eigenspannungen ausgewertet.

Entlang der Mantelfläche, sowie 10 μm , 20 μm , 30 μm und 40 μm von der Mantelfläche entfernt, wurden alle Eigenspannungswerte σ_{yy} entlang der eingezeichneten Markierungen (A, B, C, D, E) in Abbildung 13.5 zusammengefasst und linear gemittelt. Bei den Proben, die mit $F_{\min} = -10\text{kN}$ belastet wurden, wurde die Mittelung über einen Bereich von 100 μm (Ausgangspunkt Kante) und bei den belasteten Proben mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ über einen Bereich von 600 μm durchgeführt (gleicher Bereich wie der Strahlquerschnitt).

Aus der Mittelung erhält man nun 5 Datenpunkte. Bei Verbindung der 5 Datenpunkte kann ein Eigenspannungsprofil, wie es bei der Synchrotronmessung ausgewertet wurde, erzeugt werden.

Die lineare Mittelung ist möglich, da der Strahlenquerschnitt der EDDI BEAMLINe mittels Blenden genau quadratisch eingestellt wurde. Die Informationen kommen daher aus einem Bereich mit $600\mu\text{m} \times 600\mu\text{m}$ bzw. $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ ist. Der Strahlenquerschnitt ist daher genau kreisförmig und nicht elliptisch.

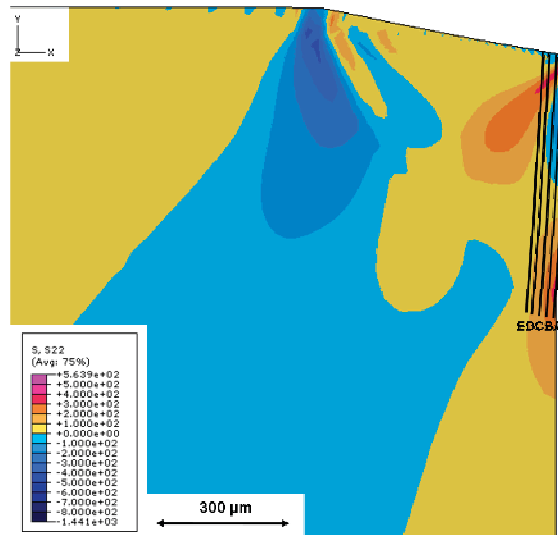


Abbildung 13.5: Spannungsfeld σ_{yy} - 1. LW, S390 MICROCLEAN - WBH S2 mit $F_{\min} = -60\text{kN}$, entlastet.

Abbildung 13.6 zeigt die gemessenen und simulierten Eigenspannungen σ_{yy} des K340 ISODUR WBH K2 und des S390 MICROCLEAN WBH S2 nach einem LW bei $F_{\min} = 10\text{kN}$. Die gemessenen, als auch die berechneten, Eigenspannungen starten an der Manteloberfläche im Druck und enden bei ca. 0 MPa in einer Tiefe von 45 μm bei beiden Materialien. Die Ergebnisse werden in Abschnitt 13.3 diskutiert.

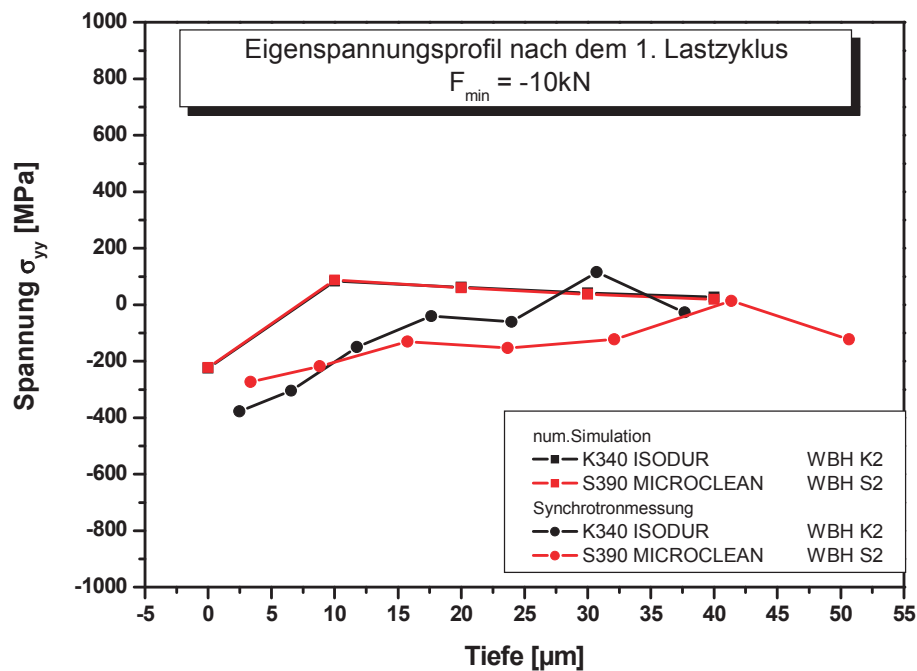


Abbildung 13.6: Eigenspannungsprofile σ_{yy} nach einem LW bei $F_{\min} = -10\text{kN}$

Anders hingegen präsentiert sich der Profilverlauf der gemessenen und berechneten σ_{yy} Werte nach einer Belastung von $F_{\min} = -60\text{kN}$ in Abbildung 13.7.

Die gemessenen Profile starten an der Mantelfläche mit Zugspannungen unterschiedlicher Werte (ca. 500 MPa beim K340 ISODUR und ca. 100 MPa beim S30 MICROCLEAN). Das Eigenspannungsprofil des K340 ISODUR verläuft bis in eine Tiefe von ca. 45 μm in einem Bereich zwischen 400 MPa und 600 MPa.

Das Eigenspannungsprofil des S390 MICROCLEAN erreicht bei 30 μm einen Wert von ca. 400 MPa und fällt bei 50 μm auf ca. 200 MPa ab.

Der Verlauf der berechneten Profile der beiden Werkstoffe ist ähnlich und startet bei ca. 300 MPa Druckeigenspannungen, erreicht bei ca. 10 μm Zugspannungen mit ca. 100 MPa und bleibt dann bis 40 μm konstant. Beim Vergleich der gemessenen mit den numerisch ermittelten Daten wurde ein großer Unterschied festgestellt. Für die Messung wurden unterschiedliche Proben verwendet, die nicht exakt gleich belastet wurden, weshalb die gemessene Spannungsverteilung unterschiedlich zur numerisch ermittelten Spannungsverteilung ist.

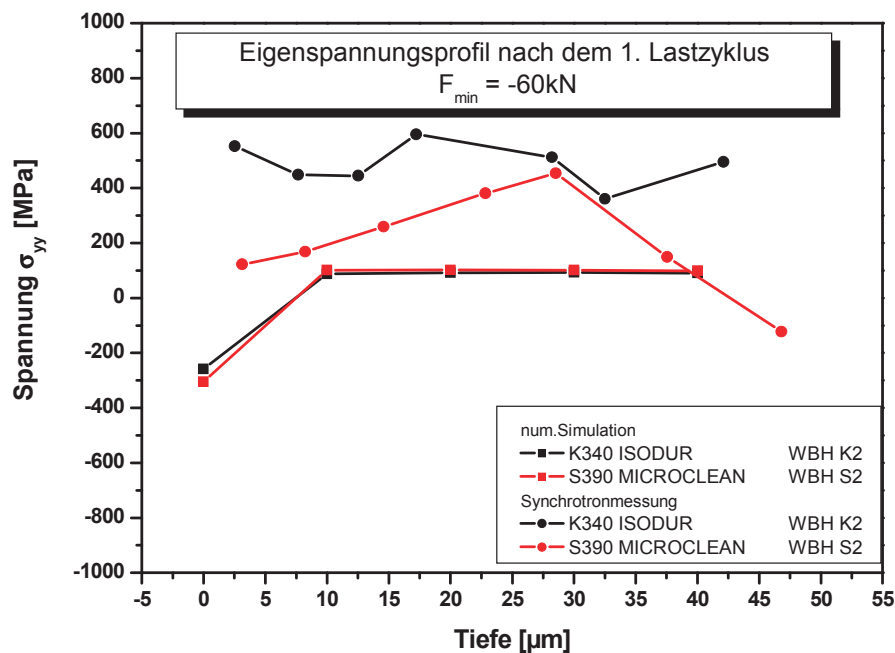


Abbildung 13.7: Eigenspannungsprofile σ_{yy} nach einem LW bei $F_{\min} = -60\text{kN}$

13.2 G3 - BEAMLIN, DESY

Um mehr Informationen über lokale Eigenspannungen in der Kantenregion zu erhalten, wurde eine Messung an der G3 - Beamline am Hasylab durchgeführt.

13.2.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Die Synchrotronstrahlung der G3 - Beamline am Hasylab wird unter Anwendung eines Bending Magnet erzeugt. Ein Ge(111)- Monochromator filtert die gewünschte Wellenlänge aus dem Spektrum. Höhere harmonische Wellenlängen werden durch einen Au - Spiegel absorbiert.

In einem mit Helium gespülten Stahlrohr wird der Strahl dann bis knapp vor der Probe geführt.

An der 2θ - Achse des Diffraktometers sind zwei Detektoren montiert. Dadurch ergeben sich zwei wesentliche Vorteile. Einerseits kann mit einem Szintillationsdetektor ein schneller Scan (analog zur Pulverdiffraktometrie) ermöglicht werden, andererseits eine orts aufgelöste Diffraktion durch eine CCD - Kamera mit angebrachte MCP (Multi Channel Plate, Abbildung 13.8) erzielt werden.

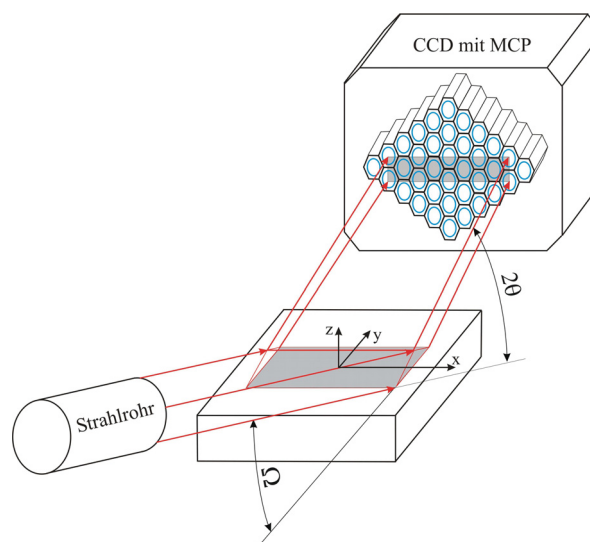


Abbildung 13.8: Prinzip der G3 - BEAMLIN

Bei der MCP sind feine Kanäle mit einem Durchmesser von $10\ \mu\text{m}$ zu erkennen. Diese sind in einer hexagonalen Matrix mit einem Mittelpunktabstand von $12\ \mu\text{m}$ strukturiert und enden direkt am Beryllium-Fenster der mittels Peltierkaskade auf -

65°C gekühlten CCD-Kamera. Die Platte selbst ist 4 mm dick, woraus eine Akzeptanz von 1 mrad Halbwertsbreite (FWHM) entsteht. Die Kamera hat eine max. Auflösung von 1024x1024 Pixel, und kann damit im Idealfall eine 13x13mm² große Oberfläche mit einer Auflösung von 12 µm für die Untersuchung bieten.

Verwendet wurde eine Wellenlänge von 2,5 Å. Der Abstand Strahlrohr-Probe wurde auf 35 mm, jener vom Proben-Detektor auf ca. 40 mm reduziert. Gemessen wurde stets mit einem 2θ – Winkel zwischen 74° und 78°. Die Belichtungsdauer betrug 200s, die Schrittweite des 2θ–Scans 0,05°.

13.2.2 Ergebnisse

In Abbildung 13.9 ist ein 2D Spannungsmapping einer getesteten Probe zu sehen. Ausgewertet wurden wieder die Eigenspannungen in Belastungsrichtung σ_{yy} (siehe Abbildung 13.1). Aufgrund der langen Messzeiten (ca. 18 Stunden) wurde nur eine Probe des K340 ISODURS nach einem LW und $F_{\min} = -60\text{kN}$ gemessen. Aus Abbildung 13.9 können genau die drei unterschiedlichen Zonen der belasteten Probe wie sie in Kapitel x beschrieben wurden, unterschieden werden. Durch die etwas schräg belastete Probe, ist auch die plastisch verformte Zone B etwas schräg ausgebildet. Am Übergang der Zone A zu Zone B werden die größten Druckspannungen mit einem Wert von -600 MPa beobachtet. Am Übergang der Zone B zur Zone C sind Zugspannungen mit einem Wert von 200 MPa zu sehen. Diese Zone erstreckt sich über die gesamte Probe (z-Richtung). Der größte Bereich in Zone C wird von Druckspannungen mit einem Wert von -200 MPa beherrscht. Diese Druckspannungen konnten mit der Spannungsarmglühung nicht vollständig abgebaut werden. Weiters können in der Zone C noch vereinzelt lokale spannungsfreie Zonen, die leicht in den Zugbereich übergehen, beobachtet werden. Die viereckigen Messartefakte, die sich über den ganzen Messbereich verteilten, sind vermutlich auf die mangelnde Intensität der Messung zurückzuführen. Eine eindeutige Zuordnung war bis dato nicht möglich.

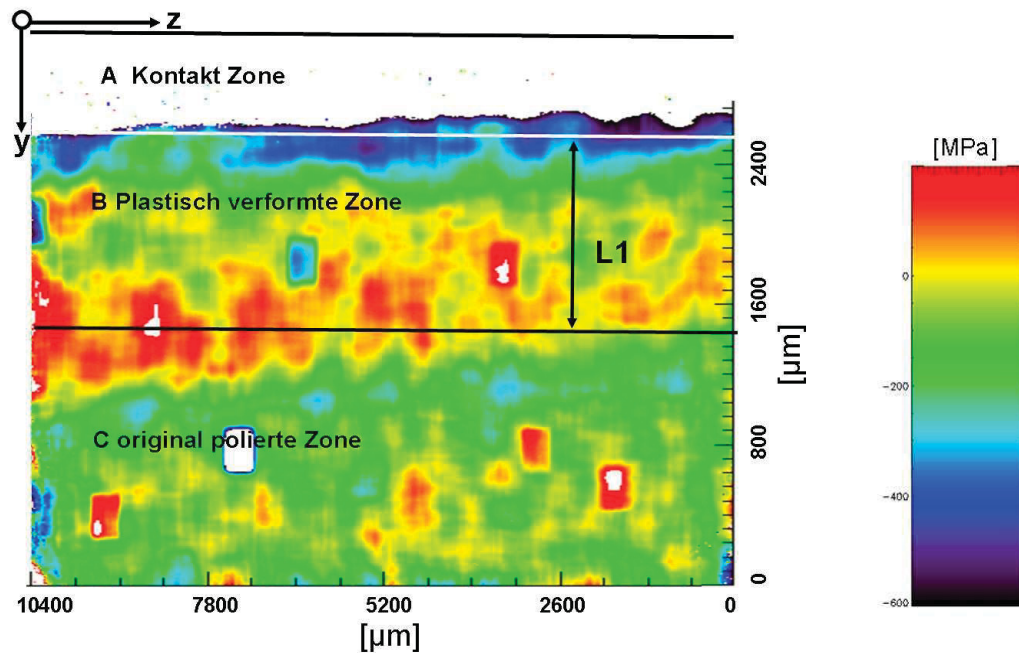


Abbildung 13.9: 2D Spannungsverteilung an der Mantelfläche einer K340 ISODUR Probe mit $F_{\min} = -60\text{kN}$ nach einem LW

13.3 Diskussion

Diesem Kapitel befasst sich mit der lokalen Messung der Eigenspannungen in der plastisch verformten Zone L_1 . Betrachten wurden zuerst die Messungen an der EDDI BEAMLINIE.

Allgemein gesehen streuen die Ergebnisse der einzelnen Messungen sehr. Bei den gemessenen Proben, die mit $F_{\min} = -10\text{kN} / R = 10$ belastet wurden, kann ein Trend von Druck zu Zugspannungen bei einer Steigerung der LW beobachtet werden. Die Profile der Proben, die mit $F_{\min} = -60\text{kN} / R = 10$ belastet wurden, verlaufen ausschließlich im Zugbereich. Auch bei diesen Messungen konnte eine Steigerung der Zugspannung mit zunehmenden LW festgestellt werden. Diese Beobachtung ist auf das zyklische Kriechen der Materialien mit zunehmenden LW zurückzuführen. Auffällig ist der Knick in allen Profilen in einer Materialtiefe von 30 - 45 μm , wobei dieser auf die zwei verschiedenen Hauptverformungsrichtungen in der Kantenregion, wie sie in Abbildung 8.37 beobachtet werden, zurückzuführen sein dürfte. Dort, wo sich die beiden Hauptverformungsbänder treffen, herrscht ein komplexer Eigenspannungszustand vor, der die Messungen und somit den Profilverlauf beeinflusst. Eine eindeutige Aussage über den Eigenspannungsverlauf ins

Materialinnere konnte auch aus den Auswertungen der Finite Elemente Rechnungen und in weiterer Folge beim Vergleich der gemessenen Daten nicht getroffen werden. Die Messungen am HASYLAB ergeben grobe Aussagen über die lokale Spannungsverteilung in der plastisch verformten Zone, wie etwa, dass die höchsten Zugspannungen am Übergang L_1 auftreten. Diese Beobachtungen wurden aber mit der Finiten Elemente Simulation besser abgebildet. Aber auch mit dieser Messung konnten keine eindeutigen Aussagen über die lokalen Eigenspannungsverteilungen getroffen werden. Dies ist auf die vielen Artefakte, die mangelnde Messintensität und daraus resultierend die ungenaue Auswertung zurückzuführen.

Aus diesen Erkenntnissen kann zusammenfassend festgestellt werden, dass die Eigenspannungsmessungen zwar versucht wurden, jedoch aufgrund der Justierung der Proben, der ungenauen Auswertung und der Messartefakt keine eindeutigen Aussagen über die lokale Spannungsverteilung der gemessenen Proben gewonnen werden konnten.

14 Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

HSS	High Strength Steels
AHSS	Advanced High Strength Steels
LC	Low Carbon
ULC	Ultra Low Carbon
IF	Interstitial Free
HSIF	High Strength Interstitial Free
CMn	Crom-Mangan
TRIP	Transformation Induced Plasticity
REM	Rasterelektronenmikroskop
AFM	Atomic Force Microscop
ESU	Elektroschlacke - Umschmelzverfahren
WBH	Wärmebehandlung
A1	PSK-Linie = Eutektoide bei 723°C im Eisen -Kohl enstoffdiagramm
T_A	Austenitisierungstemperatur
T_T	Anlasstemperatur
$F_{s,max}$	Schneidkraft
τ_B	Scherfestigkeit des Blechwerkstoffes
s	Blechdicke
ls	Länge der Schnittlinie
u	Schneidspalt
d	Stempeldurchmesser
D	Matrizendurchmesser
α	Schnittwinkel
r	Schneidkantenradius
A_s	Schnittfläche
k_s	Schneidwiderstand
E	E - Modul
A	Bruchdehnung
A_{80}	Bruchdehnung bei einer Anfangsmesslänge L_0 von 80mm
A_g	Gleichmaßdehnung
R_0	Fließspannung für die FE Berechnungen
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,05}$	Dehngrenze bei 0,05% bleibender Dehnung
$R_{p0,1}$	Dehngrenze bei 0,1% bleibender Dehnung
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2% bleibender Dehnung

μ	Coloumbsche Reibung
LCF	Low Cycle Fatigue, Kurzzeitermüdung
HCF	High Cycle Fatigue, Langzeitermüdung
R	Spannungsverhältnis
R_ε	Spannungsverhältnis bei totaldehnungskontrollierten Versuchen
$\varepsilon_{a,t}$	Totaldehnungsamplitude
Nf/2	Hälfte der Bruchlastspielzahl
LW	Lastwechsel
FE	Finite Elemente
HNO ₃	Salpetersäure
LVA	Lokale Verformungsanalyse
P^I, P^{II}	Paare homologer Punkte in zwei Bildern bei Verformungsstufe I und II
\vec{U}	Verschiebung
u_x, u_y	Verschiebung in x bzw. Y - Richtung
$\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}$	Dehnungskomponente in Achsenrichtung
ε_{xy}	Scherkomponente in den Hauptdehnungen
ρ_{yy}	Rotation in den Hauptebenen
ε_{vergl}	Vergleichsdehnung
d^0	nominaler Abstand der homologen Punkte
d^G	Stützstellenabstand
Δu	Match - Genauigkeit
$\Delta \varepsilon$	Dehnungsgenauigkeit
θ	halber Beugungswinkel
ψ	Winkel der Probenverkipfung
CCD	Charge-coupled Device
DESY	Deutsches Elektronen Synchrotron
EDDI	Energie Dispersive Diffraktion
FWHM	Halbwertsbreite
MCP	Multi Channel Plate, Mikrikanalplatte

15 Literatur

¹ Advanced High Strength Steels (AHSS) Application Guideline Version 3, International Iron Steel Institute, September 2006

² ThyssenKrupp Stahl: Höherfester Stahl für den Automobil-Leichtbau. Duisburg, www.thyssenkrupp-stahl-service-center.com

³ www.salzgitter-flachstahl.de

⁴ Fritz, A.H.; Schulze, G., (Hrsg.): Fertigungstechnik, 5. Aufl.. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2001, p.235

⁵ Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycomb, R.W.K.: Steels, 3. Aufl.. Elsevier Verlag, Amsterdam, 2006, p.344

⁶ Chandrasekaran H.: Machinability of Steels - Literature Update (06/99-06/01). Swedish Institute for Metals Research, Stockholm, IM-2001-523, 2002

⁷ Materials Center Leoben (MCL) interne Untersuchungen, 2005

⁸ Griffiths, B.: Manufacturing Surface Technology - Surface Integrity and Functional Performance, Manufacturing Engineering Modular Series. Penton Press, London (2001).

⁹ Gruber, P. J., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: Local deformation behaviour of high-strength PM tool steels. In: New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, T. Perez, Ed., Buenos Aires, Argentina, Asociacion Argentina de Materiales, 2008, Paper 067.

¹⁰ Gruber P. J., Ecker W., Krobath M., Marsoner S., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: Loading conditions and damage evolution near the edge of a stamping tool -New Experiments and numerical simulations. Proc. of the Tool 09 - Tool Steels Conference, Aachen, Germany (2009).

¹¹ Gruber P. J., Jesner G., Ebner R., Kolednik O.: High-strength Steel under Monotonic and Cyclic Loading - A Study on Damage Evolution near the Edge of a Stamping Tool. BHM, 154 Jg. (2009), Heft 5, Wien: Springer Verlag, 205-210.

¹² Gruber, P.J., Jesner, G., Hatzenbichler, T., Ecker, W., Ebner, R., Kolednik, O.: "Entwicklung eines Testverfahrens zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung in einem Stanzwerkzeug". 4. Sommerschule Umformtechnik Kaltumformen, Leoben 06/2009

¹³ Schmidt, R.A., Birzer, F., Höfel, P., Reh, B., Hellmann M., Rademacher P., Hoffmann H.: Umformen und Feinschneiden. Carl Hanser Verlag, München Wien, 2006, 144

¹⁴ DIN 8580: Fertigungsverfahren, Zerteilen, Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003

¹⁵ N.N.: Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall. VDI - Richtlinie 2906, VDI Verlag, Düsseldorf, 1994

¹⁶ www.voestalpine.com

¹⁷ www.acecor.com

¹⁸ ThyssenKrupp Stahl: Höherfester Stahl für den Automobil-Leichtbau. Duisburg, www.thyssenkrupp-stahl-service-center.com

¹⁹ Hein, C.: Verbesserung von Teilqualität und Werkzeugstandmenge beim Rotationsschneiden aufgrund des Einsatzes neuer Werkzeugwerkstoffe. Forschungsbericht AiF 13645, Technische Universität München, 2004, 10

-
- ²⁰ Öhler, G., Kaiser F.: Schnitt-, Stanz- und Ziehwerkzeuge, 7.Aufl.. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1993
- ²¹ Dietz Präzisionssysteme, www.dietz-motoren.de
- ²² www.autosteel.org
- ²³ Novotny, P.M.: Tool and Die Steels. Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Massachusetts, USA, 2008, 9384-9389
- ²⁴ Flimm, J.: Spanlose Formgebung. Carl Hanser Verlag, München Wien, 1975
- ²⁵ Lange, K. (Hrsg.): Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft Band 3: Blechbearbeitung. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1990
- ²⁶ Schuler GmbH: Handbuch der Umformtechnik. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1996
- ²⁷ Spur, G., Stöferle, Th. (Hrsg.): Handbuch der Fertigungstechnik, Band 2/3, Umformen und Zerteilen. Carl Hanser Verlag, München Wien, 1985
- ²⁸ Hellwig, W., Semlinger, E.: Spanlose Fertigung: Stanzen. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft, Braunschweig Wiesbaden, 1994
- ²⁹ Hoogen, M.: Einfluss der Werkzeuggeometrie auf das Scherschneiden und Reißen von Aluminiumfeinblechen. Dissertation Technische Universität München, 1999
- ³⁰ Romanowskij, V.P.: Berechnung der Kräfte und der spezifischen Belastung der Werkzeugschneidkanten beim Feinschneiden und Lochen. Umformtechnik 13/5, 1978, 19 - 26

-
- ³¹ Kienzle, W.: Verschleißmerkmale beim Schneiden von Stahlfeinblechen zwischen Stempel und Schnittplatte. Dissertation TH Hannover, 1957
- ³² Rentsch, C.: Feinschneiden mit beschichteten Werkzeugen. Dissertation Technische Universität München, 1996
- ³³ Bergström, F.: The effect of lubrication on wear of tool steels used in punching of stainless and HSLA steel sheet. Proc. of the Tool 09 - Tool Steels Conference, Aachen, Germany, 2009, 47 - 54
- ³⁴ Casas, B., Casellas, D., Picas, I., Rodriguez, N., Valls, I.: Improvement of wear resistance of PM Tool Steel through microstructural design. Proc. of the Tool 09 - Tool Steels Conference, Aachen, Germany, 2009, 643 - 650
- ³⁵ Picas, I., Hernandez, D., Casas, B., Casellas, D., N., Valls, I.: Mechanical performance of cold forming tools - Estimation of tool life by computer simulation considering the microstructural characteristics. Proc. of the Tool 09 - Tool Steels Conference, Aachen, Germany, 2009, 1037 - 1048
- ³⁶ Schweitzer, M.: Prozessspezifische Merkmale des Rotationsschneidens. Dissertation Technische Universität München, 2001
- ³⁷ Dannenmann, E., Sugondo, S., Lange, K.: On the Adhesion of Blanks to the Punch in Blanking and Piercing. CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 30, Issue 1, 1981, 167-170
- ³⁸ Chandrasekaran, H., Johansson, J.O.: Evaluation of micro-chipping and tool-chip adhesion using laser profilometer in milling with HSS tools. Proc. of the 18th AIMTDR Conferene, Kharagpur, India, 1998, 225 -230
- ³⁹ Persson, U., Chandrasekaran, H., Merstallinger, A.: Adhesion between some tool and work materials in fretting and relation to metal cutting. Wear 249, 2001, 293 -301

-
- ⁴⁰ Fox-Rabinovich, G.S., Kovalev, A.I., Afanasyev, S.N.: Characteristic features of wear in tools made of high-speed steels with surface engineered coatings - I. Wear characteristics of surface engineered high-speed steel cutting tools. *Wear* 201, 1996, 38 - 44
- ⁴¹ Grzesik, W.: Experimental investigation of the influence of adhesion on the frictional conditions in the cutting process. *Tribology International* 32, 1999, 15 - 23
- ⁴² Karagöz, S., Fischmeister, H.F.: Metallographic observations on the wear process of TiN-coated cutting tools. *Surface and Coating Technology* 81, 1996, 190 - 200
- ⁴³ Kobayashi, S.: A review on the finite-element method and metal forming process modelling. *Journal of Applied Metalworking* 2, 1982, 163 - 169
- ⁴⁴ Schmidt, H.: Werkzeuge für die Kaltmassivumformung. Proc.7.Int. Congr. Cold Forging. Birmingham, Großbritannien, 1985
- ⁴⁵ Lange, G.: Systematische Beurteilung technische Schadensfälle. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 1983
- ⁴⁶ Knörr, M.: Auslegung von Massivumformwerkzeugen gegen Versagen durch Ermüdung. Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart (Hrsg.: Prof. Dr.-Ing. Dr.h.c.K. Lange), Nr. 124. Berlin: Springer, 1996.
- ⁴⁷ Meurling, F., Melander, A., Tidesten, M., Westin, L.: Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels. *International Journal of Fatigue*, Volume 23, Issue 3, 2001, 215 - 224
- ⁴⁸ Berns, H., Trojahn, W.: New cold working tool steels. *Met. Mater.*, 1986, 421
- ⁴⁹ Berns, H., Lueg, J., Trojahn, W., Waehling, R., Wisell, H.: Fatigue Behaviour of conventional and powder metallurgical high speed steel. *Powder Metall. Int.* 19 1987, 22 - 26.

-
- ⁵⁰ Berns, H.: Interaction of Microstructure and Fatigue in Tool Steels, Proc. Third Intern. Conf. on Fatigue and Fatigue Thresholds, The American Society of Mechanical Engineers, Charlottesville, Virginia, USA, 1987, 527 - 535
- ⁵¹ Broensted, P., Skov-Hansen, P.: Fatigue properties of high-strength materials used in cold forging tools, Int. J. Fatigue 20, 1998, 373-381.
- ⁵² Rescalvo, J.A, Averbach, B.L.: Fracture and fatigue in M-50 and 18-4-1 high speed steels. Metallurgical and Materials Transactions 10A, 1979, 1265
- ⁵³ Lou, B., Averbach, B.L.: Fracture toughness and fatigue behavior of matrix II and M-2 high speed steels. Metallurgical and Materials Transactions 14A, 1983,. 1889
- ⁵⁴ Iqbal, A., King, J.E.: The role of primary carbides in fatigue crack propagation in aeroengine bearing steels. International Journal of Fatigue, Volume 12, Issue 4, 1990, 234-244
- ⁵⁵ Chandrasekaran, H., Svensson, S., Nissel, M.: Tool chipping during power hack sawing and the rol of saw material characterictics. Ann. CIRP 36(1), 1987, 27 - 31
- ⁵⁶ Hojerslev, C., Carstensen, J.V., Bronsted, P., Somers, M.A.J.: Fatigue Crack Behaviour in High Strength Tool Steel. Proc. of the 8th Int. Fatigue Congress, 2002, 3229 - 3236
- ⁵⁷ Jesner, G., Marsoner S., Schemmel I., Haeussler K., Ebner R., Pippan R.: Damage mechanisms in materials for cold forging dies under loading conditions typical for dies. Proceedings of the 7th International Tooling Conference "Tooling materials and their applications from research to market", 2006, 29 - 36
- ⁵⁸ Rammerstorfer, F.G., Plankensteiner, A.F., Fischer, F.D., Antretter, T.: Hierarchical models for simulating the mechanical behavior of heterogeneous materials: an approach to high speed tool steel. Materials Science and Engineering A, Volume 259, Issue 1, 1999, 73-84

-
- ⁵⁹ Gruber, P.: Lokale Verformungsanalysen von hochfesten PM-Werkzeugstählen. Diplomarbeit Montanuniversität Leoben, 2006
- ⁶⁰ Martins, J. A., Cardoso, L.P., Fraymann, J. A., Button S.T.: Analyses of residual stresses on stamped valves by X-ray diffraction and finite elements method. Journal of Materials Processing Technology, Volume 179, Issues 1-3, 2006, 30-35
- ⁶¹ Breitling, J.: Process control in blanking, J. Mater. Process. Technol. 71, 1997, 187 - 192.
- ⁶² Ko, D., Kim, B., Choi, J.: Finite element simulation of the shear process using the element-kill method, J. Mater. Process. Technol. 72, 1997, 129 - 140.
- ⁶³ Peerlings, R. H. J., Mediavilla, J., Geers, M. G. D.: An integrated continuous-discontinuous approach towards damage engineering in sheet metal forming processes. Engineering Fracture Mechanics, Volume 73, Issue 7, 2006, 895 - 916
- ⁶⁴ Oudjene, M., Penazzi, L., Bato, J. L.: Towards the three-dimensional FE analysis of rapid prototyping tools for sheet metal stamping process. Finite Elements in Analysis and Design, Volume 43, Issue 8, 2007, 611 - 619
- ⁶⁵ Ingarao, G., Di Lorenzo, R., Micari, F.: Analysis of stamping performances of dual phase steels: A multi-objective approach to reduce springback and thinning failure. Materials & Design, Volume 30, Issue 10, 2009, 4421 - 4433
- ⁶⁶ Interne Untersuchungen am Materials Center Leoben
- ⁶⁷ Zach, C., Klaus, A., Hadwiger, M., Karner, K.: Fast and dense Stereo Reconstruction using Graphics Hardware, EUROGRAPHICS 2003, Vol. 22, Number 3, 2003
- ⁶⁸ Zach, C., Karner, K., Bischof, H.: Hierarchical Disparity Estimation with programmable 3D Hardware, 12th International Conference in Central Europe on

Computer Graphics, Visualization and Computer Vision 2004 (WSCG2004), Short Communications, 275-282

⁶⁹ Tatschl, A.: Neue experimentelle Methoden zur Charakterisierung von Verformungsvorgängen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2000

⁷⁰ Unterweger, K.: Das Verformungsverhalten von Metall- Matrix Verbundwerkstoffen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2004

⁷¹ Tatschl, A. and Kolednik, O.: On the experimental characterization of crystal plasticity in polycrystals. Materials Science and Engineering, A 342, 2003, 152 - 168.

⁷² Tatschl, A. and Kolednik, O.: A new Tool for the Experimental Characterization of Micro-Plasticity. Materials Science and Engineering, A 339, 2003, 115 - 122.

⁷³ Unterweger, K., Kolednik, O.: The local deformation behaviour of MMCs - an experimental study. Z. Metallkunde 96, 2005, 1063

⁷⁴ Gobrecht, J.: Werkstofftechnik - Metalle, 2. Aufl..Odenburg Wissenschaftsverlag, 2006

⁷⁵ www.bohler-edelstahl.at

⁷⁶ Karagöz, S., Andren, H-O.: Secondary Hardening in High Speed Steels. Z. Metallkunde 83, 1992, 386.

⁷⁷ Leitner, H., Zur Kinetik der Sekundärhärtekarbidausscheidungen in Schnellarbeitsstählen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2002

⁷⁸ Marsoner, S., Gefügeeinfluss auf statische und zyklische Eigenschaften von PM - Werkzeugstählen. Dissertation Montanuniversität Leoben, 2002

-
- ⁷⁹ Karagöz, S., Andren, H-O.: Secondary Hardening in High Speed Steels. Z. Metallkunde 83, 1992, 386.
- ⁸⁰ Rong, W.: Fine scale microstructure of high speed steels. Ph-D thesis, Chalmers University of Technology, Gothenburg, 1985
- ⁸¹ Roberts, G., Kraus, G., Kennedy, R.: Tool Steels, 5th ed., ASM International, Materials Park, OH, 1998
- ⁸² Kriszt, B.: Laserlegieren von Schnellarbeitsstahl mit metallischen und karbidischen Zusatzwerkstoffen. Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1995
- ⁸³ Kudielka, H.: Arch. Eisenhüttenwesen 54, 1983, p. 381
- ⁸⁴ Berns, H.: Eisenwerkstoffe mit harten Phasen und erhöhtem Verschleißwiderstand. Stahl und Eisen 105, 1985, 813 - 817
- ⁸⁵ Berns, H.: Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1998
- ⁸⁶ www.deform.com
- ⁸⁷ Ayada M., Higashino T., Mori K.: Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials, Proceeding 1st ICTP, Advanced Technology of Plasticity, 1, 1984, 553 - 558
- ⁸⁸ www.simulia.com/
- ⁸⁹ Ecker, W., Krobath, M.: Interner Material Center Leoben Arbeitsbericht, Leoben, 2009
- ⁹⁰ Chaboche J. L.: A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. In: International Journal of Plasticity 24, 2008, 1642-1693

-
- ⁹¹ Chaboche J. L.: Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, Volume 5, 1989, 247-302
- ⁹² Lemaitre J., Chaboche J. L.: *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 1990
- ⁹³ Genzel, C., Denks, I. A.: Residual stress fields in surface-treated silicon carbide for space industry - comparison of biaxial and triaxial analysis using different X-ray methods. *Materials Science and Engineering A*, Volume 390, Issues 1-2, 2005, 376-384
- ⁹⁴ Genzel, C., Stock, C., Reimers, W.: Application of energy-dispersive diffraction to the analysis of multiaxial residual stress fields in the intermediate zone between surface and volume. *Materials Science and Engineering A*, Volume 372, Issues 1-2, 2004, 28-43
- ⁹⁵ Kirchlechner, C.: Thermische Ermüdung eines CrN-Stahl-Schichtverbundes charakterisiert mit Synchrotronstrahlung. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2008
- ⁹⁶ Bartosik, M.: Eigenspannungsgradienten in kugelgestrahlten TiN und TiCN Schichten charakterisiert mittels Hochtemperatur Röntgenbeugung. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2009
- ⁹⁷ Gall, D., Shin, S., Spila, T., Oden, M., Senna, M.J.H., Greene J.E., Petrov, J.: Growth of single-crystal CrN on MgO(001): Effects of low-energy ion-irradiation on surface morphological evolution and physical properties. *Journal of Applied Physics* 91, 2002, 3589 - 3597