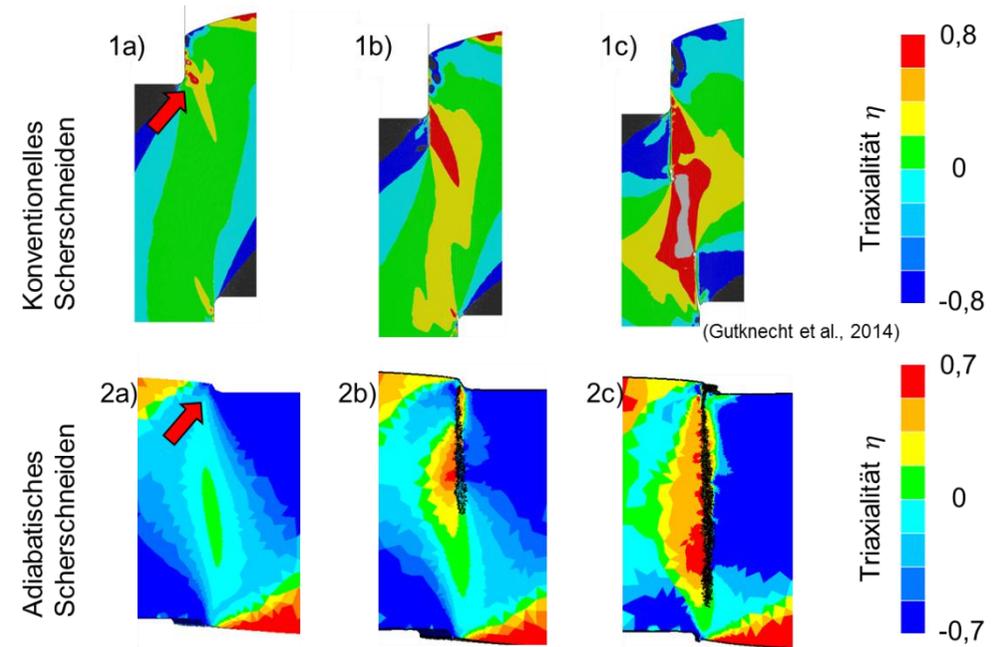


Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.
 Postfach 10 48 42
 40039 Düsseldorf
 Sohnstr. 65
 40237 Düsseldorf



fosta@stahlforschung.de
 www.stahlforschung.de



Materialwissenschaftlich gestützte Entwicklung von Simulationsstrategien für den Einsatz des adiabatischen Trennens in der Blechteilefertigung

Material science-based development of
 simulation strategies for the application of
 adiabatic cutting in sheet metal part

Forschung für die Praxis P 1127 / IGF-Nr. 18865

Forschungsvorhaben P 1127/ IGF-Nr. 18865 BG

Materialwissenschaftlich gestützte Entwicklung von Simulationsstrategien für den Einsatz des adiabatischen Trennens in der Blechteilefertigung

Material science-based development of simulation strategies for the application of adiabatic cutting in sheet metal part manufacturing

Technische Universität Dortmund, Institut für Umformtechnik und Leichtbau
Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya
Dr.-Ing. Till Clausmeyer
Dipl.-Ing. Daniel Staupendahl
Fabian Schmitz M.Sc.

Technische Universität Chemnitz, Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik, Professur Werkstofftechnik
Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Martin Franz-Xaver Wagner
Dipl.-Ing. Sven Winter

Verantwortlich für die FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.
Dipl.-Ing. Rainer Salomon

Das IGF-Vorhaben 18865 BG der FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Das Vorhaben wurde an der Technischen Universität Dortmund, , Institut für Umformtechnik und Leichtbau und an der Technischen Universität Chemnitz, Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik, Professur Werkstofftechnik, durchgeführt.

Beteiligte Einrichtungen im PA:

KIST e.V. - Kompetenz- und Innovationszentrum für die Stanztechnologie, Dortmund
ADIAPRESS Group Meyer France, SAINT-ETIENNE
Faurecia Automotive Seating, CALIGNY
Uddeholms AB, HAGFORS
Faurecia Autositze GmbH, Stadthagen
TRANSVALOR S.A. Parc de Haute Technologie - Sophia Antipolis, MOUGINS CEDEX
BILSTEIN GmbH & Co. KG, Hagen
HERU Werkzeugbau GmbH & Co. KG, Lennestadt
inpro Innovationsgesellschaft für fortgeschrittene Produktionssysteme in der Fahrzeug-
industrie mbH, Berlin
Risse + Wilke Kaltband GmbH & Co. KG, Iserlohn
Benteler Steel/Tube GmbH, Paderborn
Franz Pauli GmbH & Co. KG, Ense-Parsit
Faurecia Automotive Seating, ETAMPES CEDEX
WESTFALIA Presstechnik GmbH & Co. KG, Crimmitschau
DYNAmore Gesellschaft für FEM Ingenieurdienstleistungen mbH, Stuttgart

© 2020 Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., Düsseldorf

Printed in Germany

Bestell-Nr. P 1127
ISBN 978-3-946885-76-4

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt. Alle Rechte, auch die der Übersetzung in andere Sprachen, bleiben vorbehalten. Ohne schriftliche Genehmigung der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. sind Vervielfältigungen, Mikroverfilmungen und die Einspeicherung und Verarbeitung in elektronischen Systemen nicht gestattet.

Kurzdarstellung

Zur Reduktion des Materialeinsatzes und gleichzeitiger Verfolgung des Leichtbaugedankens werden zunehmend höchstfeste Stähle mit Zugfestigkeiten größer 1000 MPa im Automobilbau eingesetzt. Praktisch jedes Blechbauteil erfährt während des Herstellprozesses eine Beschnittoperation. Konventionelles Scherschneiden oder Feinschneiden können allerdings für höchstfeste Stähle nicht oder nur unter hohem Aufwand bezüglich der Vor- und Nachbehandlung eingesetzt werden.

Hier bietet das adiabatische Scherschneiden eine Alternative zum konventionellen Scherschneiden oder zum kostenintensiven Laserbeschnitt. Es konnte bereits gezeigt werden, dass dieses Verfahren eine hohe Güte bezüglich der Geradheit, Rundheit und Oberflächenbeschaffenheit der schergeschnittenen Kante aufweist.

Allerdings fehlen für den industriellen Einsatz des adiabatischen Scherschneidens grundlegende Untersuchungen für relevante hochfeste Stähle, wie vielfach genutzte Presshärtestähle. Weiterhin sind für diese Stähle die beim adiabatischen Scherschneiden eintretenden mikrostrukturellen Vorgänge und ihre Auswirkung auf technologische Eigenschaften nicht beschrieben. Ebenso fehlen grundlegende Ansätze zur Abschätzung der notwendigen Prozessenergie, Prozessgeschwindigkeit und eine Klassifizierung bezüglich der Eignung der einzusetzenden Werkstoffe.

Das Ziel des Projektes ist es, diese offenen Fragen zu beantworten, sowie die Lücke zum industriellen Einsatz, durch eine grundlegende Charakterisierung des Prozesses, zu schließen. Weiter wird eine Methodik zur Simulation des stark temperatur- und dehnratensensitiven Prozesses benötigt.

Zur Erreichung der Ziele wurden umfangreiche Materialcharakterisierungsversuche (Temperaturen bis 1000 °C und Dehnrate $\dot{\varphi}$ bis 1000 1/s) durchgeführt. Zur Bestimmung des Versagensverhaltens dienten Zugversuche mit Kerbgeometrie. Insgesamt wurden drei unterschiedliche Stahlgüten untersucht. Auf Grundlage dieser Untersuchungen wurden numerische und analytische Modelle zur Abschätzung der lokal entstehenden Temperatur und der notwendigen Prozessenergie zur Durchführung der Trennoperation entwickelt. Es wurden adiabatische Scherschneidversuche zur Herstellung zylindrischer Bauteile und verschiedener Demonstratoren (Rechteckplatten mit abgerundeten Kanten) durchgeführt. Weiterhin wurde gezeigt, dass zwei der untersuchten Stähle (20MnB5 und C75S), trotz nahezu ähnlicher mechanischer Kennwerte bei Raumtemperatur unter quasi-statischer Belastung, deutliche Unterschiede beim adiabatischen Trennen zeigten. Insbesondere wurde gezeigt, dass die Dehnratensensitivität der Stähle, sowohl einen großen Einfluss auf die Initiierung und Ausbildung von adiabatischen Scherbändern besitzt, aber auch gleichzeitig die notwendige Prozessenergie durch diesen Faktor stark beeinflusst wird. Mit Finite-Elemente-Simulationen konnte die entstehende charakteristische Form der schergeschnittenen Flächen mit hoher Genauigkeit vorhergesagt werden. Die entwickelten Methoden können für die Prozessauslegung genutzt werden.

FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.

Mai 2020

Abstract

Steels with tensile strengths larger than 1000 MPa are widely used in the automobile industry to reduce the amount of used material and pursue lightweighting. Virtually every sheet metal component undergoes a material separation process during its manufacturing. Conventional blanking or fineblanking cannot be used for high strength steels without extensive pre- or post-operations.

Adiabatic blanking offers an alternative to conventional blanking or to cost-intensive laser trimming. It has been shown already that this process produces cut edges with a high quality concerning straightness, roundness and surface finish.

However, fundamental investigations on the application of adiabatic blanking for relevant high strength steels, such as widely used press hardening steels, are missing. Moreover, the evolution of the microstructure and its effect on technological properties are not described for adiabatic blanking of high strength steels. Fundamental approaches for the estimation of the necessary process energy, process velocity and classification concerning the feasible application of materials are not existent.

The objective of this project is to answer these open questions and to close the gap to industrial application of adiabatic blanking by providing a fundamental characterization of the process.

Extensive material characterization experiments (temperatures up to 1000 °C and strain rates up to 1000 1/s) were conducted. Tensile tests with notched specimens served to determine the fracture behavior. A total of three steel grades were examined. On the basis of these investigations numerical and analytical models were developed to determine the local temperature and the necessary process energy for material separation. Adiabatic blanking tests were performed to manufacture cylindrical specimens and demonstrators (rectangular plates with rounded corners). It was shown that two of the investigated steels (20MnB5 und C75S) exhibited almost identical mechanical behavior in quasi-static tests at room temperature. In particular, it was demonstrated that the strain rate sensitivity has a large influence on the initiation and evolution of adiabatic shear bands. Moreover, the required process energy is also affected by the strain-rate sensitive behavior. The characteristic shape of the blanked edges was predicted with high accuracy by using FEM. The developed methods can be used for process design.

FOSTA - Research Association for Steel Application
May 2020

Inhaltsverzeichnis Content

1	Einleitung Introduction	1
1.1	Problemstellung Problem definition	1
1.1.1	Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung Scientific-technical and economic problem definition	1
1.2	Zielsetzung Objective	3
2	Stand der Technik State of the art	4
2.1	Trennverfahren Separation processes	4
2.2	Einfluss des Werkstoffs auf das adiabatische Trennen Influence of materials selection on the high speed impact cutting (HSIC) process	7
2.3	FE-Simulation von Schneidprozessen FE-Simulation of blanking processes ..	8
2.4	Dynamische Werkstoffcharakterisierung Dynamic material characterization ...	9
3	Werkstoffcharakterisierung Material characterization	12
3.1	Ausgangszustand der Werkstoffe Reference configuration of the materials .	12
3.2	Übersicht der Materialcharakterisierungsversuche Overview of experiments for material characterization	14
3.2.1	Druckversuche Compression tests.....	14
3.2.2	Quasistatische Versuche Quasi-static experiments	15
3.2.3	Hochgeschwindigkeitsversuche High-speed characterization experiments.....	17
3.3	Bestimmung des Versagensverhaltens Determination of failure behaviour...	20
3.3.1	Zugversuche mit Kerbgeometrie Notched tensile test	20
3.3.2	Zugversuche bei erhöhter Temperatur Tensile test at elevated temperature	21
3.4	Ebener Torsionsversuch In-plane torsion test	23
4	Parameteridentifikation Parameter identification.....	24
4.1	Bruchkriterium Fracture criterion	26
4.1.1	Inverse Bestimmung des Versagenskriteriums Inverse determination of fracture criterion	27
4.1.2	Bestimmung des Versagenskriteriums über das optische gemessene Deformationsfeld Determination of fracture criterion by the use of optical deformation field	28
4.2	Jump-Test: Bestimmung der Dehnratensensitivität m Jump-test: Determination of strain-rate sensitivity m	30

5	Mikrostrukturelle Untersuchung von Scherbändern of shear bands	Mikrostructural investigation of shear bands 32
5.1	Nanoindentation	Nanoindentation 41
6	Analytische und Numerische Untersuchungen investigation.....	Analytical and numerical investigation..... 43
6.1	Analytische Modelle	Analytical models..... 44
6.1.1	Berechnung der Trennenergie	Determination of separation energy 44
6.1.2	Bestimmung der Trennenergie über Geschwindigkeitsmessungen Determination of cutting energy based on measurement of the velocity	45
6.1.3	Bestimmung der Temperatur über Energieäquivalenz Determination of temperature by energy equivalence	46
6.2	FE-Simulation	FE-Simulation 47
6.2.1	Netzsensitivitätsanalyse	Mesh sensitivity analysis 49
6.2.2	Prozessanalyse mittels FEM	Process analysis by FEM..... 50
6.2.3	Bestimmung prozessrelevanter Größen mittels FEM Evaluation of process relevant quantities by FEM	52
6.2.4	Spannungszustand in der Schneidzone beim adiabatischen Trennen Stress state in cutting zone of adiabatic shearing	56
6.2.5	Demonstratorbauteil II	Demonstrator part II 57
7	Experimentelle Untersuchungen	Experimental investigations 60
7.1	Berechnung der Trennenergie	Calculation of cutting energy..... 60
7.2	Akustische Bestimmung der Prozesscharakteristik Acoustic analysis of process characteristics	61
7.3	Auswertung der Bruchfläche (ASB) Evaluation of sheared surface (ASB)	62
7.3.1	Auswertung der schergeschnittenen Kontur Evaluation of blanked contour	63
7.3.2	Valierung mit Simulationsergebnissen Validation of the simulation results.....	64
7.4	Demonstrator II	Demonstrator II..... 65
8	Zusammenfassung und Ausblick	Conclusion and prospect..... 69
9	Zusammenstellung aller Arbeiten, die im Zusammenhang mit dem Vorhaben veröffentlicht wurden oder in Kürze veröffentlicht werden sollen List of publications published ot to be published in relation to the project	71
10	Literaturverzeichnis	Bibliography72

Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 2-1: PRINZIPDARSTELLUNG EINES SCHERSCHNEIDWERKZEUGS (A) UND SCHNITTFLÄCHENKENNGRÖßEN (B).....	5
ABBILDUNG 2-2: WIRKKRÄFTE BEIM SCHERSCHNEIDEN (DOEGE UND BEHRENS 2007)	6
ABBILDUNG 2-3: PHASEN DER SCHERBANDBILDUNG FÜR NIEDRIGLEGIERTEN STAHL (HY 100) IM TORSIONSVERSUCH (MARCHAND UND DUFFY 1988).....	6
ABBILDUNG 2-4: EINFLUSSFAKTOREN AUF DIE AUSBILDUNG ADIABATISCHER SCHERBÄNDER....	7
ABBILDUNG 2-5: VERGLEICH EXPERIMENT UND SIMULATION FÜR EIN EINHUBIGES SCHERSCHNEID-VERFAHREN, ANSCHNITTSGESCHWINDIGKEIT 10 MM/S (STEINBACH, ET AL. 2014).....	9
ABBILDUNG 2-6: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG VON FALLWERK (A) UND SPLIT-HOPKINSON (B)	10
ABBILDUNG 2-7: SCHERBANDENTWICKLUNG UND -AUSBREITUNG IN EINER DRUCK-SCHER- PROBE EINER METASTABILEN B-TITANLEGIERUNG Ti-10V-2Fe-3Al.....	11
ABBILDUNG 3-1: DARGESTELLT IST DIE CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG IN GEW.-% DER DREI VERWENDETEN STÄHLE. HERVORGEHOBEN SIND DIE JEWEILIG BEDEUTSAMSTEN LEGIERUNGSELEMENTE.	13
ABBILDUNG 3-2: DARGESTELLT SIND LICHTMIKROSKOPISCHE AUFNAHMEN DER AUSGANGSGEFÜGE DER DREI STÄHLE. EIN NAHEZU REIN MARTENSITISCHES GEFÜGE DES 20MnB5. DAS MARTENSITISCH, BAINITISCHE GEFÜGE DES C75S UND DAS REIN BAINITISCHE GEFÜGE DES HR660Y760T-CP.....	13
ABBILDUNG 3-3: DARGESTELLT IST DIE ENTNAHME DER DRUCKPROBEN AUS DEM BLECH IN ZWEI VERSCHIEDENEN RICHTUNGEN UND DIE VERWENDETE PROBENFORM. DER DURCHMESSER DER VERWENDETEN PROBEN VARIIERT ZWISCHEN 4 MM (20MnB5, C75S) UND 3,5 MM (HR660Y760T-CP).	15
ABBILDUNG 3-4: DURCH DRUCKVERSUCHE (RAUMTEMPERATUR) ERMITTELTE TECHNISCHE SPANNUNGS-DEHNUNGS KURVEN DER STÄHLE 20MnB5 UND C75S IN WALZRICHTUNG (RD) UND 90° DAZU (TD).	16
ABBILDUNG 3-5: DARGESTELLT SIND FLIEßKURVEN (DEHNRATE VON 10-3 1/s) DER BEIDEN STÄHLE 20MnB5 UND C75S BEI TEMPERATUREN ZWISCHEN 200 °C UND 800 °C. BEI STÄHLEN NIMMT DIE FLIEßSPANNUNG ZWISCHEN 400 °C UND 600 °C STARK AB.	16
ABBILDUNG 3-6: AUFBAU DER TEMPERATURVERSUCHE IM SHPB. DIE ERWÄRMUNG ERFOLGTE INDUKTIV. DIE KERAMIKSCHEIBEN DIENEN DER TEMPERATURABSCHIRMUNG DER MESSTECHNIK AUF DEN STÄBEN DES SHPB.....	17
ABBILDUNG 3-7: FLIEßKURVEN DER DREI STÄHLE BEI EINER DEHNRATE VON 103 s ⁻¹ UND TEMPERATUREN BIS 1000 °C.	18
ABBILDUNG 3-8: DARGESTELLT SIND DIE LICHTMIKROSKOPISCHEN AUFNAHMEN DER DRUCKPROBEN NACH DER DYNAMISCHEN TEMPERATURPRÜFUNG IM SHPB. DER 20MnB5 (OBEN) ZEIGT BIS 400 °C (A) EIN NAHEZU UNVERÄNDERTES MARTENSITISCHES GEFÜGE. AB 600 °C (B) ZEIGEN SICH DEUTLICH GRÖßERE FERRITISCHE (WEIßE) BEREICHE IM GEFÜGE, DIE AUF EINE RÜCKBILDUNG DES MARTENSITS SCHLIEßEN LASSEN. DER C75S (UNTEN) ZEIGT BIS 600 °C (A) EIN NAHEZU UNVERÄNDERTES GEFÜGE AUS MARTENSIT UND VOR	

ALLEM BAINIT. BEI 800 °C (B) WURDE DIE AC3-TEMPERATUR ÜBERSCHRITTEN UND ES KOMMT ZUR UMWANDLUNG DES MARTENSITS UND BAINITS IN AUSTENIT.	19
ABBILDUNG 3-9: KRAFT-WEG-VERLAUF DER ZUGVERSUCHE MIT KERBGEOMETRIE (RADIUS 5 MM). DER C75 UND DER 20MnB5 STAHL (LINKS) WEISEN EINE DEUTLICH GERINGERE DUKTILITÄT AUF ALS DER HR660Y760T-CP (RECHTS).	20
ABBILDUNG 3-10: VERSUCHSAUFBAU DER ZUGVERSUCHE BEI ERHÖHTER TEMPERATUR (LINKS), SOWIE DIE VERWENDETE PROBENFORM (RECHTS).	21
ABBILDUNG 3-11: MAXIMALE BRUCHDEHNUNG IN ABHÄNGIGKEIT DER TEMPERATUR (LINKS), SOWIE DIE VERWENDETE TEMPERATURKORREKTURKURVE (RECHTS) ERMITTELT ÜBER PYROMETER UND THERMOELEMENT	22
ABBILDUNG 3-12: ERMITTLUNG DES DEHNUNGSFELDES ÜBER DIC, JEWEILS VOR EINTRETEN DES VERSAGENS. DARGESTELLT SIND DIE TEMPERATUREN (LINKS NACH RECHTS) 200°C, 400°C UND 600°C, JEWEILS FÜR DEN C75S-WERKSTOFF (OBEN) UND DEN 20MnB5- WERKSTOFF (UNTEN).....	22
ABBILDUNG 3-13: DARSTELLUNG DES AUFBAUS DES EBENEN TORSIONSVERSUCHES (LINKS) UND PROBE MIT NUT (RECHTS)	23
ABBILDUNG 4-1: VERWENDETER ANSATZ NACH JOHNSON-COOK FÜR DAS MATERIALVERHALTEN	25
ABBILDUNG 4-2: IDENTIFIKATION DER DEHNRATENABHÄNGIGEN VERFESTIGUNG FÜR C75S MATERIAL (LINKS) UND 20MnB5 (RECHTS).....	25
ABBILDUNG 4-3: IDENTIFIKATION DER TEMPERATURABHÄNGIGEN ENTFESTIGUNG FÜR C75S MATERIAL	26
ABBILDUNG 4-4: KRAFT-WEG KURVE (LINKS) FÜR DEN ZUGVERSUCH MIT KERBGEOMETRIE SOWIE DEFORMATIONSFELDER AUS DEN DIC-DATEN UND DER SIMULATION (RECHTS).....	27
ABBILDUNG 4-5: DIC AUFNAHMEN ZUM VERSAGENSZEITPUNKTES UNTER SCHERBELASTUNG AM EBENEN TORSIONSVERSUCH ZUR ERMITTLUNG DER BRUCHDEHNUNG	29
ABBILDUNG 4-6: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES EINFLUSSES DES M-WERTES AUF DIE LOKALISIERUNGSEIGENSCHAFTEN EINES WERKSTOFFES. EIN NEGATIVER M-WERT FÜHRT ZU EINER SEHR HOHEN NEIGUNG ZUR SCHERBANDBILDUNG. EIN HOHER M -WERT FÜHRT DURCH LOKALE VERFESTIGUNG AUFGRUND DER LOKAL STARK ERHÖHTEN DEHNRATE BEI DER INITIIERUNG EINES SCHERBANDES ZUR VERHINDERUNG DER WEITEREN AUSBILDUNG DER LOKALISIERTEN VERFORMUNG.....	30
ABBILDUNG 4-7: KURVENVERLÄUFE DER JUMP-TESTS FÜR DEN 20MnB5 UND DEN C75S. DER C75S WERKSTOFF BESITZT EINEN HÖHEREN M -WERT ALS DER 20MnB5. DIES RESULTIERT IN EINER GERINGEREN NEIGUNG ZUR SCHERBANDBILDUNG IM VERGLEICH ZUM 20MnB5.	31
ABBILDUNG 5-1: DRUCKSCHERPROBE MIT 6° NEIGUNG ZUR DEFINIERTEN INITIIERUNG ADIABATISCHER SCHERBÄNDER.	33
ABBILDUNG 5-2: LICHTMIKROSKOPISCHE AUFNAHMEN VON DRUCKSCHERPROBEN DER STÄHLE 20MnB5 UND C75S NACH DER SCHERBANDINITIIERUNG MITTELS SHPB. IM 20MnB5 WURDEN SEHR DÜNNE SCHERBÄNDER (ASB) INITIIERT. IM C75S KONNTEN KEINE SCHERBÄNDER DETEKTIERT WERDEN, ES BILDETEN SICH NUR STARK DEFORMIERTE ZONEN IM WERKSTOFF.	34
ABBILDUNG 5-3: RASTERELEKTRONENMIKROSKOPISCHE AUFNAHMEN NACH DEN VERSUCHEN ZUR SCHERBANDINITIIERUNG AN DRUCKSCHERPROBEN IM FALLWERK. BEIDE STÄHLE	

ZEIGEN HOMOGENE ADIABATISCHE SCHERBÄNDER (ASB) ÜBER DER KÜRZESTEN DIAGONALE DER PROBE MIT EINER MITTLEREN BREITE VON CA. 50 μm	34
ABBILDUNG 5-4: RASTERELEKTRONENMIKROSKOPISCHE AUFNAHME DES HR660Y760T-CP NACH EINEM DRUCKSCHERVERSUCH IM FALLWERK ZUR SCHERBANDINITIIERUNG. ES ZEIGTE SICH, DASS DER STAHL SICH ZWAR SEHR STARK VERFORMTE, DABEI ABER KEIN ADIABATISCHES SCHERBAND INITIIERT WERDEN KONNTE.	35
ABBILDUNG 5-5: DARGESTELLT SIND STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHMEN GESTOPPTER DRUCKSCHERVERSUCHE IM FALLWERK. DER 20MnB5 BESITZT EINE HÖHERE TENDENZ ZUR AUSBILDUNG ADIABATISCHER SCHERBÄNDER. ZUSÄTZLICH ENTSTEHT DAS SCHERBAND DEUTLICH SCHNELLER, DA ES BEI 19 % NOCH NICHT DETEKTIERT WERDEN KONNTE.	36
ABBILDUNG 5-6: REM-AUFNAHME EINES ADIABATISCHEN SCHERBANDES (ASB) DES 20MnB5. ES ERSCHEINT DEUTLICH HELLER ALS DAS UMGEBENDE MARTENSITISCHE GEFÜGE. IN DER GRÖßTEN VERGRÖßERUNG DES SCHERBANDES SIND KLEINE STRUKTUREN ZU ERKENNEN, DIE AUF EIN FEINKÖRNIGES GEFÜGE IM SCHERBAND HINDEUTEN.	36
ABBILDUNG 5-7: REM-AUFNAHME EINES ADIABATISCHEN SCHERBANDES (ASB) DES C75S. ES ERSCHEINT EBENFALLS DEUTLICH HELLER ALS DAS UMGEBENDE MARTENSITISCH- BAINITISCHE GEFÜGE. IN DER GRÖßTEN VERGRÖßERUNG DES SCHERBANDES SIND AUCH BEI DEM C75S KLEINE STRUKTUREN ZU ERKENNEN, DIE AUF EIN FEINKÖRNIGES GEFÜGE IM SCHERBAND HINDEUTEN.	37
ABBILDUNG 5-8: EBSD-AUFNAHMEN DER GRUNDMATERIALS UND DES JEWELIGEN ADIABATISCHEN SCHERBANDES (ASB) DES 20MnB5 UND DES C75S. IM GRUNDMATERIAL SIND DIE NADELN DES MARTENSITS UND BAINITS ZU SEHEN. DAS GEFÜGE NEBEN DEM SCHERBAND IST JEWELIS SEHR STARK VERFORMT UND ZEIGT DEUTLICH IN RICHTUNG DES BANDES. DAS SCHERBAND SELBST IST AUFGRUND DER SCHRITTWEITE DES SCANS VON 200 NM NAHEZU SCHWARZ, DA DER CONFIDENCE-INDEX SEHR GERING WAR. DAS HEIßT, ES KONNTEN KEINE KÖRNER INNERHALB DER SCHRITTWEITE DETEKTIERT WERDEN, FOLGLICH MUSS DAS GEFÜGE IM BAND DEUTLICH FEINKÖRNIGER SEIN.	38
ABBILDUNG 5-9: TEM-AUFNAHMEN DES GRUNDMATERIALS UND DES SCHERBANDES (ASB) DES 20MnB5. DAS GRUNDMATERIAL ZEIGT DIE ZU ERWARTENDE HOHE VERFESTIGUNG (DUNKLE BEREICHE) UND MARTENSITNADELN MIT EINER HOHEN ORIENTIERUNG (FEINBEREICHSBEUGUNG MIT STARK ORIENTIERTEN SPOTS). IM SCHERBAND ZEIGEN SICH STARK ELONGIERTE SUBKÖRNER IN DENEN SICH ÄQUIBIAXIALE SUBKÖRNER BILDEN. DIES FÜHRT ZU VIELEN REFLEXEN IN DER FEINBEREICHSBEUGUNG (HOHE MISSORIENTIERUNG) UND ZEIGT, DASS DAS GEFÜGE IM BAND NANOKRISTALLIN IST.	39
ABBILDUNG 5-10: TEM-AUFNAHMEN DES GRUNDMATERIALS UND DES SCHERBANDES (ASB) DES C75S. DAS GRUNDMATERIAL ZEIGT EINE ÄHNLICH HOHE VERFESTIGUNG (DUNKLE BEREICHE) WIE DER 20MnB5. AUFGRUND DER VIELEN KLEINEN MARTENSIT- UND BAINITNADELN ZEIGT DIE FEINBEREICHSBEUGUNG SEHR VIELE REFLEXE (HOHE MISORIENTIERUNG). IM SCHERBAND ZEIGEN SICH EBENFALLS STARK ELONGIERTE SUBKÖRNER IN DENEN SICH ÄQUIBIAXIALE SUBKÖRNER BILDEN. DIES FÜHRT EINERSEITS ZU VIELEN REFLEXEN IN DER FEINBEREICHSBEUGUNG, ANDERERSEITS ZEIGEN SICH STARKE REFLEXE DIE EINE HOHE ORIENTIERUNG INDIZIEREN. DIES STAMMT VERMUTLICH VON ELONGIERTEN SUBKÖRNERN, IN DENEN SICH NOCH KEINE ÄQUIBIAXIALE KÖRNER AUSGEBILDET HABEN. DAS HEIßT DIE DYNAMISCHE REKRISTALLISATION IST HIER NOCH NICHT SO WEIT FORTGESCHRITTEN WIE BEIM 20MnB5. TROTZDEM IST AUCH DIESES GEFÜGE IM SCHERBAND NANOKRISTALLIN.	40

ABBILDUNG 5-11: DARGESTELLT SIND LICHTMIKROSKOPISCHE AUFNAHMEN NACH DER NANOINDENTATION. ES ZEIGT SICH, DASS DIE SCHERBÄNDER (ASB) MIT HOHER PRÄZISION INDENTIERT WERDEN KONNTEN. EBENFALLS WURDE DIE BREITE DER SCHERBÄNDER AUS DEM LABOR- UND INDUSTRIELLEN MAßSTAB VERGlichen. BEIDE ZEIGEN EINE VERGLEICHBARE BREITE VON CA. 50 µM (FÜR RONDE 25 µM X 2, DA RESTLICHES ASB IM ABFALLBLECH).	41
ABBILDUNG 5-12: DARGESTELLT SIND REPRÄSENTATIVE KURVENVERLÄUFE DER NANOINDENTERVERSUCHE BEIDER STÄHLE. ES WURDEN JEWELNS DAS SCHERBAND UND DAS GRUNDMATERIAL DER DRUCKSCHERPROBEN (LABORMAßSTAB) UND DER INDUSTRIELL GEFERTIGTEN BUTZEN (INDUSTRIELLER MAßSTAB) INDENTIERT. ES ZEIGTE SICH, DASS DIE HÄRTE DES SCHERBANDES IMMER ÜBER DER HÄRTE DES GRUNDGEFÜGES LAG. DIE AUFHÄRTUNG DES C75S LAG BEI 500 NM INDENTIERUNGSTIEFE BEI 510 HV, WOHINGEGEN DIE HÄRTE BEI DEM 20MnB5 NUR 150 HV BETRUG. DIE KURVENVERLÄUFE VON LABORMAßSTAB UND INDUSTRIELLEM MAßSTAB WAREN NAHEZU IDENTISCH. DIES IST EIN INDIZ DAFÜR, DASS DIE MIKROSTRUKTUR BEIDER BÄNDER VERGLEICHBAR IST.....	42
ABBILDUNG 6-1: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER PROZESSGRÖßEN ZUR BERECHNUNG DER TRENNENERGIE BEIM SCHERSCHNEIDEN	44
ABBILDUNG 6-2: SCHEMATISCHE ÜBERSICHT DER ABSORBIERTEN PROZESSENERGIE BIS ZUM EINSETZEN DER TRENNOOPERATION.....	45
ABBILDUNG 6-3: VERGLEICH DER THERMISCHEN ENTFESTIGUNG FÜR CHARAKTERISIERTES WERKSTOFFVERHALTEN (GEPUNKTETE KURVE) UND TABELLIERTEN DATEN (DURCHGEZOGENE KURVE)	46
ABBILDUNG 6-4: ÜBERSICHT DER PROZESSKENNGRÖßEN UND DER AKTIVELEMENTE IN DER SIMULATION SOWIE DIE UNTERSCHIEDLICHE NETZGRÖßE ÜBER DEN DURCHMESSER DER PROBE	48
ABBILDUNG 6-5: TEMPERATURVERLAUF IN DER SCHERZONE FÜR DEN C75S-WERKSTOFF.....	49
ABBILDUNG 6-6: ÜBERSICHT DER VERWENDETEN NETZGRÖßEN IN DER SCHERSCHNEIDZONE UND DER ELEMENTANZAHL FÜR EINE 2D-SIMULATION.....	50
ABBILDUNG 6-7: ÜBERSICHT DES UNTERSCHIEDLICHEN LOKALISIERUNGSVERHALTENS BEIDER WERKSTOFFE. 20MnB5 (OBEN) WEIST EINE DEUTLICH SCHNELLERE LOKALISIERUNG AUF ALS DER C75S (UNTEN) WERKSTOFF. DIE SICH EINSTELLEND E SCHERBANDBREITE IST BEIM C75S GRÖßER	51
ABBILDUNG 6-8: ÜBERSICHT DES UNTERSCHIEDLICHEN MATERIALVERHALTENS BEIDER WERKSTOFFE. 20MnB5 (ROT) WEIST EINE STÄRKERE LOKALISIERUNG MIT EINER LOKAL HÖHEREN PROZESSTEMPERATUR AUF ALS C75S (BLAU).	51
ABBILDUNG 6-9: ÜBERSICHT DER NOTWENDIGEN PROZESSKRAFT FÜR BEIDE WERKSTOFFE. DIE GELEISTETE MECHANISCHE ARBEIT IST FÜR DEN C75-WERKSTOFF (BLAU) DEUTLICH GRÖßER.....	52
ABBILDUNG 6-10: ÜBERSICHT DES ENERGIEBEDARFS BEIM ADIABATISCHEN SCHERSCHNEIDEN, AUFGEZEIGT BEI UNTERSCHIEDLICHEN RANDBEDINGUNGEN, ENERGIE- UND VERSCHIEBUNGSGESTEUERT.....	53
ABBILDUNG 6-11: AUSWIRKUNG DER PROZESSGESCHWINDIGKEIT AUF DIE LOKALISIERUNGSEIGENSCHAFTEN. BEIM UNTERSCHREITEN EINER KRITISCHEN GESCHWINDIGKEIT (HIER 2 M/S) BILDET SICH EINE BREITE DEFORMATIONZONE AUS (LINKS)	54

ABBILDUNG 6-12: ENTWICKLUNG DER SCHERBANDBREITE IN ABHÄNGIGKEIT DER PROZESSGESCHWINDIGKEIT (LINKS) KORRELIERT MIT DER THERMISCHEN ENTFESTIGUNG (RECHTS)	55
ABBILDUNG 6-13: AUSWERTUNG DER TRIAXIALITÄT ZWISCHEN KONVENTIONELLEM SCHERSCHNEIDEN (OBEN QUELLE: GUTKNECHT ET AL., 2014) UND DEM ADIABATISCHEN TRENNEN (UNTEN).....	56
ABBILDUNG 6-14: RISSVERHALTEN BEI DER ZWEITEN DEMONSTRATORGEOMETRIE (ECKENRADIUS VON R3) FÜR DEN C75S-WERKSTOFF.....	57
ABBILDUNG 6-15: RISSVERHALTEN BEI DER ZWEITEN DEMONSTRATORGEOMETRIE (ECKENRADIUS VON R3) FÜR DEN 20MnB5-WERKSTOFF.....	58
ABBILDUNG 6-16: DEMONSTRATOR II (RADIUS 3 MM) VERGLEICH DER PROZESSKRÄFTE (LINKS) UND DER PLASTISCHEN DEFORMATION (RECHTS) IM BAUTEIL VON DER STEMPELABGEWANDTEN SEITE.....	58
ABBILDUNG 6-17: RISSVERHALTEN BEI DER ZWEITEN DEMONSTRATOR-GEOMETRIE (ECKENRADIUS VON R2) FÜR DEN C75S-WERKSTOFF.....	59
ABBILDUNG 7-1: ÜBERSICHT DER UNTERSCHIEDLICHEN ANSÄTZE ZUR ABSCHÄTZUNG DER PROZESSENERGIE (BLAU UND GRAU) SOWIE DER BLECHDICKENABHÄNGIGEN VERWENDETEN PROZESSENERGIE (ROT).....	61
ABBILDUNG 7-2: ABBILDUNG DER BRUCHFLÄCHE IN ABHÄNGIGKEIT DER PROZESSENERGIE....	61
ABBILDUNG 7-3: ERGEBNISSE DER AKUSTISCHEN MESSUNG SOWIE AUSWERTUNG DES SPEKTROGRAFEN	62
ABBILDUNG 7-4: A) UND B) ZEIGEN DIE SCHEMATISCHE ENTNAHME DER SCHLIFFE, C) ZEIGT DIE SCHNITTKANTEN DER 3 STÄHLE. BEIM C75S KONNTE KEIN SCHERBAND ÜBER DEN GESAMTEN QUERSCHNITT INITIIERT WERDEN. ÜBER DEN QUERSCHNITT DES 20MnB5 KONNTE BEI GLEICHER SCHLAGENERGIE EIN HOMOGENES SCHERBAND REPRODUZIERBAR INITIIERT WERDEN UND ES STELLTE SICH EIN SEHR GUTES TRENNERGESBNIS EIN. DER HR660Y760T-CP ZEIGTE KEINE BILDUNG EINES ADIABATISCHEN SCHERBANDES. AUFGRUND SEINER GERINGEN FESTIGKEIT ZEIGTE ER NUR EINE AUSGEPRÄGTE DEFORMATION DES GEFÜGES.	63
ABBILDUNG 7-5: AUSWERTUNG DER SCHERGESCHNITTENEN FLÄCHE MITTELS KOORDINATENMESSUNG FÜR DEN C75 (LINKS) UND DEN 20MnB5 (RECHTS).....	64
ABBILDUNG 7-6: AUSWERTUNG DER SCHERGESCHNITTENEN FLÄCHE UND VERGLEICH MIT DEN SIMULATIONSERGEBNISSEN.....	65
ABBILDUNG 7-7: GEOMETRISCHE ABMESSUNGEN DES DEMONSTRATOR II BAUTEILS MIT EINEM ECKRADIUS VON 3 MM UND 2 MM.....	66
ABBILDUNG 7-8: STANZTEILE MIT EINEM ECKRADIUS VON 3 MM AUS 20MnB5 (OBEN) UND C75S (UNTEN). STEMPELVERSCHLEIß NACH VIER STANZTEILEN (RECHTS).....	66
ABBILDUNG 7-9: BESTIMMUNG DER GERADHEIT UND MIKROSTRUKTUR NACH DEM ADIABATISCHEN TRENNEN DER RECHTECKKONTUR AM C75S-WERKSTOFF.	67
ABBILDUNG 7-10: STANZTEILE MIT EINEM ECKRADIUS VON 2 MM AUS 20MnB5 (OBEN) UND C75S (UNTEN). STEMPELBRUCH NACH DEM TRENNEN VON C75S (UNTEN,RECHTS)	68

List of figures

FIGURE 2-1: SCHEMATIC DIAGRAM OF A SHEAR CUTTING TOOL (A) AND CUTTING SURFACE CHARACTERISTICS (B).....	5
FIGURE 2-2: SHEARING FORCES DURING SHEAR CUTTING (DOEGE UND BEHRENS 2007).....	6
FIGURE 2-3: STAGES OF SHEAR BANDING FOR LOW ALLOY STEEL (HY 100) IN TORSION TEST (MARCHAND UND DUFFY 1988).....	6
FIGURE 2-4: INFLUENCING FACTORS THE FORMATION OF ADIABATIC SHEAR BANDS	7
FIGURE 2-5: COMPARISON OF EXPERIMENT AND SIMULATION FOR A SINGLE-STROKE SHEAR CUTTING METHOD, BLANKING SPEED 10 MM / S (STEINBACH, ET AL. 2014)	9
FIGURE 2-6: SCHEMATIC OF DROP IMPACT TESTER (A) AND SPLIT-HOPKINSON (B)	10
FIGURE 2-7: SHEAR BAND DEVELOPMENT AND PROPAGATION IN A COMPRESSION SHEAR SAMPLE OF A METASTABLE B-TITANIUM ALLOY Ti-10V-2Fe-3Al.....	11
FIGURE 3-1: CHEMICAL COMPOSITION IN WT .-% OF THE THREE STEELS IS SHOWN. EMPHASIZED ARE THE RESPECTIVE MOST SIGNIFICANT ALLOYING ELEMENTS.	13
FIGURE 3-2: SHOWN ARE THE INITIAL STRUCTURE OF THE THREE STEELS. AN ALMOST PURELY MARTENSITIC STRUCTURE OF THE 20MnB5. THE MARTENSITIC, BAINITIC STRUCTURE OF THE C75S AND THE PURE BAINITIC STRUCTURE OF THE HR660Y760T-CP	13
FIGURE 3-3: SHOWN IS THE EXTRACTION OF THE COMPRESSION SAMPLES FROM THE SHEET IN TWO DIFFERENT DIRECTIONS AND THE SAMPLE USED. THE DIAMETER OF THE SAMPLES USED VARIES BETWEEN 4 MM (20MnB5, C75S) AND 3.5 MM (HR660Y760T-CP).	15
FIGURE 3-4: STRESS-STRAIN CURVES OF STEEL 20MnB5 AND C75S IN ROLLING DIRECTION (RD) AND 90 ° TRANSVERSAL (TD) DETERMINED BY COMPRESSION TESTS (ROOM TEMPERATURE).	16
FIGURE 3-5: FLOW CURVES (STRAIN RATE OF 10 ⁻³ s ⁻¹) OF THE TWO STEELS 20MnB5 AND C75S AT TEMPERATURES BETWEEN 200 °C AND 800 °C ARE SHOWN. BOTH STEELS SHOWS A SIGNIFICANT LOSS OF STRENGTH BETWEEN 400 °C AND 600 °C.	16
FIGURE 3-6: SETUP OF THE TESTS IN THE SHPB AT ELEVATED TEMPERATURE (INDUCTION). THE CERAMIC DISCS SERVE TO SHIELD THE TEMPERATURE OF THE MEASURING TECHNIQUE ON THE RODS OF THE SHPB.	17
FIGURE 3-7: FLOW CURVES OF THE THREE STEELS AT A STRAIN RATE OF 10 ³ s ⁻¹ AND TEMPERATURES UP TO 1000 °C.....	18
FIGURE 3-8: LIGHT MICROGRAPHS OF THE PRESSURE SAMPLES AFTER THE DYNAMIC TEMPERATURE TEST IN THE SHPB. THE 20MnB5 (TOP) SHOWS UP TO 400 °C (A) A NEARLY UNCHANGED MARTENSITIC MICROSTRUCTURE. FROM 600 °C (B), SIGNIFICANTLY LARGER FERRITIC (WHITE) AREAS APPEAR IN THE MICROSTRUCTURE, SUGGESTING A REGRESSION OF THE MARTENSITE. THE C75S (BELOW) SHOWS UP TO 600 °C (A) A NEARLY UNCHANGED MICROSTRUCTURE OF MARTENSITE AND ESPECIALLY BAINITE. AT 800 °C (B), THE AC3 TEMPERATURE HAS BEEN EXCEEDED AND THE MARTENSITE AND BAINITE ARE CONVERTED TO AUSTENITE.....	19
FIGURE 3-9: FORCE-DISPLACEMENT CURVE OF THE NOTCHED TENSILE TESTS WITH A RADIUS OF 5 MM IS SHOWN. THE C75 AND THE 20MnB5 MATERIAL (LEFT) HAVE A SIGNIFICANTLY LOWER DUCTILITY THAN THE HR660Y760T-CP (RIGHT).	20

FIGURE 3-10: EXPERIMENTAL SETUP OF THE TENSILE TESTS AT ELEVATED TEMPERATURE (LEFT), AS WELL AS THE SAMPLE FORM USED (RIGHT)	21
FIGURE 3-11: MAXIMUM OF FRACTURE STRAIN AS A FUNCTION OF THE TEMPERATURE (LEFT), AS WELL AS THE TEMPERATURE CORRECTION CURVE (RIGHT) DETERMINED VIA PYROMETER AND THERMOCOUPLE.....	22
FIGURE 3-12: DETERMINATION OF THE STRAIN FIELD VIA DIC, IN EACH FRAME BEFORE THE OCCURRENCE OF THE FAILURE. SHOWN ARE THE DIC DATA FOR THE TEMPERATURES (LEFT TO RIGHT) 200 °C, 400 °C AND 600 °C, FOR THE C75S MATERIAL (TOP) AND THE 20MnB5 MATERIAL (BOTTOM), RESPECTIVELY.	22
FIGURE 3-13: SETUP OF THE STRUCTURE OF THE PLANE TORSION TEST (LEFT) AND SAMPLE WITH GROOVE (RIGHT).....	23
FIGURE 4-1: APPROACH USED BY JOHNSON-COOK FOR MATERIAL BEHAVIOUR	25
FIGURE 4-2: IDENTIFICATION OF STRAIN RATE DEPENDENT HARDENING FOR C75S MATERIAL (LEFT) AND 20MnB5 (RIGHT).....	25
FIGURE 4-3: IDENTIFICATION OF TEMPERATURE DEPENDENT SOFTENING FOR C75S MATERIAL .	26
FIGURE 4-4: FORCE-DISPLACEMENT CURVE (LEFT) OF TENSILE TESTS WITH NOTCH GEOMETRY AND THE RESULTING DEFORMATION FIELDS FROM THE DIC DATA AND THE SIMULATION (RIGHT).....	27
FIGURE 4-5: DIC IMAGES AT THE ONSET OF FAILURE UNDER SHEAR STRESS IN THE IN-PLANE TORSION TEST TO DETERMINE FRACTURE STRAIN.	29
FIGURE 4-6: SCHEMATIC REPRESENTATION OF THE INFLUENCE OF THE M -VALUE ON THE LOCALIZATION PROPERTIES. A NEGATIVE M -VALUE LEADS TO A VERY HIGH TENDENCY TO SHEAR BANDING. A HIGH M -VALUE RESULTS FROM LOCALIZED HARDENING DUE TO THE LOCALLY HIGHLY INCREASED STRAIN RATE ON INITIATION OF A SHEAR BAND TO PREVENT FURTHER FORMATION OF LOCALIZED STRAIN.	30
FIGURE 4-7: CURVES OF THE JUMP TESTS FOR THE 20MnB5 AND THE C75S. THE C75S MATERIAL HAS A HIGHER M -VALUE THAN THE 20MnB5. THIS RESULTS IN A LOWER TENDENCY FOR SHEAR BANDING COMPARED TO 20MnB5.....	31
FIGURE 5-1: PRESSURE SHEAR TEST WITH 6 ° INCLINATION FOR THE DEFINED INITIATION OF ADIABATIC SHEAR BANDS.	33
FIGURE 5-2: PHOTOMICROGRAPHS OF 20MnB5 AND C75S STEELS AFTER SHEAR SHEAR INITIATION BY SHPB. IN 20MnB5 VERY THIN SHEAR BANDS (ASB) WERE INITIATED. NO SHEAR BANDS COULD BE DETECTED IN THE C75S MATERIAL ONLY HIGHLY DEFORMED ZONES WERE FORMED.	34
FIGURE 5-3 : SCANNING ELECTRON MICROGRAPHS AFTER THE EXPERIMENTS ON SHEAR SHEAR INITIATION ON COMPRESSION SHEAR SAMPLES IN THE DROP TESTER. BOTH STEELS SHOW HOMOGENEOUS ADIABATIC SHEAR BANDS (ASB) OVER THE SHORTEST DIAGONAL OF THE SAMPLE WITH A MEAN WIDTH OF APPROX. 50 MM.....	34
FIGURE 5-4: SCANNING ELECTRON MICROGRAPH OF THE HR660Y760T-CP AFTER A DROP IMPACT TEST IN THE COMPRESION SHEAR SPECIMEN. THE STEEL DEFORMED HIGHLY, BUT NO ADIABATIC SHEAR BAND COULD BE INITIATED.....	35
FIGURE 5-5: SHOWN ARE STEREOMICROSCOPIC IMAGES OF STOPPED COMPRESSION TESTS IN THE DROP IMPACT TESTER. THE 20MnB5 HAS A HIGHER TENDENCY TO FORM ADIABATIC SHEAR BANDS. IN ADDITION, THE SHEAR BAND IS MUCH FASTER, AS IT COULD NOT BE DETECTED AT 19%.....	36

FIGURE 5-6: SEM IMAGE OF AN ADIABATIC SHEAR BAND (ASB) OF 20MnB5. IT APPEARS MUCH BRIGHTER THAN THE SURROUNDING MARTENSITIC STRUCTURE. IN THE LARGEST ENLARGEMENT OF THE SHEAR BAND SMALL STRUCTURES ARE TO BE RECOGNIZED, WHICH INDICATE A FINE-GRAINED STRUCTURE IN THE SHEAR BAND. 36

FIGURE 5-7: SEM IMAGE OF AN ADIABATIC SHEAR BAND (ASB) OF THE C75S. IT ALSO APPEARS MUCH BRIGHTER THAN THE SURROUNDING MARTENSITIC, BAINITIC TEXTURE. IN THE LARGEST ENLARGEMENT OF THE SHEAR BAND, SMALL STRUCTURES CAN ALSO BE SEEN IN THE C75S, WHICH INDICATE A FINE-GRAINED STRUCTURE IN THE SHEAR BAND. 37

FIGURE 5-8: EBSD IMAGES OF THE BASE MATERIAL AND THE RESPECTIVE ADIABATIC SHEAR BAND (ASB) OF THE 20MnB5 AND THE C75S. THE BASE MATERIAL SHOWS THE NEEDLES OF MARTENSITE AND BAINITE. THE STRUCTURE NEXT TO THE SHEAR BAND IS IN EACH CASE VERY MUCH DEFORMED AND CLEARLY POINTS IN THE DIRECTION OF THE BAND. THE SHEAR BAND ITSELF IS NEARLY BLACK DUE TO THE STEP SIZE OF THE 200 NM SCAN SINCE THE CONFIDENCE INDEX WAS VERY LOW. THIS MEANS THAT NO GRAINS COULD BE DETECTED WITHIN THE STEP SIZE, THEREFORE THE MICROSTRUCTURE IN THE BAND MUST BE MUCH FINER. 38

FIGURE 5-9: TEM IMAGES OF THE BASE MATERIAL AND THE SHEAR BAND (ASB) OF THE 20MnB5. THE BASE MATERIAL SHOWS THE EXPECTED HIGH HARDENING (DARK AREAS) AND MARTENSITE NEEDLES WITH A HIGH ORIENTATION (FINE AREA DIFFRACTION WITH HIGHLY ORIENTED SPOTS). THE SHEAR BAND SHOWS STRONGLY ELONGATED SUBGRAINS IN WHICH EQUIBIAXIAL SUBGRAINS FORM. THIS LEADS TO MANY REFLECTIONS IN THE FINE-RANGE DIFFRACTION (HIGH MISORIENTATION) AND SHOWS THAT THE MICROSTRUCTURE IN THE BAND IS NANOCRYSTALLINE. 39

FIGURE 5-10: TEM IMAGES OF THE BASE MATERIAL AND THE SHEAR BAND (ASB) OF THE C75S. THE BASE MATERIAL SHOWS A SIMILARLY HIGH HARDENING (DARK AREAS) AS THE 20MnB5. DUE TO THE MANY SMALL MARTENSITE AND BAINITIC NEEDLES, THE FINE RANGE DIFFRACTION SHOWS MANY REFLECTIONS (HIGH MISORIENTATION). THE SHEAR BAND ALSO SHOWS STRONGLY ELONGATED SUBGRAINS IN WHICH EQUIBIAXIAL SUBGRAINS FORM. ON THE ONE HAND, THIS LEADS TO MANY REFLECTIONS IN THE FINE-RANGE DIFFRACTION, ON THE OTHER HAND, STRONG REFLECTIONS INDICATE A HIGH ORIENTATION. THIS PROBABLY ORIGINATES FROM ELONGATED SUBGRAINS IN WHICH NO EQUIBIAXIAL GRAINS HAVE FORMED YET. THAT MEANS, DYNAMIC RECRYSTALLIZATION IS NOT AS ADVANCED HERE AS IN 20MnB5. NEVERTHELESS, THIS STRUCTURE IN THE SHEAR BAND IS ALSO NANOCRYSTALLINE. 40

FIGURE 5-11: SHOWN ARE LIGHT MICROGRAPHS AFTER NANOINDENTATION. IT TURNS OUT THAT THE SHEAR BANDS (ASB) COULD BE IDENTIFIED WITH HIGH PRECISION. ALSO, THE WIDTH OF THE SHEAR BANDS FROM THE LABORATORY AND INDUSTRIAL SCALE WAS COMPARED. BOTH SHOW A COMPARABLE WIDTH OF ABOUT 50 MICRONS (FOR RONDE 25 MICRONS X 2, SINCE RESIDUAL ASB IN THE WASTE SHEET). 41

FIGURE 5-12: REPRESENTATIVE CURVES OF THE NANOINDENTER TESTS OF BOTH STEELS. IN EACH CASE, THE SHEAR BAND AND THE BASE MATERIAL OF THE SHEAR COMPRESSION SPECIMEN (LABORATORY SCALE) AND THE INDUSTRIALLY MANUFACTURED PARTS (INDUSTRIAL SCALE) WERE IDENTIFIED. IT WAS FOUND THAT THE HARDNESS OF THE SHEAR BAND WAS ALWAYS ABOVE THE HARDNESS OF THE BASIC STRUCTURE. THE LEVEL OF HOMOGENEOUS HARDENING OF THE C75S WAS AT 500 NM INDENTATION DEPTH WITH 510 HV, WHEREAS THE HARDNESS AT THE 20MnB5 WAS ONLY 150 HV. THE CURVES OF LABORATORY SCALE

AND INDUSTRIAL SCALE WERE ALMOST IDENTICAL. THIS IS AN INDICATION THAT THE MICROSTRUCTURE OF BOTH BANDS IS COMPARABLE.	42
FIGURE 6-1: SCHEMATIC REPRESENTATION OF THE PROCESS VARIABLES FOR CALCULATING THE SEPARATION ENERGY FOR SHEAR CUTTING	44
FIGURE 6-2: SCHEMATIC OVERVIEW OF THE ABSORBED PROCESS ENERGY UNTIL THE START OF THE BLANKING PROCESS	45
FIGURE 6-3: COMPARISON OF THERMAL SOFTENING BY MEANS OF CHARACTERIZED MATERIAL BEHAVIOR (DOTTED CURVE) AND TABULATED DATA (SOLID CURVE).....	46
FIGURE 6-4: OVERVIEW OF THE PROCESS PARAMETERS AND THE ACTIVE ELEMENTS IN THE SIMULATION, AS WELL AS THE DIFFERENT MESH SIZE OVER THE DIAMETER OF THE SAMPLE	48
FIGURE 6-5: TEMPERATURE GRADIENT IN THE SHEAR ZONE FOR THE C75S MATERIAL	49
FIGURE 6-6: OVERVIEW OF THE MESH SIZES USED IN THE SHEAR ZONE AND THE NUMBER OF ELEMENTS FOR A 2D SIMULATION	50
FIGURE 6-7: OVERVIEW OF THE LOCALIZATION BEHAVIOR OF BOTH MATERIALS. 20MnB5 (TOP) HAS A MUCH FASTER LOCALIZATION THAN THE C75S (BOTTOM) MATERIAL. THE RESULTING SHEAR BAND WIDTH IS LARGER FOR THE C75S	51
FIGURE 6-8: OVERVIEW OF THE MATERIAL BEHAVIOR OF BOTH MATERIALS. 20MnB5 (RED) HAS A STRONGER LOCALIZATION WITH A LOCALLY HIGHER PROCESS TEMPERATURE THAN THE C75S MATERIAL (BLUE).	51
FIGURE 6-9: OVERVIEW OF THE NECESSARY PROCESS FORCE FOR BOTH MATERIALS. THE MECHANICAL WORKING IS SIGNIFICANTLY LARGER FOR THE C75 MATERIAL (BLUE).....	52
FIGURE 6-10: OVERVIEW OF THE ENERGY DEMAND FOR ADIABATIC SHEAR CUTTING. DISPLAYED UNDER DIFFERENT BOUNDARY CONDITIONS: ENERGY- AND DISPLACEMENT-CONTROLLED.	53
FIGURE 6-11: EFFECT OF PROCESS SPEED ON LOCALIZATION PROPERTIES. WHEN FALLING BELOW A CRITICAL SPEED (HERE 2 M/S), A WIDTH OF DEFORMATION ZONE IS INCREASED (LEFT) ...	54
FIGURE 6-12: DEVELOPMENT OF THE SHEAR BAND WIDTH AS A FUNCTION OF THE PROCESS SPEED (LEFT) CORRELATES WITH THE THERMAL SOFTENING (RIGHT)	55
FIGURE 6-13: EVALUATION OF THE STRESS TRIAXIALITY BETWEEN CONVENTIONAL SHEAR BLANKED (PICTURE ABOVE: GUTKNECHT ET AL., 2014) AND THE ADIABATIC CUTTING (BELOW)	56
FIGURE 6-14: FRACTURE BEHAVIOR IN THE SECOND DEMONSTRATOR GEOMETRY (CORNER RADIUS OF R3) FOR THE C75S MATERIAL.	57
FIGURE 6-15: FRACTURE BEHAVIOR IN THE SECOND DEMONSTRATOR GEOMETRY (CORNER RADIUS OF R3) FOR THE 20MnB5 MATERIAL.	58
FIGURE 6-16: DEMONSTRATOR PART II (RADIUS 3 MM) COMPARISON OF THE PROCESS FORCES (LEFT) AND THE PLASTIC DEFORMATION (RIGHT), FIGURE REFLECTS THE VIEW FROM THE DIE SIDE	58
FIGURE 6-17: FRACTURE BEHAVIOR IN THE SECOND DEMONSTRATOR GEOMETRY (CORNER RADIUS OF R2) FOR THE C75S MATERIAL.	59
FIGURE 7-1: OVERVIEW OF THE DIFFERENT APPROACHES FOR THE ESTIMATION OF THE PROCESS ENERGY (BLUE AND GRAY), AS WELL AS THE SHEET THICKNESS-DEPENDENT USED PROCESS ENERGY (RED)	61
FIGURE 7-2: ILLUSTRATION OF THE FRACTURE SURFACE AS A FUNCTION OF THE PROCESS ENERGY	61

FIGURE 7-3: RESULTS OF THE ACOUSTIC MEASUREMENT, AS WELL AS EVALUATION OF THE SPECTROGRAM.....	62
FIGURE 7-4: A) AND B) SHOW THE SCHEMATIC EXTRACTION OF THE SECTIONS; C) SHOWS THE CUTTING EDGES OF THE 3 STEELS. WITH THE C75S, NO SHEAR BAND COULD BE INITIATED OVER THE ENTIRE CROSS SECTION. OVER THE CROSS-SECTION OF THE 20MnB5, A HOMOGENEOUS SHEAR BAND COULD BE REPRODUCIBLY INITIATED WITH THE SAME IMPACT ENERGY AND A VERY GOOD SEPARATION RESULT WAS ACHIEVED. THE HR660Y760T-CP SHOWED NO FORMATION OF ADIABATIC SHEAR BAND. DUE TO ITS LOW STRENGTH, IT SHOWED ONLY A PRONOUNCED DEFORMATION OF THE STRUCTURE.....	63
FIGURE 7-5: EVALUATION OF THE SHEAR-CUT SURFACE BY MEANS OF COORDINATE MEASUREMENT FOR THE C75 (LEFT) AND THE 20MnB5 (RIGHT).....	64
FIGURE 7-6: EVALUATION OF THE SHEARED SURFACE AND COMPARISON WITH THE SIMULATION RESULTS	65
FIGURE 7-7: GEOMETRIC DIMENSIONS OF THE SECOND DEMONSTRATOR PART WITH A CORNER RADIUS OF 3 MM AND 2 MM	66
FIGURE 7-8: BLANKED PARTS WITH A CORNER RADIUS OF 3 MM MADE OF 20MnB5 (TOP) AND C75S (BOTTOM). PUNCH WEAR AFTER FOUR BLANKED PARTS (RIGHT).....	66
FIGURE 7-9: DETERMINATION OF STRAIGHTNESS AND MICROSTRUCTURE AFTER ADIABATIC BLANKING OF THE RECTANGULAR CONTOUR ON THE C75S MATERIAL.	67
FIGURE 7-10: BLANKED PARTS WITH A CORNER RADIUS OF 2 MM MADE OF 20MnB5 (TOP) AND C75S (BOTTOM). PUNCH FRACTURE AFTER BLANKING C75S (BOTTOM RIGHT).....	68

Tabellenverzeichnis

TABELLE 1: ÜBERSICHT DER DURCHGEFÜHRTEN CHARAKTERISIERUNGSVERSUCHE BEZOGEN AUF DIE GEPRÜFTE DEHNRATE UND TEMPERATUR, SOWIE DER ERREICHTE UMFORMGRAD	14
TABELLE 2: ÜBERSICHT DER BENÖTIGTEN PROZESSENERGIE FÜR DIE BEIDEN WERKSTOFFE 20MnB5 UND C75S	45

List of tables

TABLE 1: OVERVIEW OF THE CHARACTERIZATION TESTS PERFORMED WITH RESPECT TO THE TESTED STRAIN RATE AND TEMPERATURE, AS WELL AS THE REACHED PLASTIC STRAINS	14
TABLE 2: OVERVIEW OF THE REQUIRED PROCESS ENERGY FOR THE TWO MATERIALS 20MnB5 AND C75S.....	45

Abkürzungsverzeichnis / Abbreviations and symbols

Institute/Unternehmen

IUL	Institut für Umformtechnik und Leichtbau
IWW	Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik

Werkstoffe

AHSS	Advanced High Strength Steel
HSS	Hochfeste Stahlwerkstoffe

Formelzeichen

A	Ausgangsfläche
D	Schädigungsvariable
D_{crit}	Kritische Schädigung
F	Kraft
F_{NH}	Niederhalterkraft
F_{max}	Maximal erreichte Kraft
t_0	Blechdicke
β	Taylor Quiney Faktor
ε	Dehnung
ε_{pl}	Plastischer Anteil der Dehnung
$\dot{\varepsilon}_{pl}$	Plastische Dehnungsrate
$\bar{\varepsilon}_f$	Vergleichsdehnung bis zu Bruch
η	Triaxialität
μ	Reibwert
σ	Spannung
σ_{eq}	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_f	Fließspannung
τ	Scherspannung
τ_{max}	Maximale Scherspannung

φ	Umformgrad
φ_{vM}	Vergleichsumformgrad nach von Mises

1 Einleitung Introduction

Der Beschnitt von Blechwerkstoffen ist aufgrund seiner Effizienz eines der am häufigsten genutzten Verfahren bei der Herstellung von Blechbauteilen. Aktuell werden Bauteile aus hochfesten Stählen, z.B. Federstählen oder Presshärtestählen aufgrund der hohen Werkzeugbelastung durch Laserstrahlschneiden getrennt. Die durch konventionelles Scherschneiden hergestellten Scherflächen weisen zudem meist geringere Oberflächenqualitäten auf, sodass hier Verbesserungsbedarf besteht. Das adiabatische Scherschneiden bietet durch die Einstellung einer hohen Oberflächengüte, insbesondere hinsichtlich Geradheit und Rauheit, eine erfolgsversprechende Alternative. Jedoch fehlen grundlegende materialwissenschaftliche Untersuchungen, die eine Voraussetzung für den industriellen Einsatz darstellen. Das durchgeführte Forschungsprojekt soll eine Grundlage bieten, um geeignete Werkstoffe für das adiabatische Scherschneiden auszuwählen und auftretende lokale mikrostrukturelle Vorgänge zu beschreiben.

Due to its efficiency, separation of sheet metals by blanking is one of the most used manufacturing process in the process chain of metal components. Currently, sheet metal components manufactured from high strength steels, e. g. spring steel or press hardening steel are separated by laser trimming due to the high tool load in blanking processes. Conventionally blanked surfaces exhibit a lower surface quality compared to adiabatically blanked surfaces. Adiabatic blanking offers the opportunity to produce a high surface quality with respect to straightness and roughness. However, fundamental materials science-based investigations, which are the requirement for an industrial application, are missing. The current project offers the basis to select suitable materials for adiabatic blanking and the governing local microstructural phenomena.

1.1 Problemstellung Problem definition

1.1.1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung Scientific-technical and economic problem definition

Um die ökologischen und ökonomischen Zielsetzungen im Hinblick auf Ressourcenschonung und höhere Wirtschaftlichkeit zu erreichen, müssen konventionelle Werkstoffe durch neue Leichtbauwerkstoffe ergänzt oder substituiert werden. Eine bedeutende Rolle spielen hierbei zum einen hoch- bis ultrahochfeste Stahlwerkstoffe, die sich durch eine hohe gewichtsspezifische Festigkeit bei einer gleichzeitig vergleichsweise hohen Wirtschaftlichkeit auszeichnen. Sie finden in vielen Bereichen wie dem Transport- und Bauwesen, dem Maschinen- und Anlagenbau bis hin zu Komponenten für regenerative Energiegewinnung Anwendung. Zum anderen werden vermehrt Mangan-Bor-Stähle für pressgehärtete Struktur- und Sicherheitsbauteile im Fahrzeugbau eingesetzt, da sie sehr gut umformbar sind und

zugleich die Realisierung von maßgeschneiderten Integralkonstruktionen mit höchsten Festigkeiten erlauben. Bei beiden Werkstoffklassen stellt die mechanische Bearbeitung aufgrund des extremen Werkzeugverschleißes eine große Herausforderung für die industrielle Anwendung dieser Werkstoffe dar (Kämpfer 2014). Dies gilt in besonderer Weise für Schneidoperationen, ohne die eine industrielle Fertigung von Bauteilen kaum möglich ist. Je nach Qualitätsanforderungen, Bauteilgeometrie und Werkstoff kommen verschiedene Schneid- bzw. Trennverfahren zum Einsatz. Im Bereich der Blechteilefertigung wird am häufigsten das Scher- oder Normalschneiden eingesetzt, da es sich durch eine hohe Wirtschaftlichkeit auszeichnet. Allerdings wird bei der Schnittfläche lediglich ein Glattschnittanteil von ungefähr einem Drittel erreicht. Zwei Drittel sind Bruchfläche. Deshalb werden z. B. Funktionselemente wie gestanzte Zahnräder, an die hohe Anforderungen bezüglich der Schnittflächenqualität, Form- und Maßgenauigkeit sowie der mechanischen Eigenschaften gestellt werden, vorwiegend durch Feinschneiden gefertigt. Die hohe Fertigungsqualität wird erkaufte durch einen größeren Stanz- einzug sowie Materialverbrauch, bedingt durch den Einsatz einer Ringzacke an Niederhalter und/oder Matrize zur Fixierung des Bleches. Weitere Nachteile sind die hohen Werkzeugkosten und der Einsatz von Schmierstoffen, die teilweise sehr umwelt- und gesundheitsschädigend sind und nach dem Schneiden aufwendig entfernt werden müssen. Zudem ist das Verfahren nicht für höherfestere Werkstoffe geeignet. Für das Schneiden von Stahlwerkstoffen mit Zugfestigkeiten über 1.000 MPa oder pressgehärteten Bauteilen aus Mangan-Bor-Stahl mit Zugfestigkeiten von bis zu 1.650 MPa wird oft das Laserschneiden eingesetzt. Nachteile dieses Verfahrens sind die hohen Taktzeiten und die geringere energetische Wirtschaftlichkeit.

Eine andere Vorgehensweise zur Herstellung von Bauteilen mit hochbelasteten Funktionsflächen ist, die betreffenden Flächen erst nach dem Schneidprozess zur Herstellung der gewünschten mechanischen Eigenschaften zu härten. Aber auch das ist mit einem erheblichen prozesstechnischen Aufwand verbunden und wenig wirtschaftlich, da die Bauteile einzeln gehärtet und gereinigt werden müssen.

Eine technologisch und wirtschaftlich vielversprechende Alternative stellt der adiabatische Scherschneidprozess (ADSS), auch Hochgeschwindigkeits-Scherschneiden (HGSS) genannt, dar. Beim ADSS trifft das Schneidmesser mit hoher Geschwindigkeit auf das Werkstück auf. Die damit verbundenen hohen Formänderungsgeschwindigkeiten ($\dot{\epsilon} > 10^3 \text{ s}^{-1}$) führen zu einer lokalen Erwärmung ($T > 1273 \text{ K}$) des Werkstücks, die mit einer Entfestigung einhergeht. Aufgrund der werkstoffseitig begrenzten Wärmeleitfähigkeit wird die Wärme während der sehr kurzen Prozesszeit des Schneidvorgangs nur zu einem geringen Anteil an das restliche Material abgegeben, sodass der Vorgang als quasiadiabatisch betrachtet werden kann. Dadurch ist die durch das Schneiden beeinflusste Randzone sehr schmal und die Bauteil deformationen sind minimal. Die erzeugte Schnittfläche zeichnet sich durch eine feinkörnige, gratarme Oberfläche aus, sodass selbst bei Funktionsbauteilen nahezu keine Nachbearbeitungsschritte erforderlich ist. Durch die Erwärmung und die damit einhergehende Entfestigung im Schnittflächenbereich können auch hochfeste oder bereits gehärtete Werkstoffe mit hoher Schnittflächenqualität und hohen Produktionsraten getrennt werden. Zudem kommt der Prozess ohne zusätzliche Schmierstoffe aus und ermöglicht somit erhebliche Einsparungen bei Material- und Prozesskosten im Vergleich zu herkömmlichen Trenn-/Schneidverfahren. Zurzeit wird das adiabatische Schneiden in der Kaltmassivumformung beispielsweise zum Trennen von Stangenmaterial eingesetzt. Obwohl die Technologie auch für den Bereich der Blechumformung viele Vorteile bietet und die prinzipielle Einsetzbarkeit in mehreren Forschungsprojekten nachgewiesen wurde, konnte sie sich in der industriellen Blechteilefertigung bislang nicht etablieren. Eine Prozesstechnologie

kann heutzutage nur dann in der Serienproduktion für neue Anwendungsfelder wirtschaftlich eingesetzt werden, wenn zuverlässige numerische Simulationsansätze für die Auslegung und Beurteilung des Prozesses und der Fertigungsergebnisse zur Verfügung stehen. Daher müssen auf der Grundlage eines detaillierten Prozessverständnisses unter Berücksichtigung der Vorgänge bei der Materialtrennung und der Gefügeumwandlung unter hoher Wärme-/Energie-Konzentration neue Simulationskonzepte für eine genaue Modellierung des adiabatischen Scherschneidprozesses entwickelt werden.

1.2 Zielsetzung Objective

Das Ziel des Projektes ist es, eine Grundlage für die Auslegung adiabatischer Scherschneidprozesse zu schaffen. Dazu gehört die Analyse von Einflussgrößen und die Materialauswahl. Durch die Untersuchungen soll das Einsatzgebiet des adiabatischen Scherschneidens erweitert werden, indem für höchstfeste Stähle die Eignung zum adiabatischen Trennen und die Vorhersagbarkeit des Prozesses mittels Simulation untersucht werden soll. Dies soll über eine umfassende Analyse des adiabatischen Trennprozesses geschehen, indem eine fundierte Materialcharakterisierung durchgeführt wird, welche als Grundlage für die Vorhersage der Bauteileigenschaften mittels FEM-Simulation dient.

Hierfür soll eine grundlegende Materialcharakterisierung unter quasistatischen Bedingungen, aber auch bei erhöhten Temperaturen bis zu 1000 °C und Umformraten $\dot{\varphi} = 1000$ 1/s durchgeführt werden, um die Werkstoffeigenschaften, insbesondere das plastische Verhalten, für den prozessrelevanten Bereich zu bestimmen. Die ermittelten Fließeigenschaften werden anschließend über eine Parameteridentifikation in ein Materialmodell überführt. Zur Vorhersage des Materialversagens und zur Modellierung der Trennung des Materialverbundes sollen geeignete Schädigungskriterien anhand von gekerbten Zugversuchsproben auch bei erhöhter Temperatur und Dehnraten kalibriert werden.

Mithilfe der bestimmten Materialeigenschaften sollen Vorhersagen des adiabatischen Scherschneidprozesses getroffen werden. So werden numerische und analytische Ansätze genutzt, um Größen wie die Prozesstemperatur im Scherband, vorherzusagen. Es wird eine Vorgehensweise zum Aufbau von Simulationsmodellen für eine genaue Modellierung des adiabatischen Scherschneidprozesses entwickelt, die als Leitfaden genutzt werden kann. Weiterhin sollen Zusammenhänge zwischen notwendiger Prozessenergie und Ausbildung von adiabatischen Scherbändern bestimmt werden, um eine Grundlage für die Anwendung im industriellen Umfeld zu schaffen. Hierzu werden auf einer adiabatischen Presse (Adia4) und unter Laborbedingungen (Fallwerk) an Druckscherproben adiabatische Scherbänder erzeugt. Diese wurden hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur der Scherflächen verglichen. Aufgrund der hohen Wärme- und Energiekonzentration ist eine Gefügeumwandlung in der Scherschneidzone zu erwarten. Im Laufe der durchgeführten Arbeiten soll das genaue Gefüge und die Eigenschaften bestimmt werden.

In einem ersten Schritt sollen die Untersuchungen anhand einer einfachen Demonstratorgeometrie durchgeführt werden und die gewonnenen Erkenntnisse sollen in einem weiteren Schritt an einer komplexeren Struktur validiert werden.

Bisher ist wenig Grundlagenwissen zur Auslegung des adiabatischen Prozesses bekannt, sodass für die Auslegung bislang auf ein Erfahrungswissen zurückgegriffen werden muss.

2 Stand der Technik State of the art

Adiabatisches Scherschneiden gehört wie das Normalschneiden oder Scherschneiden zu den trennenden Fertigungsverfahren. Die Anschnittgeschwindigkeit ist deutlich erhöht im Vergleich zum Normalschneiden. Maßgeblich für die Bezeichnung als adiabatisches Scherschneiden ist das Auftreten von adiabatischen Scherbändern. Die für das adiabatische Scherschneiden wichtige Scherbandbildung kann materialwissenschaftlich in drei aufeinanderfolgende Phasen unterteilt werden, an deren Ende das Werkstoffversagen durch Bruch steht. Ob die Bildung eines adiabatischen Scherbands einsetzt, hängt von den Faktoren Werkstoffeigenschaften, Art des Spannungszustands, relevante Prozessgrößen, Werkstoffvorgeschichte und Gefüge ab. Es existieren bereits Ansätze zur FEM-Simulation konventioneller Schneidverfahren. Dabei werden Schädigungsmodelle in Kombination mit geeigneten Netzverfeinerungstechniken angewandt. Hierfür ist eine Materialcharakterisierung bei hohen Dehnraten ($\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt > 1000 \text{ 1/s}$) notwendig. Hierzu können Fallwerkversuche, aber auch der Split-Hopkinson Druckversuch, eingesetzt werden.

Adiabatic blanking and conventional blanking belong to the group of manufacturing processes for separating. The initial shearing velocity is much larger compared to conventional blanking. The categorization into the class of adiabatic blanking depends on the occurrence of adiabatic shear bands. In materials science the formation of adiabatic shear bands, which are important for adiabatic blanking, is separated into three subsequent phases. The final phase ends with fracture. Whether the formation of an adiabatic shear band starts depends on the material properties, the type of stress state, relevant process parameters, the processing history of the material and the microstructure. There are existing approaches for the finite-element-simulation of conventional blanking processes. In this regard, damage models are combined with remeshing strategies. This requires a material characterization at high strain rates ($> 1000 \text{ 1/s}$). Impact tests and the Split Hokinson Pressure Bar can be used for this purpose.

2.1 Trennverfahren Separation processes

Gemäß der normativen Einteilung ist das Zerteilen den trennenden Fertigungsverfahren zuzuordnen (DIN8580 2003). Das in der Blechverarbeitung am häufigsten zum Trennen eingesetzte Verfahren ist das *Normalschneiden*, das auch als *Scherschneiden* bezeichnet wird. Das Scherschneiden wird per Definition als das spanlose mechanische Zerteilen von Werkstücken zwischen zwei sich in einem definierten Abstand aneinander vorbeibewegenden Schneiden klassifiziert (DIN8588 2003). Abbildung 2-1 zeigt links den prinzipiellen

Werkzeugaufbau für eine einhubige Scherschneidoperation und rechts die charakteristische Schnittflächenausbildung.

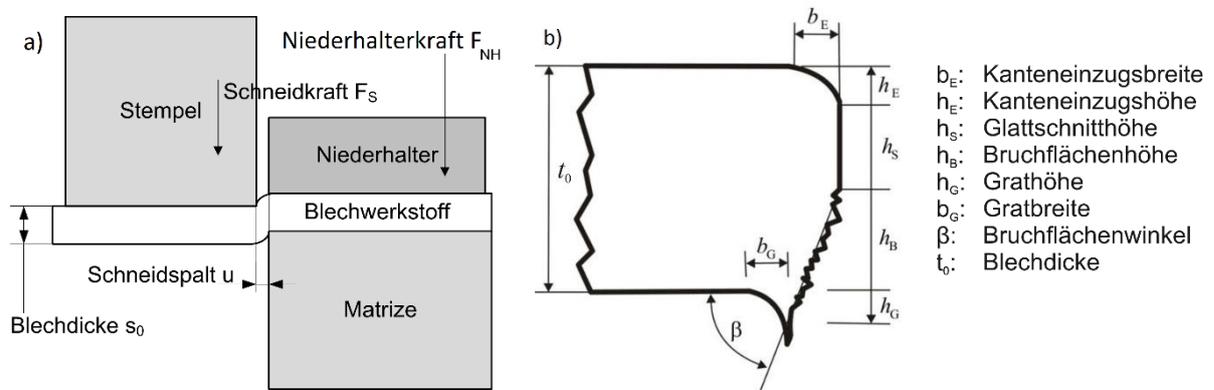


Abbildung 2-1: Prinzipdarstellung eines Scherschneidwerkzeugs (a) und Schnittflächenkenngrößen (b).

Figure 2-1: Schematic diagram of a shear cutting tool (a) and cutting surface characteristics (b).

Die nach dem Kontakt des Stempels mit dem Blechwerkstoff in der Scherzone wirkenden Kräfte sind in Abbildung 2-2 veranschaulicht. Die in Richtung der Stempelbewegung induzierte Schneidkraft F_S und die daraus resultierenden Schneidkräfte greifen nicht unmittelbar an den Schneidkanten des Stempels bzw. der Matrize an, sondern werden infolge einer inhomogenen Druckspannungsverteilung in einem schmalen Bereich entlang der Schneidkanten in den Blechwerkstoff eingeleitet. Als resultierende Kraftkomponente ergeben sich aus den vorherrschenden Druckspannungen die Vertikalkräfte F_V am Stempel sowie F'_V an der Matrize. Aus der vorliegenden Druckspannungsverteilung und dem Schneidspalt ergibt sich der Abstand l zwischen diesen Vertikalkräften, aus dem ein Biegemoment M_B resultiert, welches das Werkstück kippt. Das hierzu wirkende Gegenmoment ist auf Biegespannungen im Blechwerkstoff und horizontal zum Stempel und zur Matrize wirkende Normalspannungen zurückzuführen. Die Resultierende der Normalspannungen ist die Horizontalkraft F_H am Stempel, respektive F'_H an der Matrize (Doege und Behrens 2007).

Massivumformung (Huml und Strandell 1974). Mittlerweile bieten verschiedene Firmen Pressen für das adiabatische Trennen von Stangen, Rohren und Profilen (Schuster 2014) sowie für Blechbauteile (Lazzarotto und Michon 2008) an. Dennoch gibt es bislang nur wenige Forschungsprojekte, die sich mit der technologischen Nutzung adiabatischer Trennverfahren befassen. In ersten Untersuchungen zeigte (Bai und Dodd 1992), dass eine höhere Schnittgeschwindigkeit zu einem besseren Schmittergebnis bezüglich der Maßhaltigkeit, geringerer Verformungen im Querschnitt und des Vermeidens von Rissen in der Scherfläche führt. In dem FOSTA-Projekt P774 wurde die Nutzung des HGSS für das Lochen von Rohren und das Trennen von Blechteilen analysiert (Neugebauer, Bouzakis, et al. 2011). Ein wichtiges Ergebnis war, dass – in Abhängigkeit von den Prozessparametern wie bezogener Schneidspalt, Anschnittgeschwindigkeit und Werkstoff – die Bruchfläche beim HGSS zwar größer ist als bei anderen Trennverfahren. Die erzielbaren Rauigkeiten der Bruchfläche aber sind – insbesondere bei höherfesten Stählen – niedriger als die Rauigkeiten der Glattschnittfläche beim Normalschneiden (Neugebauer, Bouzakis, et al. 2011). In einem weiteren AiF-Projekt wurden verschiedene Hochgeschwindigkeitsschneidverfahren mit dem Normalschneiden verglichen und Kenngrößen wie die benötigte Impulsenergie berechnet sowie die Gratfreiheit der Schnittflächen festgestellt (Drossel, et al. 2012). Kräusel folgert in ihrer ausführlichen Studie, dass „die Umsetzung der adiabatischen Verfahren in die entsprechende serientaugliche Maschinenteknik trotz der positiven Effekte nur in begrenztem Maße in der industriellen Praxis erfolgt ist und dabei das Trennen von Vollprofilen überwiegt“ (Kräusel 2013).

2.2 Einfluss des Werkstoffs auf das adiabatische Trennen Influence of materials selection on the high speed impact cutting (HSIC) process

Das Scherverhalten hängt von einer Vielzahl von Faktoren ab, Abbildung 2-4, die sich den Gruppen Materialeigenschaften, Spannungszustand, Mikrostruktur und externe Belastungsbedingungen adiabatischer Scherbänder zuordnen lassen (Bai und Dodd 1992).



Abbildung 2-4: Einflussfaktoren auf die Ausbildung adiabatischer Scherbänder.

Figure 2-4: Influencing factors the formation of adiabatic shear bands.

Einen großen Einfluss haben vor allem der Aufbau und die Eigenschaften des Werkstoffs. Nach Zurek (Zurek 1994) neigen besonders Werkstoffe mit niedriger Verfestigungsrate, Dehnratenempfindlichkeit, Wärmeleitfähigkeit und einer hohen Rate der thermischen Entfestigung zur Scherlokalisierung. Zudem konnte an Aluminium- und Kupferlegierungen Scherbandbildung beobachtet werden (Quadir und Shewmon 1981), (Leech 1985), während

die reinen Metalle kein lokalisiertes Scherverhalten zeigten (Brunton, et al. 1964). Die Neigung zum adiabatischen Scheren ist außerdem in hochfesten Werkstoffen im Gegensatz zu weniger festen Materialien größer (Hartley, Duffy und Hawley 1987), was insbesondere auf die hochfesten Stähle zutrifft (Lim und Huh 2005), (Odeshi und Bassim 2008). Hierbei spielt jedoch auch deren komplexe Mikrostruktur eine große Rolle, die unter hohen Dehnraten noch nicht systematisch untersucht wurde. Hier sind grundlegende werkstoffmechanische Untersuchungen dringend erforderlich, um den technologischen Fortschritt und die Weiterentwicklung der Prozesse beim adiabatischen Schneiden voranzubringen.

2.3 FE-Simulation von Schneidprozessen **FE-Simulation of blanking processes**

Die Finite-Elemente-Methode (FE) wird an verschiedenen Stellen des Produktentstehungsprozesses genutzt, um Kosten- und Zeiteinsparungen zu erzielen (Roll 2011). Beispielsweise hat die Integration der Umformsimulation in den industriellen Fertigungsprozess von Ziehteilen in den letzten Jahren enorme Fortschritte gemacht und wird flächendeckend genutzt. Aufgrund verschiedener Herausforderungen ist dieser hohe Reifegrad für die FE-Simulation von Schneidprozessen allerdings noch nicht erreicht. Es fehlen vor allem die

- Definition geeigneter Bruchkriterien oder eines geeigneten Schädigungsmodells,
- Beschreibung des Risses und
- Entwicklung geeigneter Strategien für die Modellierung großer auftretender Verzerrungen.

Bruchkriterien definieren einen kritischen skalaren Wert, bei dem ein Werkstoff versagt. Je nach Bruchkriterium werden zur Berechnung Größen wie die plastische Vergleichsdehnung, der Spannungszustand und verschiedene Materialparameter herangezogen. In den Studien von Thipprakmas et al. wurden für die Schneidsimulation die Kriterien nach Ayada, McClintock sowie Rice und Tracey eingesetzt (Thipprakmas, et al. 2008). Gram und Wagoner verwendeten in ihrer Untersuchung das Kriterium nach Cockroft und Latham (Gram und Wagoner 2011). Farzin et al. (Farzin, et al. 2006) verglich ein gekoppeltes Modell (Gurson), welches die Entfestigung durch Schädigung berücksichtigt, mit Bruchkriterien im Rahmen der Schneidsimulation. Am IUL der TU Dortmund wurde ein erweitertes Lemaitre-Schädigungsmodell (Soyarslan und Tekkaya 2010) entwickelt und im Rahmen des AiF/DFG-Clusters „Trockenscherschneiden“ zur Simulation eines konventionellen Scherschneidprozesses eingesetzt (Steinbach, et al. 2014). Abbildung 2-5 zeigt die gute Übereinstimmung von experimentell bestimmter und numerisch vorhergesagter Schnittflächengeometrie.

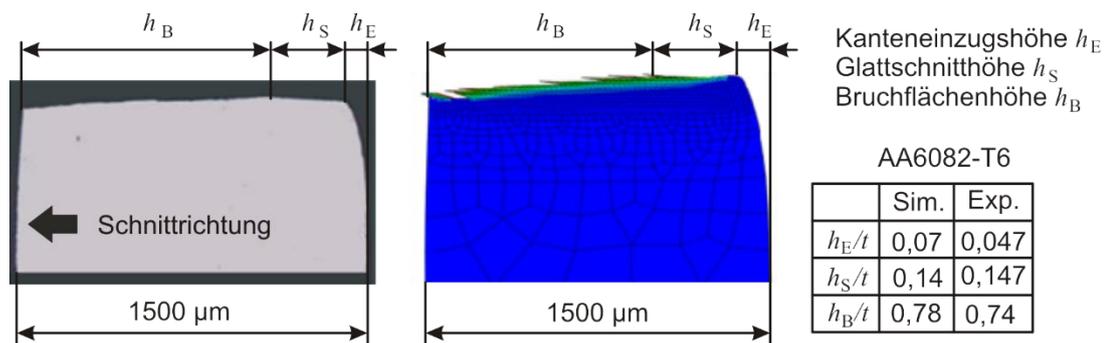


Abbildung 2-5: Vergleich Experiment und Simulation für ein einhubiges Scherschneid-verfahren, An schnittsgeschwindigkeit 10 mm/s (Steinbach, et al. 2014).

Figure 2-5: Comparison of experiment and simulation for a single-stroke shear cutting method, blanking speed 10 mm / s (Steinbach, et al. 2014).

Sowohl für Schädigungskriterien als auch für gekoppelte Schädigungsmodelle muss eine geeignete Strategie zur Modellierung der Werkstofftrennung gewählt werden. In (Farzin, et al. 2006), (Gram und Wagoner 2011) wurde für diesen Zweck die Elementlöschungsmethode verwendet. Dabei wird die Steifigkeit eines Elements zu null gesetzt, sobald für einen oder mehrere Integrationspunkte ein kritischer Wert der Schädigungsvariablen erreicht wird. Vor der Bildung eines Risses treten große Verformungen auf, die zu stark verzerrten Elementen führen können. Daher werden spezielle räumliche Diskretisierungs- und Vernetzungsstrategien benötigt. Thipprakmas et al. (Thipprakmas, et al. 2008) verwendeten für die Simulation des Feinschneidens Neuvernetzungsstrategien, während Manopulo et al. (Manopulo, et al. 2010) für die räumliche Diskretisierung die Arbitrary-Lagrangian-Eulerian-Methode (ALE-Methode) einsetzen.

Für das Normal- und Feinschneiden können die Schnittflächegeometrien recht gut berechnet werden, wie der Vergleich von experimentell und simulativ bestimmten Ergebnissen zeigt (Thipprakmas, et al. 2008). Auch der experimentell ermittelte Verlauf der Schnittkraft konnte durch eine FE-Simulation abgebildet werden (Gram und Wagoner 2011). Erste Ergebnisse für die Berechnung der Schnittkraft für eine Schnittgeschwindigkeit von ca. 3 m/s finden sich in (Drossel, et al. 2012). Bei hohen Schnittgeschwindigkeiten müssen sowohl die dehnratenabhängige Verfestigung als auch das thermische Verhalten der Werkstoffe in der Simulation berücksichtigt werden. Für eine genauere Prozesssimulation des ADSS muss somit zum einen das komplexe thermomechanische Werkstoffverhalten mittels geeigneter Schädigungsmodelle beschrieben werden. Zum anderen werden zusätzliche experimentelle Untersuchungen benötigt, um das dehnraten- und temperaturabhängige Verhalten zu erfassen.

2.4 Dynamische Werkstoffcharakterisierung Dynamic material characterization

Für die Entwicklung von Materialmodellen und deren Parameteridentifikation werden üblicherweise einfache quasistatische Versuche wie z. B. einachsige Zug-, Druck- und Scherversuche (Zillmann, et al. 2012) verwendet. Am IUL wurde ein ebener Torsionsversuch zur Erfassung der isotropen Verfestigung bei großen plastischen Dehnungen (Vergleichsumformgrad $> 0,3$), wie sie u. a. beim Scherschneiden auftreten, entwickelt (Yin, et al. 2014). Das Schädigungsverhalten wird mittels Kerbzugversuchen charakterisiert (Soyarslan und Tekkaya 2010).

Bei quasistatischer Prüfung werden die Belastungen sehr langsam aufgebracht und der Probenkörper befindet sich im statischen Gleichgewicht. Bei der dynamischen Werkstoffprüfung im Dehnratenbereich zwischen 10^0 und 10^4 s^{-1} treten jedoch zusätzliche Effekte auf, die unter quasistatischen Prüfbedingungen vernachlässigbar sind. Insbesondere erschweren Wellenausbreitungseffekte die Messung wichtiger Kenngrößen (Meyers 1994).

Im Bereich der dynamischen Werkstoffprüfung kommen deshalb spezielle Prüfaufbauten wie Fallwerk, Abbildung 2-6a, und Split-Hopkinson-Pressure-Bar (SHPB), Abbildung 2-6b, zum Einsatz. Diese ermöglichen mithilfe verschiedener Vorrichtungen und Probenformen die Durchführung von Zug-, Druck- und Scherversuchen bis zu Dehnraten von ca. 10^4 s^{-1} . Außerdem können – bei Nutzung geeigneter Probenformen – das Fließspannungs- und Schädigungsverhalten unter scherdominierten, mitunter mehrachsigen Belastungen bei hohen Dehnraten (Meyer und Halle 2011) und die Neigung eines Werkstoffes zur Bildung adiabatischer Scherbänder (Meyer und Pursche 2012) ermittelt werden.

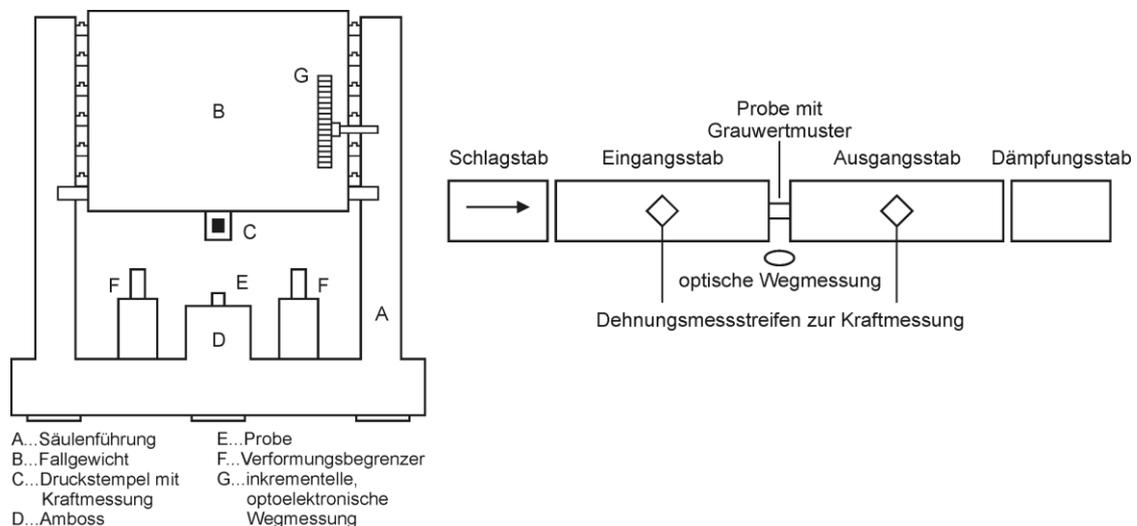


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung von Fallwerk (a) und Split-Hopkinson (b).

Figure 2-6: Schematic of drop impact tester (a) and Split-Hopkinson (b).

Zur Untersuchung der Neigung zur Scherbandbildung und zur gezielten Einstellung von Scherbändern für die mikrostrukturelle Charakterisierung wurden am LWT der TU Chemnitz Druck-Scher-Proben entwickelt, vgl. (Meyer und Pursche 2012). Für die exakte Analyse des Schädigungszustandes bzw. der Scherbandentwicklung ist es notwendig, die Versuche zu definierten Zeitpunkten gezielt stoppen zu können. Durch die Kombination von mikrostrukturellen Untersuchungen mit punktgenau gestoppten hochdynamischen Versuchen unter mehrachsiger (Druck-Scher-) Belastung können die Scherbandneigung sowie das thermomechanische Verhalten unter praxisrelevanten Verformungsbedingungen werkstoffmechanisch genau analysiert und Informationen zum Versagensverhalten gewonnen werden. Die in der Weise aufgenommene Ausbreitung eines adiabatischen Scherbandes bei verschiedenen plastischen Dehnungen bis zum Bruch ist in Abbildung 2-7 am Beispiel einer Titanlegierung dargestellt.

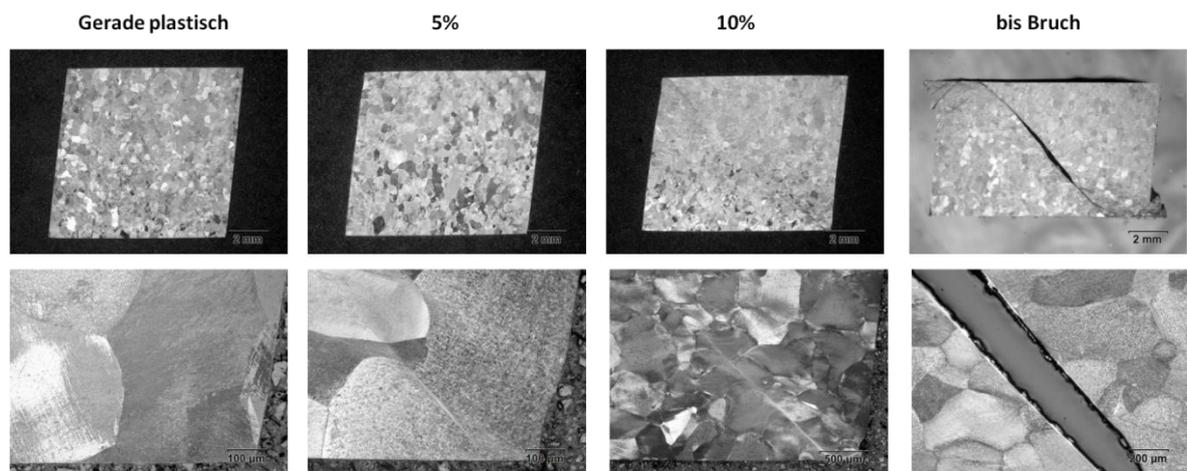


Abbildung 2-7: Scherbandentwicklung und -ausbreitung in einer Druck-Scher-Probe einer metastabilen β -Titanlegierung Ti-10V-2Fe-3Al.

Figure 2-7: Shear band development and propagation in a compression shear sample of a metastable β -titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al.

3 Werkstoffcharakterisierung

Material characterization

Ziel des Projektes ist die Herleitung von Richtlinien für das adiabatische Scherschneiden. Für die Ermittlung des Materialverhaltens werden umfangreiche Charakterisierungsversuche durchgeführt, um die Fließspannung bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten erfassen zu können. Hierfür kommt für die Charakterisierung bei dynamischer Belastung der Split-Hopkinson Versuch zum Einsatz. Anhand dieser Versuchsdaten werden Parameter für das Johnson-Cook Modell ermittelt. Die Ermittlung des Versagens wird mittels konventioneller Zugversuche und dem ebenen Torsionsversuch durchgeführt. Zur Validierung wurden zwei Demonstratorbauteile gefertigt, welche durch ihre Geometrie ein unterschiedliches Prozessverhalten aufzeigen.

The objective of the project is the development of guidelines for adiabatic blanking. Extensive material characterization is conducted, to determine the material behavior for different strain rates and temperatures. Split Hopkinson Bars are used for the dynamic material characterization. Based on this experimental data, material parameters for the Johnson-Cook model are determined. The fracture behavior is characterized with the help of conventional tensile tests and the in-plane torsion test. Two demonstrator parts are manufactured for validation. The two different demonstrators exhibit different process behavior.

Um eine Grundlage für die Bewertung der Werkstoffe hinsichtlich einer Eignung für das adiabatische Scherschneiden bereitstellen zu können, werden die Werkstoffe hinsichtlich ihrer Mikrostruktur und ihrer elastisch-plastischen Eigenschaften untersucht. Weiterhin dienen die Ermittlungen der Temperatur und dehnratenabhängigen Fließeigenschaften als Eingangsgröße für die simulative Vorhersage.

3.1 Ausgangszustand der Werkstoffe

Reference configuration of the materials

Die von Salzgitter AG, Risse & Wilke und Bilstein bereitgestellten Stähle wurden nach ihrer Anlieferung als Erstes mittels Spektrometeranalyse untersucht. Die chemische Zusammensetzung, die ermittelt wurde, entsprach der jeweiligen Norm. Die Ergebnisse sind in Abbildung 3-1 zusammengefasst.

Chemische Zusammensetzung/ Chemical composition ²⁾							
% C 0,11	% Si ≤0,50	% Mn ≤2,00	% P ≤0,02	% S ≤0,01	% Cu --	% Cr --	% Mo --
0,07	0,46	1,77	0,011	0,002	0,01	0,05	0,13
% Ni --	% Al ≥0,015	% Nb --	% Ti --	% V --	% W --	ppm B ≤40	CEV --
0,04	0,061	0,027	0,12	0,011	0,025	2,1	0,40

Chemische Zusammensetzung/ Chemical composition ²⁾							
% C 0,67-0,83	% Si 0,15-0,38	% Mn 0,56-0,94	% P ≤0,030	% S ≤0,030	% Cu --	% Cr ≤0,43	% Mo ≤0,12
0,72	0,29	0,74	0,014	0,001	0,03	0,32	0,02
% Ni ≤0,43	% Al ≤0,060	% Nb --	% Ti --	% V --	% W --	ppm B --	CEV --
0,05	0,010	0,000	0,000	0,004	0,000	2,3	0,92

Chemische Zusammensetzung/ Chemical composition ²⁾							
% C 0,15-0,25	% Si ≤0,43	% Mn 1,05-1,40	% P ≤0,030	% S ≤0,040	% Cu --	% Cr --	% Mo --
0,20	0,18	1,20	0,011	0,000	0,01	0,21	0,00
% Ni --	% Al --	% Nb --	% Ti --	% V --	% W --	ppm B 5-53	CEV --
0,01	0,047	0,000	0,033	0,008	0,000	19,5	0,45

Abbildung 3-1: Dargestellt ist die chemische Zusammensetzung in gew.-% der drei verwendeten Stähle. Hervorgehoben sind die jeweilig bedeutsamsten Legierungselemente.

Figure 3-1: Chemical composition in wt .-% of the three steels is shown. Emphasized are the respective most significant alloying elements.

Der HR660Y760T-CP und der C75S wurden in einem wärmebehandelten, gehärteten Zustand geliefert und mussten für die weiteren Untersuchungen im Projekt nicht weiter behandelt werden. Es sollten Werkstoffe mit einer hohen Festigkeit (> 800 MPa) untersucht werden. Der 20MnB5 wurde im lösungsgeglühten Zustand geliefert und musste folglich wärmebehandelt werden, da dieser Stahl bei ca. 45 HRC seine industrielle Verwendung findet. Die Bleche wurden bei 900 °C unter Aktivgas-Atmosphäre (0,2 % Kohlenstoff) gehärtet und anschließend in Öl abgeschreckt und bei 160 °C angelassen. Anschließende lichtmikroskopische Untersuchungen des 20MnB5 zeigten ein nahezu vollständig martensitisches Gefüge mit geringen Anteilen Ferrit (siehe Abbildung 2-1). Ergänzende Härtemessungen konnten eine Härte von 43 HRC belegen. Der C75S zeigte in den lichtmikroskopischen Untersuchungen ein Gefüge, das aus ca. gleichen Teilen Martensit und Bainit bestand und eine Härte von 44 HRC besaß. Dies entsprach auch den von Risse & Wilke gelieferten Spezifikationen. Der HR660Y760T-CP zeigte ein vollständig bainitisches Gefüge. Die Härte war allerdings, wie zu erwarten, mit 25 HRC deutlich geringer.

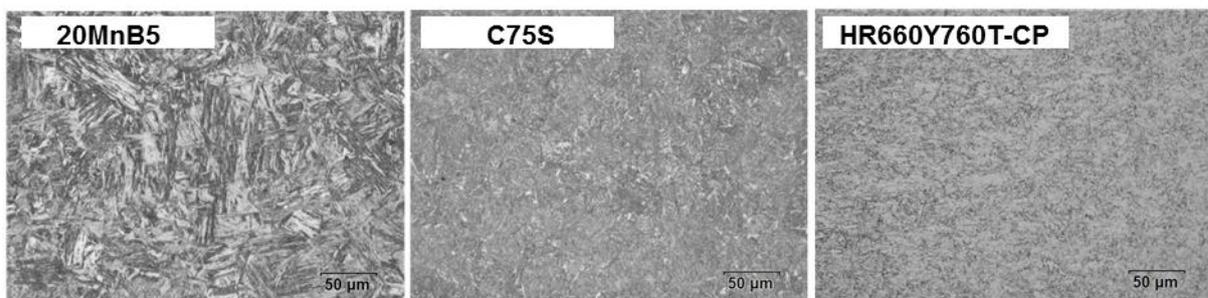


Abbildung 3-2: Dargestellt sind lichtmikroskopische Aufnahmen der Ausgangsgefüge der drei Stähle. Ein nahezu rein martensitisches Gefüge des 20MnB5. Das martensitisch, bainitische Gefüge des C75S und das rein bainitische Gefüge des HR660Y760T-CP.

Figure 3-2: Shown are the initial structure of the three steels. An almost purely martensitic structure of the 20MnB5. The martensitic, bainitic structure of the C75S and the pure bainitic structure of the HR660Y760T-CP.

3.2 Übersicht der Materialcharakterisierungsversuche Overview of experiments for material characterization

Beim adiabatischen Scherschneiden treten prozessbedingt hohe Umformgeschwindigkeiten aufgrund der Lokalisierung der plastischen Deformation gefolgt von einer starken thermischen Entfestigung, ebenfalls bei hohen Dehnraten, auf. Um das lokale Materialverhalten vorhersagen zu können, werden Charakterisierungsversuche sowohl unter quasistatischen Bedingungen (Zugversuche und ebener Torsionsversuch) als auch hochdynamische Versuche bei Dehnraten von $\dot{\varphi} \approx 10^3$ 1/s (Druckversuche im Split-Hopkinson Versuch) durchgeführt. Zusätzlich wurden bei den dynamischen Versuchen das Fließverhalten bei initialen Temperaturen von bis zu 1000 °C charakterisiert. Hierbei werden die Proben induktiv erwärmt, sodass aufgrund der kurzen Aufheizzeit Tempereffekte weitestgehend vernachlässigt werden können. In Tabelle 1 sind die Charakterisierungsversuche mit den entsprechenden Dehnraten und erreichten Vergleichsdehnungen aufgeführt.

Tabelle 1: Übersicht der durchgeführten Charakterisierungsversuche bezogen auf die geprüfte Dehnrade und Temperatur, sowie der erreichte Umformgrad.

Table 1: Overview of the characterization tests performed with respect to the tested strain rate and temperature, as well as the reached plastic strains.

		Servohydraulische Presse			SPH
φ	$\dot{\varepsilon}$	0,001	1	200	1000
0					
0,1		(0,05)			
0,3					
0,5					
1					

		Servohydraulische Presse			SPH
T	$\dot{\varepsilon}$	0,001	1	200	1000
RT					
200					
400					
600					
800					
1000					

Durchgeführt
 Versuchsstand nicht vorhanden

3.2.1 Druckversuche Compression tests

Für die mechanische Charakterisierung der Stähle am LWW wurden Druckversuche bei verschiedenen Dehnraten und verschiedenen Temperaturen durchgeführt. Als Erstes mussten aus allen Blechen Druckproben entnommen werden. Da die jeweilige Blechdicke der Stähle unterschiedlich war, wurden Druckproben mit verschiedenen Durchmessern verwendet. Aus dem 20MnB5 (4,7 mm dickes Blech) und dem C75S (4,5 mm dickes Blech) wurden Proben mit einer Höhe von 6 mm und einem Durchmesser von 4 mm für die Untersuchungen entnommen. Aufgrund der geringeren Blechdicke des HR660Y760T-CP von 4 mm wurde der Durchmesser dieser Proben auf 3,5 mm reduziert, bei ebenfalls 6 mm Höhe. Die Proben wurden in Walzrichtung (RD) und 90° dazu (TD) entnommen, um eine eventuelle Anisotropie feststellen zu können. Abbildung 3-3 zeigt die Entnahme der Druckproben aus den Blechen und die verwendete Probenform.

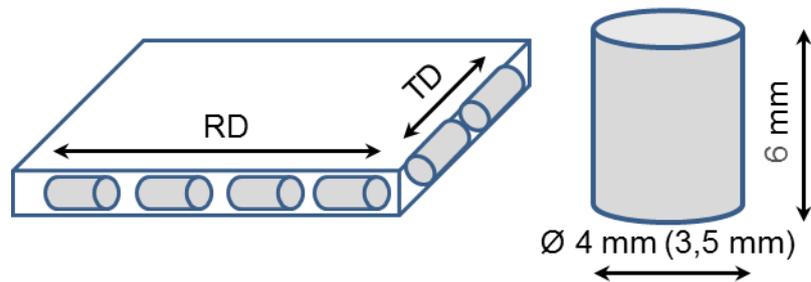


Abbildung 3-3: Dargestellt ist die Entnahme der Druckproben aus dem Blech in zwei verschiedenen Richtungen und die verwendete Probenform. Der Durchmesser der verwendeten Proben variiert zwischen 4 mm (20MnB5, C75S) und 3,5 mm (HR660Y760T-CP).

Figure 3-3: Shown is the extraction of the compression samples from the sheet in two different directions and the sample used. The diameter of the samples used varies between 4 mm (20MnB5, C75S) and 3.5 mm (HR660Y760T-CP).

3.2.2 Quasistatische Versuche Quasi-static experiments

Die quasi-statischen Versuche wurden bei einer Dehnrates von 10^3 1/s in einer Zwick/Roell Universalprüfmaschine mit einem Lastbereich von 100 kN durchgeführt. Ebenfalls wurden quasistatische Versuche bei einer Temperatur von 800 °C auf dieser Maschine durchgeführt. Die Erwärmung erfolgte in einem temperaturgeregelten Ofen in der Universalprüfmaschine. Die in diesem Kapitel dargestellten Ergebnisse zeigen ausschließlich den 20MnB5 und den C75S, da sich zu dem Zeitpunkt der Untersuchungen (die teilweise nach den dynamischen Untersuchungen realisiert wurden) sich bereits abzeichnete, dass der HR660Y760T-CP sich nicht für die Initiierung von adiabatischen Scherbändern und somit für dieses Projekt eignete.

Abbildung 3-4 zeigt die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Raumtemperatur des 20MnB5 und des C75S in RD und TD. Beide Stähle besitzen eine Fließgrenze von 1200 MPa und ein E-Modul von ca. 212 GPa. Im plastischen Bereich verfestigt der 20MnB5 etwas stärker als der C75S, sodass bei höheren Dehnungen der 20MnB5 eine permanent um ca. 150 MPa höhere Fließspannung, bei ansonsten gleichem Kurvenverlauf, besitzt. Die Stähle zeigen in beiden Entnahmerichtungen (RD und TD) keine Unterschiede im Kurvenverlauf. Eine Anisotropie in diesen Richtungen kann somit ausgeschlossen werden.

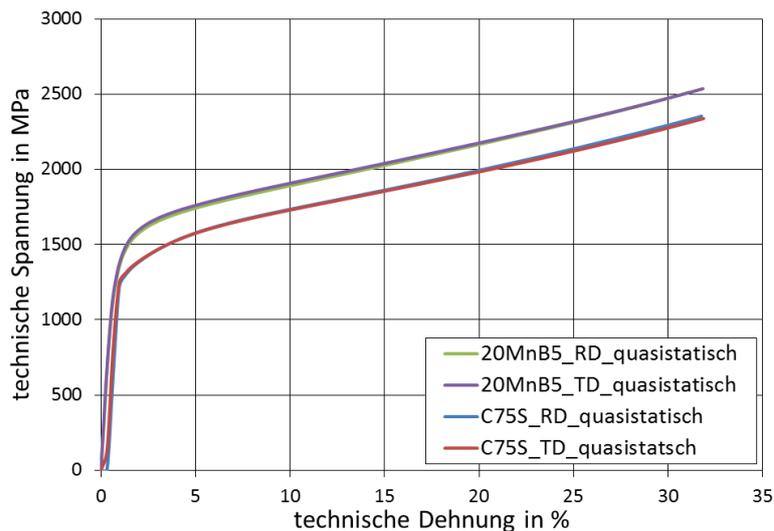


Abbildung 3-4: Durch Druckversuche (Raumtemperatur) ermittelte technischen Spannungs-Dehnungs Kurven der Stähle 20MnB5 und C75S in Walzrichtung (RD) und 90° dazu (TD).

Figure 3-4: Stress-strain curves of steel 20MnB5 and C75S in rolling direction (RD) and 90 ° transversal (TD) determined by compression tests (room temperature).

Zusätzlich zu den Druckversuchen bei Raumtemperatur wurden für den 20MnB5 und den C75S Druckscherversuche bei erhöhter Temperatur durchgeführt. Das Ziel war es, temperaturabhängige Fließkurven für die Simulation bei verschiedenen Dehnraten bereitzustellen. Die in Abbildung 3-5 dargestellten Fließkurven bis 800 °C wurden direkt in einem Ofen geprüft. Das heißt, dass die Proben bei Raumtemperatur eingespannt werden und anschließend auf Prüftemperatur im Ofen erwärmt werden (bis zu 15 min Aufwärmzeit bei 800 °C). Bei Erreichen der Prüftemperatur und einer kurzen Haltezeit wurde die jeweilige Prüfung durchgeführt.

Beide Stähle zeigen eine zunehmende Entfestigung mit steigender Temperatur. Die größte Abnahme der Fließspannung tritt zwischen 400 °C und 600 °C auf. Aufgrund der doch relativ langen Erwärmung im Ofen bei 600 °C hat der Kohlenstoff viel Zeit, aus dem Martensit und bei dem C75S zusätzlich aus dem thermisch stabileren Bainit zu diffundieren. So entspannt sich das jeweilige Gitter und die verfestigende Wirkung, vor allem der martensitischen Gefügebestandteile, nimmt stark ab bzw. ist nicht mehr vorhanden bei dieser Temperatur.

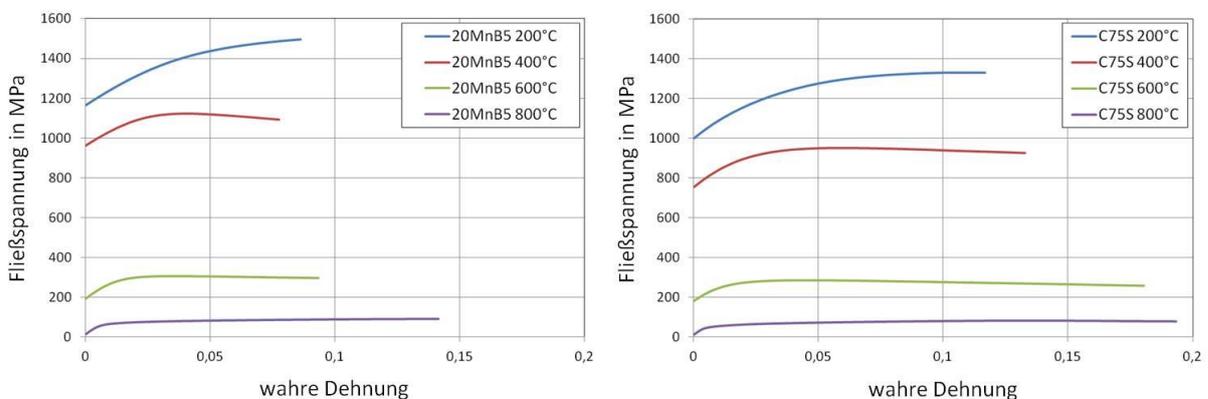


Abbildung 3-5: Dargestellt sind Fließkurven (Dehnrade von 10⁻³ 1/s) der beiden Stähle 20MnB5 und C75S bei Temperaturen zwischen 200 °C und 800 °C. Bei Stählen nimmt die Fließspannung zwischen 400 °C und 600 °C stark ab.

Figure 3-5: Flow curves (strain rate of 10⁻³s⁻¹) of the two steels 20MnB5 and C75S at temperatures between 200 °C and 800 °C are shown. Both steels shows a significant loss of strength between 400 °C and 600 °C.

3.2.3 Hochgeschwindigkeitsversuche High-speed characterization experiments

Für die Ermittlung von Fließkurven bei Dehnraten von 10^3 s^{-1} bei Temperaturen bis zu 1000 °C wurden Druckversuche, mit der oben beschriebenen Probenform, in einem Split-Hopkinson Pressure Bar (SHPB) durchgeführt. Der Aufbau dieses Versuchsstandes ist im Kapitel 2.4 (Abbildung 2-6) dargestellt. Die Proben wurden mit speziell für den jeweiligen Temperaturbereich angefertigten Kupferspulen über Induktion aufgeheizt. Der Aufbau des Versuches ist in Abbildung 3-6 dargestellt. Die Erwärmung der Proben erfolgte in maximal 10 s, je nach Höhe der Temperatur. Anschließend wurde die Temperatur 1 s gehalten und der Versuch gestartet. Die Temperaturmessung erfolgte über ein Pyrometer. Damit sich der Eingangsstab und Ausgangsstab während des Versuches nicht erwärmen und so die Dehnungsmessstreifen nicht beeinflussen können, wurden zwischen Proben und Stäben jeweils Keramikscheiben mit 20 mm Durchmesser befestigt. Diese notwendigen Keramikscheiben führen aufgrund ihres höheren Durchmessers (20 mm im Vergleich zu 16 mm Stabdurchmesser) und ihrer höheren Steifigkeit zu einer Beeinflussung der Wellenausbreitung (Impedanzsprung) im SHPB. Dies zeigt sich in einem sehr starken Überschwingen im Messsignal (hoher Eingangsspeak) der jeweiligen Versuche. Eine exakte Bestimmung der Streckgrenze war somit nicht möglich.

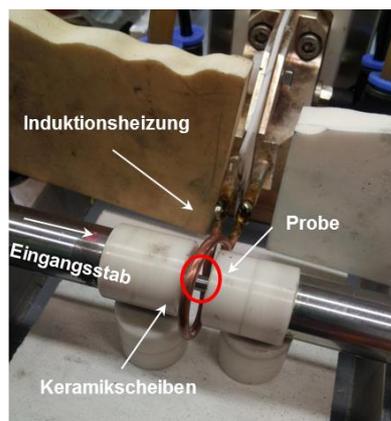


Abbildung 3-6: Aufbau der Temperaturversuche im SHPB. Die Erwärmung erfolgte induktiv. Die Keramikscheiben dienen der Temperaturabschirmung der Messtechnik auf den Stäben des SHPB.

Figure 3-6: Setup of the tests in the SHPB at elevated temperature (induction). The ceramic discs serve to shield the temperature of the measuring technique on the rods of the SHPB.

In Abbildung 3-7 sind die ermittelten Fließkurven für die drei Stähle 20MnB5, C75S und den HR660Y760T-CP dargestellt. Wie zu erwarten, nimmt bei allen Stählen die Fließspannung mit zunehmender Temperatur ab und die Verformbarkeit steigt. Interessant ist allerdings, dass die beiden hochfesten Stähle jeweils eine starke Abnahme der Fließspannung in einem bestimmten Temperaturbereich zeigen. Der 20MnB5 zeigt zwischen 400 °C und 600 °C eine starke Abnahme der Fließspannung. Der C75S hingegen erst zwischen 600 °C und 800 °C . Der HR660Y760T-CP besitzt eine generell deutlich niedrigere Fließspannung. Eine ausgeprägte Abnahme der Fließspannung in einem bestimmten Temperaturbereich, wie es die beiden anderen Stähle zeigen, ist nicht zu erkennen.

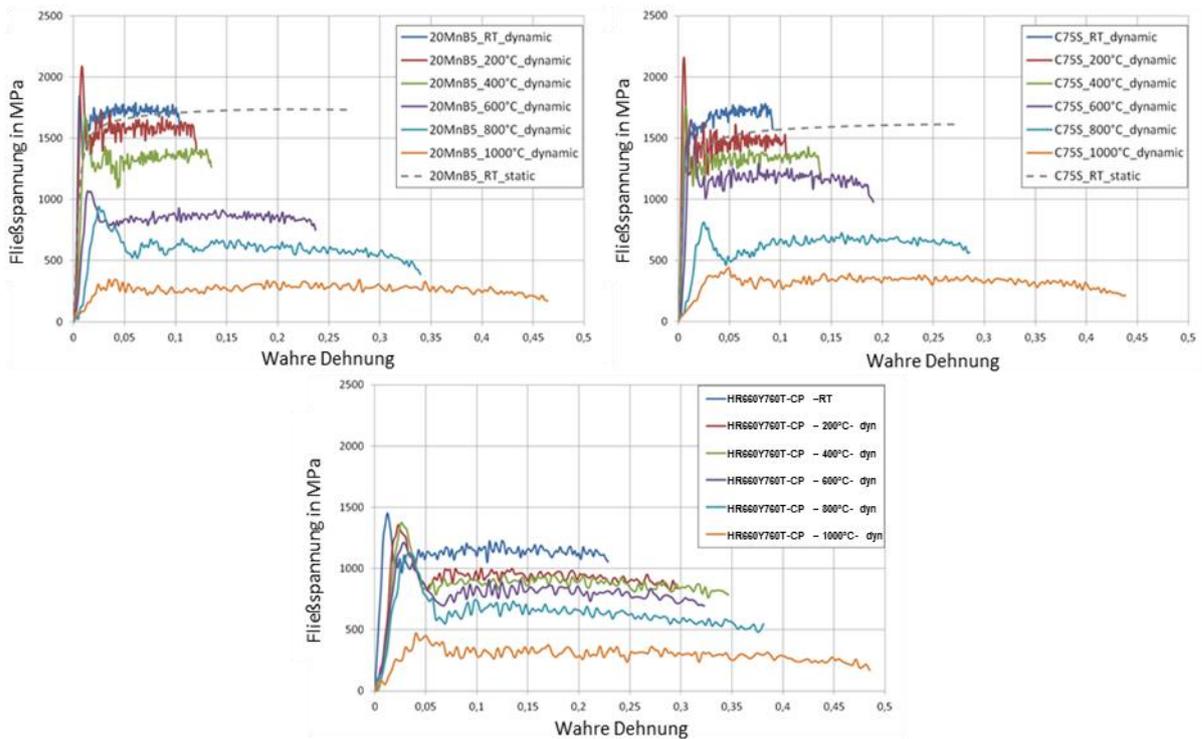


Abbildung 3-7: Fließkurven der drei Stähle bei einer Dehnrage von 10^3 1/s und Temperaturen bis 1000 °C.

Figure 3-7: Flow curves of the three steels at a strain rate of 10^3 1/s and temperatures up to 1000 °C.

Mithilfe der lichtmikroskopischen Untersuchungen der Proben (Abbildung 3-8), die bei hohen Dehnraten und bei Temperaturen bis 1000 °C geprüft wurden, konnte geklärt werden, warum es bei den beiden Stählen (20MnB5 und C75S) bei unterschiedlichen Temperaturen zu einer starken Abnahme der Fließspannung kam. Die Entfestigung des Mangan-Bor-Stahls liegt in Anlasseffekten begründet. So kommt es bei den 600 °C-Proben zur einer erhöhten/beschleunigten Diffusion des Kohlenstoffs aus dem verspannten martensitischen Gitter, der zu einer Entspannung und somit zur Entfestigung des Stahls führt. Die Entfestigung setzt schon kurz nach 400 °C ein, liegt somit also deutlich näher an den 400 °C als an den 600 °C. Im Vergleich dazu entfestigt der C75S erst bei 800 °C. Dies liegt an der höheren thermischen Stabilität des vorwiegend bainitischen Gefüges. Dies ermöglicht dem C75S Stahl, auch kurzzeitig bei 600 °C noch eine hohe Festigkeit aufrecht zu erhalten. Wäre die Aufwärmzeit deutlich länger, wie bei den quasistatischen Versuchen (vgl. Abbildung 3-5), dann wäre genug Zeit für die Diffusion des Kohlenstoffes aus dem Bainit und der Stahl würde auch entfestigen. Der C75S besitzt eine niedrige Umwandlungstemperatur (Ac3-Temperatur: α -Eisen \rightarrow γ -Eisen) von ca. 730 °C. Der Stahl beginnt also bei dem 800 °C-Versuche schon mit der Umwandlung in das austenitische Gitter (kubischflächenzentriert - kfz) und verliert somit stark an Festigkeit (im Vergleich zum harten martensitisch - bainitischen Ausgangsgefüge). Die deutlich frühere Entfestigung (zwischen 400 und 600 °C statt zwischen 600 und 800 °C) des 20MnB5 führt dazu, dass im adiabatischen Scherschneidprozess deutlich weniger Energie benötigt wird, um über den gesamten Querschnitt (hier 4,7 mm dickes Blech) des Endproduktes (in diesem Fall eine Blechrolle, siehe späteres Kapitel 7) ein homogenes, adiabatisches Scherband zu initiieren. So kann aufgrund der geringeren thermischen Stabilität des martensitischen 20MnB5 ein besseres Schnittergebnis garantiert werden, das zudem auch deutlich weniger Schneidenergie benötigt als der C75S.

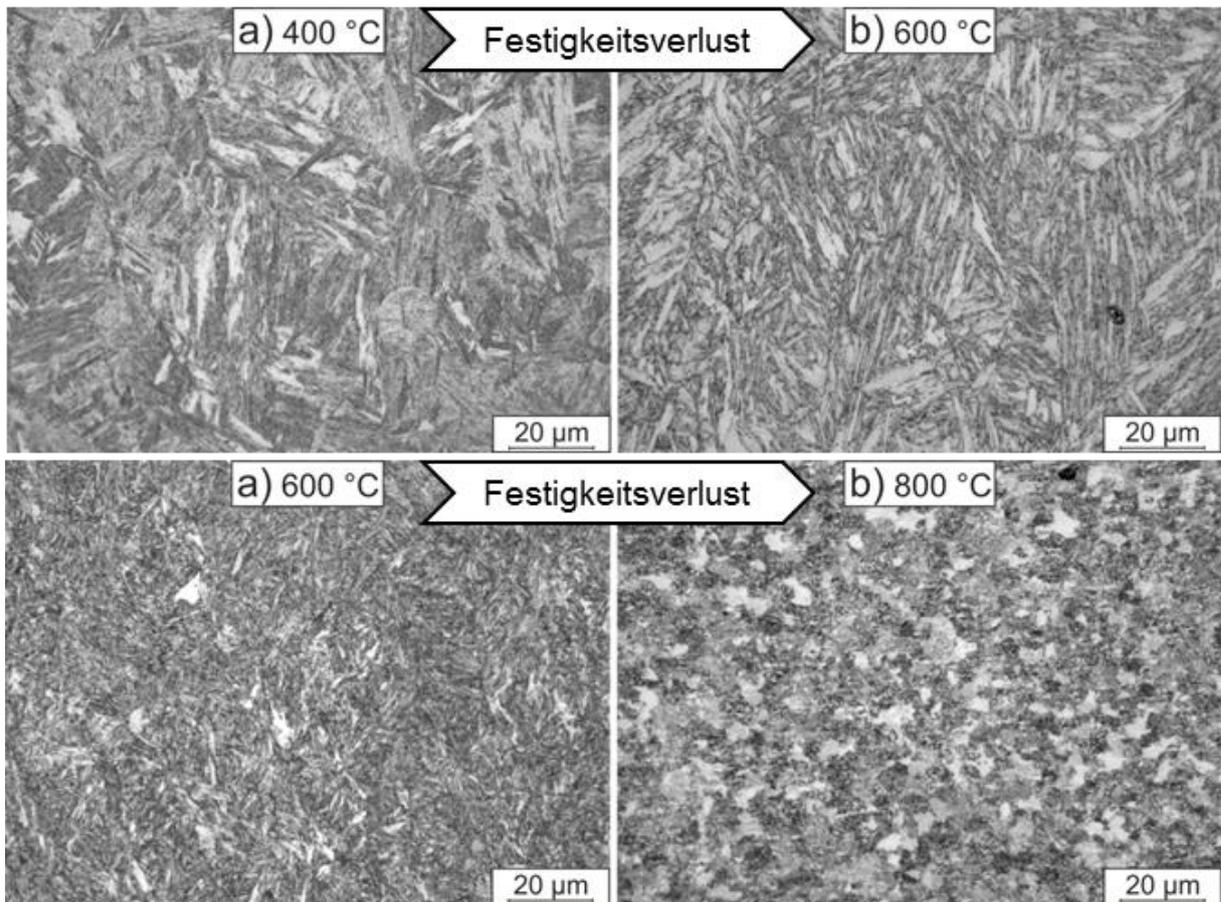


Abbildung 3-8: Dargestellt sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Druckproben nach der dynamischen Temperaturprüfung im SHPB. Der 20MnB5 (oben) zeigt bis 400 °C (a) ein nahezu unverändertes martensitisches Gefüge. Ab 600 °C (b) zeigen sich deutlich größere ferritische (weiße) Bereiche im Gefüge, die auf eine Rückbildung des Martensits schließen lassen. Der C75S (unten) zeigt bis 600 °C (a) ein nahezu unverändertes Gefüge aus Martensit und vor allem Bainit. Bei 800 °C (b) wurde die Ac3-Temperatur überschritten und es kommt zur Umwandlung des Martensits und Bainits in Austenit.

Figure 3-8: Light micrographs of the pressure samples after the dynamic temperature test in the SHPB. The 20MnB5 (top) shows up to 400 °C (a) a nearly unchanged martensitic microstructure. From 600 °C (b), significantly larger ferritic (white) areas appear in the microstructure, suggesting a regression of the martensite. The C75S (below) shows up to 600 °C (a) a nearly unchanged microstructure of martensite and especially bainite. At 800 °C (b), the Ac3 temperature has been exceeded and the martensite and bainite are converted to austenite.

3.3 Bestimmung des Versagensverhaltens Determination of failure behaviour

Zur Ermittlung der plastischen Eigenschaften der Werkstoffe und des Versagens wurden Zugversuche durchgeführt. Hierbei wurden die Proben aufgrund der hohen Dicke (HR660Y760T-CP = 4 mm, C75S = 4,5 mm und 20MnB5 = 4,7 mm) mittels Wasserstrahlschneidens hergestellt. Als Prüfkörper wurden Zugversuche mit Kerbgeometrie mit einem Radius von 5 mm zur Identifikation des Schädigungsverhaltens unter Raumtemperatur verwendet (Kapitel 3.3). Weiter wurden modifizierte Zugversuche, welche für die induktive Erwärmung angepasst wurden, genutzt. Beide Versuche wurden auf einer Universal-Testmaschine Zwick Z250 durchgeführt, bei denen das Dehnungsfeld während der Prüfung aufgenommen wurde.

3.3.1 Zugversuche mit Kerbgeometrie Notched tensile test

Für die Charakterisierung der Schädigung werden Zugversuche mit Kerbgeometrie (Radius 5 mm) durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 0,04 mm/s. Aufgrund der inhomogenen Deformation in der Kerbe ist der Ort des Versagens bekannt. Abbildung 3-9 zeigt die Kraft-Verschiebungsverläufe der verwendeten Materialien. Für die Versuche wurde die Verschiebung durch ein Extensometer an einer Messlänge von 12 mm untersucht. Es zeigt sich, dass sowohl der 20MnB5 als auch der C75S ein deutlich spröderes Materialverhalten aufweisen als der HR660Y760T-CP Stahl. Hierbei ist bei letzterem ein Versagen des Materials bei einer Verschiebung von 2,51 mm ermittelt worden, während beim C75S das Versagen bereits bei einer Verschiebung von 0,24 mm und beim 20MnB5 0,28 mm eintritt. Hierbei lagen die Prozesskräfte beim 20MnB5 ($F_{max} = 72,1$ kN) und beim C75S ($F_{max} = 70,1$ kN) auf etwa gleichem Niveau und das Versagen trat kurz nach dem Erreichen des Kräfte maximums ein.

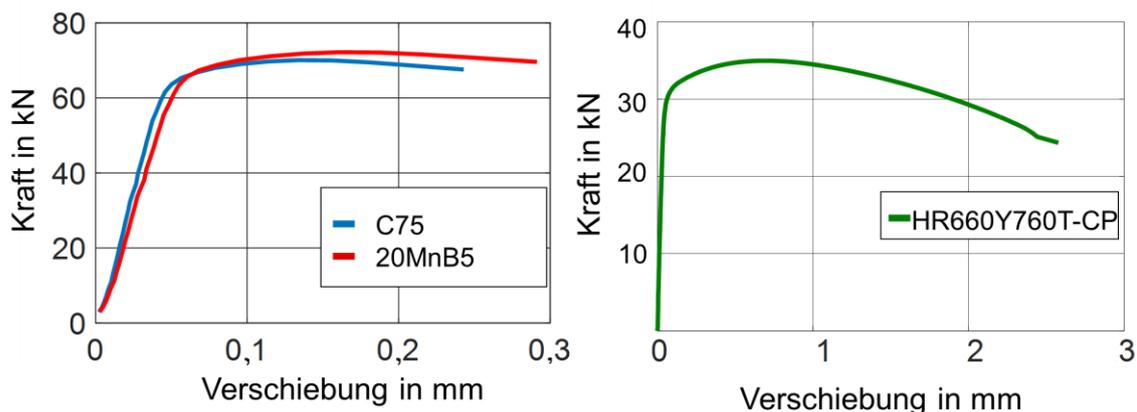


Abbildung 3-9: Kraft-Weg-Verlauf der Zugversuche mit Kerbgeometrie (Radius 5 mm). Der C75 und der 20MnB5 Stahl (links) weisen eine deutlich geringere Duktilität auf als der HR660Y760T-CP (rechts).

Figure 3-9: Force-displacement curve of the notched tensile tests with a radius of 5 mm is shown. The C75 and the 20MnB5 material (left) have a significantly lower ductility than the HR660Y760T-CP (right).

3.3.2 Zugversuche bei erhöhter Temperatur Tensile test at elevated temperature

Zur Ermittlung des Versagens auch bei erhöhter Temperatur wurde an induktiv erwärmten Zugversuchen das Deformationsfeld ermittelt. Hierbei wurde auf die Verwendung von Zugversuchen mit Kerbgeometrie verzichtet, um Einflüsse durch die Einkopplung des induktiv erzeugten Stromflusses möglichst zu vermeiden und gleichzeitig die Aufheizzeit gering zu halten. Die Spule zur induktiven Erwärmung wurde auf der Rückseite angebracht, sodass eine

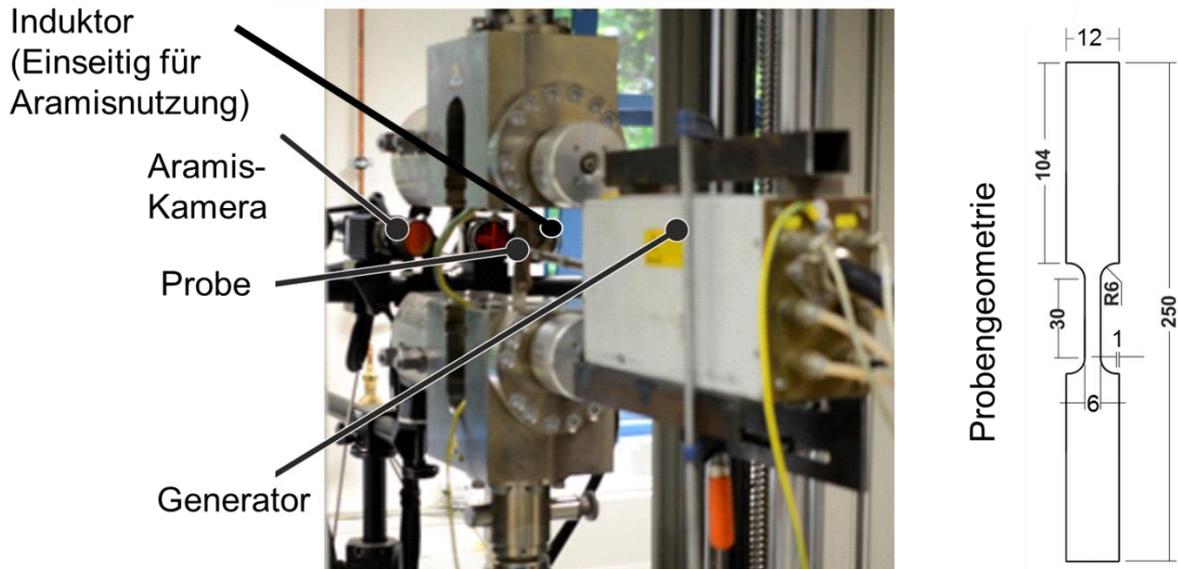


Abbildung 3-10: Versuchsaufbau der Zugversuche bei erhöhter Temperatur (links), sowie die verwendete Probenform (rechts).

Figure 3-10: Experimental setup of the tensile tests at elevated temperature (left), as well as the sample form used (right).

Aufnahme des Deformationsfeldes und eine Temperaturmessung mittels Pyrometer von der anderen Seite erfolgen konnte. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3-10 dargestellt. Da das Pyrometer die Temperatur über den Emissionskoeffizienten ermittelt und diese dann als Rückgabewert an den Induktionsgenerator übergibt, wurde zunächst eine Korrekturkurve zur gemessenen Temperaturkurve erstellt. Dies ist nötig, da der Emissionskoeffizient temperaturabhängig ist. Die Ermittlung der Korrekturkurve erfolgte, indem ein Thermoelement direkt auf die Probe aufgebracht wurde und die Differenz zwischen beiden Messwerten bestimmt wurde. Die verwendete Korrekturkurve, sowie die ermittelten Vergleichsdehnungen beim Versagen sind in Abbildung 3-11 aufgeführt. Es lässt sich ein deutlicher temperaturbedingter Anstieg der Duktilität erkennen. Sodass deutlich höhere plastischen Dehnungen erreicht werden, bis das Versagen eintritt. Auch bei einem relativ geringen Temperaturanstieg von 200 °C ist ein Faktor von 4,5 zu erkennen (verglichen mit R5 Versuchen bei Raumtemperatur).

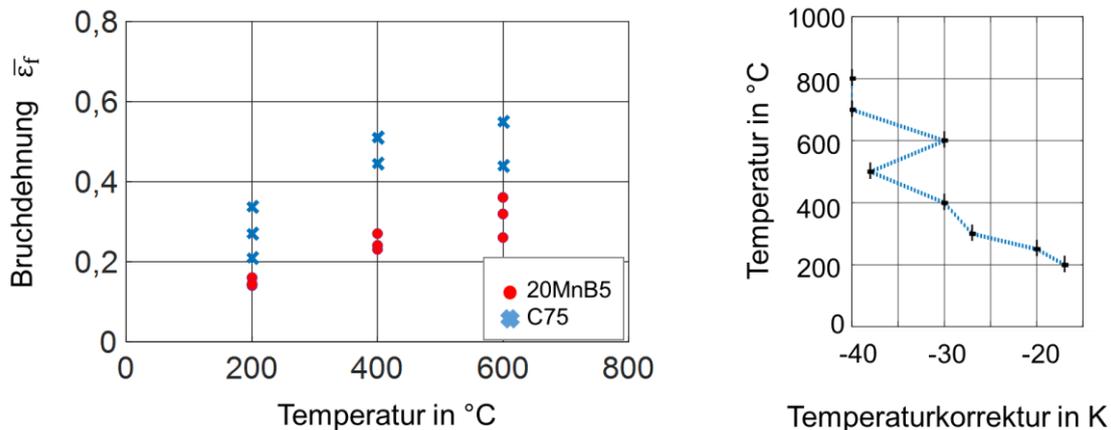


Abbildung 3-11: Maximale Bruchdehnung in Abhängigkeit der Temperatur (links), sowie die verwendete Temperaturkorrekturkurve (rechts) ermittelt über Pyrometer und Thermoelement.

Figure 3-11: Maximum of fracture strain as a function of the temperature (left), as well as the temperature correction curve (right) determined via pyrometer and thermocouple.

Für die Bestimmung der temperaturabhängigen Bruchdehnung musste für den 20MnB5 Werkstoff, aufgrund der einsetzenden starken Verzunderung, auf einen AISi-beschichteten Werkstoff mit vergleichbarer chemischer Zusammensetzung und mechanischen Eigenschaften ausgewichen werden. Durch die in der Prüfung entstandene Verzunderung konnten die Reaktionskräfte zwar bestimmt werden. Hingegen war eine Bestimmung der Dehnungsfeldmessung über DIC nicht möglich, da zwischen Verzunderung und Grundwerkstoff eine Relativbewegung stattgefunden hat. Da die direkte Verfügbarkeit des AISi-beschichteten 20MnB5 Werkstoffs nur für kleinere Blechdicken gegeben war, wurde die

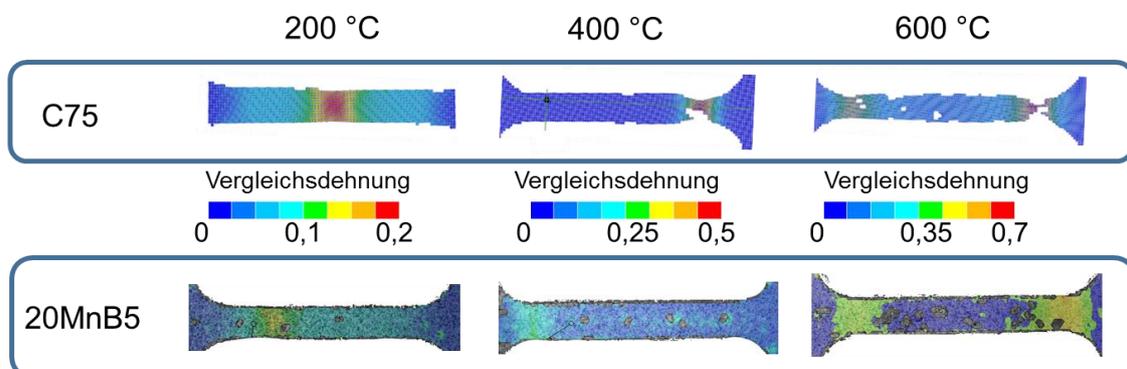


Abbildung 3-12: Ermittlung des Dehnungsfeldes über DIC, jeweils vor Eintreten des Versagens. Dargestellt sind die Temperaturen (links nach rechts) 200°C, 400°C und 600°C, jeweils für den C75S-Werkstoff (oben) und den 20MnB5-Werkstoff (unten).

Figure 3-12: Determination of the strain field via DIC, in each frame before the occurrence of the failure. Shown are the DIC data for the temperatures (left to right) 200 °C, 400 °C and 600 °C, for the C75S material (top) and the 20MnB5 material (bottom), respectively.

Bestimmung der Bruchdehnung bei erhöhter Temperatur bei einer Blechdicke von $s = 1,3$ mm durchgeführt. Bei gleicher Temperatur ist über die optischen Messungen des Dehnungsfeldes zu erkennen, dass das 20MnB5 Material ein geringeres duktileres Verhalten aufweist als der C75S Werkstoff. Insbesondere weist das 20MnB5 Material ein deutlich schnelleres Versagen auf, sobald das Material beginnt sich einzuschnüren. In Abbildung 3-12 ist jeweils der letzte auswertbare Zustand vor der Materialtrennung abgebildet.

3.4 Ebener Torsionsversuch In-plane torsion test

Der ebene Torsionsversuch wurde erstmalig von Marciniak vorgestellt (Marciniak und Kuczynski 1967). Inzwischen wurde er durch diverse Arbeiten von Yin (Yin Q. 2011) verifiziert und weiter modifiziert. Durch das Anbringen einer Nut können über diese Methode lokale Umformgrade von bis zu $\varphi \approx 2,7$ realisiert werden. Für den ebenen Torsionsversuch wird ein kreisrunder Prüfkörper verwendet. Dieser wird an zwei Stellen, in der Mitte und am äußeren Rand, eingeklemmt. An der entstehenden freien Fläche entsteht durch ein aufgebracht Torsionsmoment die Deformation in der Probe, die über ein optisches Messsystem ermittelt werden kann. Der prinzipielle Aufbau ist in Abbildung 3-13 dargestellt. Aus den experimentell gewonnenen Daten wurden Messkurven extrahiert, sodass ein Zusammenhang zwischen Scherdeformation und angreifendem Moment erstellt werden kann. Die maximale Deformation tritt hierbei im Nutgrund der Probe auf und ist über die Blechdicke konstant. Des Weiteren ist für den Messbereich der Belastungszustand über den gesamten Prüfablauf konstant. Da bei einer Dehnungslokalisierung weiterhin eine Scherdehnung hervorgerufen wird, ist der Triaxialitätswert ebenfalls konstant.

Da die Schädigung des Materials insbesondere von dem Spannungszustand abhängt, kann durch diese Charakterisierungsmethode der kritische Schädigungswert für das Schädigungskriterium nach Cockroft-Latham direkt ermittelt werden.

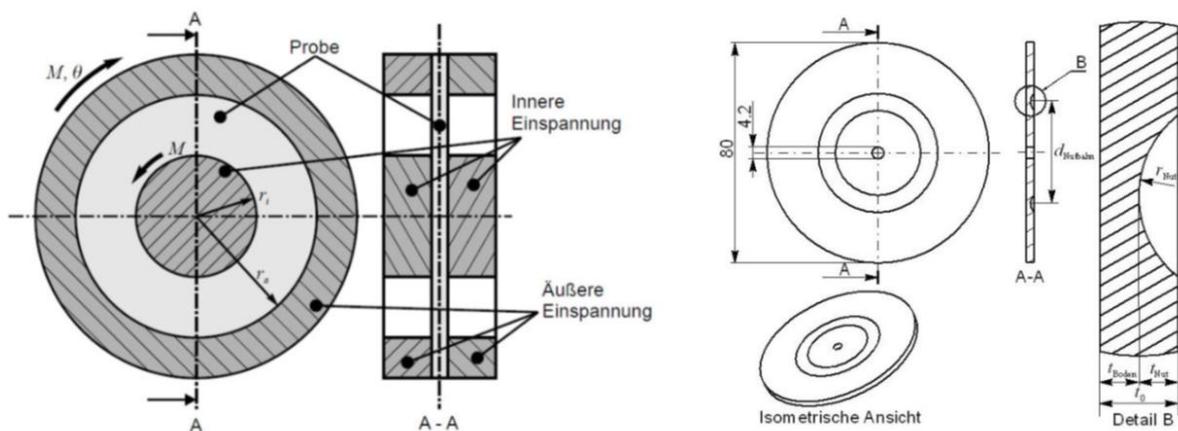


Abbildung 3-13: Darstellung des Aufbaus des ebenen Torsionsversuches (links) und Probe mit Nut (rechts).

Figure 3-13: Setup of the structure of the plane torsion test (left) and sample with groove (right).

4 Parameteridentifikation Parameter identification

Mittels der in Abschnitt 3 durchgeführten Bestimmung der Fließkurven der hochfesten Werkstoffe wurde die Parameteridentifikation für das Johnson-Cook Modell durchgeführt. Zunächst wurden hierfür die Kennwerte für das plastische Materialverhalten bestimmt. Dieses berücksichtigt einen reinplastischen Anteil, sowie einen viskosen und einen thermischen Anteil. Die Parameter, welche die Plastizität beschreiben, wurden mit Hilfe von Druckversuchen ermittelt. Für die Bestimmung der Parameter für das Materialversagen wurden verschiedene Versuche genutzt. Konkret wurden Zugversuche bei erhöhter Temperatur, sowie Zugversuche mit Kerbgeometrie und der ebene Torsionsversuch bei Raumtemperatur eingesetzt. Die Parameter wurden entweder invers oder durch den direkten Abgleich zwischen Versuch und Simulation identifiziert.

A parameter identification for the Johnson-Cook model was performed on the basis of the determined flow curves of the high strength materials presented in section 3. In a first step parameters for the plastic material behavior are determined. The plastic material behavior considers a purely plastic part, a viscous part as well as a thermal part. The parameters, which govern the plastic behavior, were identified on the basis of compression tests. The failure behavior was determined using different tests. In particular tensile tests at elevated temperature, tensile tests with notched specimens as well as the in-plane torsion test at room temperature were used. The parameters were determined either inversely or by direct comparison between experiment and simulation.

Für die Simulation des adiabatischen Scherschneidens ist es notwendig, einen temperatur- und dehnratenabhängigen Ansatz für die Fließfunktion zu bestimmen, um die prozessseitig auftretenden Spannungen in Abhängigkeit der Dehnungen, Dehnraten und Temperatur abbilden zu können. Hierbei ist es nicht möglich, durch reine Interpolation die Fließspannung zu ermitteln, da die auftretenden Dehnraten $\dot{\varphi} \geq 10^5$ 1/s übersteigen und somit extrapoliert werden müssen. Gleiches gilt für den im Schneidspalt einsetzenden Umformgrad, welcher mit $\varphi \geq 7$ deutlich außerhalb der konventionellen Charakterisierungsmethoden liegt. Zur Abbildung des temperatur- und dehnratenabhängigen Materialverhaltens wurde der Ansatz nach Johnson-Cook verwendet. Das vorliegende Modell lässt sich in drei Anteile aufteilen, das elastisch-plastische Materialverhalten, einen viskosen und einen temperaturabhängigen Anteil. Aufbauend auf der Charakterisierung der Plastizität – hier über die Koeffizienten A , B und n – lassen sich die Terme der Viskosität und des thermischen Einflusses unabhängig voneinander identifizieren. Hierbei wurde die Plastizität über quasistatische Charakterisierungsversuche ermittelt, während die dehnratenabhängige Verfestigung über Hochgeschwindigkeitsversuche mittels Split-Hopkinson-Versuchen ermittelt wurden. Beim adiabatischen Scherschneiden treten erhöhte Temperaturen prozessbedingt nur dann auf, wenn auch eine Dehnungslokalisierung einsetzt.

Johnson-Cook Model

$$\bar{\sigma}(\bar{\epsilon}, \dot{\bar{\epsilon}}, T) = \underbrace{[A + B\bar{\epsilon}^n]}_{\text{Elasto-plastischer Anteil}} * \underbrace{\left(1 + C * \ln\left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0}\right)\right)}_{\text{Viskoser Anteil}} * \underbrace{\left(1 - \left(\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}}\right)^m\right)}_{\text{Thermische Entfestigung}}$$

A = Fließspannung, B = Exponentieller Faktor, n = Ferfestigungsexponent
 C = Dehnratenverfestigung
 m = Exponent der thermische Entfestigung

Abbildung 4-1: Verwendeter Ansatz nach Johnson-Cook für das Materialverhalten.

Figure 4-1: Approach used by Johnson-Cook for material behaviour.

Abbildung 4-2 zeigt die Übereinstimmung zwischen den experimentellen und nach der durchgeführten Parameteridentifikation berechneten Daten für den C75 Werkstoff. Bei der Identifikation der temperaturabhängigen Fließspannung ergaben sich, abhängig von den gewählten Startwerten zwei Minima, welche in Abbildung 4-3 dargestellt sind. Als Zielfunktion für die Optimierung wurden die Fehlerquadrate des Unterschieds zwischen den numerisch mit dem Johnson-Cook Ansatz bestimmten Fließspannungen und den experimentell gemessenen Fließspannungen gewählt. Die mit den beiden identifizierten Parametersätzen vorhergesagten Fließkurven unterscheiden sich hinsichtlich der Genauigkeit der Abbildung der Fließspannung bei hohen bzw. niedrigen Temperaturen (Raumtemperatur). Aufgrund der

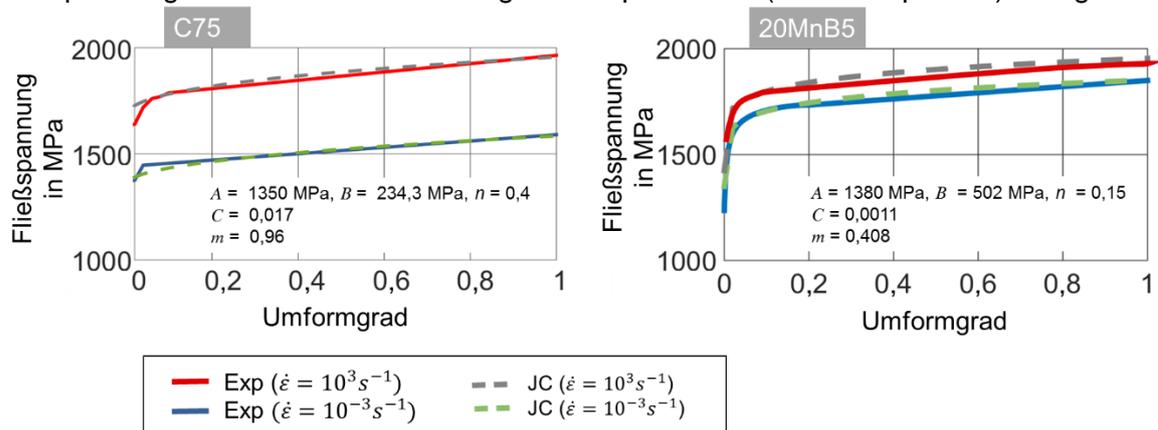


Abbildung 4-2: Identifikation der dehnratenabhängigen Verfestigung für C75S Material (links) und 20MnB5 (rechts).

Figure 4-2: Identification of strain rate dependent hardening for C75S material (left) and 20MnB5 (right).

Struktur des Johnson-Cook Ansatzes ist der Festigkeitssprung zwischen 600°C - 800°C beim C75S nicht abbildbar. Gemäß Abbildung 4-1 herrscht ein monoton wachsender logarithmischer Zusammenhang zwischen Dehnraten und Fließspannung. Dies führt dazu, dass die charakterisierten Fließkurven modellbedingt nicht hinreichend genau abgebildet werden können. Für das adiabatische Scherschneiden sind nach Literatur und erster Abschätzung der Temperatur (siehe Kapitel 2.2) insbesondere der Temperaturbereich zwischen

600 °C – 800 °C relevant. Daher wurde für das weitere Vorgehen der „Parametersatz 1“ für die Berechnung herangezogen.

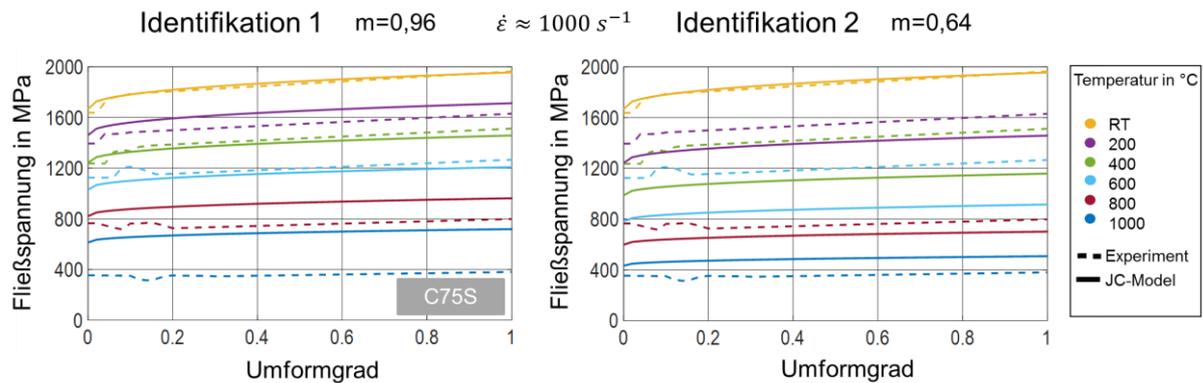


Abbildung 4-3: Identifikation der temperaturabhängigen Entfestigung für C75S Material.

Figure 4-3: Identification of temperature dependent softening for C75S material.

4.1 Bruchkriterium Fracture criterion

In Abgrenzung zur Ermittlung der plastischen Kennwerte wird zur Identifikation des Schädigungsparameters im Allgemeinen eine inverse Methode benötigt, weil die Entwicklung der Schädigung den Spannungszustand beeinflusst. Im Allgemeinen ist die Schädigungsentwicklung auch abhängig von dem Belastungszustand und kann als Funktion dieser dargestellt werden über:

$$D = \int f(\sigma) d\varepsilon^{pl} \quad (1)$$

Hierbei ist D die über die plastische Deformation ε akkumulierte Schädigungsvariable. Innerhalb der FE-Berechnung wird diese Schädigungsvariable genutzt, um eine Löschung der Elemente durchzuführen. Dies geschieht, sobald ein kritischer Schädigungswert D_{krit} überschritten wird. Ein häufig verwendeter Ansatz für die zu integrierende Spannungsfunktion ist der eines konstanten Spannungsverhältnisses nach Cockroft und Latham, in dem die größte positive Hauptspannung σ_1 mit der von Mises-Spannung σ_{eq} gewichtet wird:

$$D = \int \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} d\varepsilon^{pl} \quad (2)$$

Bei den meisten Charakterisierungsversuchen ist die Spannung im Allgemeinen jedoch nur so lange bekannt, bis eine Lokalisierung, meist in Form einer geometrischen Einschnürung, einsetzt. Hier kann der Spannungszustand aufgrund der Inhomogenität nur über eine Simulation berechnet werden. Eine analytische Bestimmung ist meistens aufgrund starker Annahmen nicht zielführend. Zur Bestimmung der Materialparameter eines Bruchkriteriums kann eine Optimierung verwendet werden, in der die Parameter invers bestimmt werden. Alternativ kann, wenn der Spannungszustand bekannt ist, über das optische Deformationsfeld ebenfalls eine Kalibrierung stattfinden.

Im Folgenden werden die beiden Parameteridentifikationsverfahren für die Werkstoffe 20MnB5 und C75 aufgezeigt.

4.1.1 Inverse Bestimmung des Versagenskriteriums Inverse determination of fracture criterion

Für die inverse Bestimmung der Versagenskennwerte wurden Zugversuche mit Kerbgeometrie mit einem Radius von 5 mm verwendet. Diese eignen sich insbesondere für die Untersuchung des Versagens, da aufgrund der Kerbe der Ort der Lokalisierung bereits bekannt ist. Über eine Optimierung des Schädigungsparameters D_{krit} wird der Unterschied des Zeitpunkt der Rissinitiierung zwischen experimentellen Daten und der Simulation minimiert. Hierbei wird innerhalb der Simulation der Zeitpunkt ausgewählt, an dem das erste Element aufgrund der Erreichung des D_{krit} -Wertes gelöscht wird.

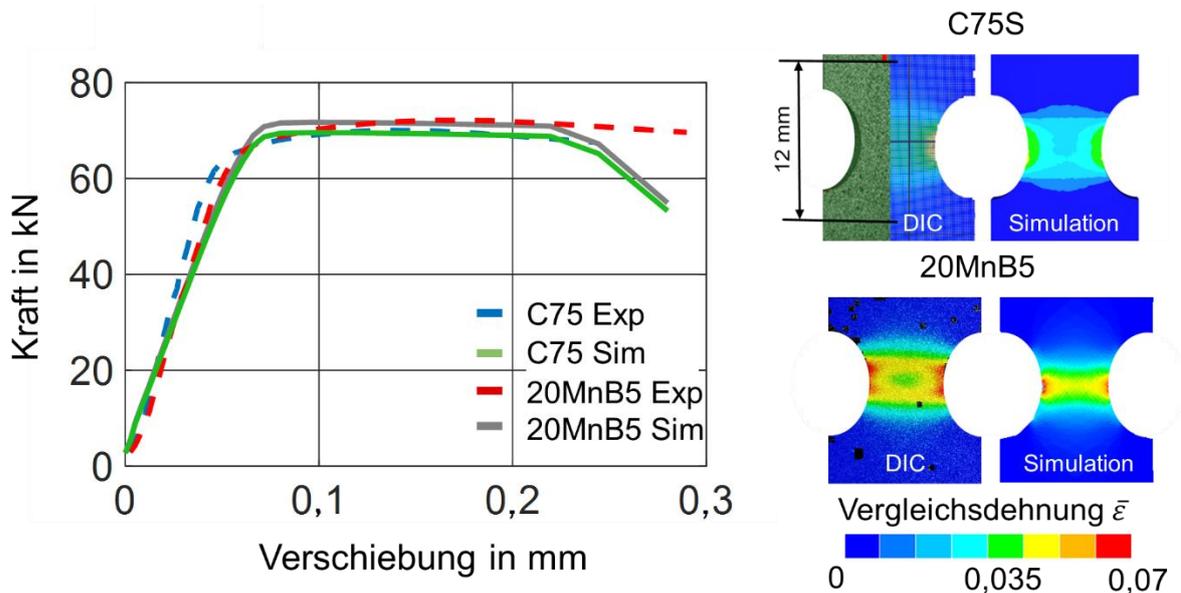


Abbildung 4-4: Kraft-Weg Kurve (links) für den Zugversuch mit Kerbgeometrie sowie Deformationsfelder aus den DIC-Daten und der Simulation (rechts).

Figure 4-4: Force-displacement curve (left) of tensile tests with notch geometry and the resulting deformation fields from the DIC data and the simulation (right).

4.1.2 Bestimmung des Versagenskriteriums über das optische gemessene Deformationsfeld

Determination of fracture criterion by the use of optical deformation field

Bei der Ermittlung des Parameters für das Cockroft-Latham-Versagenskriterium kann, wenn der Spannungszustand bekannt ist, auch das optische Dehnungsfeld verwendet werden, um diesen zu bestimmen. Beim bisher untersuchten Zugversuch mit Kerbgeometrie wird das Versagen der Probe unter einer biaxialen Zugbelastung im Inneren der Kerbe hervorgerufen. Dies konnte mit FEM Rechnungen bestimmt werden. Die Bruchfläche weist hierfür eine typische Teller-Tassen-Form auf. Hieraus ergibt sich, dass die ersten beiden Hauptspannungen $\sigma_I = \sigma_{II}$ identisch zueinander sind.

Weiter folgt, dass sich die Vergleichsspannung σ_{eq} wie folgt bestimmen lässt:

$$\sigma^{eq} = \sqrt{0.5 * \left[\underbrace{(\sigma_I - \sigma_{II})^2}_0 + (\sigma_{II} - \underbrace{\sigma_{MII}}_0)^2 + (\sigma_{MI} - \sigma_I)^2 \right]} \quad (3)$$

Hieraus ergibt sich das Verhältnis der Vergleichsspannung σ_{eq} zur ersten Hauptspannung zu $\sigma_{eq}/\sigma_I = 1$, und entsprechend kann das Versagenskriterium direkt aus der Vergleichsdehnung $\bar{\varepsilon}$ bestimmt werden

$$\int 1 d\varepsilon^{pl} = D_{CL}^{DIC} = 0,07 \quad (4)$$

Somit ist der zu identifizierende Parameter die Vergleichsdehnung ε_{eq} , welche über die DIC-Aufnahmen des Deformationsfeldes bestimmt werden kann. Für beide Verfahren ergeben sich ähnliche Kennwerte von $D_{CL}^{invers} = 0,08$ bzw. $D_{CL}^{DIC} = 0,07$ für die inverse Identifikation bzw. mithilfe des Vorgehens über das Deformationsfeld.

Wie bereits durch Arbeiten von u. a. Wierzbicki gezeigt wurde, hängt das Schädigungs- und Versagensverhalten maßgeblich vom Spannungszustand ab. Ebenfalls konnte bereits gezeigt werden, dass beim konventionellen Scherschneiden nicht ausschließlich Scherspannungen auftreten, sondern ebenfalls Zugspannungszustände, welche über eine entsprechende Identifikation berücksichtigt werden müssen. Durch die Untersuchungen aus Abschnitt 6.2.4 wurde gezeigt, dass beim adiabatischen Scherschneiden die Triaxialität über den gesamten Prozess annähernd null bleibt und daher ausschließlich die Ergebnisse des Versagens unter reiner Scherung verwendet werden können.

Hierfür wurde die kritische Vergleichsdehnung unter reiner Scherung im ebenen Torsionsversuch ermittelt. Analog zu den vorausgegangenen Berechnungen kann das Verhältnis der ersten Hauptspannung zur Vergleichsspannung über $\frac{\sigma_I}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{2}$ angegeben werden. Anhand der DIC-Aufnahmen lässt sich auch hier eine starke Lokalisierung des Materials erkennen. Unter reiner Scherbelastung versagt das Material bei einem Scherwinkel von $\gamma = 0,3$, welches einer Vergleichsdehnung von 0,13 entspricht. Damit liegt die Vergleichsdehnung, bei der das Versagen eintritt, um etwa einen Faktor 2 höher. Hierdurch kann das Versagenskriterium unter reiner Scherbelastung zu $D_{CL}^{Scherung} = 0,26$ identifiziert werden. Dies zeigt, dass für eine akkurate Abbildung des Versagenszeitpunktes bei verschiedenen Spannungszuständen ein im Vergleich zum Cockroft-Latham Versagenskriterium erweitertes Modell notwendig ist. In Abbildung 4-5 sind die

entsprechenden Ergebnisse der Parameteridentifikation für das Versagensverhalten zusammengefasst.

Durch das einfache, nicht an das plastische Verhalten gekoppelte, Versagenskriterium kann eine Identifikation, sowohl makroskopisch über die Anpassung an die Kraft-Weg-Kurve oder mittels lokaler Informationen (Dehnungsfeld) erfolgen. Beide Ansätze liefern hierbei eine gleiche Vorhersagequalität. Es ist jedoch zu beachten, dass im Allgemeinen der Dehnungspfad bis zum Materialversagen nicht linear ist und daher kann das Versagenskriterium nach Cockroft-Latham nur eine begrenzte Vorhersage-güte liefern. Weiter ist eine hochgradig nichtlineare Berücksichtigung des Eintretens des Versagens unter verschiedenen Spannungszuständen aufgrund der einfachen Modellstruktur nicht möglich. Allerdings tritt beim adiabatischen Scherschneiden aufgrund der Lokalisierung der plastischen Deformation ein annähernd konstanter Spannungszustand in der Scherzone auf (s. a. Kapitel 6.2.2). Hieraus kann eine Verwendung des kalibrierten Kriteriums motiviert werden, da aufgrund des annähernd konstanten Spannungszustandes der Fehler minimiert wird.

Ebener Torsionsversuch

Spannungszustand bei Rissinitiierung:

$$\sigma_I = \frac{1}{2} \tau \quad \sigma^{eq} = 2 \sqrt{3} \sigma_I \quad \boxed{\frac{\sigma_I}{\sigma^{eq}} = \frac{1}{2}}$$

Vergleichsdehnung

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{3} \gamma \quad \text{Experiment: } \gamma \approx 0,3$$

$$D_{CL}^{Sch\ddot{e}r\ddot{u}ng} = \int \frac{1}{2} d\bar{\varepsilon} \approx 0,26$$

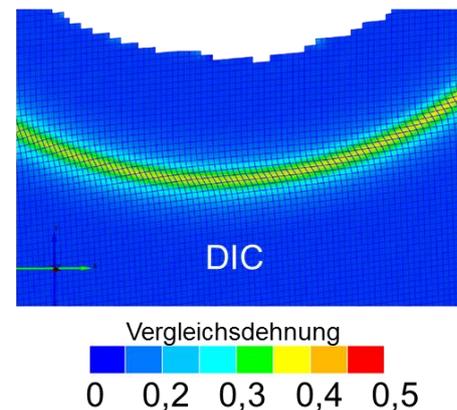


Abbildung 4-5: DIC Aufnahmen zum Versagenszeitpunktes unter Scherbelastung am ebenen Torsionsversuch zur Ermittlung der Bruchdehnung.

Figure 4-5: DIC images at the onset of failure under shear stress in the in-plane torsion test to determine fracture strain.

4.2 Jump-Test: Bestimmung der Dehnratensensitivität m Jump-test: Determination of strain-rate sensitivity m

Ein wichtiger Parameter, der bestimmt, wie stark ein Werkstoff zu lokalisierter Verformung neigt, ist die Dehnratensensitivität m . Der m -Wert gibt an, wie stark sich die Spannung bei einer Erhöhung der Dehnrade ändert und wird wie folgt berechnet:

$$m = \frac{\Delta \ln \sigma}{\Delta \ln \dot{\epsilon}} \quad (5)$$

Abbildung 4-6 gibt einen Überblick über die Auswirkung des m -Wertes auf die Änderung der Fließkurve bei einer erhöhten Dehnrade. Ist $m < 0$, dann sinkt die Fließspannung des Werkstoffes mit Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit. Ein Beispiel dafür wären die 7xxxer Aluminiumlegierungen. Ist $m > 0$, steigt folglich die Festigkeit mit einer Erhöhung der Dehnrade. Daraus lässt sich nun folgern, dass Werkstoffe mit einem hohen m -Wert eine sehr geringe Neigung zur Ausbildung von Scherbändern haben. Wird ein solcher Werkstoff nun verformt und es kommt aufgrund einer Unstetigkeit (z. B. im Gefüge) zu der Initiierung einer lokalisierten Verformung, steigt dort lokal die Dehnrade. Aufgrund des hohen m -Wertes verfestigt diese Initiierungsstelle sehr stark und eine weitere Verformung in diesem Bereich ist nicht mehr energetisch günstig. Der Werkstoff hat die Ausbildung eines Scherbandes durch die hohe lokale Verfestigung bei der lokal erhöhten Dehnrade somit unterdrückt. Im Gegensatz dazu neigen Materialien mit sehr geringen oder negativen m -Werten sehr stark zur Ausbildung lokalisierter Verformung. Kommt es bei der Verformung eines solchen Werkstoffes zu einer Initiierungsstelle an einer Unstetigkeit, so steigt ebenfalls lokal die Dehnrade. Besitzt der Werkstoff einen geringen m -Wert, dann verfestigt er nur minimal. Besitzt er gar einen negativen m -Wert, dann kommt es nun aufgrund der erhöhten Dehnrade zu einer Entfestigung des Materials an der Initiierungsstelle, und jede weitere Verformung findet in diesem Bereich statt – es bildet sich somit direkt ein Scherband aus. Aus diesem Grund ist die Bestimmung des m -Wertes von großer Bedeutung für das Projekt gewesen.

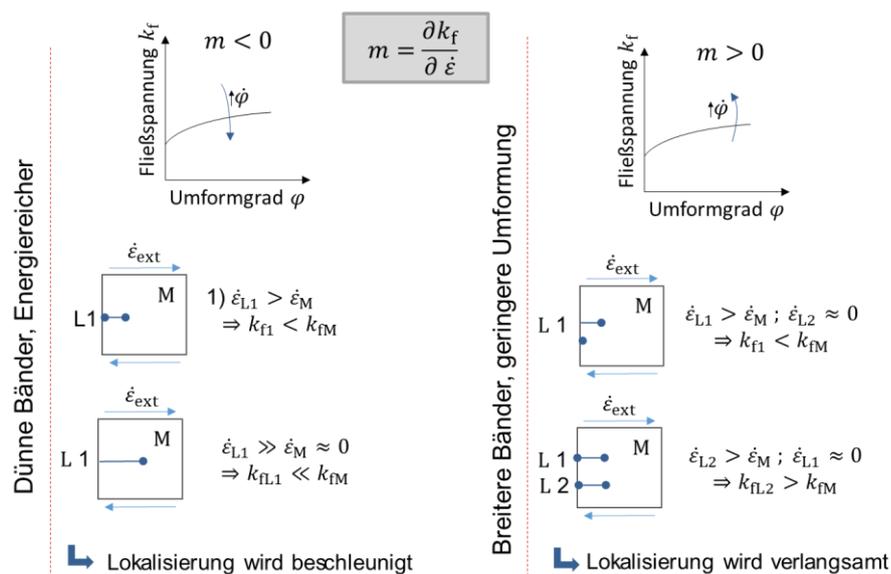


Abbildung 4-6: Schematische Darstellung des Einflusses des m -Wertes auf die Lokalisierungseigenschaften eines Werkstoffes. Ein negativer m -Wert führt zu einer sehr hohen Neigung zur Scherbandbildung. Ein hoher m -Wert führt durch lokale Verfestigung aufgrund der lokal stark erhöhten Dehnrade bei der Initiierung eines Scherbandes zur Verhinderung der weiteren Ausbildung der lokalisierten Verformung.

Figure 4-6: Schematic representation of the influence of the m -value on the localization properties. A negative m -value leads to a very high tendency to shear banding. A high m -value results from localized hardening due to the locally highly increased strain rate on initiation of a shear band to prevent further formation of localized strain.

Der m -Wert wurde für die beiden hochfesten Stähle 20MnB5 und C75S bestimmt. Hierfür wurden sogenannte Jump-Tests am LWW durchgeführt. In diesem Experiment wurde in Druckversuchen die Dehnrates während der Prüfung „sprunghaft“ verändert und die Spannungsantwort des Werkstoffes ermittelt und ausgewertet. Über die Veränderung der Spannung und der bekannten Dehnrates kann über die Gleichung (5) der m -Wert ermittelt werden. Abbildung 4-7 zeigt jeweils eine exemplarische Kurve für die beiden Stähle mit dem schematischen Prinzip der Auswertung. Die Versuche wurden bei einer Dehnrates von 10^{-4} s^{-1} gestartet und die Geschwindigkeit anschließend in drei Sprüngen bis zu einer Dehnrates von 10^{-1} s^{-1} gesteigert. Für die Berechnung des $\Delta\sigma$ wurde der Sprung zwischen 10^{-3} und 10^{-2} s^{-1} ausgewertet. Es zeigte sich, dass der 20MnB5 einen mittleren m -Wert von 0,0033 besitzt. Der C75S besitzt einen größeren m -Wert mit 0,0068. Beide Werte sind nicht sehr hoch, dennoch ist der m -Wert des C75S mehr als doppelt so hoch wie der des 20MnB5. Das heißt, der Federstahl reagiert mit einer höheren Verfestigung auf die Erhöhung der Dehnrates und besitzt folglich auch eine geringere Neigung zur Ausbildung von Scherbändern als der 20MnB5.

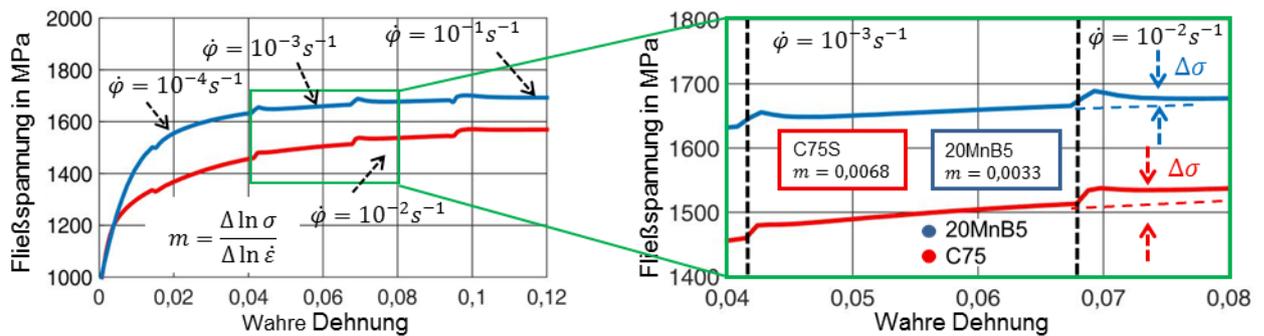


Abbildung 4-7: Kurvenverläufe der Jump-Tests für den 20MnB5 und den C75S. Der C75S Werkstoff besitzt einen höheren m -Wert als der 20MnB5. Dies resultiert in einer geringeren Neigung zur Scherbändbildung im Vergleich zum 20MnB5.

Figure 4-7: Curves of the jump tests for the 20MnB5 and the C75S. The C75S material has a higher m -value than the 20MnB5. This results in a lower tendency for shear banding compared to 20MnB5.

5 Mikrostrukturelle Untersuchung von Scherbändern **Microstructural investigation of shear bands**

Parallel zur Untersuchung von adiabatisch schergeschnittenen Bauteilen wurden auch Druckscherversuche in einem Fallwerk durchgeführt. Dies diente dem Zweck gezielt Scherbänder einzustellen. Auch konnten die Versuche gestoppt werden, so dass gezielt die Entwicklung der Scherbänder für unterschiedliche Verformungsstufen untersucht werden konnte. Es wurden lichtmikroskopische und elektronenmikroskopische Analysen durchgeführt. In den Werkstoffen 20MnB5 und C75S traten adiabatische Scherbänder auf. Im Werkstoff HR660Y760T-CP entwickelten sich keine adiabatischen Scherbänder. Die Initiierung der Scherbänder in 20MnB5 setzte bei geringerer Verformung als im C75S ein. Die Korngröße in den adiabatischen Scherbändern ist in beiden Werkstoffen sehr klein ($< 1 \mu\text{m}$). Für 20MnB5 war die Entwicklung der Scherbänder und der zugehörigen Subkornbildung deutlich fortgeschrittener als in C75S. Dies konnte über die Bestimmung der Kornorientierung gezeigt werden. Im Vergleich zum umliegenden Werkstoff erfährt der Werkstoff im Scherband eine deutliche Aufhärtung. Diese wurde mittels Nanoindentation gemessen. Diese Aufhärtung und die Breite der Scherbänder entsprach den für die adiabatisch schergeschnittenen Bleche ermittelten Werten. Somit sind die Ergebnisse übertragbar.

Compression shear tests were conducted on a drop impact tester along with the adiabatically blanked parts. This served the purpose to initiate shear bands in a controlled fashion. The drop impact tests could be stopped, such that the evolution of shear bands at defined levels of deformation could be analyzed. Light optical microscopy and electron microscopy was conducted to analyze the shear bands. Adiabatic shear bands evolved in the materials 20MnB5 and C75S. No adiabatic shear bands were observed in the material HR660Y760T-CP. The initiation of shear bands started at lower deformation in 20MnB5 compared to C75S. The grain size is very small ($< 1 \mu\text{m}$) in the shear bands for both materials. The evolution of the shear bands and corresponding subgrain formation had progressed considerably in 20MnB5 compared to C75S. This could be shown by comparing the grain orientations. The material in the shear band experiences a pronounced hardening compared to the surrounding material. This was determined by nanoindentation. The increase in hardness and the width of shear bands agreed well with the values determined for adiabatically blanked parts. Consequently, results are transferable.

Um über ein hinreichend großes Untersuchungsvolumen an adiabatischen Scherbändern für die verschiedenen mikrostrukturellen Untersuchungen zu verfügen, wurden im Labormaßstab adiabatische Scherbänder in den verschiedenen Stählen initiiert. Hierfür wurde eine sogenannte Druckscherprobe verwendet (Abbildung 5-1). Die Druckscherprobe ist eine Druckprobe, die um 6° geneigt ist (die anderen Maße entsprechen den Druckproben aus Kapitel 3). So entsteht eine Spannungsüberhöhung in der kürzesten Diagonale (größte

Schubspannung) und der Werkstoff verformt sich am stärksten in dieser Scherebene. Aufgrund der Spannungskonzentration kommt es bei Werkstoffen, die zu einer Scherbandbildung tendieren, zur Ausbildung von Scherbändern im Bereich der kürzesten Diagonale. Die entstehenden Scherbänder können anschließend sehr gut metallografisch präpariert und charakterisiert werden.

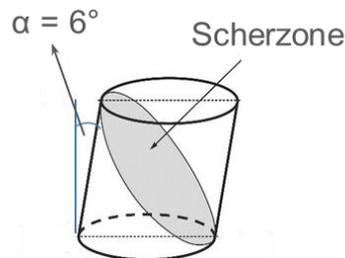


Abbildung 5-1: Druckscherprobe mit 6° Neigung zur definierten Initiierung adiabatischer Scherbänder.

Figure 5-1: Pressure shear test with 6 ° inclination for the defined initiation of adiabatic shear bands.

Für die ersten Versuche zur Initiierung von adiabatischen Scherbändern wurde der SHPB mit Dehnraten von bis zu 10^3 s^{-1} verwendet. Die anschließende lichtmikroskopische Untersuchung zeigte allerdings, dass die Energie des SHPB (ca. 40 J) nicht ausreichte, um bei den Stählen definierte Scherbänder einzustellen (Abbildung 5-2). Die Proben des 20MnB5 zeigten adiabatische Scherbänder, allerdings waren diese sehr schmal und unregelmäßig verteilt in der Probe. Der C75S zeigte nahezu keine Scherbänder, sondern eher stark deformierte Bereiche mit einer lokalisierten Verformung. Der SHPB war also nicht zielführend für die Scherbandinitiierung über die kürzeste Diagonale der Druckscherproben. Aus diesem Grund wurden die weiteren Versuche mit dem Fallwerk durchgeführt (Aufbau im Kapitel 2.4, Abbildung 2-6). Das Fallwerk mit einer Fallmasse von 600 kg wurde so ausgelenkt, dass es eine Energie von ca. 650 J bereitstellt, bei einer Dehnrates von 10^2 s^{-1} . Die Energie ist vergleichbar mit der Schnittenergie im adiabatischen Scherschneidprozess. Abbildung 5-3 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Stähle 20MnB5 und C75S nach der Verformung im Fallwerk. Trotz geringerer Dehnrates als im SHPB konnten bei beiden Stählen homogene Scherbänder über die kürzeste Diagonale der Druckscherprobe erfolgreich initiiert werden. Die Scherbandbreiten lagen bei beiden Stählen im Mittel bei 50 μm . Für diese Stähle wurden anschließend alle Versuche im Fallwerk durchgeführt, sodass genügend Probenmaterial für die mikrostrukturelle und mikromechanische Charakterisierung der Scherbänder zur Verfügung stand.

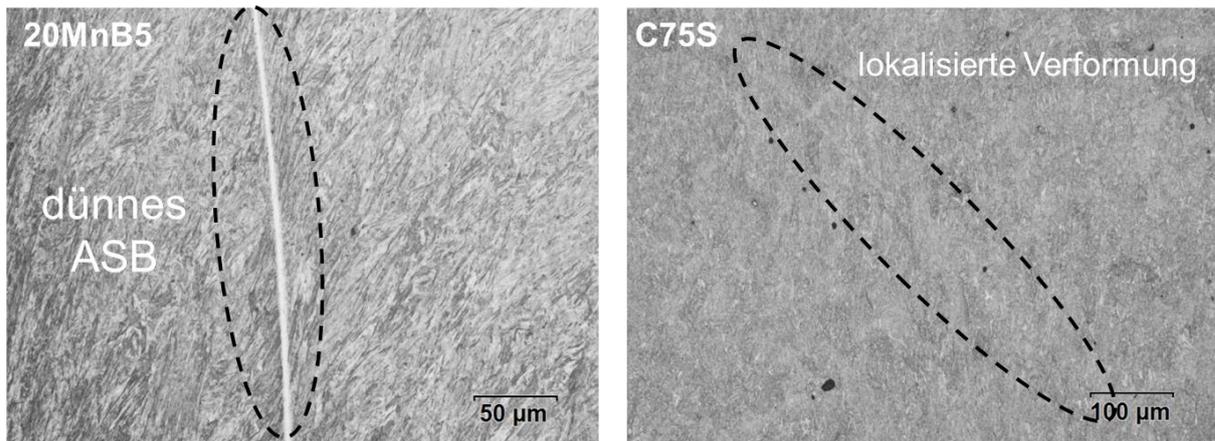


Abbildung 5-2: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Druckscherproben der Stähle 20MnB5 und C75S nach der Scherbandinitiierung mittels SHPB. Im 20MnB5 wurden sehr dünne Scherbänder (ASB) initiiert. Im C75S konnten keine Scherbänder detektiert werden, es bildeten sich nur stark deformierte Zonen im Werkstoff.

Figure 5-2: Photomicrographs of 20MnB5 and C75S steels after shear shear initiation by SHPB. In 20MnB5 very thin shear bands (ASB) were initiated. No shear bands could be detected in the C75S material only highly deformed zones were formed.

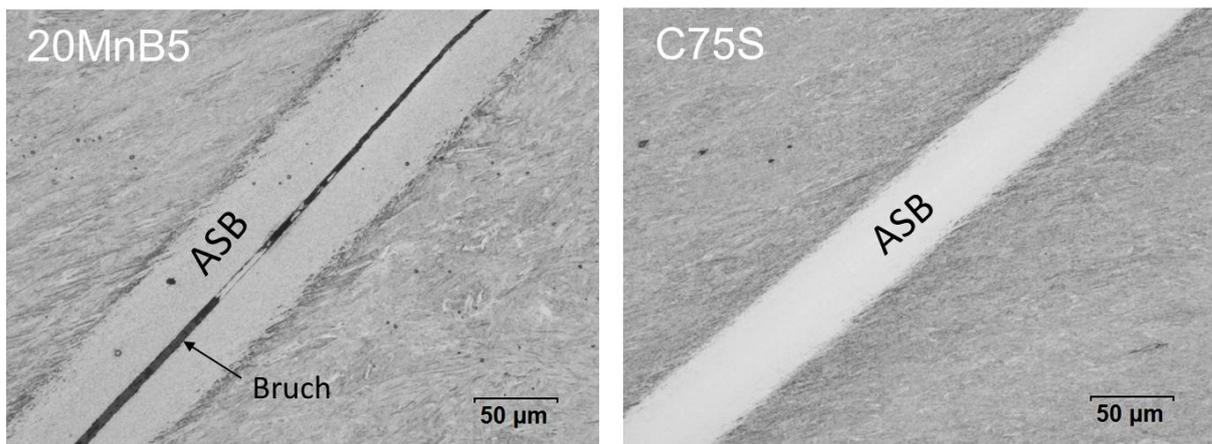


Abbildung 5-3: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen nach den Versuchen zur Scherbandinitiierung an Druckscherproben im Fallwerk. Beide Stähle zeigen homogene adiabatische Scherbänder (ASB) über der kürzesten Diagonale der Probe mit einer mittleren Breite von ca. 50 µm.

Figure 5-3: Scanning electron micrographs after the experiments on shear shear initiation on compression shear samples in the drop tester. Both steels show homogeneous adiabatic shear bands (ASB) over the shortest diagonal of the sample with a mean width of approx. 50 µm.

Der HR660Y760T-CP zeigte auch im Fallwerk keine Neigung zur Ausbildung von adiabatischen Scherbändern. Auch deutlich höhere Schlagenergien (bis zu 1500 J) reichten nicht aus, um ein adiabatisches Scherband zu initiieren. Abbildung 5-4 zeigt die sehr hohe Verformungsfähigkeit des bainitischen Stahls bei Raumtemperatur. Die Proben wurden von einer Ausgangshöhe von 6 mm auf ca. 2 mm (Vergleichsumformgrad ca. $\bar{\varphi}=0,48$) gestaucht, trotzdem bildete sich nur ein Deformationsband in der kürzesten Diagonale der Druckscherprobe. Aufgrund dessen, dass keine adiabatischen Scherbänder im Labormaßstab (auch nicht im industriellen Maßstab) initiiert werden konnten, wurde vom PbA beschlossen, dass der HR660Y760T-CP nicht weiter untersucht werden soll. Alle weiteren Untersuchungen zu den adiabatischen Scherbändern wurden folglich nur am 20MnB5 und am C75S durchgeführt

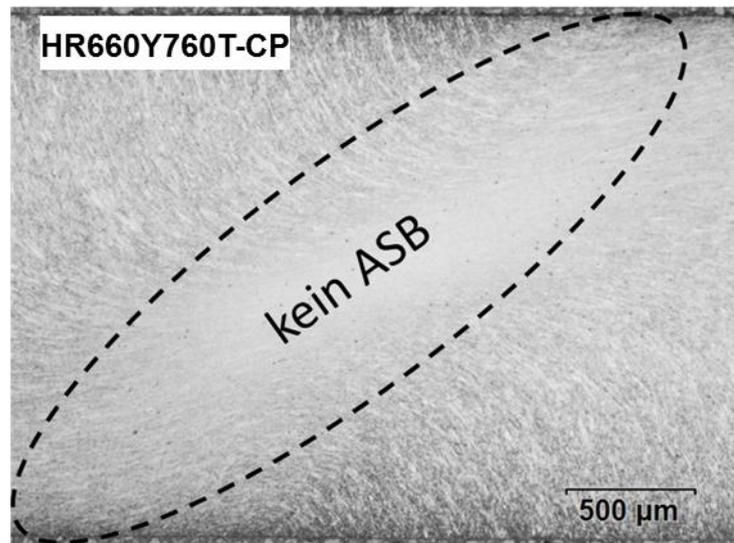


Abbildung 5-4: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des HR660Y760T-CP nach einem Druckscherversuch im Fallwerk zur Scherbandinitiierung. Es zeigte sich, dass der Stahl sich zwar sehr stark verformte, dabei aber kein adiabatisches Scherband initiiert werden konnte.

Figure 5-4: Scanning electron micrograph of the HR660Y760T-CP after a drop impact test in the compression shear specimen. The steel deformed highly, but no adiabatic shear band could be initiated.

In einem weiteren Schritt wurden gestoppte Druckscherversuche im Fallwerk durchgeführt. Dafür wird die Verformung mittels sogenannter Verformungsbegrenzer (verschiedene hohe Unterlegscheiben neben der Probe) im Versuch gestoppt. So lassen sich unterschiedliche axiale Verformungen in den Proben einstellen. Auf diesem Weg kann die Ausbreitung der adiabatischen Scherbänder in der Probe untersucht werden (z. B. mittels REM oder Nanoindenter). Ebenfalls zeigt sich, welcher der Stähle eine höhere Scherneigung besitzt, was wiederum mit der Mikrostruktur korreliert werden kann. Der Stahl mit der höheren Scherneigung eignet sich rein technologisch betrachtet auch besser für das adiabatische Scherschneiden.

Abbildung 5-5 zeigt die Ergebnisse der gestoppten Druckscherversuche im Fallwerk mittels stereomikroskopischer Aufnahmen. Bis 19 % axialer Stauchung konnten bei beiden Stählen keine Scherbänder detektiert werden, weshalb diese Proben hier nicht erfasst sind. Ab 20 % zeigten sich bei beiden Stählen die ersten Scherbänder in der kürzesten Diagonale des Querschnittes der Druckscherprobe. Die Bänder entstehen jeweils in den Ecken der Probe, wo die Schubspannung maximal ist. Der 20MnB5 zeigt ein Scherband schon über die gesamte Diagonale. Der C75S hingegen zeigt nur eine Scherbandinitiierung in den Ecken der Proben. Bei 21 % axialer Stauchung kommt es beim 20MnB5 bereits zur vollständigen Ausbildung des Scherbandes und somit zum Versagen der Proben. Die Scherbandausbildung geht beim 20MnB5 folglich deutlich schneller als beim C75S, der erst bei 25 % Stauchung versagt. Zusätzlich kann die Ausbildung des Scherbandes beim C75S von 20 % bis 25 % Stauchung sehr gut verfolgt werden. Der 20MnB5 zeigt somit aufgrund seines schnelleren Versagens und vor allem seiner sehr schnellen Ausbildung des Scherbandes eine deutlich höhere Scherneigung als der C75S, was auch schon in den SHPB-Temperaturversuchen und in den Jump-Tests anhand des m -Wertes gezeigt werden konnte.

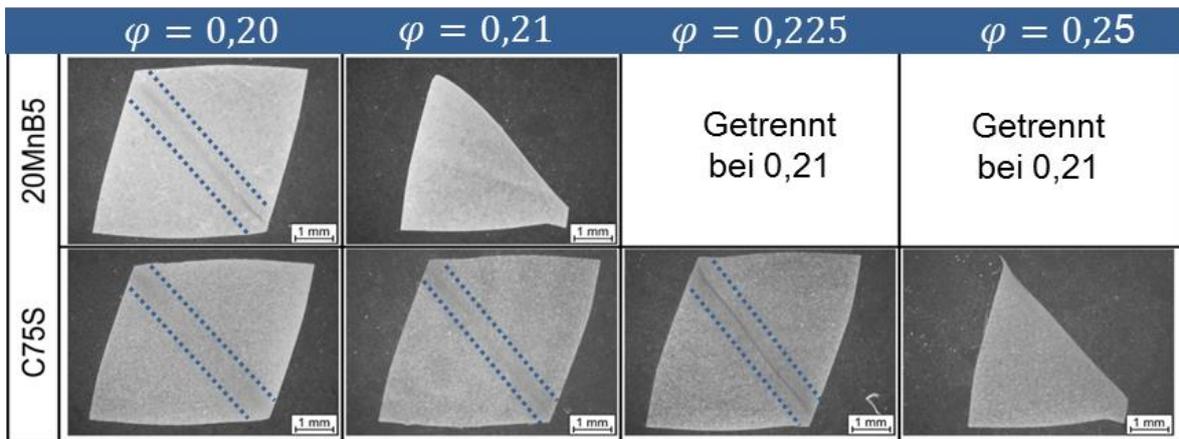


Abbildung 5-5: Dargestellt sind stereomikroskopische Aufnahmen gestoppter Druckscherversuche im Fallwerk. Der 20MnB5 besitzt eine höhere Tendenz zur Ausbildung adiabatischer Scherbänder. Zusätzlich entsteht das Scherband deutlich schneller, da es bei 19 % noch nicht detektiert werden konnte.

Figure 5-5: Shown are stereomicroscopic images of stopped compression tests in the drop impact tester. The 20MnB5 has a higher tendency to form adiabatic shear bands. In addition, the shear band is much faster, as it could not be detected at 19%.

Anschließend an die gestoppten Versuche wurden die erzeugten adiabatischen Scherbänder mittels elektronenmikroskopischer Verfahren (Rasterelektronen-mikroskopie: REM und Transmissionselektronenmikroskopie: TEM) untersucht. Die REM-Aufnahmen der beiden Stähle sind in Abbildung 5-6 und Abbildung 5-7 dargestellt. Das Scherband erscheint im Quadranten Rückstreu Elektronen Detektor (QBSD) im REM deutlich heller als das umgebende Gefüge. Es lässt sich im Randbereich auch erkennen, dass das jeweilige Grundgefüge in das Scherband geformt wird. Trotzdem ist die Abgrenzung zwischen Scherband und Matrix sehr deutlich. Es zeigen sich bei beiden Stählen in der größten Vergrößerung sehr kleine Strukturen (wie Grübchen) im Scherband, die auf ein sehr feinkörniges Gefüge im Band hindeuten. Eine ebenfalls erfolgte Auswertung mittels Sekundärelektronen-Detektor im REM, der eine Aussage über die Topografie ermöglicht, gab keine zusätzlichen Informationen und wird deshalb hier nicht weiter dargestellt.

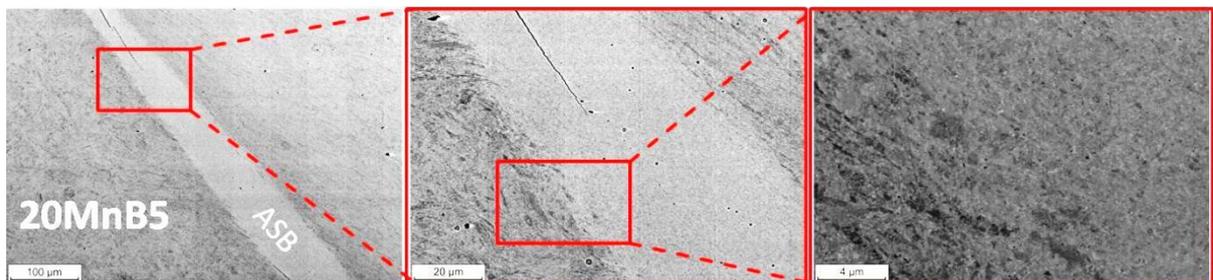


Abbildung 5-6: REM-Aufnahme eines adiabatischen Scherbandes (ASB) des 20MnB5. Es erscheint deutlich heller als das umgebende martensitische Gefüge. In der größten Vergrößerung des Scherbandes sind kleine Strukturen zu erkennen, die auf ein feinkörniges Gefüge im Scherband hindeuten.

Figure 5-6: SEM image of an adiabatic shear band (ASB) of 20MnB5. It appears much brighter than the surrounding martensitic structure. In the largest enlargement of the shear band small structures are to be recognized, which indicate a fine-grained structure in the shear band.

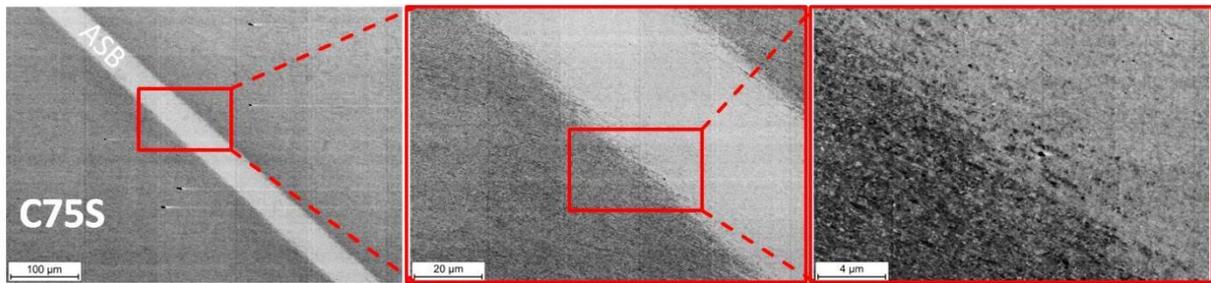


Abbildung 5-7: REM-Aufnahme eines adiabatischen Scherbandes (ASB) des C75S. Es erscheint ebenfalls deutlich heller als das umgebende martensitisch-bainitische Gefüge. In der größten Vergrößerung des Scherbandes sind auch bei dem C75S kleine Strukturen zu erkennen, die auf ein feinkörniges Gefüge im Scherband hindeuten.

Figure 5-7: SEM image of an adiabatic shear band (ASB) of the C75S. It also appears much brighter than the surrounding martensitic, bainitic texture. In the largest enlargement of the shear band, small structures can also be seen in the C75S, which indicate a fine-grained structure in the shear band.

Da die Aussagekraft einer reinen Betrachtung mittels REM bei dem voraussichtlich sehr feinen Gefüge der Scherbänder nicht sehr groß ist, wurden zu einer besseren Auswertung zusätzlich Untersuchungen mittels Elektronenrückstreubeugung (EBSD) durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5-8 dargestellt. Die Schrittweite der EBSD-Untersuchungen wurde auf 200 nm festgelegt, da so das komplette Scherband und auch Bereiche des Grundgefüges abgerastert werden konnten. Die Untersuchung des unverformten Grundmaterials von 20MnB5 und C75S zeigt sehr gut das jeweils nadelige Gefüge. Der 20MnB5 zeigt bis zu 20 µm große Martensitnadeln bzw. Martensitplatten in verschiedenen Orientierungen (Inverse Polfigure Map + Image Quality – IPF+IQ). Dank des EBSD-Verfahrens sind auch die deutlich kleineren Nadeln (2 – 5 µm) des martensitisch-bainitischen Gefüges des C75S sehr gut erkennbar. Die jeweilige Image Quality Map (IQ) ist sehr hell, was wiederum bedeutet, dass diese Ergebnisse einen sehr hohen Confidence-Index haben. Die EBSD-Aufnahmen der Scherzone zeigen ein hochverformtes Gefüge neben dem Scherband (ASB), das sich in Richtung des Scherbandes verformt. Martensitische oder bainitische Strukturen sind in keinem der beiden Stähle im hochverformten Bereich neben dem Scherband zu erkennen. Das Scherband selbst erscheint aufgrund der schlechten Image Quality nahezu schwarz. Das heißt, dass die 200 nm-Schrittweite des Elektronenstrahls zur Detektion von Körnern im Scherband zu gering war. Es konnten somit keine Körner zugeordnet werden und der resultierende Confidence-Index ist sehr gering, was wiederum zu einer schwarzen Färbung des Bildes führt. Trotzdem wurden im Scherband sehr viele verschiedene Reflexe gemessen und so kann hier eine wichtige Aussage getroffen werden. Wenn die Schrittweite von 200 nm nicht ausreicht, um Körner zu detektieren, dann müssen die Strukturen im adiabatischen Scherband deutlich kleiner sein als diese 200 nm.

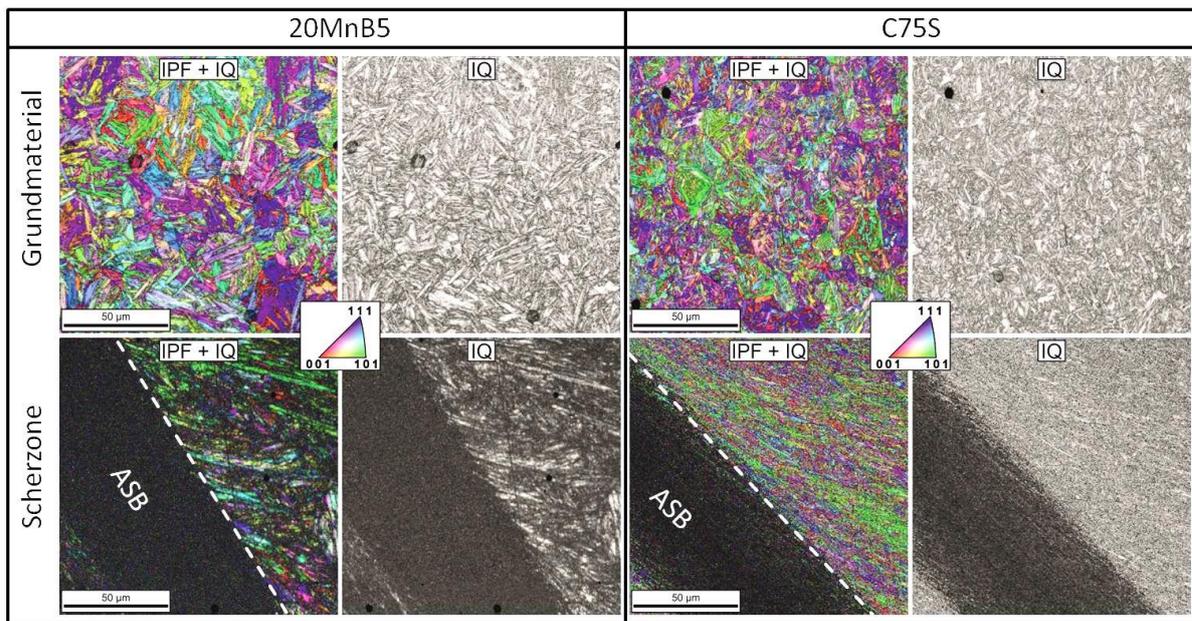


Abbildung 5-8: EBSD-Aufnahmen der Grundmaterials und des jeweiligen adiabatischen Scherbandes (ASB) des 20MnB5 und des C75S. Im Grundmaterial sind die Nadeln des Martensits und Bainits zu sehen. Das Gefüge neben dem Scherband ist jeweils sehr stark verformt und zeigt deutlich in Richtung des Bandes. Das Scherband selbst ist aufgrund der Schrittweite des Scans von 200 nm nahezu schwarz, da der Confidence-Index sehr gering war. Das heißt, es konnten keine Körner innerhalb der Schrittweite detektiert werden, folglich muss das Gefüge im Band deutlich feinkörniger sein.

Figure 5-8: EBSD images of the base material and the respective adiabatic shear band (ASB) of the 20MnB5 and the C75S. The base material shows the needles of martensite and bainite. The structure next to the shear band is in each case very much deformed and clearly points in the direction of the band. The shear band itself is nearly black due to the step size of the 200 nm scan since the confidence index was very low. This means that no grains could be detected within the step size, therefore the microstructure in the band must be much finer.

Um die feinkörnigen Strukturen im Scherband auflösen zu können, wurden die Proben für das Transmissionselektronenmikroskop (TEM) präpariert und durchstrahlt. Es wurden Aufnahmen des Grundmaterials und des Scherbandes angefertigt. Zusätzlich wurde auch eine Feinbereichsbeugung an ausgewählten Strukturen durchgeführt, so können Informationen über das Gitter und die Orientierung des feinkörnigen Gefüges gewonnen werden. Abbildung 5-9 zeigt die TEM-Aufnahmen des 20MnB5. Die Aufnahme zeigt ein stark verfestigtes Gefüge (viele dunkle Bereiche) mit Martensitplatten. Das Beugungsbild des Martensits zeigt aufgrund der ausgerichteten hellen Spots, dass hier eine hohe Orientierung der Kristalle im Martensit vorliegt. Diese Ergebnisse sind nicht verwunderlich und dienen hier nur als Referenz für die Mikrostruktur im Scherband. Das adiabatische Scherband des 20MnB5 zeigt eine typische Mikrostruktur für Stähle. Sie besteht aus stark elongierten und neu gebildeten Subkörnern. Diese Körner bilden sich aufgrund der sogenannten dynamischen Rekristallisation unter reiner auftretender Scherbeanspruchung. Die Triebkraft ist hierbei die elastische Verzerrungsenergie der einzelnen Versetzungen. Ein stark verfestigtes Ausgangsgefüge führt somit aufgrund seiner hohen Versetzungsdichte zu einer schnellen Neubildung des Gefüges im Scherband. Diese gestreckten Subkörner bestehen aus vielen hellen und dunklen Bereichen. Hierbei handelt es sich um die Ausbildung äquibiaxialer Subkörner aufgrund der Grenzflächenminimierung. Die Feinbereichsbeugung zeigt, dass die Bildung dieser kleinen Körner in den elongierten Subkörnern schon weit fortgeschritten ist. Erkennbar wird dies an der großen Anzahl an Reflexen (viele helle Spots – hohe Missorientierung) im Beugungsbild des

20MnB5. Der 20MnB5 besitzt demzufolge ein nanokristallines Gefüge mit vielen einzelnen kleinen Körnern bzw. Subkörnern im Scherband.

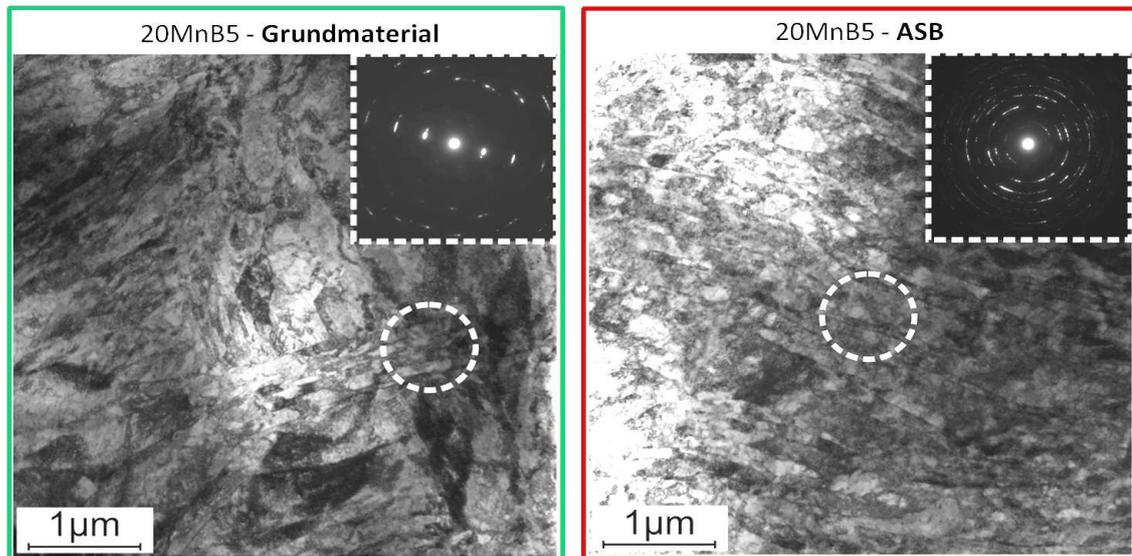


Abbildung 5-9: TEM-Aufnahmen des Grundmaterials und des Scherbandes (ASB) des 20MnB5. Das Grundmaterial zeigt die zu erwartende hohe Verfestigung (dunkle Bereiche) und Martensitnadeln mit einer hohen Orientierung (Feinbereichsbeugung mit stark orientierten Spots). Im Scherband zeigen sich stark elongierte Subkörner in denen sich äquibiaxiale Subkörner bilden. Dies führt zu vielen Reflexen in der Feinbereichsbeugung (hohe Missorientierung) und zeigt, dass das Gefüge im Band nanokristallin ist.

Figure 5-9: TEM images of the base material and the shear band (ASB) of the 20MnB5. The base material shows the expected high hardening (dark areas) and martensite needles with a high orientation (fine area diffraction with highly oriented spots). The shear band shows strongly elongated subgrains in which equibiaxial subgrains form. This leads to many reflections in the fine-range diffraction (high misorientation) and shows that the microstructure in the band is nanocrystalline.

Abbildung 5-10 zeigt TEM-Aufnahmen des Grundmaterials und des adiabatischen Scherbandes des C75S. Das Grundmaterial zeigt eine vergleichbare Anfangsfließspannung bzw. Versetzungsdichte wie der 20MnB5, was bei einer nahezu gleichen Härte bzw. Anfangsfließspannung zu erwarten war. Wie schon die lichtmikroskopischen und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen zeigten, sind im C75S keine großen Martensitnadeln wie beim 20MnB5 zu detektieren. Aufgrund der großen Anzahl an vielen kleinen Bainitnadeln und kleineren Martensitnadeln zeigt das Beugungsbild sehr viele Reflexe und besitzt somit eine hohe Missorientierung der Kristalle. Das adiabatische Scherband zeigt, wie auch der 20MnB5, stark elongierte Subkörner. Die Mikrostruktur beider Stähle im Band ist also Vergleichbar. Ein Unterschied ist allerdings, dass die dynamische Rekristallisation bei dem C75S noch nicht so weit fortgeschritten ist wie bei dem 20MnB5. Dies zeigt sich an den Reflexen der Feinbereichsbeugung. Einerseits sind viele kleine Reflexe detektierbar, die auch hier auf die Bildung von äquibiaxialen Körnern schließen lassen. Andererseits zeigen sich noch starke Reflexe einer Vorzugsorientierung. Diese stammt von vorhandenen elongierten Subkörnern ohne äquibiaxiale Körner. Es ist also noch keine vollständige Umwandlung der lamellaren Subkörner in die kleineren Körner erfolgt und somit die dynamische Rekristallisation noch nicht so weit fortgeschritten wie bei dem 20MnB5. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Beobachtungen der anderen Untersuchungen, in denen sich zeigte, dass der C75S eine generell geringere Scherneigung hat und dementsprechend auch mehr Energie benötigt, um die gleiche mikrostrukturelle Evolutionsstufe im Scherband zu erreichen wie der 20MnB5 (bei gleicher Eingangs- bzw. Schnittenergie für die Stähle).

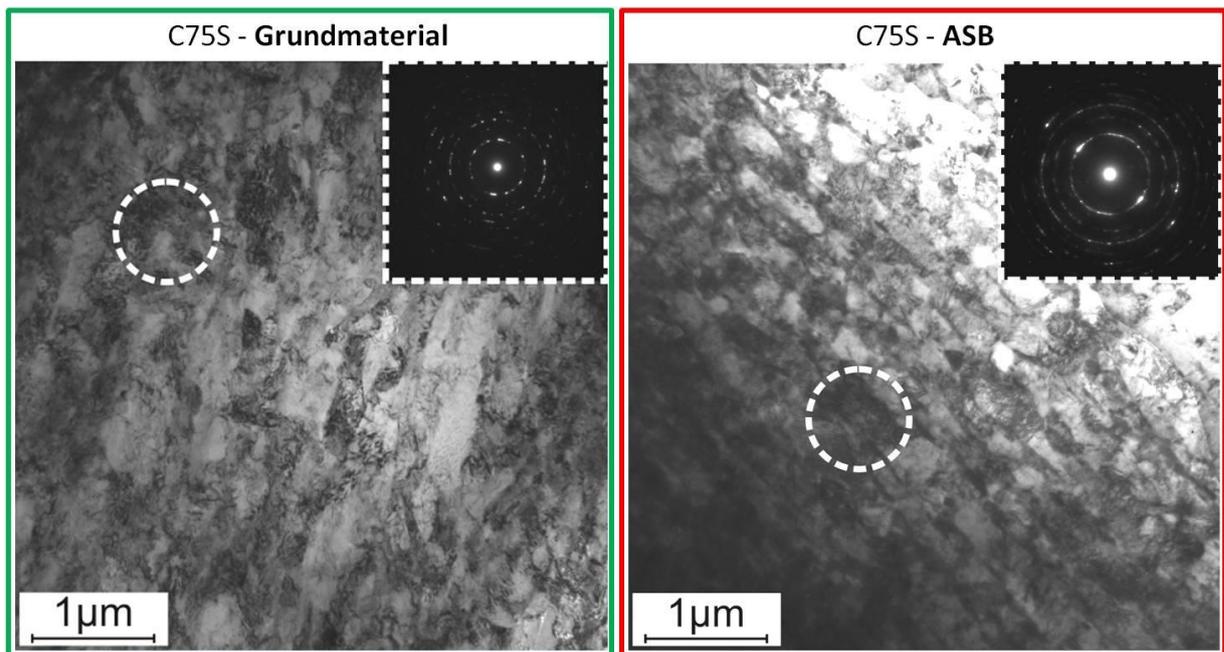


Abbildung 5-10: TEM-Aufnahmen des Grundmaterials und des Scherbandes (ASB) des C75S. Das Grundmaterial zeigt eine ähnlich hohe Verfestigung (dunkle Bereiche) wie der 20MnB5. Aufgrund der vielen kleinen Martensit- und Bainitnadeln zeigt die Feinbereichsbeugung sehr viele Reflexe (hohe Misorientierung). Im Scherband zeigen sich ebenfalls stark elongierte Subkörner in denen sich äquibiaxiale Subkörner bilden. Dies führt einerseits zu vielen Reflexen in der Feinbereichsbeugung, andererseits zeigen sich starke Reflexe die eine hohe Orientierung indizieren. Dies stammt vermutlich von elongierten Subkörnern, in denen sich noch keine äquibiaxiale Körner ausgebildet haben. Das heißt die dynamische Rekristallisation ist hier noch nicht so weit fortgeschritten wie beim 20MnB5. Trotzdem ist auch dieses Gefüge im Scherband nanokristallin.

Figure 5-10: TEM images of the base material and the shear band (ASB) of the C75S. The base material shows a similarly high hardening (dark areas) as the 20MnB5. Due to the many small martensite and bainitic needles, the fine range diffraction shows many reflections (high misorientation). The shear band also shows strongly elongated subgrains in which equibiaxial subgrains form. On the one hand, this leads to many reflections in the fine-range diffraction, on the other hand, strong reflections indicate a high orientation. This probably originates from elongated subgrains in which no equibiaxial grains have formed yet. That means, dynamic recrystallization is not as advanced here as in 20MnB5. Nevertheless, this structure in the shear band is also nanocrystalline.

5.1 Nanoindentation Nanoindentation

Die Charakterisierung des mechanischen Verhaltens der Scherbänder (Labormaßstab und industrieller Maßstab, siehe Kapitel 7) und des umgebenden, nicht verformten Grundmaterials wurde mithilfe der Nanoindentation durchgeführt. Es wurde ein Berkovich-Indenter aus Diamant und eine Eindringkraft von 100 mN verwendet. Geprüft wurde mit einem Nanoindenter der Firma ASMEC GmbH im QCSM-Modus. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 5-11 belegen, dass die Indentierung der Scherbänder und natürlich auch des Grundmaterials erfolgreich war. Die Scherbandbreiten der im Labor initiierten und der industriell erzeugten Scherbänder wurden ebenfalls verglichen. Es zeigte sich, dass für die Breite eine gute Korrelation zwischen den Druckscherproben und den Butzen bzw. der Ronde besteht. Die Bänder in den Druckscherproben erreichten eine mittlere Breite von 50 µm, während die Scherbänder am Butzen 25 µm breit sind. Allerdings muss die Breite der Scherbänder des Butzens mit 2 multipliziert werden, da der andere Teil des Scherbandes noch an der Schnittkante des Abfallbleches ist. So ergibt sich die gleiche Breite von 50 µm.

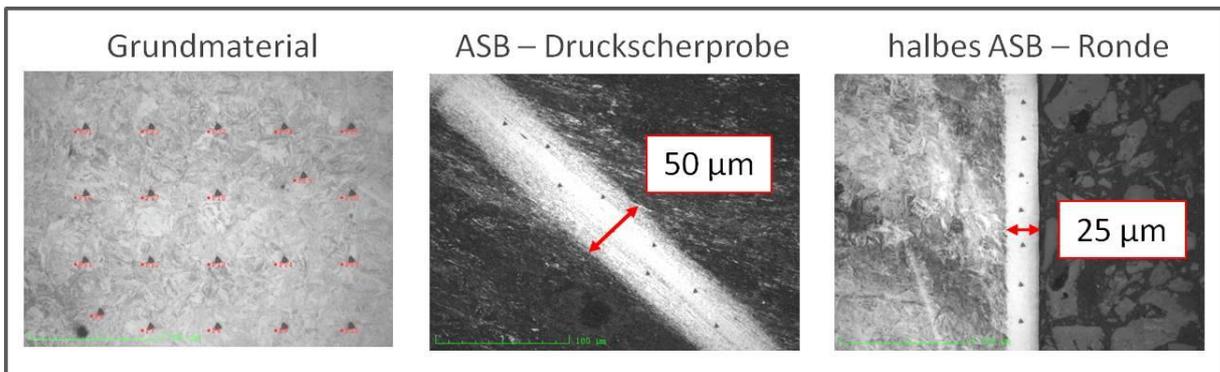


Abbildung 5-11: Dargestellt sind lichtmikroskopische Aufnahmen nach der Nanoindentation. Es zeigt sich, dass die Scherbänder (ASB) mit hoher Präzision indentiert werden konnten. Ebenfalls wurde die Breite der Scherbänder aus dem labor- und industriellen Maßstab verglichen. Beide zeigen eine vergleichbare Breite von ca. 50 µm (für Ronde 25 µm x 2, da restliches ASB im Abfallblech).

Figure 5-11: Shown are light micrographs after nanoindentation. It turns out that the shear bands (ASB) could be identified with high precision. Also, the width of the shear bands from the laboratory and industrial scale was compared. Both show a comparable width of about 50 microns (for blank 25 microns x 2, since residual ASB in the waste sheet).

Die Auswertung der Nanoindentationsveruche für die zwei Stähle (Abbildung 5-12) zeigt, dass die Härte im Scherband (blaue Kurven) generell höher ist als im Grundmaterial (rote Kurven). Die Härte als einzelner Wert wurde bei beiden Stählen erst ab 500 nm Indentierungstiefe ausgewertet. Dies wird so durchgeführt, da die Proben für die Indentierung angeätzt werden müssen, um die Scherbänder präzise indentieren zu können. Aus diesem Grund gibt es im Versuch ein Ätzrelief, das zuerst von der Indenterspitze eingeebnet werden muss. So kommt es zu einem gewissen Einlauf der Härtekurven mit einer sehr großen Streuung. Die Auswertung findet ab einem Wert statt, an dem es bei allen Proben zur Ausbildung eines Härteplateaus kommt, in diesem Fall bei ca. 500 nm. Der C75S zeigt einen deutlich größeren Härtezuwachs des Scherbandes als der 20MnB5. Die Härte des Bandes ist um ca. 510 HV höher als die Härte der Matrix. Der 20MnB5 zeigt hier lediglich eine Aufhärtung um 150 HV. Dies korreliert wieder sehr gut mit den bisherigen Ergebnissen. Aufgrund der geringeren Scherneigung und der höheren thermischen Stabilität des martensitisch-bainitischen Gefüges des C75S ist die

dynamische Rekristallisation im Scherband nicht so weit fortgeschritten wie bei dem 20MnB5. Dies führt dazu, dass der Anteil an Verformungsverfestigung im Band des C75S deutlich größer und somit auch die Härte höher ist als bei dem Scherband des 20MnB5. In den Temperaturversuchen im SHPB konnte gezeigt werden, dass der 20MnB5 schon bei deutlich geringeren Temperaturen stark entfestigt. Somit tritt auch die Scherbandinitiierung deutlich eher ein und die auftretende Verformungsverfestigung kann über die hohen Temperaturen im Scherband ebenfalls früher abgebaut werden (dynamische Erholung). Zusätzlich steht dank der zeitigen Scherbandinitiierung noch viel Energie für die dynamische Rekristallisation, also die Umwandlung des Gefüges im Scherband, zur Verfügung (siehe TEM-Auswertung). Bei dem C75S wird zunächst ein großer Teil der aufgebrachtten Energie aufgrund der geringeren dehnratenabhängigen Verfestigung in plastische Verformung umgesetzt. Die Entfestigung setzt demzufolge erst später ein. Folglich wird das Scherband später initiiert und es steht nicht mehr so viel Energie für die dynamische Rekristallisation im Scherband zur Verfügung. Durch die weiter fortgeschrittene dynamische Rekristallisation im Scherband des 20MnB5 wird die hohe Versetzungsdichte mit der Kornneubildung im Band stärker abgebaut und die Festigkeit sinkt stärker als beim C75S. Zusammenfassend erklärt die resultierende hohe Härte des Scherbandes des C75S, warum der Stahl nicht mit der gleichen Energie geschnitten werden konnte wie der 20MnB5 und es zu einem teilweisem Versagen im weicherem Grundgefüge neben dem Scherband kam (siehe Kapitel 7). Ein weiteres wichtiges Ergebnis ist die Auswertung des jeweiligen Kurvenverlaufes der im Labor (gestrichelte Linie) und im industriellen Maßstab (durchgehende Linie) initiierten Scherbänder. Es zeigte sich, dass die Verläufe nahezu deckungsgleich sind. Das heißt, es kann davon ausgegangen werden, dass auch die Mikrostruktur im Scherband sehr wahrscheinlich identisch ist. So konnte gezeigt werden, dass die Scherbänder aus dem Labormaßstab und dem industriellen Maßstab sehr gut miteinander vergleichbar sind.

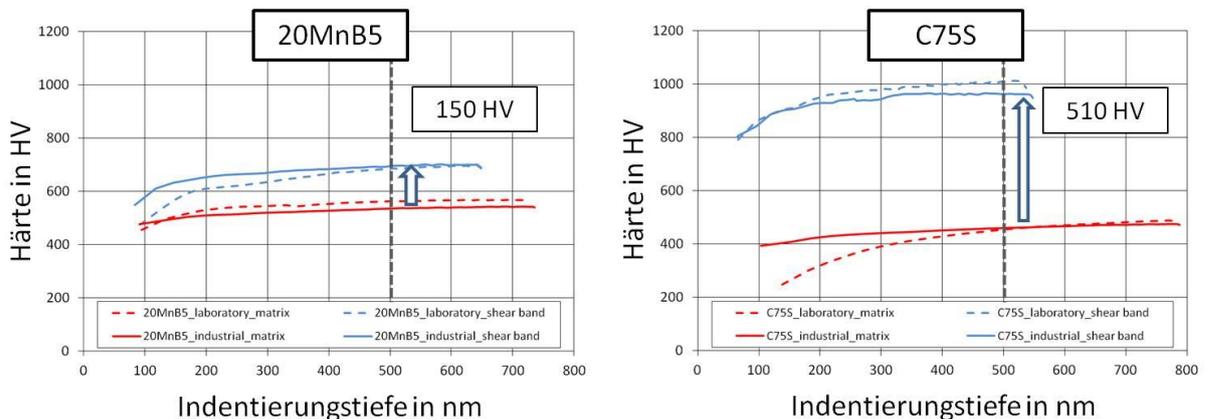


Abbildung 5-12: Dargestellt sind repräsentative Kurvenverläufe der Nanoindenterversuche beider Stähle. Es wurden jeweils das Scherband und das Grundmaterial der Druckscherproben (Labormaßstab) und der industriell gefertigten Butzen (industrieller Maßstab) indentiert. Es zeigte sich, dass die Härte des Scherbandes immer über der Härte des Grundgefüges lag. Die Aufhärtung des C75S lag bei 500 nm Indentierungstiefe bei 510 HV, wohingegen die Härte bei dem 20MnB5 nur 150 HV betrug. Die Kurvenverläufe von Labormaßstab und industriellem Maßstab waren nahezu identisch. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Mikrostruktur beider Bänder vergleichbar ist.

Figure 5-12: Representative curves of the nanoindenter tests of both steels. In each case, the shear band and the base material of the shear compression specimen (laboratory scale) and the industrially manufactured parts (industrial scale) were identified. It was found that the hardness of the shear band was always above the hardness of the basic structure. The level of homogeneous hardening of the C75S was at 500 nm indentation depth with 510 HV, whereas the hardness at the 20MnB5 was only 150 HV. The curves of laboratory scale and industrial scale were almost identical. This is an indication that the microstructure of both bands is comparable.

6 Analytische und Numerische Untersuchungen **Analytical and numerical investigation**

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Material- und Simulationsparameter auf die adiabatische Scherbandbildung untersucht. Aufgrund der sehr geringen Prozesszeit ist es bislang nicht möglich, im Scherband einsetzende Prozesse messtechnisch zu erfassen. Daher wird über analytische Ansätze versucht, die sich einstellende Prozesstemperatur im Scherband abzuschätzen. Die Simulation des Prozesses ist deutlich zeitintensiver, liefert aber einen höheren Erkenntnisgewinn bezüglich der vorherrschenden Prozesse, sodass auf dessen Grundlage Ableitungen für die Nutzung von Werkstoffen erfolgen kann. Auf Grundlage der im Kapitel 3 ermittelten Materialkennwerte konnte als Ergebnis dieses Kapitels u. a. die notwendige Prozessenergie und Geschwindigkeit für das adiabatische Scherschneiden ermittelt werden. Zusätzlich konnte gezeigt werden, dass das adiabatische Scherschneiden sich vom konventionellen Scherschneiden hinsichtlich der einsetzenden Spannungen grundlegend unterscheidet.

In this chapter, the influence of the material and simulation parameters on the adiabatic shear band formation is investigated. Due to the very short process time, it is not yet possible to measure the processes occurring in the shear band. Therefore, analytical approaches are used to estimate the evolution of the process temperature in the shear band. The simulation of the process is significantly more time consuming, but provides a higher insight into the prevailing processes. Consequently, on this basis derivations for the use of suitable materials can be made. On the basis of the material characteristics determined in section 3, as a result of this chapter i. a. the necessary process energy and speed are determined. In addition, it could be shown that adiabatic shear cutting is fundamentally different from conventional shear cutting with respect to the onset of stresses.

Zur Untersuchung der im Prozess herrschenden Zustände, welche insbesondere Umformraten, Umformgrade und Temperaturen umfassen, kommen FEM-Methoden und analytische Methoden zum Einsatz. Hierdurch können zum einen in Abhängigkeit des Materialverhaltens notwendige Trennenergien vorhergesagt werden. Zum anderen kann aus den analytischen Modellen rückwirkend ermittelt werden, welche Prozesstemperaturen während der Materialtrennung vorliegen. Zur Analyse des Spannungszustandes und der In-situ-Kinematik (Verteilung der Dehnung über den Schnittspalt) werden hochauflösende FEM-Simulationen verwendet, um die sehr lokalen Effekte abbilden zu können.

6.1 Analytische Modelle Analytical models

6.1.1 Berechnung der Trennenergie Determination of separation energy

Eine erste Abschätzung der notwendigen Trennenergie kann über einen linearen Zusammenhang zwischen Scherwiderstand, hier τ_{Scher} , der Scherfläche A_{Scher} und der maximalen Verschiebung s_{krit} bis zur Materialtrennung ermittelt werden.

$$W = A * \tau_{Scher} * s_{krit} \quad (6)$$

Der Scherwiderstand kann aus der maximalen Schubspannung des Werkstoffes direkt bestimmt werden

$$0.8 * \sigma_{Rm} = \tau_{Scher} \quad (7)$$

Die Ermittlung der maximalen Verschiebung s_{krit} kann für das konventionelle Scherschneiden über eine optische Messung oder anhand der Kraftkurve identifiziert werden. Aufgrund der sehr kurzen Prozesszeit und der sehr lokalen Deformation bietet sich beim adiabatischen Scherschneiden die Verwendung von Beschleunigungsmessern an, über welche anhand der Amplitude der Zeitsignale ebenfalls der Zeitpunkt der Materialtrennung ermittelt werden kann.

Eine Ermittlung der genauen Verschiebung zum Versagenszeitpunkt war nicht möglich, jedoch kann zur Abschätzung der benötigten Energie hier eine obere Schranke ermittelt werden. Im Experiment taucht der Stempel nur bis zu 90% der Blechdicke in das Material ein. Darüber kann eine obere Grenze für s_{krit} abgeschätzt werden.

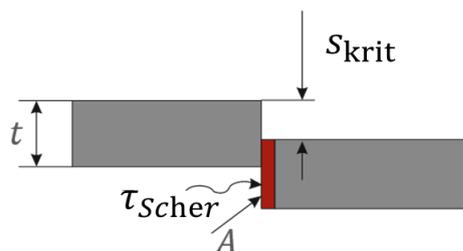


Abbildung 6-1: Schematische Darstellung der Prozessgrößen zur Berechnung der Trennenergie beim Scherschneiden.

Figure 6-1: Schematic representation of the process variables for calculating the separation energy for shear cutting.

In Tabelle 2 sind für die jeweiligen untersuchten Materialien die Trennenergien angegeben, welche sich aus den bereits ermittelten Kenngrößen aus Kapitel 3 ergeben. Insgesamt zeigt sich, dass die zum Trennen benötigten Energien für beide Werkstoffe ähnlich sind. Hierbei besitzt der 20MnB5 eine größere Blechstärke, dafür eine etwas geringeren Zugfestigkeit gegenüber dem C75S. Für die beiden Werkstoffe ergibt sich eine Trennenergie von 409,3 J für den 20MnB5 Werkstoff bzw. für den C75 Werkstoff 412,2 J.

Tabelle 2: Übersicht der benötigten Prozessenergie für die beiden Werkstoffe 20MnB5 und C75S.

Table 2: Overview of the required process energy for the two materials 20MnB5 and C75S.

Material	s_{crit}	τ_{Scher}	W_{max}
20MnB5	4,23 mm	1024 MPa	409,3 J
C75S	4,05 mm	1080 MPa	412,2 J

6.1.2 Bestimmung der Trennenergie über Geschwindigkeitsmessungen Determination of cutting energy based on measurement of the velocity

Die Trennenergie auf der industriellen Presse (Adia4) wird über einen Druckbehälter bereitgestellt. Nach Lösen eines Magnetventils wird ein Schlagbolzen eine definierte Strecke beschleunigt. Dieser trifft mit einer energiespezifischen Geschwindigkeit auf einen Transmitterstab, welcher den Schlagimpuls an das Werkzeug weiterleitet. Dieser ist auf Dämpfern gelagert, sodass ein Teil der im Werkzeug vorhandenen Energie in diesem dissipiert. Über die Beschleunigungsstrecke und das Gewicht des Schlagbolzens kann die theoretische Eingangsenergie berechnet werden. Bei jedem Übertrag des Impulses wird ein Teil der Energie dissipiert. Dieser Anteil kann über die Geschwindigkeiten der Bauteile nach dem Impulsübertrag ermittelt werden. In der folgenden Abbildung ist ein Energieflussschaubild dargestellt, in dem die bereitstehende Energie an den jeweiligen Stellen gekennzeichnet ist. Bei einer theoretischen Eingangsenergie von 700 J bleiben für das Verrichten der Schneidarbeit nur 240 J, welches in etwa 40 % der ursprünglichen Energie entspricht. Die resultierende effektive Schneidenergie ist abhängig von dem verwendeten Werkzeugaufbau, welcher innerhalb dieses Projektes nicht geändert wurde, sodass das Verhältnis der effektiven zur theoretischen Trennenergie als konstant anzunehmen ist.

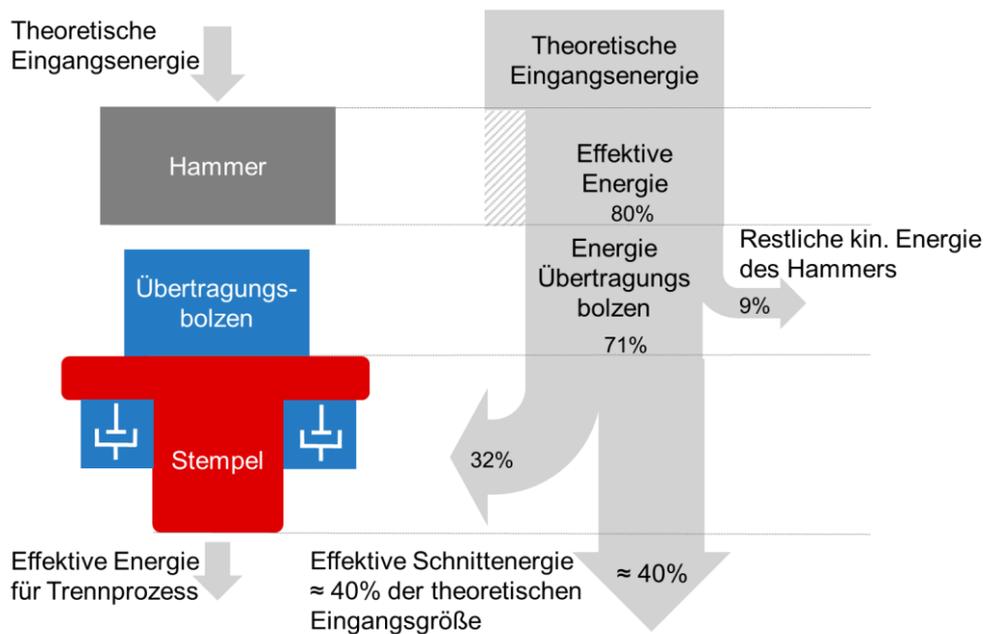


Abbildung 6-2: Schematische Übersicht der absorbierten Prozessenergie bis zum Einsetzen der Trennoperation.

Figure 6-2: Schematic overview of the absorbed process energy until the start of the blanking process.

6.1.3 Bestimmung der Temperatur über Energieäquivalenz Determination of temperature by energy equivalence

Da die lokalen, im Scherband herrschenden Temperaturen aufgrund der kurzen Prozesszeit von < 1 ms nicht mittels Kalorimetrie gemessen werden können, kann die Temperaturentwicklung über den Leistungssatz ermittelt werden. Hierbei wird angenommen, dass die Umformarbeit zum Großteil in Wärme umgewandelt wird. Das Verhältnis, zu dem die angreifende äußere Last in die Temperaturentwicklung involviert ist, ist über den Taylor-Quinney-Faktor β gegeben, welcher üblicherweise bei $\beta \approx 0,85$ liegt. Hierbei wird die zeitliche Änderung der im Material enthaltenen Wärmeenergie mit der folgenden Differenzialgleichung beschrieben:

$$\dot{T} c_p(T) \rho V = \dot{W} = \beta k_f(T) \dot{\phi} V \quad (8)$$

\dot{W} entspricht der intern dissipierten plastischen Leistung aufgrund der Deformation, während V dem umgeformten Volumen entspricht. Die Zeitintegration wurde über eine Euler-Vorwärtsintegration durchgeführt. Hieraus ergab sich eine Temperaturerhöhung von $\Delta T_{A_I} = 687K$. Diese Ergebnisse korrelieren gut mit den in der Literatur angegebenen (Lins et al., 2013) Temperaturen von mehr als $700^\circ C$. Diese Temperaturerhöhung entspricht einer thermischen Entfestigung des Materials um 62% der Fließspannung. Dieser Ergebnisse wurden mit denen einer Materialbeschreibung über tabellierte Daten (JMatPro) verglichen und in Abbildung 6-3 dargestellt. Es zeigt sich, dass aufgrund der geringeren Festigkeit (durchgezogene Linien) insgesamt weniger plastische Arbeit im Material umgesetzt wird. Die hierbei entstehende Temperaturerhöhung liegt bei $270^\circ C$, welches einer geringen thermischen Entfestigung von 16% entspricht. Durch die nicht hinreichende Beschreibung der Fließspannung, wird die in der Scherzone entstehende Temperatur und die notwendige plastische Leistung sehr ungenau vorhergesagt.

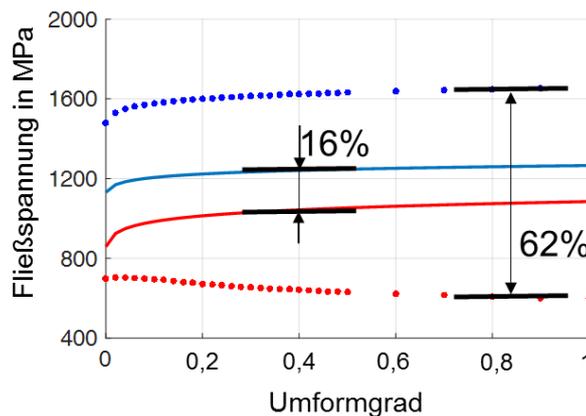


Abbildung 6-3: Vergleich der thermischen Entfestigung für charakterisiertes Werkstoffverhalten (gepunktete Kurve) und tabellierten Daten (durchgezogene Kurve).

Figure 6-3: Comparison of thermal softening by means of characterized material behavior (dotted curve) and tabulated data (solid curve).

6.2 FE-Simulation FE-Simulation

Zur Abbildung der lokalen Effekte, wie der Entwicklung der Temperatur, Dehnraten und Spannungszustandes während des adiabatischen Scherschneidens, wurde der Prozess mithilfe eines FE-Programms (FORGE) abgebildet. Die Software kann sowohl 2D als auch 3D-Berechnungen durchführen. Die Diskretisierung der Geometrie erfolgt über Dreieckselemente in der 2D Simulation bzw. Tetraederelemente in 3D. Hierbei wird das Geschwindigkeitsfeld über einen linearen Ansatz abgebildet, der auf Elementlevel die Brezzi-Babuska Bedingungen erfüllt. Hierdurch kann eine stabilere Lösung erzeugt werden. Der Solver löst die nichtlinearen Gleichungen durch eine implizite Newton-Methode, wodurch die Rechenzeit nicht von der Größe der Elemente, sondern durch deren Anzahl beeinflusst wird. Aufgrund der starken Lokalisierung der Deformation, auf etwa 20-50 μm muss die Elementgröße entsprechend gering gewählt werden, um das auftretende Deformationsverhalten abbilden zu können. Hierbei werden Remeshing-Verfahren verwendet, um bei großen Deformationen einen Verlust der Genauigkeit durch die Verzerrung des Netzes zu verhindern. Weiterhin wird eine thermomechanische Kopplung verwendet, in der der Temperaturanstieg durch die plastische Deformation nach jedem Zeitintegrationsschritt aktualisiert wird. Das nichtlineare Materialverhalten wird über das identifizierte Johnson-Cook-Modell (Kapitel 4) abgebildet, welches insbesondere für hohe Umformraten und thermische Kopplungen verwendet wird.

Wie in Abbildung 6-4 dargestellt, handelt es sich bei der untersuchten Demonstratorgeometrie um einen geschlossenen Schnitt mit einem kreisrunden Durchmesser von 30 mm. Aufgrund der Geometrie kann zur Reduzierung der Rechenzeit eine Rotationssymmetrie verwendet werden, sodass durch eine 2D-Berechnung das Verformungsverhalten, sowie das resultierende Materialverhalten, hinreichend abgebildet werden kann. Weiterhin zeigte das Materialverhalten ein nahezu isotropes Verhalten, somit konnte ein isotropes Fließkriterium angesetzt werden. Bei der Größe der Elemente ist in diesem Zusammenhang darauf zu achten, dass diese nicht eine kritische Größe überschreiten. Ist dies der Fall, werden die auftretenden lokal sehr hohen Umformraten mit denen außerhalb der Lokalisierung homogenisiert, was zu einer künstlichen Reduktion der Deformationsrate führt. Die minimale Netzgröße wurde hierbei mit einer Größe von 3 μm festgesetzt. Um eine möglichst geringe Rechenzeit zu erhalten wurden die Elemente außerhalb des Schneidspaltes größer gewählt. Um den Gradienten der Netzgröße zwischen den Zonen zu begrenzen, wurde die Netzgröße mit zunehmenden Abstand zur Schneidzone sukzessiv vergrößert. Abbildung 6-4 zeigt die Verteilung der Netzgrößen über den Durchmesser.

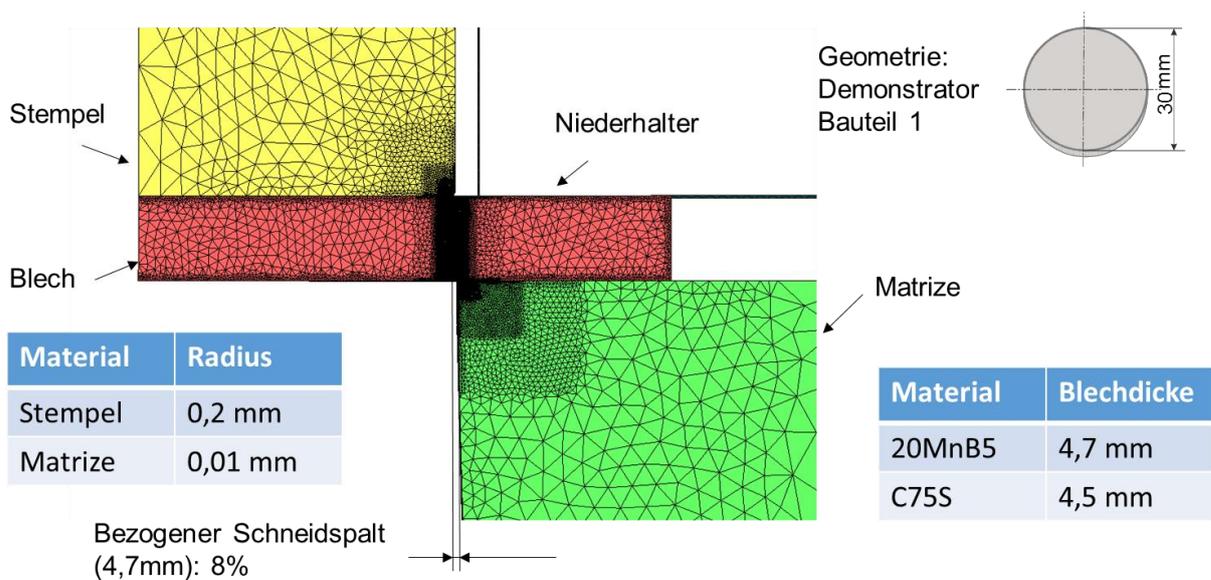


Abbildung 6-4: Übersicht der Prozesskenngrößen und der Aktivelemente in der Simulation sowie die unterschiedliche Netzgröße über den Durchmesser der Probe.

Figure 6-4: Overview of the process parameters and the active elements in the simulation, as well as the different mesh size over the diameter of the sample.

Prozessbedingt stellt sich beim Scherschneiden eine hohe Deformation innerhalb der Scherzone ein, die zu einer starken Verzerrung der Elemente in dieser führen. Wenn diese eine kritische Größe überschreiten, ist eine numerische Berechnung des Gleichgewichtszustandes nur noch bedingt möglich. Daher wird eine Neuvernetzung des Bleches durchgeführt. Immer, wenn in einem Element ein Dehnungszinkrement von $\Delta\bar{\varphi} = 0,2$ überschritten wurde, wird dieses neu vernetzt. Zusätzlich wird das Netz in einem konstanten zeitlichen Abstand ebenfalls neu vernetzt.

Alle aktiven Werkzeugelemente, wie der Blechniederhalter, die Werkzeugmatrize und der Stempel, wurden ideal starr modelliert. Zur Verbesserung der Kontaktbedingungen wurden die Werkzeuge analog zur Diskretisierung des Bleches gestaltet, sodass die Elementgröße ($3\ \mu\text{m}$) im Bereich der Scherzone und der Schneidkanten diese gut auflösen konnten.

Beim adiabatischen Scherschneiden ist der Wärmetransport aufgrund der begrenzten Leitfähigkeit des Materials und der kurzen Prozesszeit nahezu ausgeschlossen. Insbesondere wird die plastische Leistung in einer Zone hervorgerufen, an der ein Kontakt zu den Werkzeugen nur über eine Schneidkante gegeben ist. Zusammen mit dem Temperaturgradienten und der kleinen Kontaktfläche berechnet sich die Wärmemenge, die während des Prozesses abgeführt wird. Aufgrund der sehr geringen abgeführten Wärme, wurde der Wärmeaustausch zwischen den Werkzeugen und dem zu trennenden Material nicht berücksichtigt. Der aktive Werkzeugstempel wurde mittels Verschiebungsrandbedingung zunächst mit einer konstanten Geschwindigkeit modelliert. Die verwendete Schnittgeschwindigkeit von 5 m/s entspricht einer äquivalenten Schnittenergie von 550 J im Experiment. Der sowohl experimentell als auch numerisch untersuchte Prozess weist eine rotationssymmetrische Geometrie auf, daher kann hier die Rechenzeit durch Ausnutzung der Symmetrie reduziert werden.

Das geometrische Setup wurde analog zu den Experimenten aufgebaut, sodass sich für den C75S-Werkstoff, mit einer Blechstärke von $s = 4,5 \text{ mm}$, ein relativer Schneidspalt von $u/s = 4,36 \%$ ergibt. Zur Beschreibung des Verformungsverhaltens wurden die im Kapitel 3 beschriebenen temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven verwendet. Bei der Modellierung des Versagensverhaltens wurde das Modell von Cockroft-Latham verwendet. Die mittels Simulation ermittelte Trennenergie und die Verteilung der Temperatur über die Scherbandbreite kann Abbildung 6-5 entnommen werden. Es wurde hierbei Umformwärme aufgrund von Reibungsvorgängen durch Relativbewegungen zwischen Schneidstempel und Blechwerkstoff im Bereich von ca. $1108 \text{ }^\circ\text{C}$ ermittelt, während die Temperatur in der Umformzone im Mittel 833°C entsprach.

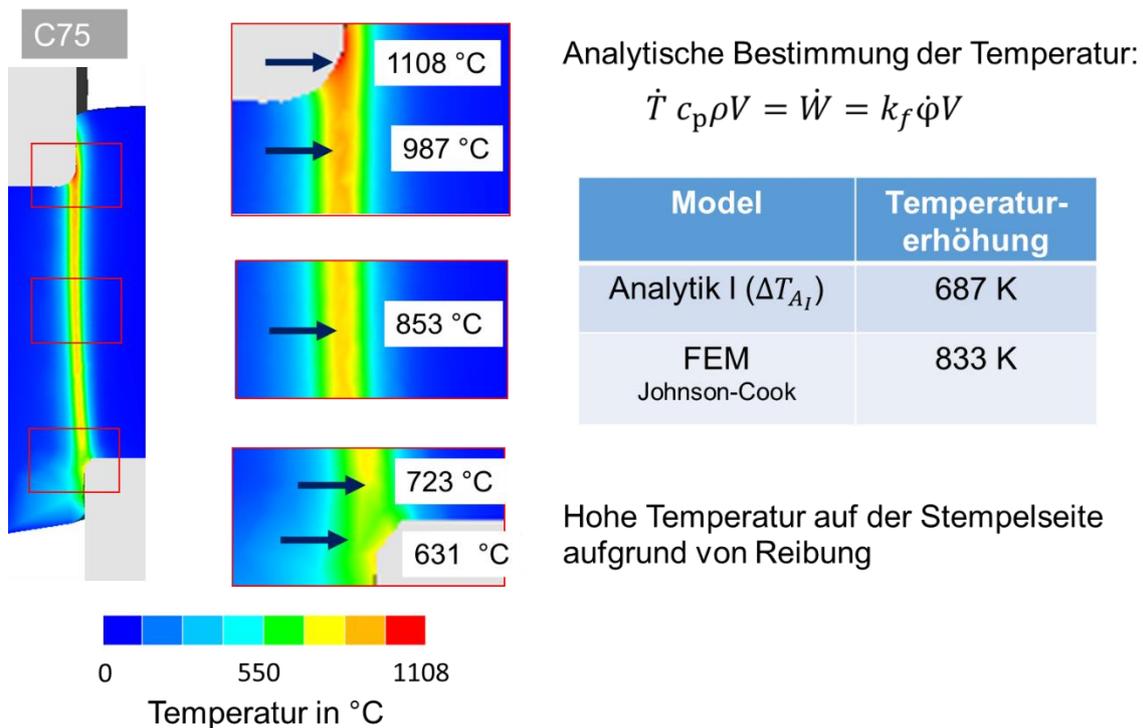


Abbildung 6-5: Temperaturverlauf in der Scherzone für den C75S-Werkstoff.

Figure 6-5: Temperature gradient in the shear zone for the C75S material.

6.2.1 Netzsensitivitätsanalyse Mesh sensitivity analysis

Zur Auflösung der lokalen Phänomene ist die Netzgröße von zentraler Bedeutung, daher wurde eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt. Ziel war es hierbei, eine ausreichend kleine Elementgröße zu bestimmen, um die Lokalisierungseigenschaften und das Materialverhalten akkurat abbilden zu können, jedoch gleichzeitig eine möglichst geringe Rechenzeit zu verwenden. Aus den mikroskopischen Untersuchungen (siehe Kapitel 5) konnte bereits ermittelt werden, dass die sich einstellende Scherbandbreite unterhalb von $50 \mu\text{m}$ liegt. Um ebenfalls innerhalb dieses Bereiches eine Aussage über das Verhalten treffen zu können, ist dieser Bereich mit einer ausreichenden Anzahl an Elementen zu vernetzen.

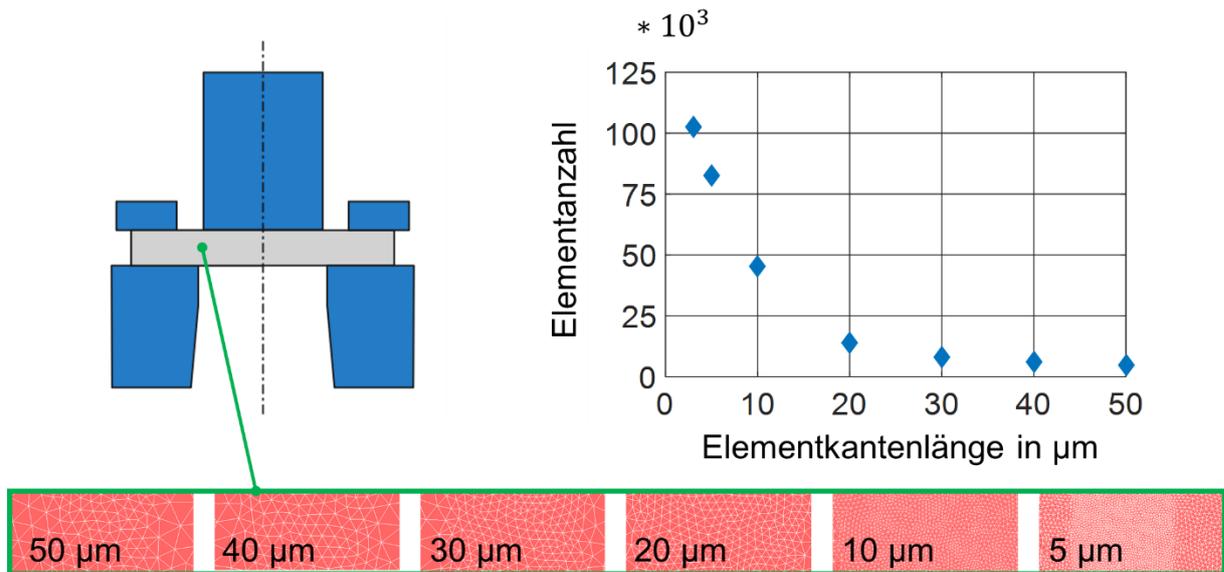


Abbildung 6-6: Übersicht der verwendeten Netzgrößen in der Scherschneidzone und der Elementanzahl für eine 2D-Simulation.

Figure 6-6: Overview of the mesh sizes used in the shear zone and the number of elements for a 2D simulation.

Die Materialtrennung wird über ein Versagenkriterium in Kombination mit einer Elementlöschung vorhergesagt. Hieraus folgt implizit, dass durch die Elementlöschung Energie, in Form von Wärme und plastischer Deformation, aus dem bestehenden System entfernt wird. Zur Minimierung des durch Elementlöschung entstehenden Effektes des Energieverlusts besteht eine weitere Notwendigkeit einer Begrenzung der Elementgröße.

6.2.2 Prozessanalyse mittels FEM Process analysis by FEM

Die beiden Materialien weisen insbesondere für hohe Dehnraten, aufgrund ihrer dehnratenabhängigen Verfestigung, ein stark unterschiedliches Materialverhalten auf. Zur Identifikation der Einflüsse auf die Initiierung und Ausbildung von adiabatischen Scherbändern wurde hierfür eine 3D-Simulation aufgebaut. Hierbei wurde zur Reduzierung der Berechnungszeit nur eine Teilgeometrie, ein 5° -Ausschnitt des gesamten Bauteils mit zwei entsprechenden Symmetrieebenen, aufgebaut. Die Kantenlänge der Elemente wurde mit $5 \mu\text{m}$ festgelegt. Die Werkzeuge wurden aufgrund der starren Eigenschaften und des sehr geringen Einflusses auf die Rechenzeit ohne Symmetrierandbedingungen abgebildet.

Für beide Materialien gilt, dass die Ausbildung der Lokalisierung der plastischen Dehnungen nach einer sehr geringen Stempelverschiebung stattfindet. In Abbildung 6-7 ist die zeitliche Abfolge bis zur Lokalisierung für beide Werkstoffe abgebildet. Der 20MnB5-Werkstoff zeigt hier eine deutlich schnellere Lokalisierung im Vergleich zum C75-Werkstoff. Gleichzeitig ist die sich einstellende Scherbandbreite (letztes Teilbild rechts) beim C75 deutlich breiter. Dies liegt an der höheren Dehnratsensitivität. Durch die Zunahme der Lokalisierungsbreite wird gleichzeitig eine geringere Umformrate in dieser Zone erreicht, weil die angreifende Verschiebung auf ein größeres Volumen verteilt wird.

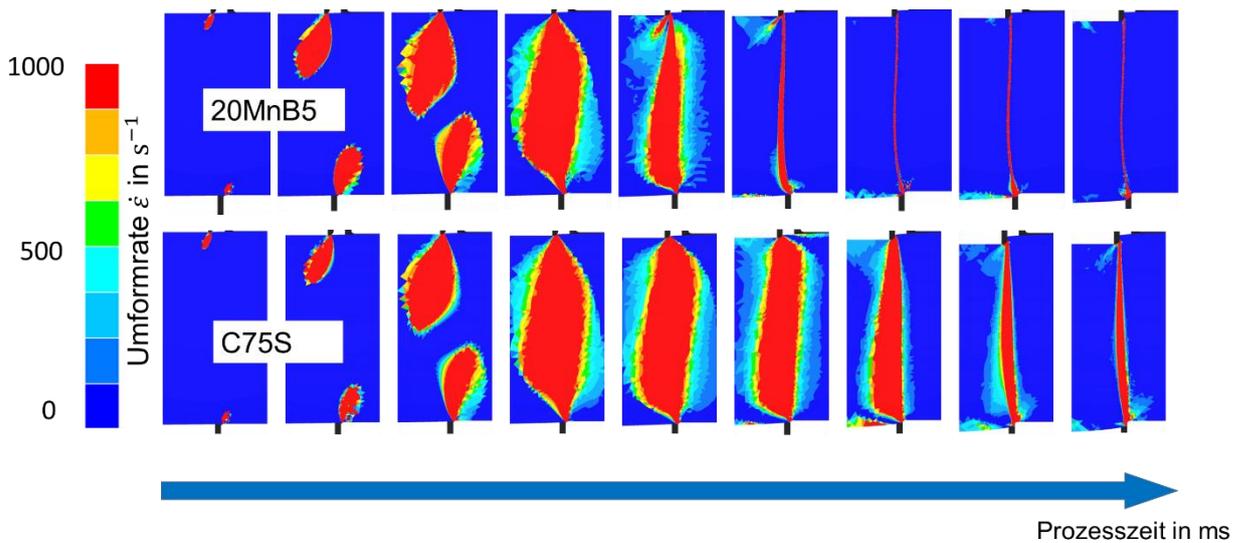


Abbildung 6-7: Übersicht des unterschiedlichen Lokalisierungsverhaltens beider Werkstoffe. 20MnB5 (oben) weist eine deutlich schnellere Lokalisierung auf als der C75S (unten) Werkstoff. Die sich einstellende Scherbandbreite ist beim C75S größer.

Figure 6-7: Overview of the localization behavior of both materials. 20MnB5 (top) has a much faster localization than the C75S (bottom) material. The resulting shear band width is larger for the C75S.

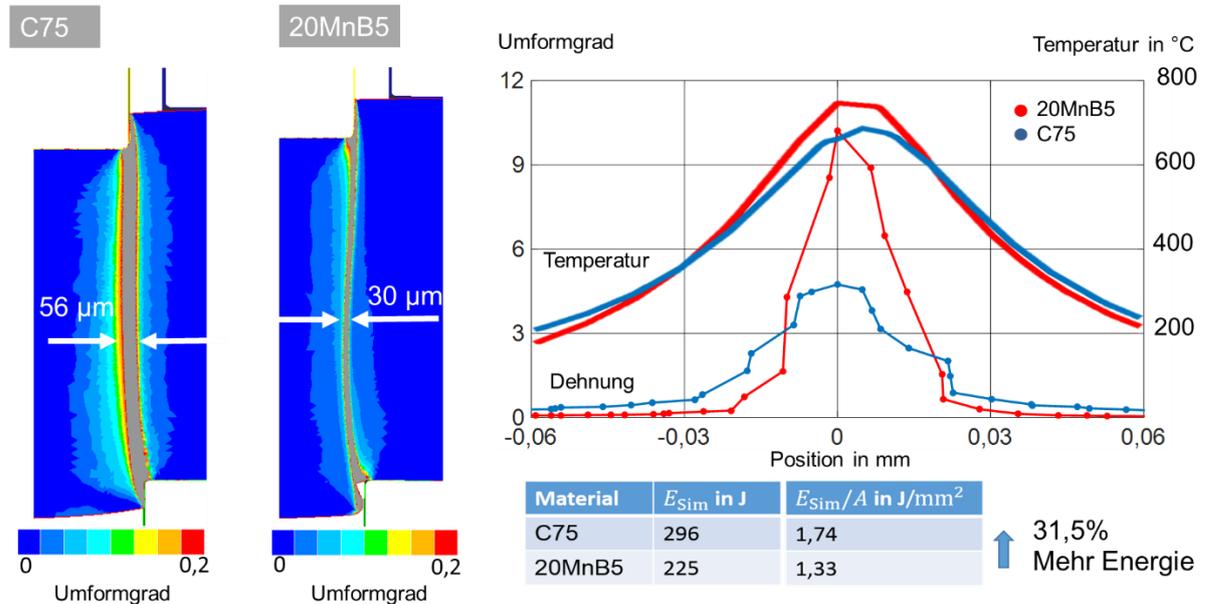


Abbildung 6-8: Übersicht des unterschiedlichen Materialverhaltens beider Werkstoffe. 20MnB5 (rot) weist eine stärkere Lokalisierung mit einer lokal höheren Prozessstemperatur auf als C75S (blau).

Figure 6-8: Overview of the material behavior of both materials. 20MnB5 (red) has a stronger localization with a locally higher process temperature than the C75S material (blue).

Die über das FE-Modell berechneten maximalen Dehnungen in der Lokalisierungszone sowie die Dehnraten und die Temperaturverteilung sind in Abbildung 6-8 angegeben. Für einen Längsschnitt ist für beide Werkstoffe der jeweilige Verlauf abgebildet. Aus diesen Längsschnitten lässt sich, trotz ähnlicher Temperaturentwicklung, das Lokalisierungsverhalten hinsichtlich der Scherbandbreite gut erkennen. Hier zeigt sich, dass die erreichten Umformgrade beim 20MnB5 nahezu um einen Faktor 2 höher liegen ($\bar{\varphi}_{C75} = 4,8$ und $\bar{\varphi}_{20MnB5} = 10,1$).

Die im Scherband entstehenden Umformgrade konnten aufgrund des sehr spröden Materialverhaltens nicht charakterisiert werden. Selbst für einen sehr duktilen Stahlwerkstoff konnten bislang keine Fließkurven für derart hohe Umformgrade ermittelt werden. Gleiches gilt für die erreichten Umformraten, welche mit Umformgeschwindigkeiten von $\dot{\phi} \geq 10^4$ 1/s den charakterisierten Bereich deutlich überschreiten. Daher sind im Allgemeinen die Ergebnisse nicht direkt auf beliebig komplexe Problemstellungen übertragbar. Jedoch konnten die gefundenen Ergebnisse aus der Materialcharakterisierung (Kapitel 3) und der Validierung (Kapitel 7) sowie den Mikrostrukturuntersuchungen (Kapitel 5) korreliert werden und zeigen eine gute Übereinstimmung.

6.2.3 Bestimmung prozessrelevanter Größen mittels FEM Evaluation of process relevant quantities by FEM

Neben der Vorhersage der entstehenden Prozesstemperatur und lokalen Umformgrade, aus denen Ableitungen zu den nach dem Trennen entstehenden Eigenschaften getroffen werden können, ist es für die Auslegung von Prozessen notwendig, ein Prozessfenster zu definieren. In diesem Zusammenhang wurde das adiabatische Trennen für die beiden hochfesten Werkstoffe 20MnB5 und C75S untersucht. Auf Grundlage der Kraft-Verschiebungskurven (siehe Abbildung 6-9) wurden die notwendigen Prozessenergien durch Integration bestimmt. Die Trennenergie für den C75S-Werkstoff, welche für die kreisrunde Demonstratorgeometrie notwendig ist, ergibt sich zu 296 J, und für das 20MnB5-Material entsprechend zu 225 J. Dieser Unterschied entspricht einem erhöhten Energiebedarf von 31,5 % und ist vor allem auf die unterschiedliche Dehnratsensitivität des 20MnB5 Werkstoffes, trotz der nahezu gleichen Fließspannung bei Raumtemperatur und quasistatischer Belastung, zurückzuführen. Dieses Verhalten lässt sich auch anhand der Kraft-Weg Kurven erkennen. Hier zeigt sich, dass nach

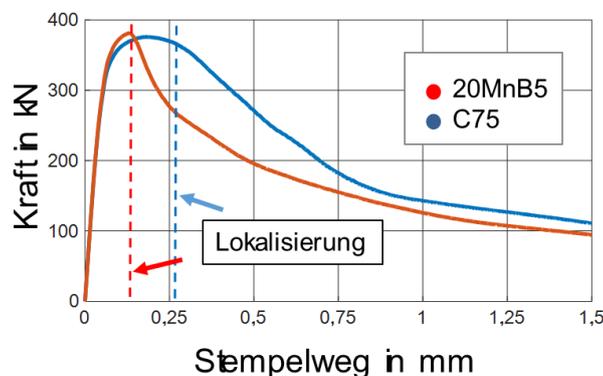


Abbildung 6-9: Übersicht der notwendigen Prozesskraft für beide Werkstoffe. Die geleistete mechanische Arbeit ist für den C75-Werkstoff (blau) deutlich größer.

Figure 6-9: Overview of the necessary process force for both materials. The mechanical work is significantly larger for the C75 material (blue).

dem Erreichen des Kraftmaximums eine starke Reduktion der notwendigen Prozesskraft erfolgt. Das Verhalten lässt sich auf die starke Lokalisierung der Deformation für dieses Material zurückführen. Durch diese muss zum einen ein geringeres Volumen umgeformt werden. Die resultierende höhere Dehnratesensitivität und damit verbundene Verfestigung ist beim 20MnB5 gering ausgeprägt, wodurch die maximale Prozesskraft auf einem ähnlichen Niveau liegt wie die des C75S-Materials.

6.2.3.1 Einfluss der Energiebereitstellung auf den Scherschneidprozess Effect of energy source on blanking process

Prozessbedingt wird die Energie zum Trennen in der industriellen Presse über einen Schlagimpuls bereitgestellt, sodass eine gewisse kinetische Energie für die Trennoperation verwendet werden kann. Jedoch hat dies zur Folge, dass sich über die Dauer des Prozesses die Geschwindigkeit des Schneidstempels ab dem Anschnitt des Materials ändert. Fällt die Schnittgeschwindigkeit unter eine kritische Größe, kann dies zu einem Abbruch der Lokalisierung des Materials führen. In Abgrenzung dazu steht in einem Fallwerk eine mitunter deutlich geringere Prozessgeschwindigkeit zur Verfügung. Allerdings ist die Energie entsprechend hoch, sodass sich über den Prozess nahezu keine Änderung ergibt. Für den vorliegenden Prozess werden daher beide Ansätze untersucht. Als Referenz wird hierzu eine auf der industriellen Anlage verwendete Energie (550 J) bzw. eine entsprechende Prozessgeschwindigkeit (5,2 m/s) verwendet. Die resultierenden Kraft-Wegverläufe sind in Abbildung 6-11 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass für beide Randbedingungen die Kurven nahezu aufeinanderliegen, jedoch ist die Prozessführung unterschiedlich. Dies lässt sich anhand der Geschwindigkeitskurve für den energiegesteuerten Prozess erkennen (graue Kurve). Durch die für die plastische Arbeit notwendige Energie, ist eine Abnahme der Stempelgeschwindigkeit festzustellen. Aus dem Verlauf lässt sich ermitteln, dass insbesondere der Anschnitt des Werkstoffes, bis zur Ausbildung der adiabatischen Lokalisierung eine hohe Energiemenge benötigt. Aufgrund des quadratischen Zusammenhangs zwischen Prozessgeschwindigkeit und Prozessenergie entspricht die Abnahme von 5,1 m/s auf 4,2 m/s einer Reduktion der noch zur Verfügung stehenden Prozessenergie von 29,5%.

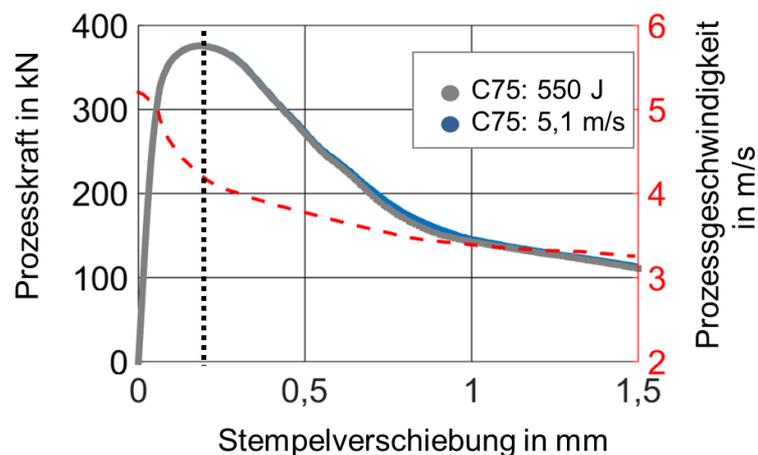


Abbildung 6-10: Übersicht des Energiebedarfs beim adiabatischen Scherschneiden, aufgezeigt bei unterschiedlichen Randbedingungen, energie- und verschiebungsgesteuert.

Figure 6-10: Overview of the energy demand for adiabatic shear cutting. Displayed under different boundary conditions: energy- and displacement-controlled.

Weiter lässt sich aus dem Grafen ableiten, dass mit Eintreten der adiabatischen Lokalisierung auch bei einer geringeren Geschwindigkeit des Stempels der Vorgang aufrechterhalten werden kann, ohne dass die thermische Entfestigung reduziert wird. Festzuhalten ist, dass sowohl ein geschwindigkeitsbasiertes als auch ein energiebasiertes Aufbringen der Trennenergie bei der gegebenen Geometrie zu einer Initiierung eines adiabatischen Scherbands führt.

6.2.3.2 Einfluss der Trenngeschwindigkeit Effect of blanking speed

Damit ein adiabatisches Scherband im Schneidprozess entsteht, muss neben einer bestimmten Prozessenergie auch eine minimale Prozessgeschwindigkeit bereitgestellt werden. Denn diese beeinflusst die Zeit, in der die durch die plastische Arbeit entstehende Wärmeenergie in das anliegende Material weitergeleitet werden kann. Ist die Prozesszeit zu lang, verringert dies den Temperatur- und Festigkeitsgradienten, wodurch die Lokalisierung der Dehnungen reduziert werden kann. Um eine Abschätzung für die minimale notwendige Trenngeschwindigkeit zu bekommen, wurden in FE-Simulationen Prozessgeschwindigkeiten zwischen $0,5 \text{ m/s} \leq v_s \leq 5 \text{ m/s}$ bezüglich ihres Einflusses auf ihre Materialantwort analysiert. In Abbildung 6-11 ist für die Prozessgeschwindigkeiten von $v_s = 2 \text{ m/s}$ und $v_s = 5 \text{ m/s}$ zu erkennen, dass sowohl die plastischen Dehnungen als auch die Temperaturen im Schneidspalt stark lokalisiert sind. Bei der kleinsten untersuchten Prozessgeschwindigkeit von $v_s = 0,5 \text{ m/s}$ ist der Temperaturgradient deutlich flacher. Dies ist neben der längeren Prozesszeit in der Verteilung der Deformation begründet. Es zeigt sich, dass sich die Lokalisierung im Laufe des Prozesses ändert, sodass das deformierte Volumen größer ist als bei den zuvor betrachteten Versuchen.

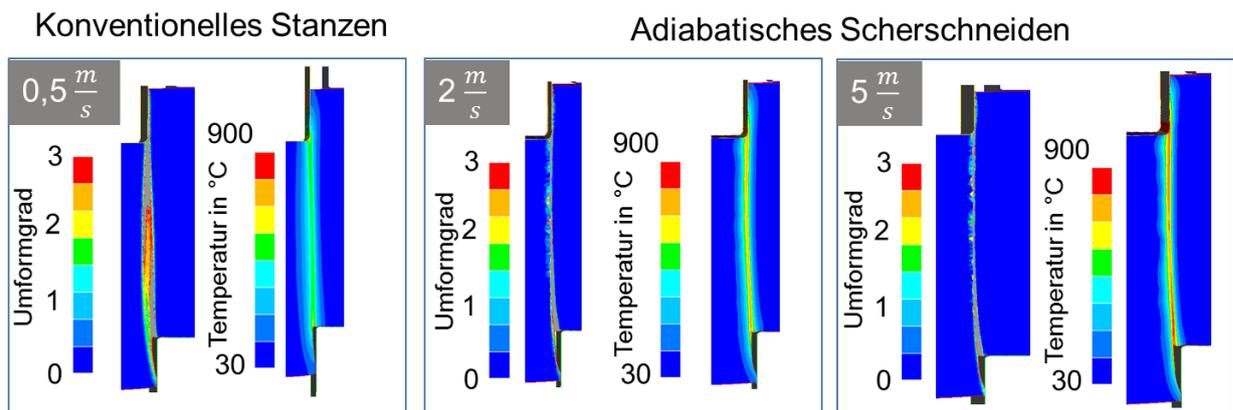


Abbildung 6-11: Auswirkung der Prozessgeschwindigkeit auf die Lokalisierungseigenschaften. Beim Unterschreiten einer kritischen Geschwindigkeit (hier 2 m/s) bildet sich eine breite Deformationszone aus (links).

Figure 6-11: Effect of process speed on localization properties. When falling below a critical speed (here 2 m/s), a width of deformation zone is increased (left).

Zur genaueren Identifikation der minimal notwendigen Trenngeschwindigkeit ist bei der Untersuchung die entstehende Breite der deformierten Zone über die verwendete Trenngeschwindigkeit zu erkennen (siehe Abbildung 6-12). Hierbei zeigt sich, dass die Scherbandbreite unterhalb einer Prozessgeschwindigkeit von $v_s = 2 \text{ m/s}$ stark zunimmt, welches gleichzeitig mit einer geringeren Prozesstemperatur ($< 600 \text{ °C}$) einhergeht. Anhand der temperaturabhängigen Fließkurven ist zu erkennen, dass zwischen 400 °C und 600 °C ein starker Festigkeitsverlust einsetzt. Um die Dehnungslokalisierung beim adiabatischen Trennen nutzen zu können, sollte daher eine Prozesstemperatur (in der Scherzone) angestrebt werden, die oberhalb von 600 °C liegt.

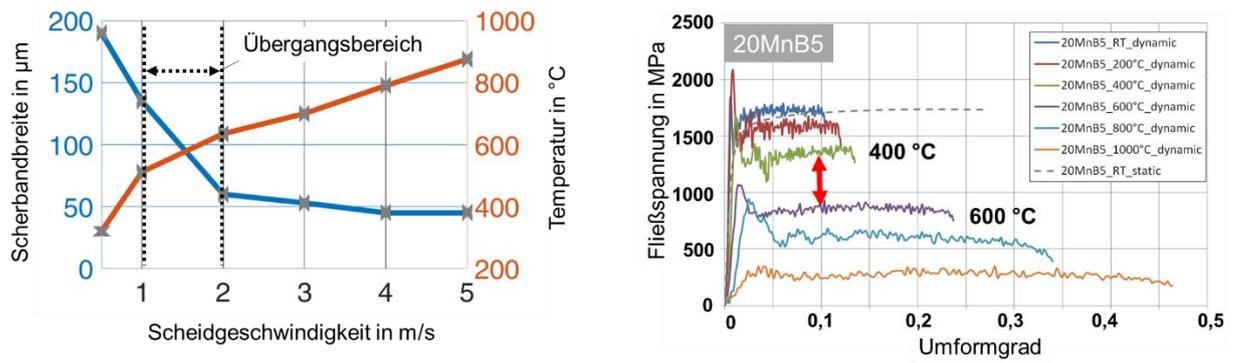


Abbildung 6-12: Entwicklung der Scherbandbreite in Abhängigkeit der Prozessgeschwindigkeit (links) korreliert mit der thermischen Entfestigung (rechts).

Figure 6-12: Development of the shear band width as a function of the process speed (left) correlates with the thermal softening (right).

6.2.4 Spannungszustand in der Schneidzone beim adiabatischen Trennen Stress state in cutting zone of adiabatic shearing

Anhand der zuvor beschriebenen Simulation wurden die auftretenden Spannungen beim adiabatischen Scherschneiden in der Lokalisierungszone untersucht und mit denen des konventionellen Scherschneidens (siehe Gutknecht et al., 2014) verglichen. Es zeigt sich, dass beim adiabatischen Scherschneiden ebenfalls in der Scherschneidzone eine Scherdeformation auftritt, sowie eine Zugspannung auf der Unterseite des herausgedrückten Material aufgrund des eingeleiteten Drehmomentes durch die angreifende Last. Analog wirkt auf der Stempel- und Matrizen Seite eine Druckspannung auf den Werkstoff. Mit Einsetzen des Risses ändert sich beim konventionellen Scherschneiden der Spannungszustand von reiner Scherung hin zu einer einachsigen Zugspannung. Mit fortschreitendem Riss und geringerem Materialverbund entwickelt sich diese zu einer biaxialen Zugbelastung weiter, bis die vollständige Materialtrennung einsetzt. Diese Änderung des Spannungszustandes ist beim adiabatischen Scherschneiden nicht zu beobachten. Mit Einsetzen des Risses bildet sich an der Risspitze ein Bereich mit konstant niedriger Spannungstriaxialität aus. Auch mit fortschreitender Rissentwicklung bleibt diese erhalten. Die Ursache für dieses Verhalten lässt sich in der Lokalisierung der plastischen Dehnung und der damit einhergehenden Temperaturentwicklung finden. Aufgrund des lokal stark entfestigten Materials werden die angreifenden Kräfte direkt in eine Scherdeformation umgewandelt. Aus dieser Eigenschaft kann auch die hohe Güte, bezogen auf die Geradheit, abgeleitet werden. Denn die initial einsetzende Lokalisierung der Deformation entfestigt das Material so stark, dass aus energetischer Sicht ein Abbau der Prozessenergie durch das benachbarte Material nicht erfolgt. Jedoch ist zu bemerken, dass diese Erkenntnis auf einer rein energetischen Betrachtung beruht, die nicht die Umwandlung der Mikrostruktur, insbesondere der dynamischen Rekristallisation, berücksichtigt.

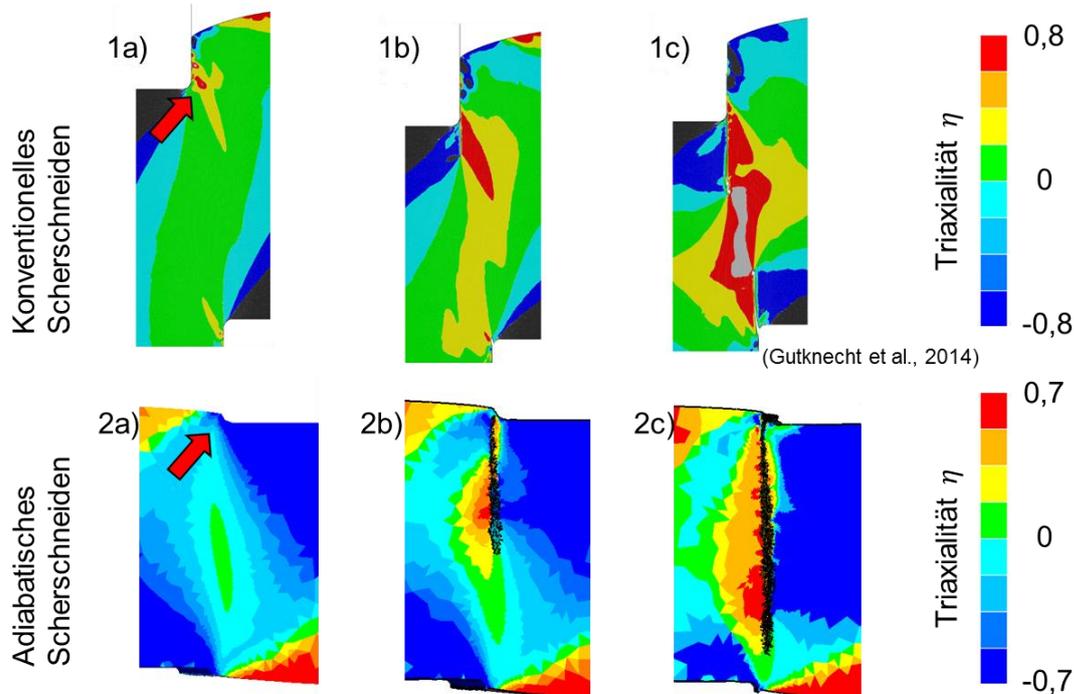


Abbildung 6-13: Auswertung der Triaxialität zwischen konventionellem Scherschneiden (oben Quelle: Gutknecht et al., 2014) und dem adiabatischen Trennen (unten).

Figure 6-13: Evaluation of the stress triaxiality between conventionally shear blanked (picture above: Gutknecht et al., 2014) and the adiabatic cutting (below).

6.2.5 Demonstratorbauteil II Demonstrator part II

Um die Übertragung auf andere Geometrien validieren zu können, wurde ein Demonstrator-Werkzeug erstellt, mit dem sowohl ein gerader Schnitt als auch ein Radius eingearbeitet wurde. Hierbei war der Radius an den Ecken mit 3 mm bzw. 2 mm deutlich geringer als bei der zuvor untersuchten Struktur. Aufgrund der Geometrie konnte bei diesem Prozess nur eine Viertelsymmetrie ausgenutzt werden, wie in Abbildung 6-14 dargestellt ist. Die Schnittgeschwindigkeit wurde hierbei mit 5 m/s analog zu den vorherigen Versuchen angenommen.

Für den Eckenradius von 3 mm zeigt sich beim C75S Werkstoff, dass der Riss in der Mitte der langen Kante mit der Ausbreitung beginnt und in Richtung des Radius fortschreitet. Grund hierfür ist, dass die Durchbiegung des Bauteils an dieser Stelle am höchsten ist, und somit neben der Scherbelastung zusätzlich eine Zugspannung überlagert ist, durch die der kritische Schädigungswert eher erreicht wird. An dem Radius des auszustanzenden Bauteils wird die Materialtrennung erst mit fortschreitender Stempelverschiebung erreicht, sodass dies durch die Zugüberlagerung durch den Materialverbund auf der gegenüberliegenden Ecke zu einer plastischen Deformation des Materials führt. In diesem Bereich ist daher das Material entlang der Kante deutlich eingezogen (Kanteneinziehung des Materials ist deutlich zu erkennen.) In Abbildung 6-14 ist der Fortschritt des Rissbeginns bis zur vollständigen Materialtrennung (d) abgebildet.

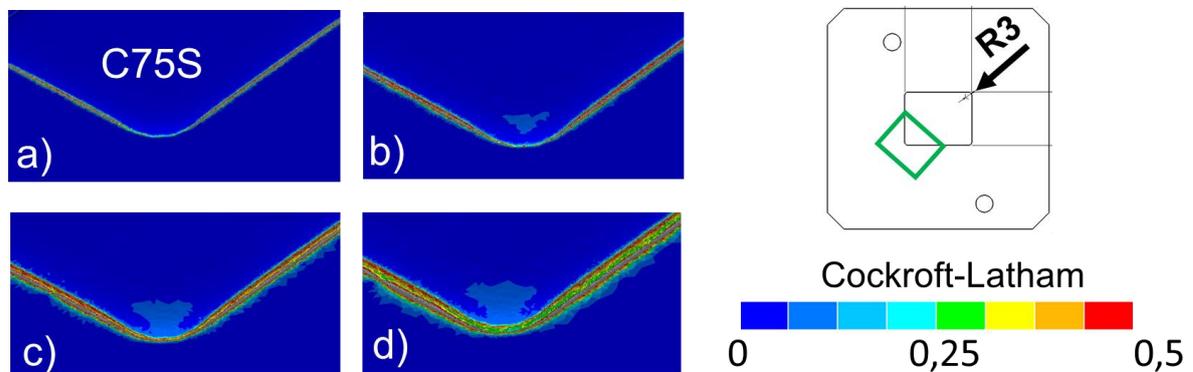


Abbildung 6-14: Rissverhalten bei der zweiten Demonstratorgeometrie (Eckenradius von R3) für den C75S-Werkstoff.

Figure 6-14: Fracture behavior in the second demonstrator geometry (corner radius of R3) for the C75S material.

Für den 20MnB5 Werkstoff wurde das gleiche Simulationsmodell verwendet, daher können die Ergebnisse direkt verglichen werden. Es lässt sich für den 20MnB5-Werkstoff erkennen, dass das Rissverhalten aufgrund der gleichen Belastungen identisch zum C75S-Werkstoff ist. Jedoch zeigt sich aufgrund des geringeren m -Wertes (Dehnratenabhängigkeit), dass die plastischen Dehnungen schneller lokalisieren. Dadurch folgt, dass der Materialverbund im Radius schneller gelöst wird.

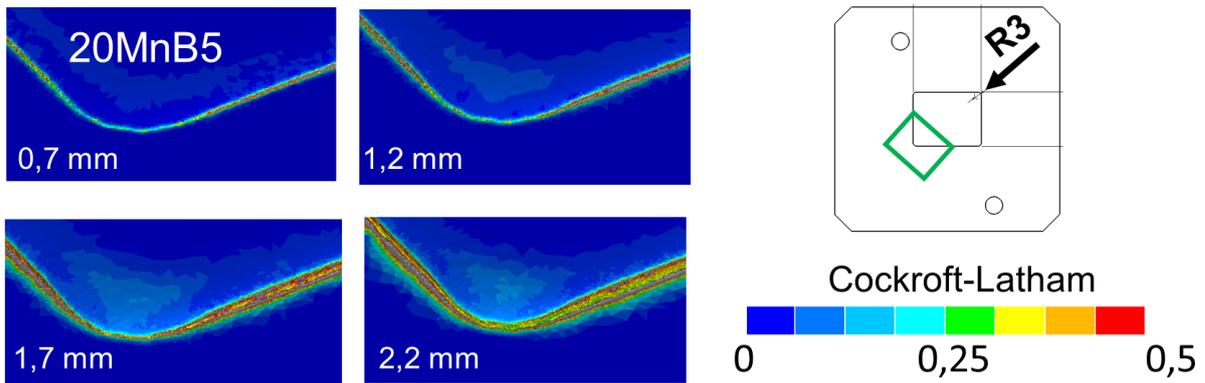


Abbildung 6-15: Rissverhalten bei der zweiten Demonstratorgeometrie (Eckenradius von R3) für den 20MnB5-Werkstoff.

Figure 6-15: Fracture behavior in the second demonstrator geometry (corner radius of R3) for the 20MnB5 material.

In Abbildung 6-14 ist der direkte Vergleich der beiden Werkstoffe dargestellt. Hier lässt sich anhand der Prozesskräfte (links) erkennen, dass der C75S-Werkstoff aufgrund der höheren dehnratenabhängigen Verfestigung eine höhere Prozesskraft für die Scheroperation benötigt. Anhand der plastisch umgeformten Zonen (rechts), insbesondere im Eckenbereich der Proben, wird erkennbar, dass die höhere Prozesskraft beim C75S-Werkstoff aufgrund des größeren umgeformten Volumens benötigt wird. Durch die höhere Dehnratensensitivität ist die Fließspannung in der Scherzone erhöht. Dies bedingt, dass der weichere umliegende Werkstoff aufgrund der angreifenden Last deformiert wird. Beim 20MnB5-Werkstoff ist sowohl die Amplitude des Umformgrades in den Eckenradien geringer, als auch die Verteilung der Umformgrades stärker um die Scherzone lokalisiert als beim C75S-Werkstoff.

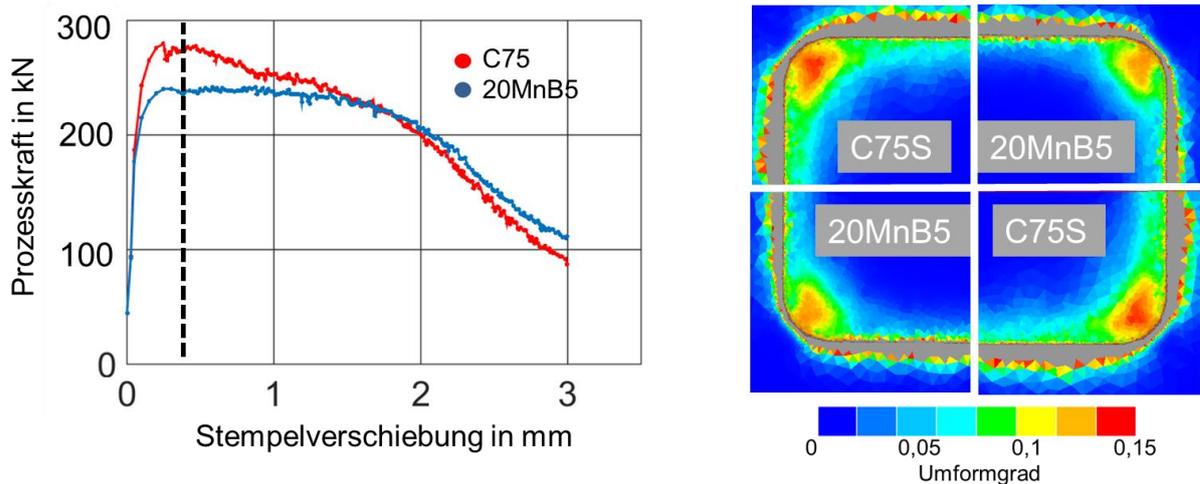


Abbildung 6-16: Demonstrator II (Radius 3 mm) Vergleich der Prozesskräfte (links) und der plastischen Deformation (rechts) im Bauteil von der stempelabgewandten Seite.

Figure 6-16: Demonstrator part II (radius 3 mm) Comparison of the process forces (left) and the plastic deformation (right), figure reflects the view from the die side.

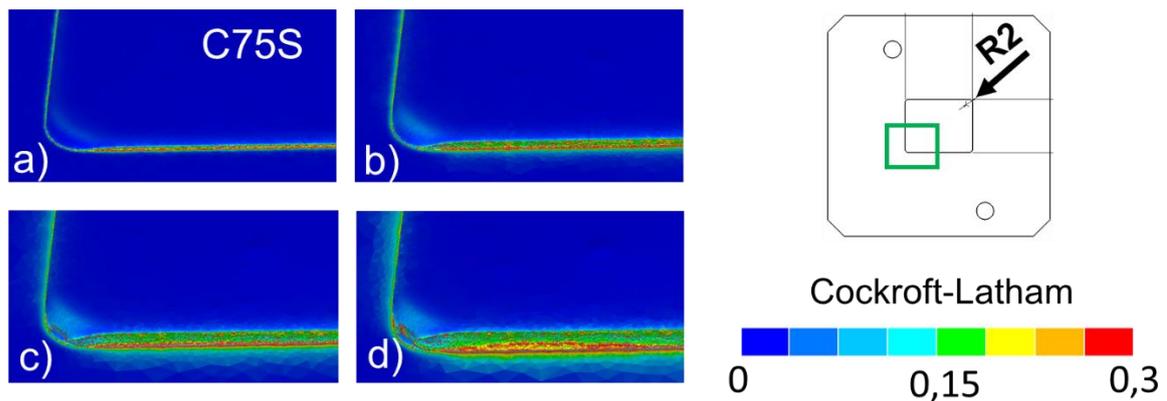


Abbildung 6-17: Rissverhalten bei der zweiten Demonstrator-Geometrie (Eckenradius von R2) für den C75S-Werkstoff.

Figure 6-17: Fracture behavior in the second demonstrator geometry (corner radius of R2) for the C75S material.

Für den Eckradius von 2 mm lässt sich hier ein ähnliches Verhalten im Vergleich zum größeren Radius von 3 mm erkennen, sodass auch hier der Beginn der Materialtrennung mittig auf den geraden Kanten der Kontur einsetzt und das Material hin zu den Ecken des Bauteils abgeschert wird. Unterschiedlich ist allerdings, dass das Material nicht vollständig entlang der Stempelkontur abgeschert wird, sondern ein Abreißen des Materials außerhalb dieser stattfindet. Hierbei ist in Abbildung 6-17 die Abfolge der Rissentwicklung dargestellt. Im Schritt b) weist das Material nur noch einen Verbund an den Ecken der Geometrie auf. Dabei wandern die Risse von zwei Seiten auf der stempelabgewandten Seite auf den Radius zu, während auf der stempelzugewandten Seite diese beiden Punkte sich am gleichen Punkt befinden. Über diese drei Punkte wird eine Ebene aufgespannt, entlang welcher die Materialtrennung einsetzt. Die Größe der sich so bildenden Scherfläche ist geringer, als die des Produktes aus Stempelkontur und Blechdicke. Aufgrund der geringeren notwendigen Energie zum Abscheren wird daher die Kontur nicht entlang der Kreislinie getrennt. Ebenfalls ist hier im Bereich des Radius ein maximaler Kanteneinzug von $\Delta u = 0,7225$ mm ermittelt worden. Die Validierung der Ergebnisse der Simulationen erfolgt in Kapitel 7.

7 Experimentelle Untersuchungen Experimental investigations

Korrespondierend zu den Simulationen wurden an einer industriellen adiabatischen Trennmaschine (Adia4) experimentelle Versuche an kreisrunden Bauteilen durchgeführt. In einem weiteren Schritt wurden die Ergebnisse an einem komplexeren Bauteil validiert. Hierbei wurde jeweils das entstehende adiabatische Scherband hinsichtlich seiner Breite, sowie die entstehende Kontur mit denen der Simulation verglichen. Es zeigt sich, dass die charakteristische S-Form, die beim adiabatischen Scherschneiden entsteht, über die Simulation vorhergesagt werden kann und gut mit den gemessenen Schnittflächen übereinstimmt. Allerdings sind teilweise große Abweichungen zwischen den gemessenen und berechneten Konturen im Randbereich, mit einer maximalen Differenz von 120µm, festzustellen.

Experimental tests corresponding to the simulations were carried out on a industrial blanking machine (Adia4). In a further step, the results of the simulations were validated on a more complex component. The width and contour of the adiabatic shear band were compared with those of the simulation. It was shown that the characteristic S-shape, which results from adiabatic blanking, can be predicted by simulation and corresponds to the measured blanked surfaces. However, there are some deviations between the two curves, with a maximum difference of 120µm.

Die Untersuchungen wurden auf einer industriellen Presse Adia4 mit einer maximalen Trennenergie von 4 kJ durchgeführt. Die Schlagenergie wird hierbei durch einen Druckspeicher bereitgestellt. Durch die Schlagenergie wird eine definierte Länge eingestellt, über die der Schlagbolzen beschleunigt wird. Als Ausgangsmaterial wurden Blechsteifen mit einer Breite von 60 mm verwendet. Die zur Verfügung stehende Kraft für die Niederhalter beträgt 30 kN. Somit ist der Niederhalterdruck abhängig von der Klemmfläche und lässt sich aus der Klemmlänge und Klemmbreite sowie der Stempelfläche bestimmen. In dem vorliegenden Fall ergibt sich der Niederhalterdruck für den Versuchsaufbau zu:

$$30 \text{ kN} / (60 \times 320 - 707) \text{ mm}^2 = 1,6 \text{ MPa.}$$

7.1 Berechnung der Trennenergie Calculation of cutting energy

Der offene Prozessparameter ist beim adiabatischen Scherschneiden die Geschwindigkeit des Stempels bzw. bedingt durch den Aufbau (konstantes Gewicht des Werkzeugsatzes) die Trennenergie. Zur Abschätzung der notwendigen Trennenergie wurde herstellerseitig, insbesondere für die erste Auslegung der Maschinen, eine Energie von $E_{Ausl} = 2 \text{ J/mm}^2$ vorgegeben. Durch vorausgegangene Untersuchungen des PbA-Mitglieds, welches die Anlage für die Durchführung der Versuche bereitgestellt hat, zeigte sich, dass die notwendige Trennenergie teilweise deutlich unterhalb dieses Wertes ausreichend für eine Trennung des Materials ist. Durch die Reduktion der verwendeten Trennenergie kann die Werkzeugbelastung reduziert werden, da die überschüssige Energie nicht über das Werkzeug abgefangen werden

muss. Die für die Trennoperationen verwendeten Trennenergien und der Vergleich zur vorgeschlagenen Energie sind in der Abbildung 7-1 dargestellt.

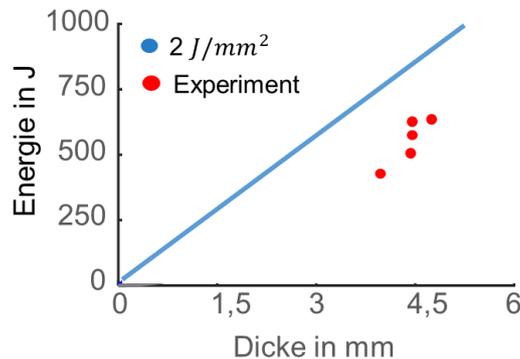


Abbildung 7-1: Übersicht der unterschiedlichen Ansätze zur Abschätzung der Prozessenergie (blau und grau) sowie der blechdickenabhängigen verwendeten Prozessenergie (rot).

Figure 7-1: Overview of the different approaches for the estimation of the process energy (blue and gray), as well as the sheet thickness-dependent used process energy (red).

7.2 Akustische Bestimmung der Prozesscharakteristik Acoustic analysis of process characteristics

Zur Bestimmung des Zeitpunktes der Rissinitiierung wurden Beschleunigungssensoren an der Werkzeugmatrize angebracht, sodass über die Amplitude und die Frequenz versucht wurde, eine Charakteristik beim adiabatischen Scherschneiden zu ermitteln. Abbildung 7-2 zeigt die Bruchflächen und die hierfür verwendeten Trennenergien. Beim HR660Y760T-CP und dem Presshärtestahl 20MnB5 wurden alle Versuche bei der gleichen Trennenergie durchgeführt, während diese beim C75S variiert werden musste, da die initial eingestellte Energie zu keiner Trennung des Materials führte. Insbesondere eignete sich daher die Untersuchung des akustischen Signals des C75S-Materials für die Auswertung.

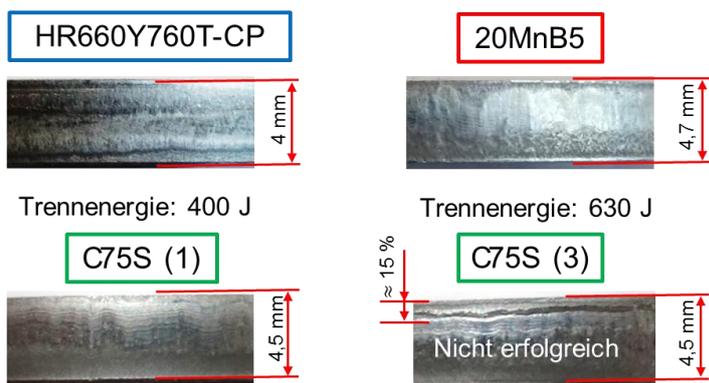


Abbildung 7-2: Abbildung der Bruchfläche in Abhängigkeit der Prozessenergie.

Figure 7-2: Illustration of the fracture surface as a function of the process energy.

Hierfür wurde von C75S das Messsignal über eine Fourier Zerlegung (mittels FFT) analysiert. Beim erfolgreichen Trennvorgang mit 509 J lässt sich ein deutlicher Ausschlag der Amplitude und ein schnell abklingendes akustisches Signal mit einer Prozesszeit von 3 ms ermitteln. Bei beiden nicht erfolgreichen Trennversuchen mit 630 J Trennenergie lassen sich zwei unterschiedliche Konfigurationen erkennen. Zum einen zeigt sich ein markanter und zeitlich längerer Ausschlag, welchem ein sehr langes Messsignal folgt, das insbesondere im

niederfrequentem Bereich Frequenzen mit hohen Amplituden besitzt (siehe Abbildung 7-3). Diese entstehen, wenn die Trennenergie nicht ausreichend hoch für den Trennvorgang ist und die Aktivelemente der Werkzeuge in Schwingung versetzt. In Abgrenzung dazu konnte für den zweiten, nicht erfolgreichen Trennvorgang diese Erkenntnis nicht direkt aus dem Spektrogramm abgeleitet werden. Es zeigt sich zwar, dass innerhalb der Messungen ein kurzes Nachschwingen über eine hohe Spektrumsbreite erfolgte. Allerdings zeigte die entstandene Bruchfläche keinen Unterschied zur anderen Probe.

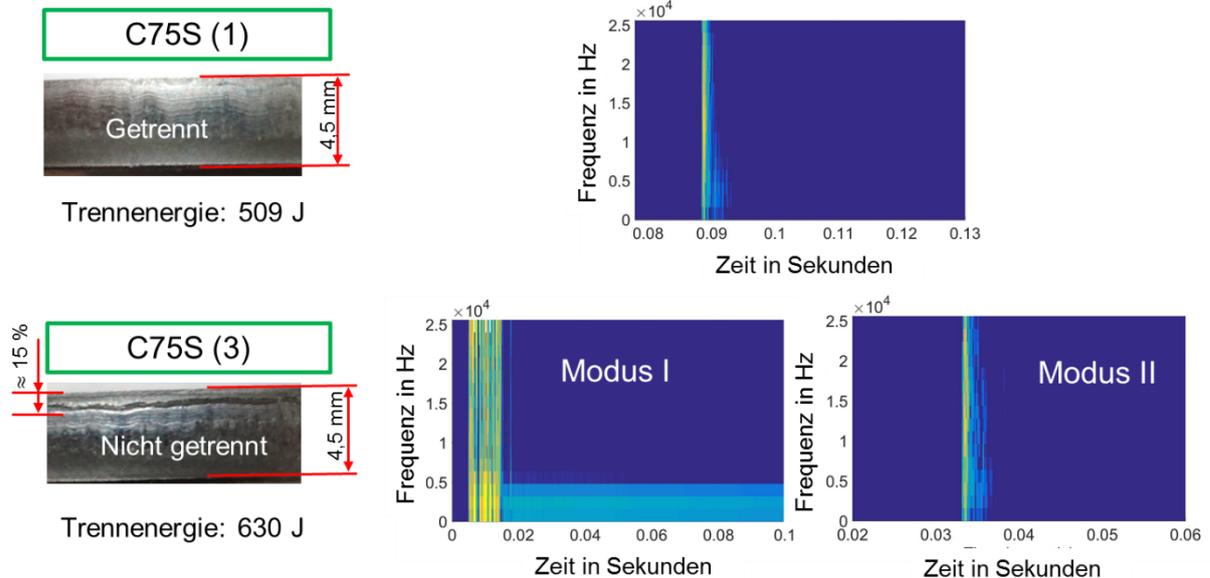


Abbildung 7-3: Ergebnisse der akustischen Messung sowie Auswertung des Spektrogrammen.

Figure 7-3: Results of the acoustic measurement, as well as evaluation of the spectrogram.

7.3 Auswertung der Bruchfläche (ASB) Evaluation of sheared surface (ASB)

In Abbildung 7-4 ist die lichtmikroskopische Untersuchung der Schnittflächen bezüglich der Ausbildung von adiabatischen Scherbändern (ASB) der Demonstrator-Blechrenden, die mittels adiabatischen Scherschneidens hergestellt wurden, dargestellt. Die Schnittenergie war bei allen Stählen gleich und betrug 630 J. Es zeigte sich, dass der 20MnB5 ein homogenes Scherband über den gesamten Querschnitt (4,7 mm) ausbildet, was zu einem guten Schnittergebnis führte. Der C75S konnte nicht vollständig mit der gleichen Energie geschnitten werden. Es kam zu keiner Scherbandinitiierung über den gesamten Querschnitt (4,5 mm) und somit zu keinem vollständigen Heraustrennen der Ronde aus dem Blech. Teilweise versagte das Material aufgrund der deutlich geringeren Festigkeit des Grundmaterials direkt neben dem Scherband (vgl. Kapitel 5). Der HR660Y760T-CP besitzt eine deutlich geringere Festigkeit und konnte somit ohne Scherbandbildung gut geschnitten werden. Es bildet sich lediglich eine stark deformierte Zone an der Schnittkante aus.

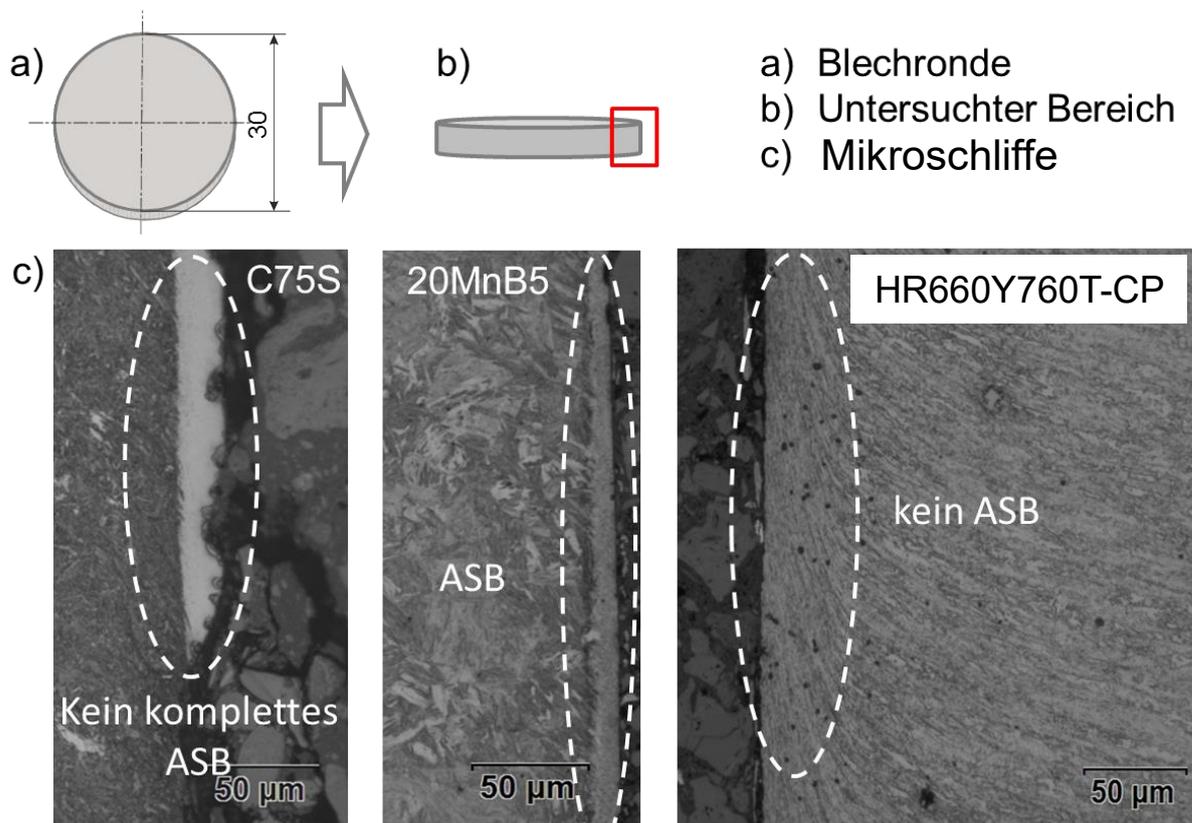


Abbildung 7-4: a) und b) zeigen die schematische Entnahme der Schliffe, c) zeigt die Schnittkanten der 3 Stähle. Beim C75S konnte kein Scherband über den gesamten Querschnitt initiiert werden. Über den Querschnitt des 20MnB5 konnte bei gleicher Schlagenergie ein homogenes Scherband reproduzierbar initiiert werden und es stellte sich ein sehr gutes Trennergebnis ein. Der HR660Y760T-CP zeigte keine Bildung eines adiabatischen Scherbandes. Aufgrund seiner geringen Festigkeit zeigte er nur eine ausgeprägte Deformation des Gefüges.

Figure 7-4: a) and b) show the schematic extraction of the sections; c) shows the cutting edges of the 3 steels. With the C75S, no shear band could be initiated over the entire cross section. Over the cross-section of the 20MnB5, a homogeneous shear band could be reproducibly initiated with the same impact energy and a very good separation result was achieved. The HR660Y760T-CP showed no formation of adiabatic shear band. Due to its low strength, it showed only a pronounced deformation of the structure.

7.3.1 Auswertung der schergeschnittenen Kontur Evaluation of blanked contour

Zur Bestimmung der Kontur der Schnittfläche wurden die Butzen mittels Koordinatenmessmaschine (Zeiss PRISMO VAST 5 HTG) vermessen. Hierbei wurden die Proben zur Ermittlung der Konzentrität sowohl über die Blechdicke als auch über den Umfang an vier Messstellen bestimmt. Aufgrund der Einspannbedingung konnte der Übergang der Scherkante zur Oberfläche des Bauteils nicht gemessen werden. In Abbildung 7-5 sind die Konturen der Scherflächen für die beiden Werkstoffe C75 und 20MnB5 abgebildet. Beim C75S Werkstoff zeigte sich bei einigen Proben bei einer Höhe von 3-4 mm bezogen auf die Position in Blechdickenrichtung sprunghafte Abweichungen der Kontur. Diese Aufnahmen entstanden bei den Proben, bei denen keine vollständige Materialtrennung möglich war. Die hellgrüne Linie entspricht jeweils einer gemittelten Kurve aus den experimentell ermittelten Scherflächen. Die dicke gepunktete wurde mittels FEM ermittelt und entspricht der Zone mit der höchsten Temperatur vor der Materialtrennung. Der C75-Werkstoff (blau) zeigt insgesamt eine bessere

Übereinstimmung der simulierten und gemessenen Kontur mit einer maximalen Abweichung von 80 μm . Die maximale Abweichung liegt für den 20MnB5-Werkstoff mit 120 μm deutlich höher. Zusätzlich liegt das Fehlerintegral der Flächen höher, was auf die fehlerhafte Vorhersage der Krümmungsänderung innerhalb der S-Kontur zurückzuführen ist

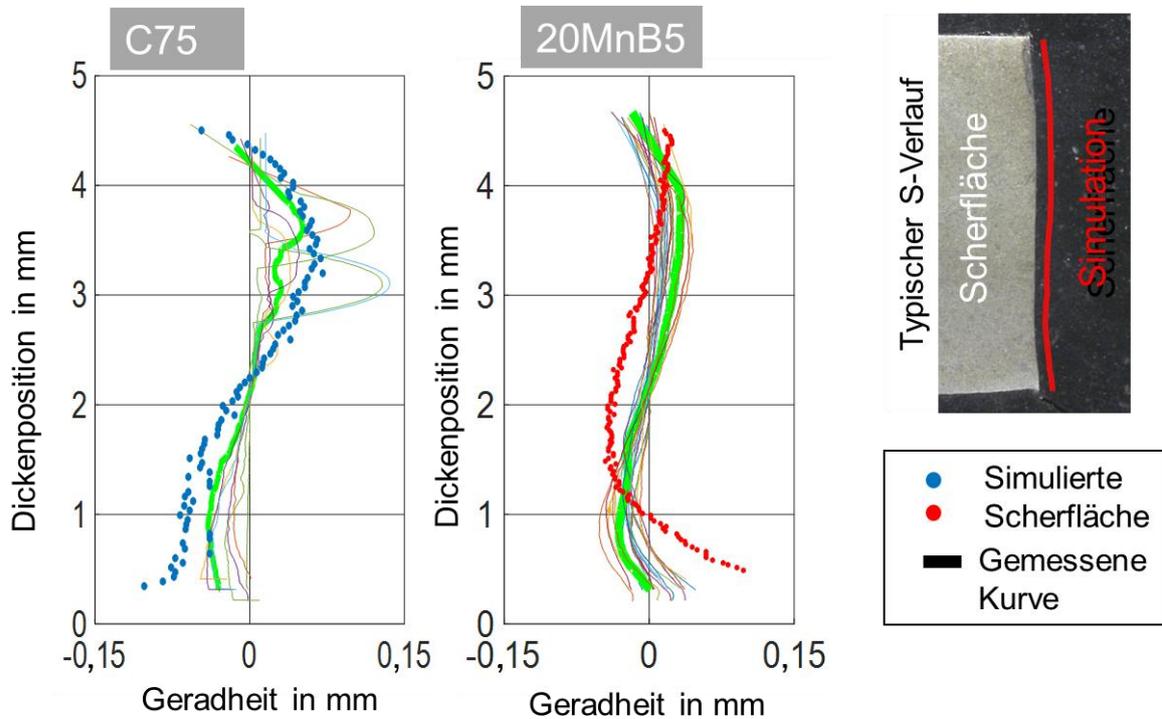


Abbildung 7-5: Auswertung der schergeschnittenen Fläche mittels Koordinatenmessung für den C75 (links) und den 20MnB5 (rechts).

Figure 7-5: Evaluation of the shear-cut surface by means of coordinate measurement for the C75 (left) and the 20MnB5 (right).

7.3.2 Valierung mit Simulationsergebnissen Validation of the simulation results

Die Validierung der Ergebnisse wurde anhand der Geometrie der Scherfläche und der sich einstellenden Scherbandbreite vorgenommen. Da die lokalen Prozesstemperaturen und die sich einstellende Mikrostruktur aufgrund der Neukornbildung nicht für die Ermittlung des Umformgrades verwendet werden kann, wurden geometrische Größen zur Validierung verwendet.

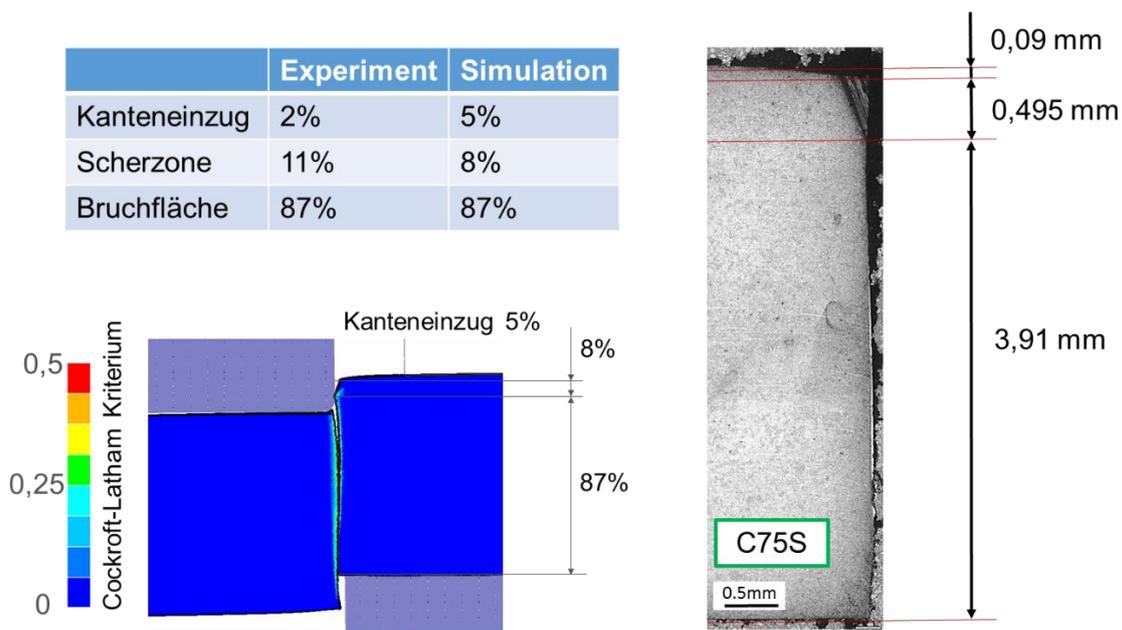


Abbildung 7-6: Auswertung der schergeschnittenen Fläche und Vergleich mit den Simulationsergebnissen.

Figure 7-6: Evaluation of the sheared surface and comparison with the simulation results.

In Abbildung 7-6 ist die Übereinstimmung zwischen den experimentell ermittelten und numerisch berechneten Schnittflächen dargestellt. Die Netzgröße bei der in Abbildung 7-6 abgebildeten Simulation betrug $2 \mu\text{m}$ im Schneidspalt. Die Bruchfläche wurde mit einem 87% Anteil bezogen auf die Blechdicke exakt abgebildet, wobei die anderen Kenngrößen eine Abweichung von etwa 2-3% aufweisen. Es ist jedoch festzuhalten, dass das verwendete Versagenskriterium nach Cockroft und Latham nicht die erhöhte Duktilität des Werkstoffes bei erhöhter Temperatur abbildet. Die bestimmten Versagensparameter wurden mittels quasistatischer Versuche bei Raumtemperatur ermittelt.

7.4 Demonstrator II Demonstrator II

Die erste Demonstratorgeometrie ist rotationssymmetrisch. Eine Komplexitätssteigerung stellt die Verringerung der Symmetrie dar. Zur Untersuchung des Effektes der Geometrie auf die finale Kontur des Bauteils, sowie zur Untersuchung des Materialflusses, wurden Untersuchungen anhand einer komplexeren Geometrie durchgeführt. Bei dieser entspricht die Grundgeometrie einer viereckigen Kontur, wobei die Ecken mit einem Radius versehen wurden. Insgesamt wurden zwei ähnliche Werkzeuge hergestellt, welche sich in der Größe der Radien unterscheiden. Hierbei wurde der Radius zwischen 3 mm und 2 mm variiert. Der Schneidspalt wurde für beide Werkzeuge entlang der geraden Scherflächen mit 11 % -bezogen auf eine Blechdicke von 4,7 mm- ausgelegt. Zur Reduktion der Stempelbelastung in der Zone des Radius wurde der relative Schneidspalt auf 25 % für den Radius von 3 mm angehoben und für den kleineren Radius von 2 mm auf 40 % angehoben. Die verwendeten Abmessungen der Stempel und der Matrize sind in Abbildung 7-7 abgebildet.

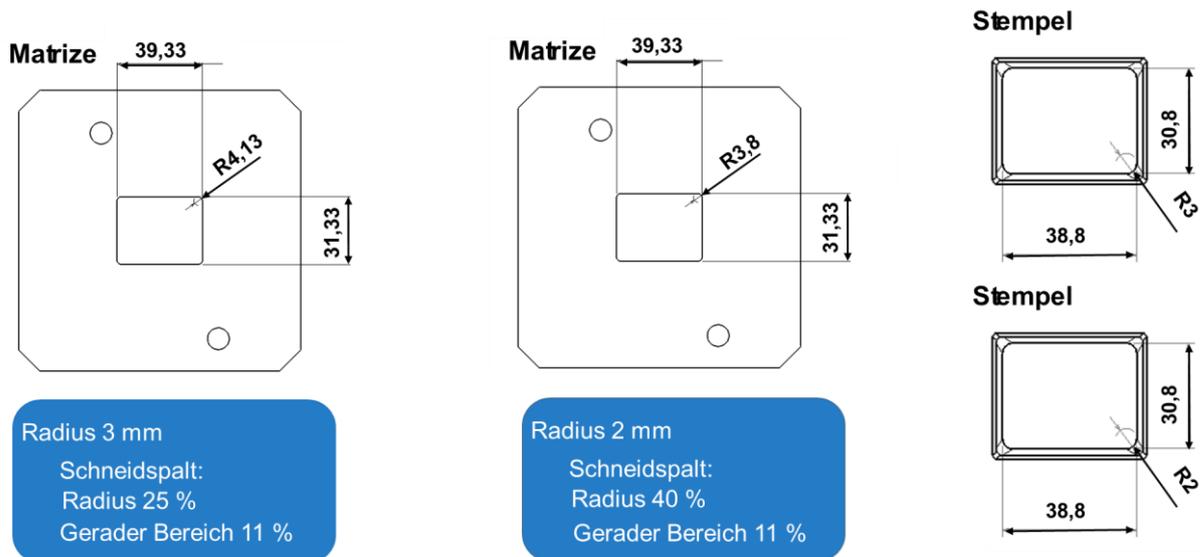


Abbildung 7-7: Geometrische Abmessungen des Demonstrator II Bauteils mit einem Eckradius von 3 mm und 2 mm.

Figure 7-7: Geometric dimensions of the second demonstrator part with a corner radius of 3 mm and 2 mm.

Zur Ermittlung der Prozessenergien wurde auf die in Kapitel 6 bestimmte spezifische Energie verwendet. Für den 20MnB5-Werkstoff entspricht diese $1,33 \text{ J/mm}^2$ und für den C75S-Werkstoff $1,74 \text{ J/mm}^2$. Durch Multiplikation mit der Scherfläche ergibt sich die notwendige Prozessenergie zu 865 J für den 20MnB5-Werkstoff und für den C75S-Werkstoff zu 1065 J. Durch die Experimente mit dem Radius von 3 mm konnte die über die Simulation berechnete Trennenergie validiert werden. Für die durchgeführten Versuche konnte eine vollständige Materialtrennung für beide Werkstoffe hervorgerufen werden.

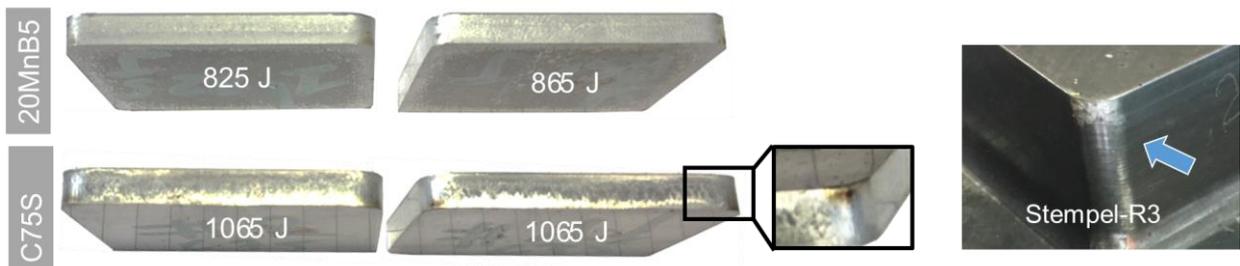


Abbildung 7-8: Stanzteile mit einem Eckradius von 3 mm aus 20MnB5 (oben) und C75S (unten). Stempelverschleiß nach vier Stanzteilen (rechts).

Figure 7-8: Blanked parts with a corner radius of 3 mm made of 20MnB5 (top) and C75S (bottom). Punch wear after four blanked parts (right).

An den Eckradien des Stempels lassen sich nach den durchgeführten vier Stanzoperationen bereits erste Verschleißerscheinungen erkennen, welche vermutlich aufgrund der hohen Reibung zwischen Stempel und Stanzteil hervorgerufen wurde. An den ausgestanzten Bauteilen lassen sich ebenfalls Aufkohlungen im Bereich der Eckradien erkennen, welche ebenfalls für eine Druckbelastung sprechen, die auf die Mantelfläche des Stempels wirkt. In Abbildung 7-9 ist für den C75S-Werkstoff die lichtmikroskopischen Aufnahmen dargestellt. Hierbei wurde die gestanzte Probe vermessen und das entstandene Gefüge an der Scherfläche mikrostrukturell ausgewertet. Es lässt sich erkennen, dass die entnommenen Proben ein nicht ganz symmetrisches Verhalten aufweisen. So sind die maximalen

Abweichungen der Geradheit für die gegenüberliegenden Seiten (z. B. Position 3 und Position 5) unterschiedlich. Die geringste Geradheit ist im Eckenbereich zu identifizieren, hier beträgt die Abweichung zwischen $61\ \mu\text{m}$ bis $82\ \mu\text{m}$, während die restlichen Bereiche mit einer Geradheit zwischen 11 und $29,7\ \mu\text{m}$ aufweisen. Eine Definition der Geradheitsabweichung ist in Abbildung 7-9 dargestellt. Für die Scherbandbildung konnte ebenfalls kein gleichmäßiges symmetrisches Verhalten identifiziert werden. Dieses Verhalten kann unter anderem auf die Abweichungen zwischen Soll- und Istgeometrie zurückgeführt werden. Die Ausbildung des adiabatischen Scherbandes ist nur lokal zu sehen und sind in Abbildung 7-9 (in rot) hervorgehoben. Gründe für die nur lokale Ausbildung der Scherbänder konnte in diesem Projekt nicht ermittelt werden, es ist aber naheliegend, dass die Prozessgeschwindigkeit (bzw. korrespondierende Prozessenergie) zu gering war um das adiabatische Scherband aufrecht zu halten.

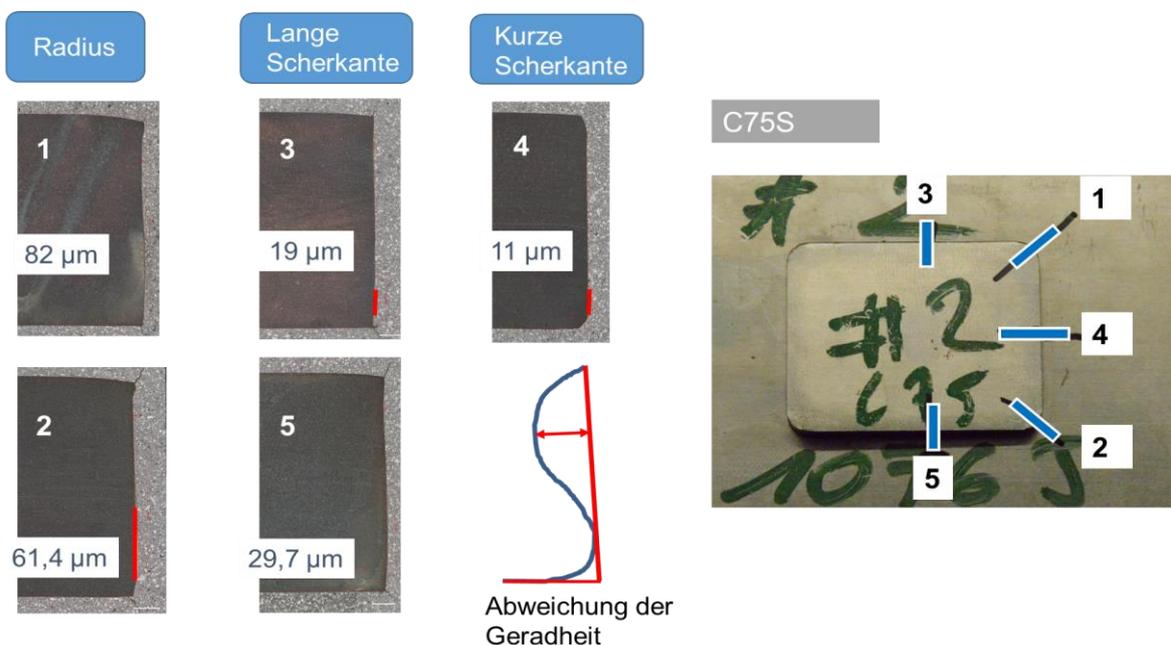


Abbildung 7-9: Bestimmung der Geradheit und Mikrostruktur nach dem adiabatischen Trennen der Rechteckkontur am C75S-Werkstoff.

Figure 7-9: Determination of straightness and microstructure after adiabatic blanking of the rectangular contour on the C75S material.

Das Schneiden der Rechteckgeometrie wurde ebenfalls für einen Eckradius von 2 mm durchgeführt. Bei den Versuchen zeigte sich, dass die berechnete Trennenergie nicht ausreichend war, um den Butzen aus dem Material herauszudrücken, jedoch konnte eine vollständige Materialtrennung erzeugt werden. Durch die Erhöhung der Prozessenergie um 40 J konnte für den 20MnB5 Werkstoff die Schneidoperation vollständig durchgeführt werden. Beide ausgestanzten Bauteile zeigen eine ähnliche Oberfläche. Für die Stanzoperation beim C75S wurde eine Prozessenergie von 1065 J verwendet, durch die auch eine vollständige Materialtrennung und Herausschieben des Bauteils möglich war. Jedoch ist an dem Bauteil im Bereich des Eckenradius ein Abscheren der Probe zu erkennen, welches auch durch die FE-Simulation vorhergesagt wurde. Aufgrund einer auf die Mantelfläche des Stempels wirkenden Kraft blieb dieser Stempel im Abfall hängen. Dieser erzeugte Druck war so hoch, dass bei dem Herausziehen des Stempels aus dem Werkstoff dieser an den Eckradien Abplatzungen aufwies.

Durch die Simulation konnte das Materialverhalten in Form der erzeugten Kontur vorhergesagt werden, sodass für den C75S-Werkstoff im Eckradius eine Abscherung des Werkstoffes bereits berechnet wurde. Für den größeren und unkritischeren Radius von 3 mm konnte die Kontur ebenfalls vorhergesagt werden. Jedoch wurde die Berechnung auf Basis einer konstanten Stempelgeschwindigkeit durchgeführt. Prozesstechnisch nimmt jedoch die Prozessgeschwindigkeit mit der verrichteten plastischen Arbeit ab, sodass ggf. die Prozessgeschwindigkeit nicht ausreichend ist, um das adiabatische Scherband aufrecht zu halten. Aufgrund der geringen Anzahl der durchgeführten Experimente bedarf es hier einer weiteren Validierung der Ergebnisse.

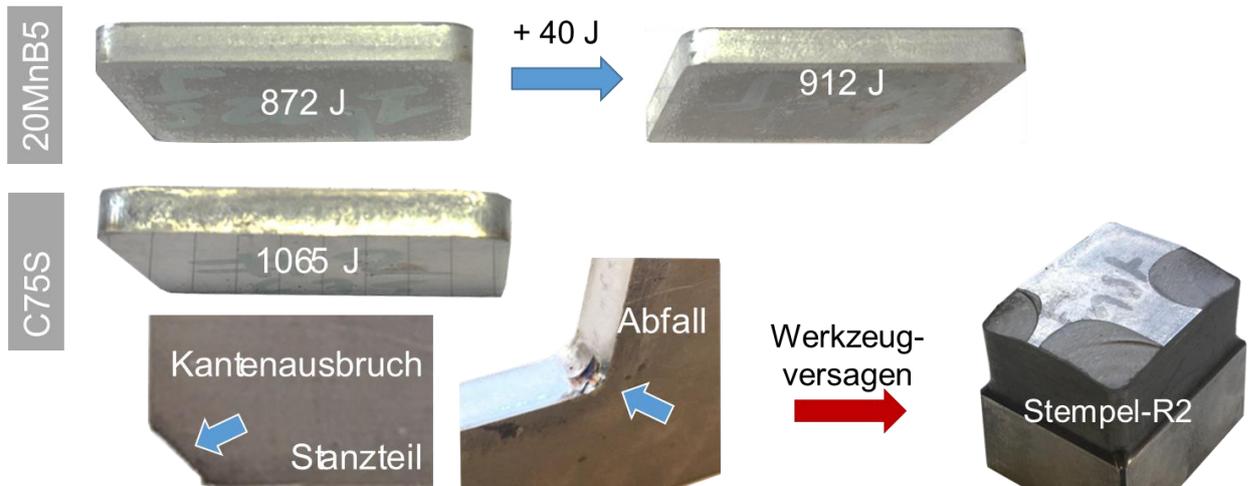


Abbildung 7-10: Stanzteile mit einem Eckradius von 2 mm aus 20MnB5 (oben) und C75S (unten). Stempelbruch nach dem Trennen von C75S (unten, rechts).

Figure 7-10: Blanked parts with a corner radius of 2 mm made of 20MnB5 (top) and C75S (bottom). Punch fracture after blanking C75S (bottom, right).

8 Zusammenfassung und Ausblick

Conclusion and prospect

Motivation für die Projektinitiierung war die Tatsache, dass das adiabatische Trennen für Blechwerkstoffe bis dato kaum untersucht bzw. nur für weiche Stähle untersucht worden war. Hier zeigten sich gute Schnitteigenschaften in Bezug auf die Geradheit und Rauheit der getrennten Oberfläche. Aufgrund der sich prozessbedingt einstellenden Lokalisierung der Deformation und der kurzen Prozesszeit, die zu einem lokalen Absenken der Fließspannung führt, können aber auch hochfeste Stähle getrennt werden. Ziel war es, die hierdurch erzeugten Eigenschaften. Insbesondere die Geometrie, mittels numerischer und analytischer Ansätze vorherzusagen. Die entstehenden Scherbänder sollten auf ihre Eigenschaften materialwissenschaftlich untersucht werden.

In diesem Projekt wurde eine umfangreiche Materialcharakterisierung mit Dehnraten bis zu $\dot{\varphi} = 10^3$ 1/s und Temperaturen bis 1000 °C vorgenommen. Auf Grundlage dieser wurde eine Parameteridentifikation durchgeführt, um das temperatur- und dehnratenabhängige Verhalten numerisch abbilden zu können. Zusätzlich wurden die Versagenseigenschaften zur Materialtrennung über das Cockroft-Latham Kriterium modelliert und anhand von optischen Deformationsfeldern analytisch, aber auch invers bestimmt. Für die beiden intensiv untersuchten Werkstoffe – C75S und 20MnB5- zeigte sich, dass diese eine gleiche Fließspannung unter Raumtemperatur, aber ein unterschiedliches Materialverhalten unter dynamischer Last aufweisen. Dieser Unterschied in der Fließspannung kann über den Kennwert der Dehnratesensitivität bestimmt werden und dieser bildet eine markante und wichtige Kenngröße für das adiabatische Trennen. Denn je geringer dieser Kennwert ist, desto bessere Lokalisierungseigenschaften weist der Werkstoff auf und senkt damit die notwendige Prozesskraft. So konnte experimentell und numerisch gezeigt werden, dass für den 20MnB5-Werkstoff eine geringere Prozesskraft notwendig ist und die Scherbandausbildung schneller erfolgt als beim C75S-Werkstoff. Für beide Werkstoffe konnte die sich einstellende Scherbandbreite und die typische S-Kontur mittels Simulation gut vorhergesagt werden. Zusätzlich konnte über eine analytische Ansätze die sich im Scherband ausbildende Temperatur abgeschätzt werden. Aufgrund der sehr kurzen Prozesszeit kann die entstehende Temperatur nur schwer messtechnisch präzise erfasst werden. Die Vorhersagegenauigkeit der Simulation bezüglich der geometrischen Form ist, auch für komplexere Bauteile wie eine Rechteckplatte, gut, so dass diese zur Auslegung der Prozesse genutzt werden kann. Durch die Untersuchungen der sich einstellenden Eigenschaften des Scherbandes konnte ermittelt werden, dass das adiabatische Scherband des Werkstoffs C75S eine deutlich höhere Härtesteigerung aufweist als der 20MnB5-Werkstoff. Zusätzlich konnte sowohl simulativ als auch experimentell gezeigt werden, dass sich das adiabatische Scherschneiden vom konventionellen Scherschneiden hinsichtlich des einsetzenden Spannungszustandes grundlegend unterscheidet.

Trotz der Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit ist das adiabatische Scherschneiden noch nicht hinreichend verstanden. Insbesondere können aufgrund der kurzen Prozesszeit nicht alle Kenngrößen messtechnisch erfasst werden, sodass über numerische oder analytische Modelle einige Kenngrößen ermittelt werden müssen. Die sehr hohen lokalen Dehnraten $\dot{\varphi} = 10^5$ 1/s wurden im abgeschlossenen Projekt bislang noch nicht charakterisiert und müssen

daher extrapoliert werden. Zur Validierung der Extrapolation müssen ebenfalls geeignete Methoden gefunden werden. Bislang wurden in der Simulation Kennwerte für das Materialversagen verwendet, die auf Versuchen bei Raumtemperatur basieren. Durchgeführte Versuche bei höheren Temperaturen zeigen, dass sich das Versagensverhalten aber ändert. Dies sollte in zukünftigen Vorhaben berücksichtigt werden. Durch eine temperaturabhängige Modellierung des Versagenszeitpunktes, ist auch hier mit einer Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit zu rechnen. Die experimentellen Untersuchungen mit der Rechteckplatte zeigen, dass für den Eckenradius von 2 mm und den Werkstoffstückwerkstoff C75S Versagen des Werkzeugs auftritt. In weiteren Untersuchungen sollten weitere Variationen bezüglich des bezogenen Schneidspaltes und des eingesetzten Werkstoffes der Aktivelemente stattfinden. Aufgrund der besseren Eigenschaften der Schnittfläche beim adiabatischen Scherschneiden wird eine weitere Analyse des Prozesses empfohlen, um die flächendeckende Nutzung in der Industrie voranzutreiben.

9 Zusammenstellung aller Arbeiten, die im Zusammenhang mit dem Vorhaben veröffentlicht wurden oder in Kürze veröffentlicht werden sollen List of publications published or to be published in relation to the project

Veröffentlichte Beiträge:

Winter, S., Schmitz, F., Clausmeyer, T., Tekkaya, A. E., Wagner, M. F.-X., High temperature and dynamic testing of AHSS for an analytical description of the adiabatic cutting process. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 181, 2017, DOI: 10.1088/1757-899X/181/1/012026.

Schmitz, F., Winter, S., Clausmeyer, T., Even, D., Colasse, C., Tekkaya, A. E., Wagner, M. F.-X.: Materials science-based simulation strategies for the adiabatic cutting process. In: SCT 2017 Proceedings, 2017

Geplante Veröffentlichungen:

Veröffentlichung der Projektergebnisse zum vorherrschenden Spannungszustand beim adiabatischen Trennen im Journal of Materials Processing Technology (voraussichtlich im September 2019).

Veröffentlichung der Projektergebnisse zur Korrelation zwischen Dehnratensensitivität m und einsetzender Scherbandbreite (voraussichtlich im Mai 2019).

10 Literaturverzeichnis Bibliography

- Bai, Y., und B. Dodd. *Adiabatic Shear Localization: Occurrence, Theories and Applications*. Oxford: Pergamon Press, 1992.
- Brunton, J. H., J. E. Field, G. P. Thomas, und M. P. W. Wilson. „The Deformation of Metals by High Velocity Impact.“ *Metals for the Space Age*, 1964: 137-148.
- DIN8580. „Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung.“ *DIN Deutsches Institut für Normung*. Berlin: Beuth Verlag, 2003.
- DIN8588. „Fertigungsverfahren Zerteilen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe.“ *DIN Deutsches Institut für Normung*. Berlin: Beuth Verlag, 2003.
- Doege, E., und B.-A. Behrens. „Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen.“ Berlin: Springer Verlag, 2007.
- Drossel, W.-G., T. Barthel, W. Volk, und T. Kopp. „EFB-Forschungsbericht Nr. 356: Entwicklung kalkulatorischer Kenngrößen zur Gestaltung von Scherschneidprozessen und Bewertung der Bauteilqualität bei Anwendung hoher Schneidgeschwindigkeiten.“ EFB e.V., 2012.
- Farzin, M., H. R. Javani, M. Mashayekhi, und R. Hambli. „Analysis of blanking process using various damage criteria.“ *J. Mater. Proc. Tech.* 177 (1-3), 2006: 287-290.
- Gram, M. D., und R. H. Wagoner. „Fineblanking of high strength steels: Control of material properties for tool life.“ *J. Mater. Proc. Tech.* 211 (4), 2011: 717-728.
- Hartley, K. A., J. Duffy, und R. H. Hawley. „Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels deforming at high strain rates.“ *J. Mech. Phys Sol.* 35, 1987: 283-301.
- Huml, P., und P. O. Strandell. „Der Einfluss der hohen Geschwindigkeit auf das Schneiden von Metallen.“ *Annals of the CIRP* 23 (1), 1974: 61 ff.
- Kämpfer, S. „Pressgehärtete Mangan-Bor-Stähle entfalten höchste Festigkeiten in der Karosserie - Leichtbau aus der Hitze.“ *Industrieanzeiger*, 2014.
- Kräusel, V. „Gestaltung und Bewertung einhubiger Scherschneidverfahren mit starren Werkzeugen unter besonderer Berücksichtigung der Schnittflächenqualität an Blechbauteilen.“ Technische Universität Chemnitz, 2013.
- Lange, K. „Umformtechnik: Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Bd.2: Massivumformung.“ Berlin: Springer Verlag, 1988.
- Lazzarotto, L., und R. Michon. „Adiabatic Blanking of metal sheets - Technological positioning and industrial developments for production.“ *Tagungsband zum 5. Chemnitzer Karosseriekolloquium CBC*, 2008: 242-252.
- Leech, P. W. „Observations of Adiabatic Shear Band Formation in 7039 Aluminum Alloy.“ *Metall. Trans. A* 16, 1985: 1900-1903.
- Lim, J., und H. Huh. „Experiments on formation of the adiabatic shear band in sheet metal.“ *Met. Mater. Int.* 11, 2005: 11-18.

- Manopulo, N., L. Tong, C. Karadogan, und P. Hora. „An ALE based FE formulation for the 3D numerical simulation of fineblanking processes.“ *AIP Conf. Proc.* 1252. Numiform, 2010.
- Marchand, A., und J. Duffy. „An Experimental Study of the Formation Process of Adiabatic Shear Bands in a Structural Steel.“ *J. Mech. Phys. Sol.* 36 (3, 1988: 251-283.
- Meyer, L. W., und F. Pursche. „Experimental Methods.“ *Dodd, B.; Bai, Y.: Adiabatic Shear Localization, 2nd Edition, Elsevier, Oxford, 2012: 21-109.*
- Meyer, L. W., und T. Halle. „Shear strength and shear failure, overview of testing and behavior of ductile metals.“ *Mech. Time-Dep. Mater.* 15, 2011: 327-340.
- Meyers, M. A. „Dynamic Behavior of Materials.“ New York: Wiley, 1994.
- Meyers, M. A., und C. L. Wittmann. „Effect of Metallurgical Parameters on Shear Band Formation in Low-Carbon (~0.20 Wt Pct) Steels.“ *Metall. Trans.* 21, 1990: 3153-3164.
- Neugebauer, R., et al. „Velocity effects in metal forming and machining processes.“ *CIRP Annals – Manuf. Tech.* 60 (2), 2011: 627-650.
- Neugebauer, R., P. Weigel, E. Westkämper, A. Verl, und F. Eicher. „Ermittlung der Einsatzpotentiale und –grenzen des adiabatischen Trennens für Schneid- und Lochoperationen.“ Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V, 2010.
- Odeshi, A. G., und M. N. Bassim. „Evolution of adiabatic shear bands in a dual-phase steel at very high strain rates.“ *Mater. Sci. Eng. A* 488, 2008: 235-240.
- Patent. Verfahren und Vorrichtung insbesondere zum Abtrennen von Stücken von einem Rohling. Patent DE1925750. 1968.
- Quadir, T., und P. Shewmon. „Solid particle erosion mechanisms in copper and two copper alloys.“ *Metall. Trans. A* 12, 1981: 1163-1176.
- Roll, K. *Numerical Modeling in Sheet Forming: Industrial State of the Art. Proc. of 10th ICTP*, 2011: 1-8.
- Sabih, A., A. M. Elwazri, J. A. Nemes, und S. Yue. „ A workability criterion for the transformed adiabatic shear band phenomena during cold heading of 1038 steel.“ *J. Fail. Anal. Prev.* 6, 2006: 97-105.
- Schuster. *Schuster Maschinenbau GmbH: Impulstrennen*. 2014. <http://www.schuster-maschinenbau.de/de/maschine-2.html#menue> (Zugriff am 11. 4. 2014).
- Soyarslan, C., und A. E. Tekkaya. „Finite deformation plasticity coupled with isotropic damage: Formulation in principal axes and applications.“ *Fin. Elem. in Anal. Des.* 46 (8), 2010: 668-683.
- Steinbach, F., L. Chen, A. Güner, und A. E. Tekkaya. „Experimental and numerical analysis of dry shearing of aluminum 6082.“ *Adv. Mater. Res.* 1018, 2014: 261-268.
- Tekkaya, A. E., C. Soyarslan, K. Isik, und M. Doig. *Forschung für die Praxis P 853: Entwicklung eines anwenderorientierten Versagensmodells für die Blechumformsimulation höchstfester Stahlwerkstoffe*. 2014.

- Thipprakmas, S., M. Jin, K. Tomokazu, Y. Katsuhiro, und M. Murakawa. „Prediction of Fineblanked surface characteristics using the finite element method (FEM).“ *J. Mater. Proc. Tech.* 198 (1-3), 2008: 391-398.
- Yin, Q., et al. „An experimental and numerical investigation of different shear test configurations for sheet metal characterization.“ *Int. J. Sol. Struct.* 51. 2014.
- Zillmann, B., T. Clausmeyer, S. Bargmann, T. Lampke, M. F.-X. Wagner, und T. Halle. „Validation of Simple Shear Tests for Parameter Identification Considering the Evolution of Plastic Anisotropy.“ *Tech. Mech.* 32, 2012: 622-630.
- Zurek, A. K. „The study of adiabatic shear band instability in a pearlitic 4340 steel using a dynamic punch test.“ *Metall. Mater. Trans. A* 25, 1994: 2483-2489.