

Montanuniversität Leoben

**Der Einfluss des Gefüges auf die
Biegeeigenschaften von AHSS
und UHSS Güten**



Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl für Materialphysik der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der voestalpine Stahl GmbH durchgeführt.

Linz, 9. März 2018

Danksagung

Zunächst möchte ich mich herzlich bei Herrn Univ.-Prof. Dr. mont. Otmar Kolednik für die engagierte Betreuung der Dissertation, und insbesondere für die zahlreichen ausführlichen und immer hilfreichen Diskussionen bedanken. Mein Dank gilt auch Herrn Univ.-Prof. Dr. mont. Helmut Clemens für das Interesse an der Arbeit und seine Unterstützung.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr. mont. Andreas Pichler für die Ermöglichung dieser Arbeit bei der voestalpine Stahl GmbH und für die Einführung in das Thema. Gleichmaßen möchte ich meinen beiden späteren Betreuern Herrn Dr.-Ing. Johannes Rehrl und Herrn Dr. mont. Thomas Hebesberger für die Begleitung des Projekts und die wertvolle Unterstützung bedanken.

Für den laufenden Meinungsaustausch und die vielen neuen Ideen möchte ich mich außerdem ganz herzlich bei Herrn Dr. Patrick Larour, und bei Herrn Dr. Benjamin Hackl für die Hilfe bei den Finite Elemente Simulationen bedanken. Generell möchte ich allen Kolleginnen und Kollegen der Abteilungen Werkstofftechnik Kaltband, Werkstofftechnik Warmband und Umformtechnik für das freundschaftliche Arbeitsklima und die vielen spannenden Diskussionen danken.

Natürlich gilt auch dem Team in der metallographischen Analytik für die gute Zusammenarbeit mein Dank. Hier möchte ich vor allem das besondere Engagement von Herrn Dipl.-Ing. Reinhold Aichinger und Frau Johanna Pöhmer herausstreichen.

Meiner Familie Werner, Monika und Andreas gilt mein größter Dank für den uneingeschränkten Rückhalt und dafür, dass ich mich auch in schwierigen Zeiten immer auf ihren Rat und ihre Hilfe verlassen kann. Schließlich danke ich von ganzem Herzen meiner Freundin Lisa für die Unterstützung, ihr Verständnis und, dass sie zu mir hält, auch wenn das nicht immer einfach ist.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides Statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt wurde.

Linz, 9. März 2018

Clemens Suppan

Kurzfassung

Für den erfolgreichen Einsatz von neuen höchstfesten Stählen in Automobilkarosserien muss eine ausreichende Umformbarkeit, einschließlich der Biegebarkeit, sichergestellt werden. Die Grenzen der Umformbarkeit werden dabei durch das Einsetzen von Dehnungslokalisierung oder Rissbildung bestimmt. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich damit, wie diese Prozesse bei Advanced- und Ultra High Strength Steels (AHSS, UHSS) mit Festigkeiten über 1000 MPa von der Mikrostruktur beeinflusst werden.

Es wurden Dreipunktbiege- und Gesenkbiegeversuche an Stahlsorten mit verschiedenen Mikrostrukturen (Ferrit-Martensit, Bainit, angelassener Martensit; jeweils auch mit Restaustenit) durchgeführt. Dabei wurde die Entwicklungsstadien der Schädigung genau analysiert, um den Einfluss der verschiedenen Mikrostrukturen auf Dehnungslokalisierung und Rissbildung klären zu können. Ergänzend wurden Zugversuche und Hole Expansion Tests für eine umfassendere Bewertung der Umformbarkeit herangezogen.

Die Ergebnisse von Finite Elemente Simulationen des Dreipunkt-Biegeversuchs zeigen, dass die Dehnungsverteilung in großem Ausmaß von der Verfestigung des Materials abhängt. Durch mikroskopische Analyse von gebogenen Biegeproben wird außerdem gezeigt, dass sowohl die Bildung von Dehnungslokalisierungen in Form von Scherbändern als auch die Rissbildung von den Eigenschaften und der Verteilung der vorliegenden Phasen gesteuert werden. So wird beispielsweise das Wachstum von Scherbändern durch die harten Martensitinseln behindert, und gleichzeitig die Rissbildung erleichtert, weil hohe lokale Härteunterschiede die Entstehung von Poren begünstigen.

Um eine Verbesserung der Biegeeigenschaften von neuen höchstfesten Stählen zu erreichen, ist eine hohe Verfestigung bei möglichst geringen lokalen Härteunterschieden im Gefüge anzustreben. Unter den untersuchten Stahlsorten war dies für den CP980HD, einen Stahl mit homogener bainitischer Matrix und einer feinen Verteilung von Restaustenit, am besten erfüllt. Bei Rissbildung wurden daher für diese Stahlsorte die kleinsten Biegeradien im Gesenkbiegeversuch und der größte Biegewinkel im Dreipunkt-Biegeversuch erreicht.

Abstract

Excellent formability is a key requirement for successful application of newly developed steel grades in a car body. This also includes the capability of the material to bear bending deformation, which is limited either by the localization of plastic deformation or by the initiation of cracks. The present work deals with Advanced- and Ultra High Strength Steels (AHSS, UHSS) with tensile strengths above 1000 MPa. It is investigated how the phenomena of strain localization and crack initiation are controlled by the microstructures of these materials.

Air bending and die bending experiments were performed on steel grades with a variety of microstructures (ferrite-martensite, bainite, tempered martensite), including grades with retained austenite. Hereby the stages of damage evolution were analyzed in detail to find out, which influence the various microstructures have on strain localization and crack formation. In order to comprehensively characterize the formability of the materials, tensile and hole expansion tests were additionally performed.

The results of the finite element simulations of the air bending test show that the distribution of strain during bending is determined by the strain hardening of the material. In addition, microscopic analyses of the bent samples were performed. It is shown that both the formation of strain localization in the form of shear bands and the formation of cracks are dependent on the properties and spatial distribution of the phases. This can be illustrated for a ferrite-martensite microstructure: The growth of shear bands is impeded by the hard martensite inclusions and, at the same time, the formation of voids in the vicinity of martensite islands promotes the initiation of cracks.

In order to optimize bendability of AHSS and UHSS, a combination of high strain hardening and low hardness gradients is desirable. Within the scope of this work, this criterion was best fulfilled by the CP980HD grade, which consists of a homogeneous bainitic matrix with small islands of retained austenite. Consequently, the smallest critical bending radii for die bending and the largest bending angle for air bending were measured for this steel grade.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	IV
1 Einleitung	1
2 Literatur	3
2.1 Advanced- und Ultra-High-Strength Steels.....	3
2.1.1 Klassische Advanced- und Ultra-High-Strength Steels	3
2.1.2 High Ductility Advanced- und Ultra-High-Strength Steels	4
2.1.3 Press-Hardening Steels	5
2.2 Umformgrenzen.....	6
2.2.1 Plastische Instabilität	6
2.2.2 Duktile Schädigung nach Einschnürung	7
2.3 Verformung und Versagen von Multiphasenstählen.....	12
2.3.1 Quantifizierung der Restaustenitstabilität	13
2.3.2 Schädigung in Multiphasen-Gefügen	14
2.3.3 Einfluss von Vorverformung und Vorschädigung	15
2.4 Einteilung der Biegeumformprozesse.....	17
2.4.1 Modelle der Verformung unter Biegebeanspruchung	18
2.4.2 Bewertung der Crashtauglichkeit mit dem Dreipunkt-Biegeversuch	19
2.5 Versagensmechanismen beim Biegeversuch.....	20
2.5.1 Entwicklung von Oberflächenrauigkeit	21
2.5.2 Entstehung von Scherbändern und Versagen	21
2.5.3 Scherbandbildung beim freien Biegen von Stahl	24
2.6 Biegebarkeit und andere mechanische Eigenschaften.....	25
2.7 Einfluss von Mehrphasigkeit und Einschlüssen auf die Biegebarkeit	27
3 Methodik.....	29
3.1 Werkstoffspektrum und Wärmebehandlungen	29
3.1.1 Großtechnische Herstellung der Stahlbänder	29
3.1.2 Kleintechnisches Härten der PHS-Tafeln	30
3.1.3 Kleintechnische Herstellung der Proben des Maraging-Stahls	31
3.1.4 Kleintechnische Wärmebehandlungen am Multipas	32
3.2 Grundlegende Werkstoffcharakterisierung.....	33
3.2.1 Zugversuche	33
3.2.2 Lochaufweitungstests	33
3.2.3 Untersuchungen der Mikrostruktur	34
3.2.4 Magnetische Bestimmung des Restaustenit-Gehalts	35
3.3 Untersuchungen zum Verfestigungsverhalten	35
3.3.1 Hydraulische Tiefungsversuche	37
3.3.2 Bestimmung der Restaustenit-Stabilität mittels Reckversuchen an Zugproben	37
3.4 Schädigungsverhalten im Zugversuch.....	38
3.4.1 Bestimmung der Dickeneinschnürung	38

3.4.2	Porenbildung beim Zugversuch	39
3.5	Biegeversuche.....	40
3.5.1	Dreipunkt-Biegeversuche	40
3.5.2	Gesenk-Biegeversuche	42
3.5.3	Finite Elemente Simulation des Dreipunkt-Biegeversuchs	43
3.6	Weitere Untersuchungen an Biegeproben.....	44
3.6.1	Bruchflächenuntersuchungen an vollständig gebogenen Biegeproben	44
3.6.2	Untersuchungen mittels unterbrochener Dreipunkt-Biegeversuche	45
3.6.3	Restaustenit-Umwandlung im Biegeversuch	46
3.6.4	EBSD-Messungen	46
4	Ergebnisse.....	49
4.1	Grundcharakterisierung großtechnisch hergestellter AHSS.....	49
4.1.1	Mikrostruktur	49
4.1.2	Mechanische Eigenschaften großtechnischer Bänder im Zugversuch	55
4.1.3	Ergebnisse aus dem Lochaufweitungs-Versuch	58
4.2	Bestimmung des Verfestigungsverhaltens im Zugversuch.....	59
4.2.1	Umwandlung von Restaustenit im Zugversuch	61
4.3	Werkstoffversagen im Zugversuch	63
4.3.1	Analyse der Porenverteilung	64
4.3.2	Qualitative Analyse der Porenentstehung im Gefüge	66
4.3.3	Bruchflächenanalyse	68
4.4	Biegebarkeit großtechnischer Stahlsorten	70
4.4.1	Dreipunkt-Biegeversuch	70
4.4.2	Gesenk-Biegeversuch	73
4.4.3	Untersuchungen zum Probenversagen im Gesenk-Biegeversuch	74
4.5	FE-Simulation des Dreipunkt-Biegeversuchs für AHSS	75
4.5.1	Fließmodell aus Zugversuchen und Bulge-Tests	75
4.5.2	Ergebnisse der FE-Simulation	76
4.5.3	Abflachung der Biegeprobe	82
4.6	Untersuchungen zum Versagen im Biegeversuch	84
4.6.1	Versagensablauf im Dreipunkt-Biegeversuch	84
4.6.2	Detailuntersuchung zur Rissbildung beim CP980	89
4.6.3	Detailuntersuchung zur Bildung von Abflachung und Kerben	90
4.6.4	Umwandlung von Restaustenit beim Dreipunkt-Biegen	92
4.6.5	Untersuchung der Bruchfläche an Biegeproben	95
4.7	Einfluss der Mikrostruktur auf das Versagen im Biegeversuch	96
4.7.1	Homogene Gefüge (Bainit/angelassener Martensit)	96
4.7.2	Ferrit-Bainit-Martensit(-Restaustenit)	99
4.7.3	Bainit-Martensit	102
4.7.4	Zeilige Verteilung großer Martensitkörner	104
4.7.5	Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen	106
4.8	Mikroskopische Verformung von Biegeproben dargestellt mittels EBSD	108
4.8.1	EBSD-Messungen an Biegeproben des CP980	108
4.8.2	EBSD-Messungen an Biegeproben des DP980	113
4.8.3	EBSD-Messungen an Biegeproben des CP1180	117
4.8.4	EBSD-Messungen an Biegeproben des PHS1500	117

4.9	Ergebnisse der kleintechnischen Glühungen am Multipas.....	120
4.9.1	Grundcharakterisierung	120
4.9.2	Untersuchung der Bruchfläche im Zugversuch	124
4.9.3	Bei Kraftmaximum unterbrochene Biegeversuche	124
4.9.4	Kerbentstehung am Beispiel des DP1000	126
4.10	Ergebnisse des kleintechnisch hergestellten Maraging Stahls.....	128
4.10.1	Mechanische Eigenschaften und Mikrostruktur des Maraging-Stahls	128
4.10.2	Dreipunkt-Biegeversuch am Maraging-Stahl	130
5	Diskussion	133
5.1	Der Versagensmechanismus von höchstfesten Stählen im Biegeversuch.....	133
5.1.1	Inhomogene Verformung und Rauigkeit	133
5.1.2	Bildung makroskopischer Kerben und Scherbänder	134
5.1.3	Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen	136
5.1.4	Rissinitiierung und Risswachstum	137
5.1.5	Versagensmechanismus der pressgehärteten Stähle	139
5.1.6	Versagensmechanismus des Maraging-Stahls	140
5.2	Der Einfluss der Verfestigung auf den Schädigungsmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch	140
5.3	Zur Quantifizierung der Biegsbarkeit von höchstfesten Stählen.....	142
5.3.1	Bewertungskriterien für die Biegsbarkeit	143
5.4	Zusammenhang der Biegsbarkeit mit anderen Materialeigenschaften.....	145
5.4.1	Verfestigungsverhalten und Umwandlungsplastizität	146
5.4.2	Versagen durch Porenbildung	147
5.5	Biegsbarkeit der 980er Güten	149
5.5.1	Dreipunkt-Biegeversuch	149
5.5.2	Gesenk-Biegeversuch	150
5.6	Korrelationen zur Biegsbarkeit	151
5.6.1	Dreipunkt-Biegeversuch	151
5.6.2	Kritische Dehnungen im Dreipunkt-Biegeversuch	154
5.6.3	Gesenk-Biegeversuch	156
5.7	Biegsbarkeit der kleintechnisch hergestellten Stahlsorten.....	157
5.7.1	Einfluss der Anlasstemperatur	157
5.7.2	Einflüsse der Legierungsvariante und der Abschrecktemperatur	158
5.8	Biegsbarkeit des kleintechnisch hergestellten Maraging-Stahls	160
5.9	Weiterentwicklung bestehender Stahlsorten.....	162
6	Zusammenfassung	164
	Literaturverzeichnis	VI

Abkürzungsverzeichnis

'A'	Anriss
'B'	Bruch
'KA'	Kein Anriss
'LA'	Leichter Anriss
'SA'	Schwerer Anriss
3PB	Dreipunkt-Biegen
AHSS	Advanced High-Strength Steels
B/AM	Bainit/angelassener Martensit
BC	Band-Contrast
BS	Band-Slope
CFB	Carbide-Free Bainite
CP	Complexphasenstahl
DP	Dualphasenstahl
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
Elo	Elektrolytische Verzinkungsanlage
F	Ferrit
FE	Finite Elemente
FVZ	Feuerverzinkungsanlage
GB	Gesenkbiegen
GT	Großtechnisch
HD	High-Ductility
HET	Hole Expansion Test
HO	Haubenofenglühung
IF	Interstitial-Free
IPF	Inverse Polfigur
KAM	Kernel Average Misorientation
Konti	Kontinuierliche Glühanlage
KT	Kleintechnisch
LC	Low-Carbon
LME	Liquid Metal Embrittlement
LY	Low Yield (Niedrige Fließgrenze)
M/RA	Martensit/Restaustenit
ND	Normal Direction
PE11	Principal Normal Plastic Strain

PEEQ	Plastic Equivalent Strain
PHS	Presshärtender Stahl
PUBS	Post-Uniform Bending Slope
Q&P	Quench and Partitioning
RA	Restaustenit
RD	Rolling Direction
REM	Rasterelektronenmikroskop
S11	Principal Normal Stress
SE	Sekundärelektronen
SMIS	Mises-Vergleichsspannung
TBF	TRIP Bainite Ferrite
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
UC	Uncoated
UHSS	Ultra High-Strength Steels
ULC	Ultra Low-Carbon
WB	Wärmebehandlung
WQ	Water-Quench
WR	Walzrichtung
XRD	X-ray Diffraction
Z	Feuerverzinkt
ZE	Elektrolytisch verzinkt
ZF	Galvannealed

1 Einleitung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit Verformung und Versagen von höchstfesten Stählen (ab einer Zugfestigkeit von etwa 1000 MPa) im Biegeversuch. Die Betrachtung des Verhaltens von unterschiedlichen Gefügekonzerten bei der Biegeumformung ist aus verschiedenen Gründen interessant und notwendig.

Die Entwicklung von Stahlsorten mit immer höherer Streckgrenze und Zugfestigkeit hat seit den 90er Jahren einen wesentlichen Beitrag zu sinkendem Karosseriegewicht bei gleichzeitig steigender Insassensicherheit geleistet. Neben der Sicherstellung von leichter Fügbarkeit, Korrosionsschutz und einer Begrenzung des Kostenanstiegs im Vergleich zu klassischen höherfesten Stählen ist hierbei eine ausreichende Umformbarkeit wesentlich für den erfolgreichen Einsatz neuer Stahlsorten in Großserien. Das Biegeverhalten wird bei hohen Festigkeiten wichtiger, weil die Umformgrenzen beim Biegen im Vergleich zum Zugversuch oder dem Tiefziehen höher liegen. Der Grund dafür liegt darin, dass sich beim reinen Biegen keine über die gesamte Blechdicke durchgehende plastische Instabilität ausbilden kann, weil die neutrale Faser in Blechmitte dies verhindert.

In mehreren Arbeiten [1, 2, 3] wurde ein Zusammenhang zwischen dem Verhalten hochfester Stahlsorten im Crashtest von Blechprofilen und deren Biegebarkeit beobachtet. Aussagen über den Schädigungsmechanismus im Biegeversuch können also auch für Crashversuche relevant sein. Im Vordergrund steht dabei, dass vollständiges Falten von Crashprofilen erreicht und Bruch der Komponenten vermieden werden kann. Dadurch wird die Absorption der Aufprallenergie durch Materialverformung maximiert. Vor allem hinsichtlich der Dehnrates unterscheiden sich Crashversuche jedoch wesentlich von quasistatischen Biegeversuchen.

Aufgrund der zunehmenden Einschränkung der Umformbarkeit mit steigender Zugfestigkeit hat es sich als vorteilhaft erwiesen, in der Bauteilherstellung für den jeweiligen Umformprozess optimierte Stahlsorten einzusetzen.

Steigende Zugfestigkeit kann prinzipiell eine Verringerung der Tiefziehbarkeit, eine Erhöhung der Kantenrissempfindlichkeit sowie eine Verschlechterung der Biegeeigenschaften bewirken. Der Multi-Phasen-Gefügaufbau der höchstfesten Stähle bestimmt die Umform- und Versagensgrenzen in star-

kem Ausmaß, wobei die Unterscheidung von Dual- und Complexphasenstählen einen ersten Anhaltspunkt bieten soll, für welche Umformoperationen eine Stahlsorte gut geeignet ist. So erreichen erstere durch ihre hohe Verfestigung besseres Verhalten beim Tiefziehen, während letztere durch ihre höhere Bruchzähigkeit eine bessere Umformbarkeit einer gestanzten Kante (geringere „Kantenrissempfindlichkeit“) aufweisen. Die Bedeutung der Mikrostruktur für die beiden genannten Eigenschaften wurde bereits in der Vergangenheit untersucht [4]. Eine Analyse der Biegeumformbarkeit für ein großes Spektrum unterschiedlicher Multi-Phasen-Gefüge ist hingegen für höchstfeste Stähle noch nicht vorhanden.

Die Anwendung des TRIP-Effekts auf Dual- und Complexphasenstähle hat weiters zur Entwicklung der sogenannten HD- („High-Ductility“-) Güten geführt. Mit diesen Gefügekzepten können bei gegebenem Festigkeitsniveau Tiefziehbarkeit und Kantenrissempfindlichkeit weiter verbessert werden. Die vorliegende Arbeit soll auch klären, wie HD-Konzepte sich in Abhängigkeit der Basis-Mikrostruktur (DP oder CP) auf die Biegebarkeit auswirken. Die untersuchten Stahlsorten lassen sich den Gruppen der Advanced- und Ultra-High-Strength Steels zurechnen, wobei jene Stähle mit Zugfestigkeiten bis etwa 1000 MPa üblicherweise als Advanced-High-Strength Steels (AHSS), jene ab etwa 1200 MPa als Ultra-High-Strength Steels (UHSS) bezeichnet werden.

Die Biegeumformbarkeit eines Blechs ist Resultat der Verformungs- und Schädigungsvorgänge während des Versuchs. Als „kritische Grenze“ für die Umformbarkeit im Biegeversuch wird dabei oft die Initiierung von makroskopischen Rissen definiert, die schließlich zum Bruch der Probe führt.

Bei der Untersuchung der Biegebarkeit von martensitischen pressgehärteten Stählen stellten Benedyk [5] sowie Benedyk et al. [6] fest, dass der Rissbildung im Biegeversuch bei manchen Stahlsorten eine Abflachung der Biegeprobe sowie Kerben- bzw. Scherbandbildung vorausgehen. In dieser Arbeit wurde ebenfalls festgestellt, dass der Verfestigungsexponent einer Stahlsorte einen Einfluss auf das beobachtete Versagensbild hat. Bis jetzt ist nicht bekannt, wie die Multiphasenstruktur von höchstfesten Stählen dieses Verhalten und damit die Biegebarkeit beeinflusst.

Zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Mikrostruktur von höchstfesten Stählen und deren Biegeeigenschaften werden in der vorliegenden Arbeit Untersuchungen an großtechnisch produzierten Bändern und kleintechnisch eingestellten Gefügen vorgenommen. Der Fokus soll dabei auf den ablaufenden Verformungs- und Schädigungsabläufen liegen und damit eine konsistente Betrachtungsweise der Biegeumformbarkeit von Multiphasenstählen ermöglichen.

Schließlich soll überlegt werden, welche Maßnahmen beim Gefügedesign aufgrund der beschriebenen Zusammenhänge eine optimale Biegebarkeit sicherstellen und eine weitere Verbesserung der Biegeeigenschaften ermöglichen können.

2 Literatur

2.1 Advanced- und Ultra-High-Strength Steels

Die Gewichtseinsparung durch Leichtbau liefert einen wesentlichen Beitrag zur Verbrauchs- und Emissionsreduktion der neuen Automobilgenerationen im realen Fahrbetrieb. Neben dem Form- und Konzeptleichtbau bleibt dabei die Möglichkeit des stofflichen Leichtbaus, der sich mit der Entwicklung neuer Werkstoffe mit dem Ziel der Gewichtsreduzierung von Bauteilen befasst.

Bei der Entwicklung neuer Stahlsorten für Automobilkarosserien bedeutet dies in erster Linie, dass eine Steigerung der Festigkeit erreicht werden soll, wodurch dünnere Bleche eingesetzt werden können und das Bauteilgewicht sinkt. Allerdings müssen gleichzeitig andere Randbedingungen bei der Herstellung und im Einsatz berücksichtigt werden. Zu Ersteren zählen beispielsweise eine möglichst hohe Umformbarkeit, Möglichkeit zum effizienten Korrosionsschutz und Lackierbarkeit sowie optimale Fügbarkeit, zu Letzteren ausreichende Steifigkeit, Festigkeit sowie Verformbarkeit und Bruchzähigkeit.

2.1.1 Klassische Advanced- und Ultra-High-Strength Steels

Zu dieser Gruppe zählen Multiphasenstähle, die im Gegensatz zu den High Ductility Advanced- und Ultra-High-Strength-Steels nur wenig Restaustenit enthalten und daher keinen signifikanten TRIP-Effekt aufweisen. Der TRIP-Effekt wird in Abschnitt 2.1.2 detailliert beschrieben.

Mit der Steigerung der Festigkeit geht ein signifikanter Rückgang der Umformbarkeit einher, wie in Abb. 1 am Beispiel der Bruchdehnung im Zugversuch veranschaulicht ist. Das Ziel bei der Entwicklung neuer Stahlsorten mit größerer Festigkeit ist daher, die Verringerung der Umformbarkeit möglichst zu begrenzen. Das kann zum Beispiel durch das Erzeugen eines Multi-Phasen-Gefüges mit unterschiedlich harten Bestandteilen, wie Ferrit und Martensit, erreicht werden. Das Erzeugen von geometrisch notwendigen Versetzungen bei der Verformung eines derartigen Phasenverbunds [7] bewirkt einen Anstieg der Verfestigung im Vergleich zum homogenen Werkstoff. Die Lokalisierung der plastischen Verformung wird dann entsprechend dem Considère-Kriterium (Abschnitt 2.2.1) verzö-

gert, was sich in einer höheren Gleichmaß- und Bruchdehnung im Zugversuch niederschlägt. Dieses Prinzip wird bei den Dualphasen-Stählen angewendet. Hohe Dehnung und Verfestigung wird vor allem bei Tiefziehoperationen benötigt.

Ein Nachteil eines Gefüges mit hohen Härteunterschieden besteht beim Umformen in der hohen Kantenrissempfindlichkeit. Diese Eigenschaft wird üblicherweise im Lochaufweitversuch gemessen, wobei ein gestanztes Loch mit einem konischen Dorn so lange aufgeweitet wird, bis ein über die gesamte Blechdicke durchgehender Riss vorhanden ist. Dualphasenstähle (DP-Stähle) erreichen aufgrund von hohen lokalen Dehnungskonzentrationen in Umgebung der harten Martensitbereiche nur eine moderate Lochaufweitung [8, 9, 10].

Aus diesem Grund haben sich neben den DP-Stählen auch Stähle mit homogenem Gefüge bewährt. Bei diesen Complexphasenstählen (CP-Stählen) liegt ein viel homogeneres Gefüge aus Bainit oder angelassenem Martensit vor. Sie besitzen zwar niedrige Kantenrissempfindlichkeit, sind aber umgekehrt aufgrund der niedrigeren Verfestigung im Vergleich zu den Dualphasenstählen nicht so gut für Tiefziehoperationen geeignet. CP-Stähle haben sich als vorteilhaft erwiesen, wenn Umformoperationen an Stanzkanten oder enge Biegeradien realisiert werden sollen [8].

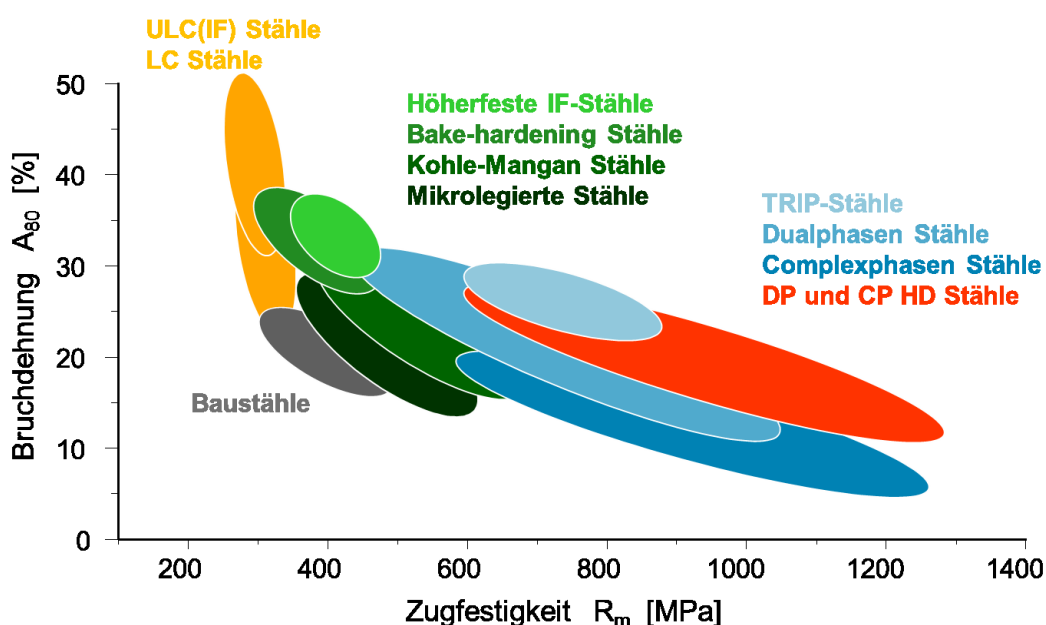


Abb. 1: Mechanische Eigenschaften im Zugversuch von Stahlsorten, die in der Serienproduktion von Automobilkarosserien eingesetzt werden

2.1.2 High Ductility Advanced- und Ultra-High-Strength Steels

Von der Umformbarkeit beim Tiefziehen, Biegen und an gestanzten Kanten von neu entwickelten Stahlsorten hängt ab, für welche Baugruppen in Karosserien ein Werkstoff eingesetzt werden kann. Der Werkstoff gibt dabei vor, welche Geometrien mit einem bestimmten Umformverfahren herstellbar sind, und ob eine ausreichende Restverformbarkeit im Crashfall für das jeweilige Bauteil sichergestellt ist.

Ein weiteres Entwicklungsziel stellt deshalb die Verbesserung der Umformbarkeit der höchstfesten

Stähle dar, das mit dem sogenannten High-Ductility (HD)-Konzept verfolgt wird. Es kann bei gleicher Festigkeit höhere Gleichmaßdehnung oder umgekehrt bei gleichbleibender Tiefziehbarkeit eine höhere Festigkeit des Werkstoffs erreicht werden. Mit dem HD-Konzept ist auch ein gezieltes Optimieren der Kombination aus guter Tiefziehbarkeit und wenig Kantenrissempfindlichkeit möglich.

Gefügetechnisch basieren diese Stähle auf dem Prinzip der Umwandlungsplastizität von Restaustenit im Gefüge (Transformation-Induced Plasticity; TRIP-Effekt). Die Stabilisierung von Restaustenit erfolgt durch die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff und durch die Verzögerung der Zementitbildung mit Hilfe der Legierungselemente Silizium oder Aluminium. Bei Kaltverformung klappt dieser Restaustenit unter Scherverformung und Volumszunahme in Martensit um und liefert somit einen zusätzlichen Beitrag zur Verfestigung des Stahls. Je nach geforderter Umformbarkeit und Festigkeit besitzen diese Stähle eine Matrix aus ferritischem Bainit, Bainit mit Zementitausscheidungen und/oder angelassenem Martensit. Beim klassischen TRIP-Stahl liegt hingegen Ferrit im Gefüge vor. Im Gegensatz zum klassischen TRIP-Stahl weisen die HD-Stahlsorten nicht notwendigerweise eine signifikant schlechtere Schweißbarkeit im Vergleich zu klassischen AHSS (DP, CP) auf, und der Anteil an Restaustenit liegt etwas niedriger als beim klassischen TRIP-Stahl. In der Literatur sind dieser Gruppe zuzurechnende Stahlsorten auch als TBF (TRIP Bainite Ferrite) Steels, Q&P (Quench and Partitioning) Steels, TRIP-aided Steels oder CFB (Carbide-free Bainite) Steels bekannt.

2.1.3 Press-Hardening Steels

Bauteile aus den bisher beschriebenen Stahlsorten werden durch Kaltumformprozesse hergestellt. Wird bei höchsten Festigkeiten eine hohe Umformbarkeit gefordert, so bietet sich als weitere Möglichkeit die Warmumformung an. Diese Strategie wird mit den presshärtenden Stählen (Presshardening Steels; PHS) verfolgt. Die Standardvariante wird aus der Legierung 22MnB5 gefertigt und besitzt im gehärteten Zustand eine Zugfestigkeit von 1500 MPa. Es wird zwischen dem indirekten und direkten Presshärteprozess unterschieden, wobei bei der erstgenannten Variante die wesentliche Formgebung vor dem Austenitisieren und in der Presse nur Warmkalibrieren stattfindet. Bei der letztgenannten Variante findet die gesamte Formgebung nach dem Austenitisieren bei hohen Temperaturen statt. In beiden Fällen wird das Blech in der wassergekühlten Presse abgeschreckt und dadurch gehärtet. Bei Raumtemperatur liegt dann ein leicht angelassenes homogenes martensitisches Gefüge vor, weil die Kühlrate bei niedrigen Temperaturen in der Presse absinkt und so ein Selbstanlasseffekt entsteht.

Pressgehärtete Stähle werden als Zink- und als Aluminium-Silizium-beschichtetes Material verwendet. Ein Vorteil des zinkbeschichteten Materials besteht im kathodischen Korrosionsschutz, wodurch das Grundmaterial auch bei kleinen Defekten in der Schutzschicht nicht korrodiert (eine AlSi-Beschichtung wirkt nur als anodischer Korrosionsschutz). Zur Vermeidung von Liquid Metal Embrittlement (LME) bei der direkten Warmumformung von zinkbeschichtetem PHS-Material [11] ist eine Vorkühlung des Blechs zwischen dem Austenitisieren bei etwa 900 °C und dem Warmumformschritt notwendig [12].

2.2 Umformgrenzen

Eine Umformgrenze bedeutet das erstmalige Auftreten eines Materialverhaltens während der Umformung, das die weitere homogene Formgebung des Materials verhindert. Eine Umformgrenze kann durch plastische Instabilität oder die Initiierung von duktilen oder spröden Rissen bestimmt sein. Sowohl Instabilität als auch Rissbildung führen dazu, dass das umgebende Material entlastet und jede weitere Verformung in einem engen Bereich konzentriert wird, bis vollständiges Versagen des Bauteils eintritt.

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen haben die plastische Instabilität und das duktile Materialversagen besondere Bedeutung, weshalb im Folgenden auf diese Vorgänge näher eingegangen wird.

2.2.1 Plastische Instabilität

Die Kriterien zur Beschreibung des Eintretens von plastischer Instabilität ausgehend von homogener Verformung lassen sich in verschiedene Gruppen einteilen: Maximalkraft-Kriterien, Kriterien der Verzweigungstheorie (Bifurcation theory) und Modelle, die von anfänglichen Defekten im Material ausgehen [13].

Das bekannteste Beispiel für ein Maximalkraft-Kriterium ist jenes von Considère, das das Auftreten der diffusen Einschnürung im Zugversuch beschreiben kann. Demnach ist eine gleichmäßige Verformung sichergestellt, so lange eine mögliche geometrische Entfestigung eines dünnen Querschnitts der Zugprobe durch die Verfestigung des Materials zumindest ausgeglichen wird. Es ergeben sich zwei Möglichkeiten, das Potential eines Werkstoffs zu beurteilen, die plastische Instabilität bei der Verformung zu verzögern – mit Hilfe der wahren (differentiellen) Verfestigung Θ oder des differentiellen Verfestigungsexponenten n . Für diffuse (1) und lokale (2) Einschnürung ergeben sich unterschiedliche Bedingungen [14]:

$$\theta = \frac{d\sigma_w}{d\varphi} = \sigma_w \quad \text{bzw.} \quad n = \varphi \quad \text{für diffuse Einschnürung} \quad (2.1)$$

und

$$\theta = \frac{d\sigma_w}{d\varphi} = \frac{\sigma_w}{2} \quad \text{bzw.} \quad 2n = \varphi \quad \text{für lokale Einschnürung} \quad (2.2)$$

wobei σ_w die wahre Spannung und φ die logarithmische Dehnung darstellt.

Nach der Verzweigungstheorie tritt Instabilität dann auf, wenn in der kontinuumsmechanischen Beschreibung lokal mehrere Verformungspfade möglich sind, ohne dass Randbedingungen verletzt werden. Es tritt dann eine Diskontinuität im Vektorfeld der Fließgeschwindigkeit auf [13].

Eine Einschränkung der Verzweigungstheorie liegt darin, dass sie ohne Auftreten einer zusätzlichen lokalen Destabilisierung des Materials (vertex effect) keine Instabilität bei realistischen Dehnungen

voraussagen kann [13]. Solche Destabilisierungen können jedoch mit Hilfe der Deformationstheorie der Plastizität oder durch Anwendung von Kristallplastizität abgebildet werden.

Das Ergebnis von Hills Theorie zur lokalen Einschnürung [15], dass in Richtung der Lokalisierung keine Längenänderung stattfinden kann, verhindert die Beschreibung der Instabilität für ebene Dehnungszustände mit gleichem Vorzeichen der Hauptnormaldehnungen. Aus diesem Grund entwickelte Marciniak die Theorie, dass bereits am Beginn der Verformung vorhandene Defekte eine fortschreitende Lokalisierung der Verformung verursachen [13]. Diese Defekte können beispielsweise Dickenschwankungen, Einschlüsse oder Schwankungen von Materialparametern (z.B. Verfestigung) sein.

Die Instabilität ist in diesem Modell sehr sensitiv auf Änderungen in der ursprünglichen Defektgröße, und oft müssen unrealistisch große Defekte angenommen werden, um beobachtetes Materialverhalten wieder zu geben [16].

2.2.2 Duktile Schädigung nach Einschnürung

Duktile Schädigung findet durch Initiierung von Poren an groben Ausscheidungen oder nichtmetallischen Einschlüssen, Wachstum und Koaleszenz dieser Poren statt (siehe Abb. 2) [17]. Die Koaleszenz kann durch Zusammenwachsen der Poren oder (mikroskopische) lokale Instabilität zwischen existierenden Poren verursacht werden. In dem Bereich dieser lokalen Instabilität treten dann Initiierung, Wachstum und Koaleszenz von Poren erneut auf.

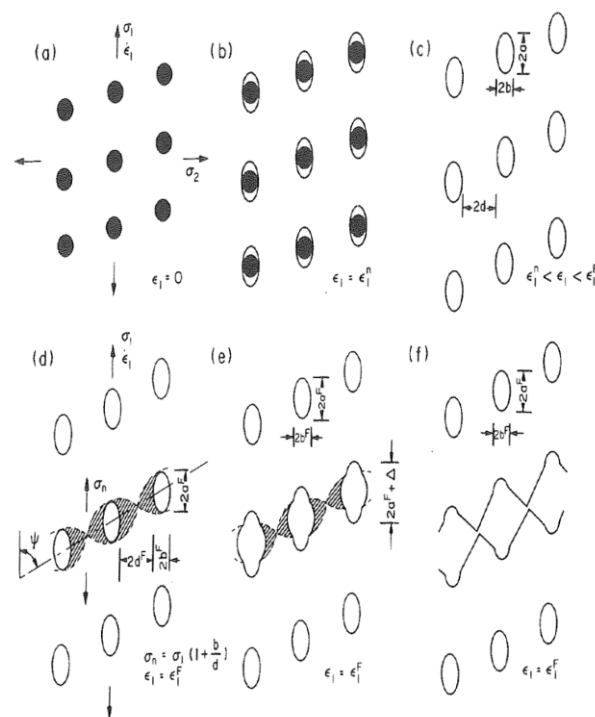


Abb. 2: Stadien der duktilen Schädigung an Einschlüssen nach [17]. (a) Einschlussverteilung vor Poreninitiierung; (b) Poreninitiierung; (c) Porenwachstum; (d),(e) Instabilität zwischen Poren; (f) Bruch durch Abscheren infolge Instabilität zwischen den Poren

Der gesamte Prozess der Initiierung und des Wachstums von Poren wird durch lokale Spannungen und Dehnungen im Gefüge gesteuert. Prinzipiell können diese Vorgänge daher sowohl vor plastischer Instabilität als auch danach im Bereich der Verformungskonzentration auftreten [18]. Außerdem kann globale plastische Instabilität aufgrund der lokalen Schwächung des Materials von diesen mit ausgelöst werden oder das Bauteil ohne sichtbare makroskopische Instabilität duktil versagen. Im letztgenannten Fall wird dabei auch oft von (aufgrund eines Einschnürkriteriums) unerwarteten Scherbrüchen gesprochen. Tveergaard und Needleman [19] haben die separate und gemeinsame Auswirkung von Porenbildung und -wachstum sowie der lokalen Einschnürung auf Zugkurven untersucht (siehe Abb. 3 links).

Im herkömmlichen Fall, nämlich wenn makroskopische Dehnungsllokalisierung der Schädigung vorangeht, treten im Flachzugversuch zuerst diffuse, und danach lokale Einschnürung auf. Bei der lokalen Einschnürung bilden sich ein oder zwei Scherbänder im Bereich der diffusen Einschnürung in Richtung ihres Verlaufs über die Breite (etwa 55 Grad zur Zugrichtung) erfahren diese Scherbänder keine Längenänderung [15]. Die hohe Spannungstriaxialität in der lokalen Einschnürung führt zur Initiierung und zum Wachstum von Poren in Dickenmitte der Probe. Das Versagen tritt letztendlich durch „void sheeting“ zwischen der Oberfläche und dem bereits geschädigten Bereich im Inneren der Zugprobe auf [20].

Bei der Betrachtung der Bruchdehnung entsprechend ISO 6892 [21] wird die lokale Verformung in der Einschnürung über die gesamte Messlänge der Zugprobe gemittelt. Sie liefert keine Aussage über die lokale Versagensdehnung des Werkstoffs.

Möglichkeiten, das lokale Umformvermögen eines Werkstoffs im Zugversuch zu bestimmen, sind beispielsweise die durch Ausmessen der Bruchfläche bestimmte wahre lokale Bruchdehnung oder die auf unendlich kurze Messlänge extrapolierte Bruchdehnung [22] (siehe Abb. 3 rechts).

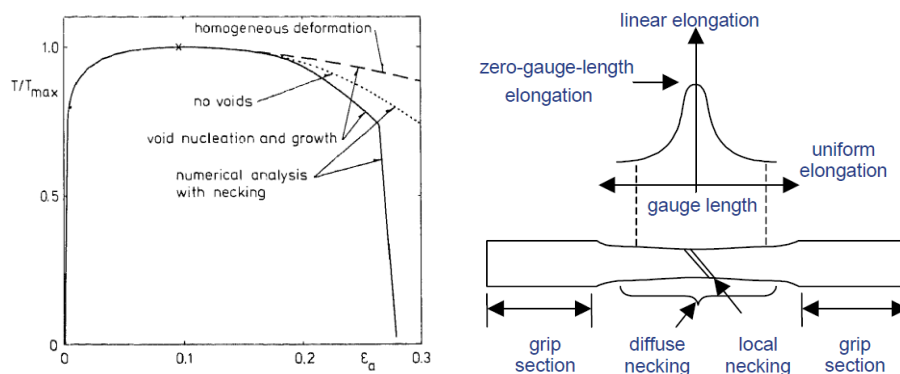


Abb. 3: Links: Technische Zugkurven aus Simulationen mit/ohne Darstellung von Porenbildung/Lokalisierung [19]; Rechts: Prinzip der auf unendlich kleine Messlänge extrapolierten Bruchdehnung [22]

2.2.2.1 Poreninitiierung

Die Initiierung von Poren an nichtmetallischen Einschlüssen oder Ausscheidungen kann durch Dekohäsion an der Phasengrenze oder Bruch des Teilchens stattfinden. Ein notwendiges, aber nicht hinreichendes Kriterium für die Dekohäsion eines Teilchens ist das Überschreiten der notwendigen

Oberflächenenergie von der in Umgebung des Teilchens gespeicherten elastischen Deformationsenergie.

Bei größeren Teilchen (über ein Mikrometer) und kleinem Volumenanteil gibt das weitreichende Spannungsfeld um das Teilchen die Dehnung vor, bei der sich erste Poren bilden. Dekohäsion findet statt, wenn die Summe aus der Fließspannung der Matrix und der hydrostatischen Spannung größer wird als die kritische Dekohäsionsspannung. Für kleinere Teilchengrößen muss der lokale Anstieg der Fließspannung durch die Bildung von geometrisch notwendigen Versetzungen bei der Verformung berücksichtigt werden [23]. Dazu hat Ashby ein Versetzungsmodell entwickelt, bei dem durch Versetzungsbewegung um das Teilchen die lokalen Schubspannungen abnehmen, die auf die Grenzfläche wirkenden Normalspannungen jedoch zunehmen [24, 25]. Brown und Stobbs kommen zu dem Ergebnis, dass sich die lokale Spannungsüberhöhung für diesen Fall indirekt proportional zur Wurzel des Teilchenradius ändert [23, 26]. Dieses Spannungskriterium gilt für Teilchen oberhalb einer kritischen Größe. Bei sehr kleinen Teilchen (kleiner 100 Å) reicht die elastische Verzerrungsenergie nicht aus, um das Matrixmaterial vom Teilchen abzulösen – selbst wenn die kritische Interface-Spannung überschritten wird [24]. Man spricht dann von einem Energiekriterium [27].

Der Bruch von Teilchen kann entweder durch Überschreitung der Spaltbruchspannung (v.a. bei länglichen Einschlusstypen) oder bei niedrigeren Spannungen durch Wachstum bereits existierender Defekte im Einschluss ausgelöst werden [17].

Experimentell wird oft festgestellt, dass bei zunehmender Verformung die ersten Poren an großen Einschlüssen oder Ausscheidungen gebildet werden, und erst später an kleineren Teilchenfraktionen [17, 28, 29].

2.2.2.2 Porenwachstum

Wegen Abwesenheit der Spannungskomponente normal zur Porenoberfläche treten in Umgebung einer Pore Spannungs- und Dehnungsüberhöhungen auf, die das Wachstum der Pore beschleunigen können [17]. Rice und Tracey [30] haben den Effekt von Spannungstriaxialität und Verfestigung auf das Porenwachstum unter Zugbeanspruchung untersucht (siehe Abb. 4).

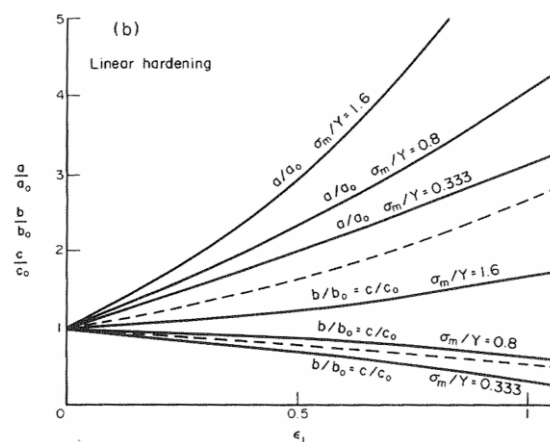


Abb. 4: Einfluss des Verhältnisses aus hydrostatischer Spannung σ_m und Fließspannung Y auf das Wachstum einer Pore mit den Ausgangsabmessungen a_0 , b_0 , c_0 mit zunehmender Dehnung ϵ [30].

Hohe Spannungstriaxialität bewirkt schnelleres Porenwachstum, hohe Verfestigung bremst den Vorgang jedoch. Bei niedriger Spannungstriaxialität ist der Effekt der Verfestigung geringer. Ein weiterer relevanter Parameter ist der Lode Angle, der die Richtung der deviatorischen Spannungskomponente im Spannungsraum angibt. Er beschreibt die Veränderung der Porenform im Zuge der plastischen Verformung, und kann damit eine Wirkung auf die Koaleszenz der Poren haben.

2.2.2.3 Porenkoaleszenz

McClintock et al. [31] haben für den Fall des Versagens durch lokale Instabilität, zum Beispiel zwischen bereits entstandenen größeren Poren, ein Modell für Porenwachstum in Scherbändern entwickelt und festgestellt, dass das Verhältnis von Normal- zu Schubspannung σ/τ im Scherband die Rotation und die sich bildende Form der Poren beeinflusst. Auch in diesem Modell ist der bremsende Effekt des Verfestigungsexponenten auf das Porenwachstum bei hohen Normalspannungsanteilen viel stärker ausgeprägt als bei reiner Schubspannung im Scherband.

Die beschriebenen Modelle für Porennitierung, -wachstum und -koaleszenz wurden entwickelt, um das duktile Schädigungsverhalten von Werkstoffen beschreiben zu können, die niedrige Volumsanteile an praktisch nicht verformbaren, kleinen nichtmetallischen Einschlüssen in einer homogenen Matrix enthalten. Für AHSS und UHSS, die Gegenstand dieser Arbeit sind, sind jedoch Porennitierung und -wachstum sowie Rissbildung in Mehrphasengefügen zu betrachten. Dabei teilt sich die Verformung auf alle Phasen auf, und es sind ähnliche Volumsanteile der stärker und weniger stark verformbaren Phasen vorhanden. Deshalb können Phasen nicht mehr isoliert in einer Matrix betrachtet werden, sondern es treten komplizierte Spannungs- und Verformungsfelder auf, die von der Anordnung der Phasen abhängen [4].

2.2.2.4 Einfluss von Textur und Einschlüssen auf das Versagen durch Scherbandbildung

In mehreren Arbeiten von Hu et al. [32, 33, 34] wurde auf Basis von zweidimensionalen Finite-Elemente-Simulationen der Einfluss der Textur und von unverformbaren Teilchen mit idealer Bindung zur Matrix auf die Lokalisierung der plastischen Verformung in Scherbändern und auf das Versagen des Werkstoffs untersucht. Aus Texturmessungen an Al mittels EBSD wurden die Taylor-Faktoren der einzelnen Körner bestimmt und diesen bei der Simulation eine entsprechende Festigkeit zugeordnet. Die Gesamtverformung wurde aufgrund der sich ergebenden inhomogenen Verformungsverteilung berechnet. Durch Vorgabe einer mikroskopischen Versagensdehnung der Matrix konnte die Entstehung von Poren und Scherbrüchen in stark verformten Bereichen und die makroskopische Versagensdehnung einer bestimmten Konfiguration ermittelt werden.

In einer dieser Arbeiten [33] wurde festgestellt, dass sich erstens die Anordnung von Teilchen in Zeilen im Vergleich zu einer zufälligen Verteilung negativ auf die makroskopische Versagensdehnung auswirkt, und dass zweitens der Einfluss der Matrix (Kornstruktur oder isotrope Matrix) bei niedrigen lokalen Versagensdehnungen besonders hoch ist, wenn keine Zeilen vorliegen (siehe Abb. 5).

Weiters wurde in [32] beobachtet, dass der Verlauf der Lokalisierung und damit der Risspfad von der Anordnung der Körner bestimmt wird (Abb. 6) und sich nicht wesentlich ändert, wenn anstatt keinen

(Fall a) unverformbare Teilchen in der Mikrostruktur vorhanden sind (Fall b) oder eine alternative Verteilung der Teilchen gewählt wird (Fall c).

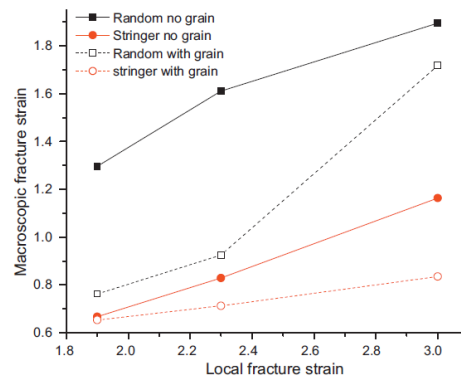
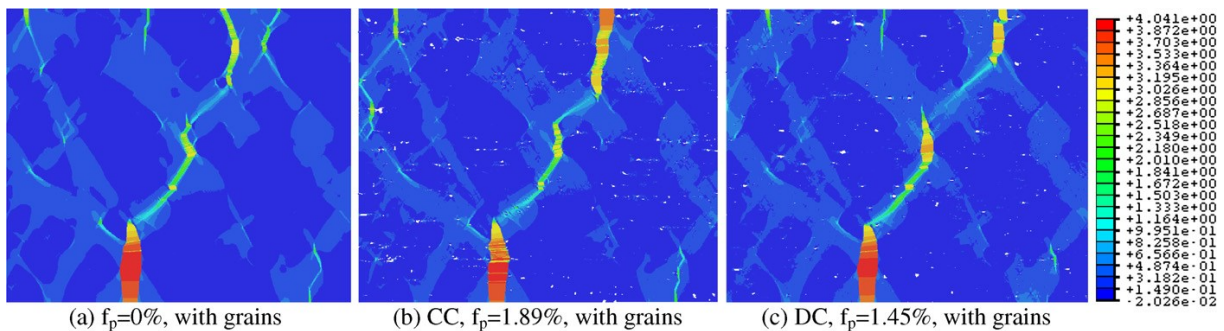


Abb. 5: Zusammenhang zwischen vorgegebener lokaler Versagensdehnung und der makroskopisch gemessenen Versagensdehnung für zufällige Teilchenanordnung (random), zeilenförmige Teilchenanordnung (stringer); ohne/mit Modellierung der Textur (no grain/with grain) [33]



(a) $f_p=0\%$, with grains

(b) CC, $f_p=1.89\%$, with grains

(c) DC, $f_p=1.45\%$, with grains

Abb. 6: Dehnungslokalisierung (PEEQ) bei Simulation ohne Teilchen (a) und zwei mit unterschiedlichen Teilchenverteilungen (b,c). Alle Varianten wurden mit Kornstruktur simuliert. [32]

Die Untersuchungen in [34] beschäftigen sich mit dem Einfluss der Teilchenform auf die Lokalisierung der plastischen Verformung (Abb. 7). Im Fall von elliptischen Teilchen werden dann besonders niedrige makroskopische Versagensdehnungen erreicht, wenn längliche Teilchen mit hohen lokalen Krümmungen an den Enden vorliegen (die lokale Versagensdehnung wird dann bei niedrigeren Gesamtdehnungen erreicht). Kreisrunde Teilchen führen zu einer höheren makroskopischen Versagensdehnung. Der Volumenanteil der Teilchen hat bei der Anordnung in Zeilen einen höheren Einfluss als bei zufälliger oder regelmäßiger Anordnung einzelner Teilchen.

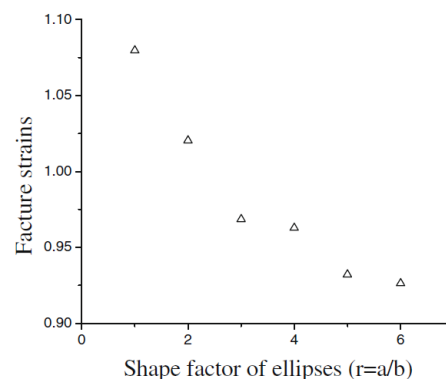


Abb. 7: Einfluss des Hauptachsenverhältnisses elliptischer Einschlüsse auf die makroskopische Versagensdehnung bei Simulation eines einzelnen Teilchens nach [34]

Ob der Einfluss von Teilchen oder der Textur beim Versagen überwiegt, hängt also maßgeblich von Phasenanteil, Größe und Verteilung der Einschlüsse ab. Je weniger Verunreinigungen in einem Werkstoff vorhanden sind, umso wahrscheinlicher wird ein Einfluss der Textur auf das Versagensverhalten.

Es besteht ein wesentlicher Unterschied zwischen den beschriebenen zweidimensionalen Simulationen und einem dreidimensional ausgedehnten Gefüge: Im letzteren Fall liegt eine höhere Verformungsbehinderung von Körnern mit besonders niedrigem Taylor-Faktor durch Körner mit höherem Taylor-Faktor in der Umgebung vor. Daher kann nicht ausgeschlossen werden, dass die durchgeführten zweidimensionalen Simulationen den Einfluss der Textur überschätzen [33].

2.3 Verformung und Versagen von Multiphasenstählen

Fischmeister und Karlsson [35] haben sich detailliert mit dem Verformungsverhalten von Mehrphasenwerkstoffen auseinandergesetzt und folgende wesentliche Schlussfolgerungen gezogen:

Bei ungerichteter Anordnung der Phasen ist in der härteren Phase die Spannung überhöht, in der weicheren die Dehnung. Wenn die Inseln eingelagerter Phase eine ähnliche Größe erreichen wie die dazwischen liegenden Matrixbereiche, so werden Anordnung und Verteilung der Phasen bestimmend für das Verformungsverhalten des Verbunds. Tamura et al. haben die Verformung von Zweiphasenwerkstoffen mittels einer Mischungsregel beschrieben (siehe Abb. 8) [35].

Kapp et al. [36, 37] konnten mit Hilfe von digitaler Bildkorrelation die mikroskopische Verteilung der Verformung für Dualphasen- und Complexphasenstählen zeigen und dabei unter anderem die Dehnungsüberhöhung einer weichen Matrix experimentell bestätigen. In [4] wurde eine FE-Simulation an einem repräsentativen Volumenelement eines DP600 durchgeführt und die Dehnungskonzentration in der weichen Phase in Umgebung der harten Phase sichtbar gemacht (siehe Abb. 9).

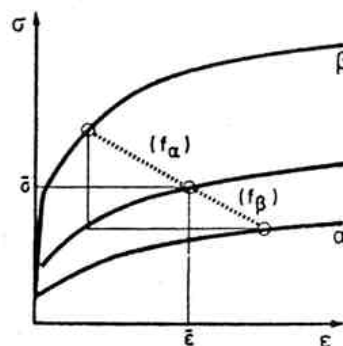


Abb. 8: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurve des Phasenverbunds bestehend aus den Phasen α und β ermittelt aus den technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der homogenen Phasen α und β . f_α und f_β bezeichnen die Phasenanteile der beiden Phasen im Verbund. Aus [35]

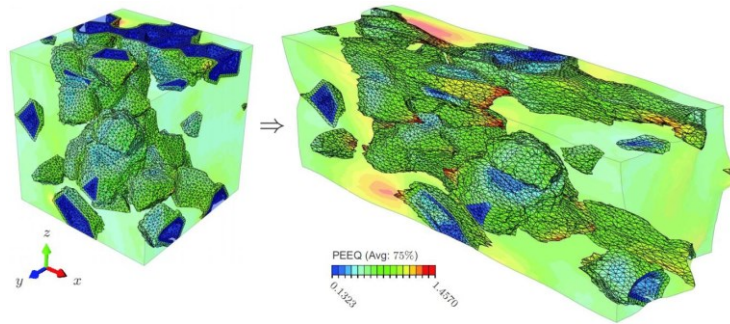


Abb. 9: Dehnungsverteilung PEEQ in einer FE-Simulation eines repräsentativen Volumenelements eines DP600; links unverformt, rechts verformt [4]

2.3.1 Quantifizierung der Restaustenitstabilität

Beim Vorhandensein von Restaustenit im Gefüge wird ein zusätzlicher Verfestigungsbeitrag durch den TRIP-Effekt erreicht. Dieser hängt vom Volumenanteil und der Stabilität des vorhandenen Restaustenits ab. Das Ludwigson-Berger-Modell beschreibt die dehnungsinduzierte Umwandlung von Restaustenit in Martensit und liefert eine Kennzahl für die Stabilität des Restaustenits bei Verformung k_p entsprechend der Formel [38]

$$\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}} = \frac{k_p}{p} \cdot \varepsilon^p \quad (2.3)$$

wobei V_γ und $V_{\gamma 0}$ dem Volumenanteil des Restaustenits im unverformten bzw. verformten Zustand entsprechen. Der Wert k_p beschreibt die Umwandlungsrate des Restaustenits, wobei ein höherer Wert für k_p eine schnellere Umwandlung mit steigender Dehnung bedeutet. Der Exponent p ist für die Beschreibung von autokatalytischer Restaustenitumwandlung notwendig, für niedriglegierte TRIP-Stähle ist dieser Faktor aufgrund des niedrigen Phasenanteils an Restaustenit gleich 1. Die Dehnung ε bezeichnet die wahre Dehnung.

Je höher die Restaustenitstabilität, umso stärker wird die durch Umwandlung verursachte Verfestigung zu höheren Dehnungen verschoben und eine Einschnürung verhindert. Eine zu hohe Stabilität ist jedoch unerwünscht, weil dann die Umwandlungsverfestigung komplett ausbleibt.

Eine Erhöhung der Stabilität des Restaustenits kann einerseits durch die Anreicherung von Kohlenstoff oder Mangan im Restaustenit erfolgen, andererseits durch die Morphologie der Restaustenitbereiche beeinflusst werden. So weisen beispielsweise sehr kleine und lattenförmige Restaustenitinseln eine höhere Stabilität auf als große Restaustenitkörner [39]. Im ersten Fall wird die Stabilität chemisch beeinflusst, während im letzteren zusätzlich eine mechanische Stabilisierung des Restaustenits durch Spannung vorliegt, die von den umgebenden Phasen ausgeübt wird.

Choi et al. [40] haben die Wirkung der Mehrachsigkeit des Spannungszustands auf die Umwandlung von Restaustenit experimentell und mit Hilfe von FE Simulationen untersucht und herausgefunden, dass hohe Mehrachsigkeit eine Umwandlung bei geringeren äquivalenten Dehnungen zur Folge hat. In ihrem Modell wird die Dehnung aufgrund der Volumszunahme bei der Umwandlung nicht berück-

sichtigt. Möglicherweise bewirkt die Induzierung von Druckeigenstressen in der Matrix eine Verzögerung der Porenbildung. Serri und Cherkaoui [41] haben ein Modell zur Beschreibung der mechanischen Triebkraft für die Umwandlung in Abhängigkeit des Spannungszustands entwickelt.

2.3.2 Schädigung in Multiphasen-Gefügen

Ein einfaches, weit verbreitetes und für diese Arbeit relevantes Mehrphasenkonzept ist das des Dualphasenstahls. Dabei liegt ein Gefüge aus Martensit und Ferrit vor, wobei je nach Festigkeit des Phasenverbunds mehr oder weniger Martensit vorhanden ist. Bei einer Zugfestigkeit von 800 MPa oder höher liegen Martensitkörner nicht mehr isoliert in einer ferritischen Matrix vor, sondern hängen teilweise zusammen. Bei diesen hohen Festigkeiten sind auch geringere Anteile an Bainit bzw. angelassenem Martensit im Gefüge zu finden.

Dualphasenstähle zeigen prinzipiell ein duktileres Versagensverhalten, wobei die Initiierung von Poren an den Phasengrenzen von Martensit und Ferrit stattfindet. Kapp et al. [36, 37] konnte zeigen, dass im Fall von hohen Härteunterschieden in der Mikrostruktur lokale Dehnungskonzentrationen auftreten, die bei geringer Gesamtdehnung zu Porenbildung führen. Wenn große Martensitinseln oder sogar Martensitzeilen vorliegen, wird oft auch der Bruch von Martensitkörnern als erste Initiierung einer Schädigung beobachtet [42]. Verschiedene Arbeiten haben sich mit dem Einfluss des Volumenanteils und der Martensitverteilung auf die Initiierung und das Wachstum von Poren beschäftigt [43, 44]. Ein niedriger Volumenanteil und große Abstände zwischen den Martensitkörnern führen zur Bildung weniger Poren und langsamem Wachstum mit weiter steigender Dehnung. Die Festigkeit des Phasenverbunds ist in diesem Fall aufgrund des niedrigen Phasenanteils harter Phase (Mischungsregel) aber ebenfalls niedrig. Im Vergleich dazu hat eine netzwerkartige Verteilung des Martensits zwar eine Erhöhung der Verfestigung zur Folge, bedingt aber auch geringere makroskopische Versagensdehnungen durch leichtere Porenbildung im Bereich der Martensitnetzwerke [45].

Der Einfluss von Restaustenit auf das Schädigungsverhalten von Mehrphasenstählen hängt mit seiner Stabilität gegen dehnungsinduzierte Umwandlung zusammen. Lacroix et al. [46] haben die Schädigung verschiedener TRIP-aided AHSS untersucht und herausgefunden, dass sehr hohe Austenitstabilität zwar zu verringerter Verfestigung vor Beginn der Einschnürung, aber wegen höherer Verfestigung danach zu höherer Versagensdehnung führt. Bezüglich der Porenbildung ist zu bedenken, dass die Umwandlung des Restaustenits in Martensit eine Dehnungskonzentration in umgebenden weicheren Phasen hervorrufen wird. Je nachdem ob Druck- oder Zugeigenstressen entstehen, kann die Anfälligkeit dieser Bereiche für Porenbildung steigen oder sinken. Kasberger [47] hat beispielsweise gezeigt, dass im Gefüge eines TRIP-Stahls bei der Verformung um die sehr festen Martensitinseln Dehnungskonzentrationen wie beim Dualphasenstahl auftreten.

2.3.3 Einfluss von Vorverformung und Vorschädigung

Im Vergleich zu klassischen höherfesten Stählen weisen manche Advanced High Strength Steels eine weitaus höhere Kantenrissempfindlichkeit auf [48]. Bei der Prüfung dieser Materialeigenschaft mittels Lochaufweitversuch (siehe auch Abschnitt 3.2.2) wird die prozentuale Aufweitung eines Lochs mittels konischem Dorn bis zum ersten über die Dicke durchgehenden Riss bestimmt. Dieser Kennwert hängt stark von der Präparationsmethode (Stanzan, Fräsen, Bohren, Erodieren) als auch von der Mikrostruktur des Werkstoffs ab. Der Grund hierfür liegt im unterschiedlichen Ausmaß an Vorschädigung und Vorverformung entlang der Lochkante [49]. So liegen beispielsweise bei gestanzten Löchern bereits vor der Prüfung hohe Scherverformung und feine Anrisse an der Stanzkante vor. Ausdehnung und Oberfläche dieser shear-affected zone sind wesentlich für das Prüfergebnis bei der Lochaufweitung [50].

Aufgrund der Vorschädigung und wegen möglicher Risse an der Stanzkante sind in diesem Fall bruchmechanische Betrachtungsweisen der Problematik sinnvoll [37, 51, 52]. Kapp [37] hat festgestellt, dass die kritische Lochaufweitung von gestanzten Löchern für Advanced High Strength Steels mit deren Bruchzähigkeit korreliert. Takahashi et al. haben den Bruchvorgang analysiert und herausgefunden, dass sich in einer ersten Phase die vorhandenen Risse nur in der vorgeschädigten Zone ausbreiten, und danach eine rasche Ausbreitung in Radialrichtung der Probe stattfindet. Es wurde ebenfalls eine Korrelation zwischen der kritischen Lochaufweitung und der Bruchzähigkeit J_c beobachtet. Kürzlich haben auch Lara et al. [51] und Yoon et al. [53] eine Korrelation zwischen der Lochaufweitung an gestanzten Proben und der Bruchzähigkeit bzw. der „Essential Work of Fracture“ festgestellt.

Wang et al. [22] haben einen Zusammenhang zwischen der auf unendlich kleine Messlänge extrapolierten Bruchdehnung und der kritischen Lochaufweitung von AHSS im Festigkeitsbereich von 600 bis 1000 MPa beschrieben.

Zahlreiche Arbeiten beschäftigen sich mit der Auswirkung der Mikrostruktur auf die Lochaufweitung von Advanced- und Ultra-High-Strength Steels. Besonders hohe lokale Härteunterschiede und hohe Dehnungskonzentrationen an den Phasengrenzen zwischen harter und weicher Phase haben sich als schlecht für die kritische Lochaufweitung herausgestellt [37, 39, 54, 55].

Bei sehr hohen Martensitanteilen und gleichbleibender Legierungszusammensetzung bewirkt eine Erhöhung des Phasenanteils an Martensit eine Verringerung des Kohlenstoffgehalts im Martensit und damit der Martensithärte, sodass eine Erhöhung der kritischen Lochaufweitung mit steigendem Martensitanteil beobachtet wird [56].

Takashima et al. [57] haben den Phasenanteil an Martensit sowie Matrix- und Martensithärte im Bereich bis 20 % Martensit bei gleichbleibender Festigkeit variiert. Dabei wurde gleichzeitig zur Verringerung des Martensitanteils und Erhöhung der Martensithärte eine Steigerung der Matrixhärte durch höheren Anteil an Silizium (Mischkristallhärter) bewerkstelligt. Höhere Lochaufweitungskoeffizienten wurden für den niedrigeren Martensitanteil und höhere Matrixhärte beobachtet.

Eine Möglichkeit zur Verbesserung der Kantenrissempfindlichkeit von Dualphasenstählen liegt im

Einbau von Anteilen an Bainit bzw. angelassenem Martensit ins Gefüge [54, 56]. Da diese Phasen in ihrer Härte zwischen jener des Ferrits und Martensits liegen, verringert sich die Inhomogenität in der Dehnungsverteilung, wodurch höhere kritische Lochaufweitungskoeffizienten erreicht werden können.

Bei gleichbleibendem Festigkeitsniveau kann auch das Zulegieren von Niob einen Beitrag zu höherer Schädigungstoleranz liefern. Es bewirkt eine homogenere Verteilung der harten Phase, weil eine feinere Kornstruktur vorliegt [58]. Hierbei muss jedoch berücksichtigt werden, dass ein feines Austenitkorn auch mehr Keimstellen zur Ferritbildung bietet und sich damit die Phasenanteile Ferrit/Martensit bei gleicher Temperaturführung verändern können [39].

Von Matsumura et al. [59] wurde eine umfangreiche Analyse der Umformgrenzen für höchstfeste Stähle mit Restaustenit durchgeführt. Es wurde sowohl eine Variation des Phasenanteils als auch der Stabilität des Restaustenits bei Verformung betrachtet. Für ein optimales Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung als auch für beste Tiefziehbarkeit sind demnach hohe Restaustenitanteile (> 20 %) bei hoher Stabilität günstig. Für minimale Biegeradien und größte Lochaufweitungen bei abgeschliffener Lochkante sind niedrige Restaustenitanteile (< 20 %) und hohe bis mittlere Stabilität vorteilhaft. Für die Optimierung der Aufweitung eines gestanzten Lochs sind hingegen geringste Restaustenitanteile notwendig, egal ob diese geringe oder höhere Stabilität besitzen.

Johnson et al. [60] haben festgestellt, dass die Lochaufweitung höchstfester Stähle mit Restaustenit bei steigender Verfestigung abnimmt. Sie argumentieren, dass hohe Verfestigung beim Stanzvorgang zu einer größeren shear-affected zone führt und damit die Vorschädigung vor dem Aufweiten des Lochs höher liegt.

2.4 Einteilung der Biegeumformprozesse

Die Biegeumformung ist neben dem Tiefziehen die zweite wichtige Umformmethode bei der Herstellung von Bauteilen aus kaltgewalzten Stahlblechen. Bei beiden Methoden spielt auch die Verformbarkeit von gestanzten Kanten oder Bohrungen eines Werkstoffs eine wichtige Rolle. Um das vorzeitige Versagen des Blechs bei der Umformung durch Bruch ausgehend von der Schnittkante zu vermeiden, muss entweder ausreichend geringe Kantenrissempfindlichkeit vorliegen, oder der Schneidprozess muss durch weniger kritische Trennmethode wie beispielweise Laserschneiden erfolgen.

Sowohl bei den in der Praxis angewendeten Biegeumformmethoden als auch bei standardisierten Prüfungen zur Bestimmung der Biegeumformbarkeit existiert eine Vielzahl von verschiedenen Methoden, die sich in ihren Randbedingungen stark unterscheiden können.

In DIN 8586 [61] werden Biegeumformprozesse beispielsweise in solche mit geradliniger und solche mit drehender Werkzeugbewegung (z.B. Walzprofilieren) eingeteilt. Bei Biegeverfahren können alternativ solche ohne und mit Querkraftanteil (z.B. zwei Auflagerpunkte und Stempel) unterschieden werden [62]. Bei ersteren liegt im Verformungsbereich ein konstantes Moment vor (deshalb wird auch häufig der Ausdruck „Momentenbiegen“ verwendet), während bei letzteren das Moment einen linearen Verlauf mit einem Maximum in der Mitte der beiden Auflager aufweist.

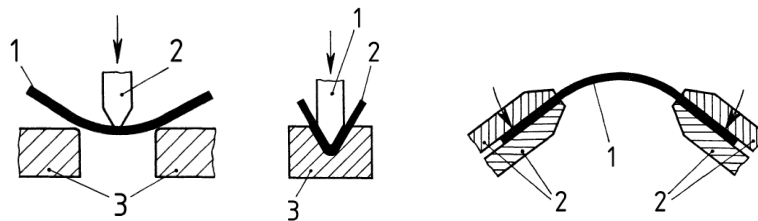


Abb. 10: Verschiedene Typen von Biegeversuchen nach [61]. Links freies Biegen, mittig Gesenkbiegen, rechts Momentenbiegen.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit dem freien Biegen und dem Gesenkbiegen aus der Gruppe mit geradliniger Werkzeugbewegung, die zu den Verfahren mit Querkraftanteil zählen.

Die Verformung des Blechs beim Biegen hängt von verschiedenen geometrischen Parametern ab. Zu diesen zählen der Stempelradius, die Auflagerform, die Gesenkweite und die Blechdicke. Auch die Reibungsbedingungen zwischen Blech und Stempel bzw. Auflagern beeinflussen das Biegeergebnis [63, 64, 65].

Es kann auch zwischen freier und erzwungener Biegung unterschieden werden. Beim freien Biegen sind Kontakte zwischen Blech und Stempel sowie Auflager linienförmig – die Biegelinie des Blechs kann sich also frei einstellen [63]. Unter erzwungenem Biegen versteht man den Fall, dass die Krümmung des Blechs durch die Werkzeuggeometrie vorgegeben wird. Zwischen Blech und Stempel bzw. Auflager besteht dann ein flächenförmiger Kontakt [66].

Bei dem in dieser Arbeit ausführlich betrachteten Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA238 [67] wird das Blech mit einem scharfen Stempel (0.4 mm Radius) zwischen zwei drehbar gelagerte Rollen gebogen. Bei dem Versuch liegt ein freier Biegezustand vor. Im Zuge der Biegeverformung können sich

aber die Kontaktbedingungen ändern, indem das Blech vom Stempel abhebt, wodurch sich zwei Kontaktlinien zwischen Blech und Stempel ausbilden (siehe Abb. 11 links). Dieser Fall wird auch als Dachbildung bezeichnet.

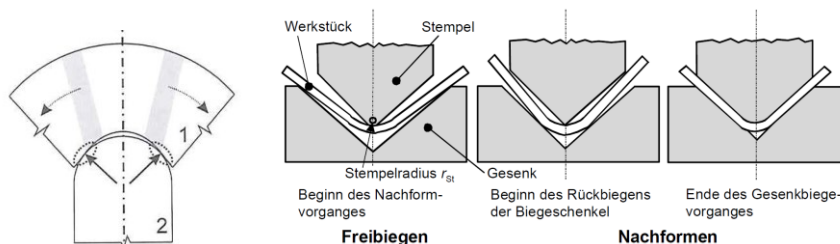


Abb. 11: Links Darstellung der Dachbildung aus [64], rechts Stadien des Biegeprozesses beim Gesenkbiegen [68].

Beim Gesenkbiegen (Abb. 11 rechts) liegt zu Beginn der Verformung ebenfalls ein freier Biegezustand vor, danach folgt ein Rückbiegevorgang, und die Endgeometrie des Blechs wird schließlich durch erzwungenes Biegen eingestellt (Nachdrücken) [68].

Die genaue Beschreibung der in dieser Arbeit verwendeten Biegeversuchsvorgaben folgt in Kapitel 3.5.

2.4.1 Modelle der Verformung unter Biegebeanspruchung

Der Spannungs- und Dehnungszustand beim Biegen ist im Allgemeinen inhomogen und mehrachsig [64]. Grundlage vieler komplexerer Biegemodelle ist die elementare Biegetheorie nach Ludwik, siehe z.B. [62]. Dabei wird die Verformung der Biegeprobe in einzelnen unabhängigen Schichten beschrieben, wobei eine lineare Dehnungsverteilung in Dickenrichtung angenommen wird. Jeder Dehnung wird die im Zugversuch ermittelte Spannung zugeordnet. In diesem Modell ist die Hauptdehnung in einer bestimmten Biegefaser nur vom jeweiligen Krümmungsradius abhängig. In der Realität müssen aber vereinfachende Annahmen dieses Modells nicht immer erfüllt sein.

Beim Biegen um enge Radien ergibt sich eine Verschiebung der neutralen (spannungsfreien) Faser weg von der ursprünglichen Blechmitte in Richtung der Druckseite der Biegeprobe [14, 69] (siehe Abb. 12).

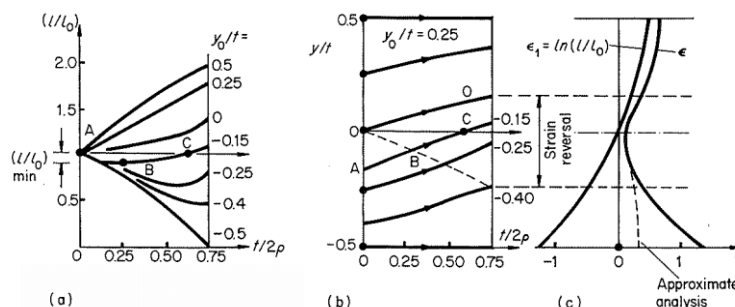


Abb. 12: Einfluss des Biegeradius ρ relativ zur Blechdicke t für Biegung um enge Radien: (a) relative Längenänderung l/l_0 einer Biegefaser an der Dickenposition y_0/t (0 für Blechmitte, pos. für Zugseite, neg. für Druckseite); (b) Verschiebung der Faser y_0/t nach y/t ; (c) Abschätzung der äquivalenten Dehnung ϵ und der tangentialen Hauptnormaldehnung ϵ_1 bei $t/2\rho=0.75$. Aus [14].

Das hat zur Folge, dass keine unverformte Faser im Blech mehr vorliegt, und dass Fasern in der Nähe der Blechmitte mit anfänglicher Druckbeanspruchung bei weiterer Verformung eine Zugbeanspruchung erfahren können [14].

Rèche et al. [65] haben aus diesem Grund Simulationen von Dreipunkt-Biegeversuchen unter Verwendung kinematischer Verfestigungsmodelle durchgeführt und ist zu dem Schluss gekommen, dass für die Beurteilung von Kraft-Weg-Kurven und der Rückfederung die Verwendung von isotropen Verfestigungsmodellen auch bei kleinen Biegeradien ausreichend ist. Für die Analyse der Verformungen in Blechmitte sowie für die Simulation der Biegeumformung nach Vorverformung ist die Bestimmung der kinematischen Verfestigung des Werkstoffs für das Fließmodell notwendig.

Zur exakten Einstellung einer Biegegeometrie in der Blechumformung spielt die Kompensation der elastischen Rückfederung eine große Rolle. Das kann entweder durch Anpassen der Gesenk- oder Stempelgeometrie oder beim freien Biegen durch Überbiegen passieren. Mit zunehmender Gesamtverformung und sinkender Blechdicke nimmt die Rückfederung zu. Weiters haben die mechanischen Werkstoffeigenschaften Auswirkungen auf das Rückfederungsverhalten, wie in Abb. 13 dargestellt: Steigende Streckgrenze, hoher Verfestigungsexponent und niedriger E-Modul haben eine Zunahme der Rückfederung zur Folge [62].

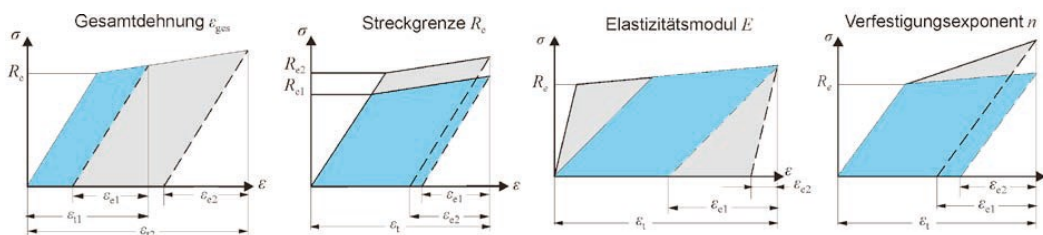


Abb. 13: Von links nach rechts Einfluss der Gesamtdehnung, Streckgrenze, E-Modul, Verfestigungsexponent auf die Rückfederung $\epsilon_{el}/\epsilon_{pl}$. Aus [62]

Beim stofflichen Leichtbau mit höheren Bauteilfestigkeiten und niedrigerer Blechdicke tritt also eine weitaus höhere Rückfederung auf. In der Praxis muss die Umformgeometrie oft für einen Werkstoff durch „trial and error“ oder mittels vorheriger Simulation angepasst werden, damit sich nach elastischer Rückfederung die gewünschte Geometrie einstellt. Um diesen großen Aufwand zu vermeiden, beschäftigen sich zahlreiche Arbeiten mit der analytischen Berechnung der Rückfederung aus geeigneten Biegemodellen [70, 71, 72, 73, 74].

2.4.2 Bewertung der Crashtauglichkeit mit dem Dreipunkt-Biegeversuch

Neben der Beurteilung der Biegeumformbarkeit neuer Stahlsorten wird der Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA238 auch durchgeführt, um mit experimentell geringem Aufwand eine qualitative Aussage über das Umformvermögen eines Werkstoffs im Crashtest zu gewinnen [2, 75]. So haben Larour et al. [3, 76] und Kurz et al. [1] festgestellt, dass sowohl der Biegewinkel bei Kraftmaximum im Dreipunkt-Biegeversuch als auch die Steigung des Kraftabfalls nach dem Kraftmaximum mit dem Widerstand gegen Rissbildung bei Crashtests korreliert. Bei diesen Crashtests werden Hutprofile mit

punktgeschweißtem Deckel entweder axial gestaucht oder auf zwei Auflagern liegend durch seitlichen Aufprall einer Finne gebogen (siehe Abb. 14). Im Bereich der Falten des Crashträgers herrscht ein dem Biegezustand ähnlicher Spannungs- und Dehnungszustand, und es werden gleiche Schädigungsmechanismen wie im Dreipunkt-Biegeversuch des Blechs beobachtet. Vor allem angesichts der unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeit kann der Dreipunkt-Biegeversuch hier nur als erster Anhaltspunkt für das Materialverhalten dienen.

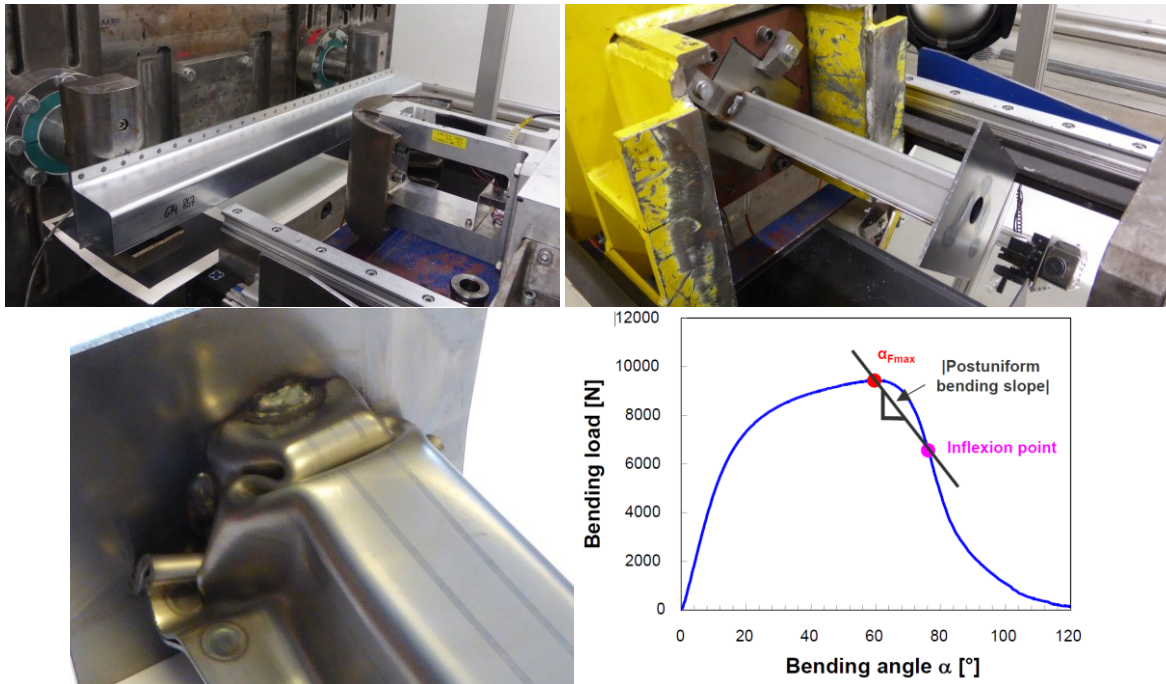


Abb. 14: Versuchsaufbau für Seitencrashtest (links oben) und Axialcrashtest (rechts oben). Verformung des axialen Crashträgers beim Aufprall der Crashmasse (links unten); Definition des Post-Uniform Bending Slope (PUBS) nach [3] (rechts unten).

2.5 Versagensmechanismen beim Biegeversuch

Akeret [77] hat bereits 1978 die Versagensmechanismen beim Biegen von Aluminium-Blechproben beschrieben. Er hat festgestellt, dass sich nach einer Phase der gleichmäßigen Verformung der Probe eine Rauigkeit an der äußeren Randfaser bildet (Abb. 15 a). Bei weiterer Verformung entstehen Kerben (b), deren Wachstum (c) schließlich mit der Bildung eines duktilen Scherbruchs ausgehend von der Kerbspitze beendet wird (d). In der Folge versagt die Probe durch Wachstum des Anrisses über die gesamte Dicke.

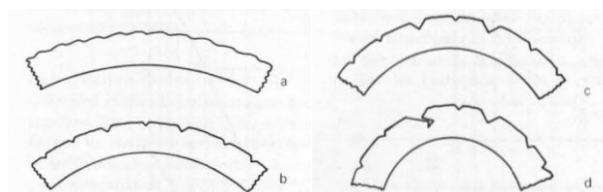


Abb. 15: Stadien der Verformung und des Versagens beim Biegen von Blechproben nach [77]. Rauigkeitsentwicklung (a), Kerbentstehung (b), -wachstum (c) und Bildung eines Scherbruchs (d)

2.5.1 Entwicklung von Oberflächenrauigkeit

Weiters hat Akeret festgestellt [78], dass es sich bei der Rauigkeit an der äußeren Randfaser um Gleitbänder handelt, die in unterschiedlich orientierten Körnern verschieden ausgeprägt sein können und sich im Zuge der Verformung auch zu groben Gleitstufen anhäufen können. Es wurde ein Übergang von feinen Gleitbändern, deren Ausrichtung und Wachstum von der kristallographischen Orientierung eines Kornes bestimmt wird, zu groben Gleitstufen beobachtet, die sich über eine Vielzahl von Körnern hinweg ausbreiten können und deren Ausrichtung nur von der makroskopischen Belastung abhängt.

Eine Untersuchung der Rauigkeitsentwicklung mittels FE-Rechnungen unter Berücksichtigung der Kristallplastizität von Becker [79] hat ergeben, dass neben Dehnung und Korngröße auch Verformungszustand, Verfestigung und Textur einen Einfluss auf die entstehende Oberflächenstruktur haben.

EBSD-Messungen an verformten Zugproben einer Al-Mg-Si-Legierung [80] haben außerdem gezeigt, dass Gleitbänder in Körnern mit niedrigem Taylor-Faktor zu signifikanter Rauigkeit führen können. In der Umgebung von Korngrenzen treten generell hohe Misorientierungen auf; die höchsten sind an Tripelpunkten zwischen Körnern mit sehr unterschiedlichen Taylor-Faktoren zu finden. Diese Bereiche weisen auch die stärksten Höhenunterschiede an der Oberfläche auf. Weiters wurden die Entstehung von Subkörnern und Orientierungsgradienten in größeren Körnern nachgewiesen.

2.5.2 Entstehung von Scherbändern und Versagen

Die inkrementelle und aufsummierte Verformung unterhalb einer Kerbe wurde von Akeret [81] für den Dreipunkt-Biegeversuch in Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten für Aluminiumwerkstoffe dargestellt (Abb. 16 links). Die Länge des von der Kerbflanke ausgehenden Scherbands korreliert dabei mit dem Grad der Abscherung an der Oberfläche. Wie in Abb. 16 rechts zu sehen, führt die zunehmende Verformungskonzentration innerhalb des Scherbands im Biegeversuch schließlich zur Bildung von duktilen Scherbrüchen ausgehend von der Kerbspitze.

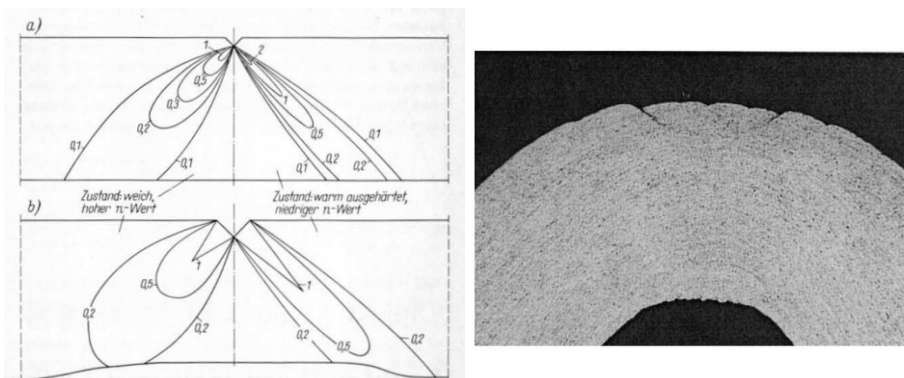


Abb. 16: Berechnete inkrementelle und aufsummierte Verformung unterhalb einer Kerbe für niedrigen und hohen Verfestigungsexponent nach [81] (links); Kerben- und Rissbildung an einer Biegeprobe einer Al-Mg-Legierung mit FeAl-Einschlüssen [82].

Die Bildung von Kerben vor der Initiierung von Rissen wurde auch von Sarkar et al. [82] an durch Kaltwalzen vorverformten Biegeproben einer Al-Mg-Legierung gefunden (Abb. 16 rechts). Dabei wurden Risse bei einer Legierungsvariante mit einem höheren Anteil an Fe bereits bei kleineren Biege winkeln gebildet als bei einer Legierungsvariante mit niedrigerem Fe-Anteil. Es wurde vermutet, dass lokalisierte Scherverformung zwischen FeAl-Teilchen die Rissbildung beeinflusst. Davidkov et al. [83] konnten für diesen Werkstoff Scherbänder ausgehend von den Kerben an der Oberfläche mit Hilfe von digitaler Bildkorrelation nachweisen. Dabei wurde eine in-situ Biegeapparatur im REM verwendet. Es wurde festgestellt, dass sich das umgebende Material auch nach Initiierung der Makroscherbänder weiter verformt.

Takeda et al. [84] haben den Effekt der Kristallorientierung auf die Bildung von Scherbändern und damit auf die Biegebarkeit an einer Al-Mg-Si-Legierung untersucht, indem einkristalline Proben aus einem Blech mit Zentimeter großen Körnern gefertigt wurden. Die Bildung von duktilen Scherbrüchen innerhalb der stark verformten Scherbänder bestimmte in diesen Fällen die Biegebarkeit. Es wurde festgestellt, dass bei dem kubisch-flächenzentrierten Werkstoff die geringste Anisotropie und beste Biegebarkeit erreicht werden, wenn die $\langle 111 \rangle$ -Richtungen parallel zur Blechnormale liegen. Ferner konnte für viele unterschiedliche kristallographische Orientierungen gezeigt werden, dass sich ein niedriger Taylor-Faktor tendentiell positiv auf die Biegebarkeit auswirkt. Zwei Beispiele unterschiedlicher Orientierungen aus dieser Arbeit sind in Abb. 17 dargestellt.

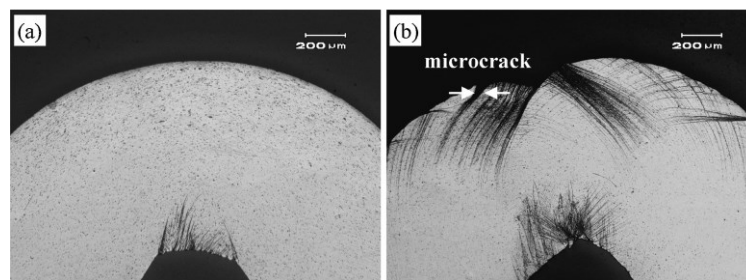


Abb. 17: Initiierung von Scherbändern und Mikrorissen bei einkristallinen Biegeproben einer Al-Mg-Si-Legierung mit $\{001\}\langle 100 \rangle$ Cube- (links) und $\{011\}\langle 211 \rangle$ Brass- (rechts) Orientierung [84]. BS quer zur WR.

Von Ikawa et al. [85] konnte experimentell für eine Al-Mg-Si-Legierung gezeigt werden, dass bei Vorliegen einer $\{111\}\parallel ND$ Goss-Textur eine starke Längs/Quer-Anisotropie in der Biegebarkeit vorhanden ist (Abb. 18). Aufgrund von FE-Simulationen wurde gefolgert, dass dies auf die je nach Probenlage stark oder schwach ausgeprägte Scherbandbildung zurückzuführen ist.

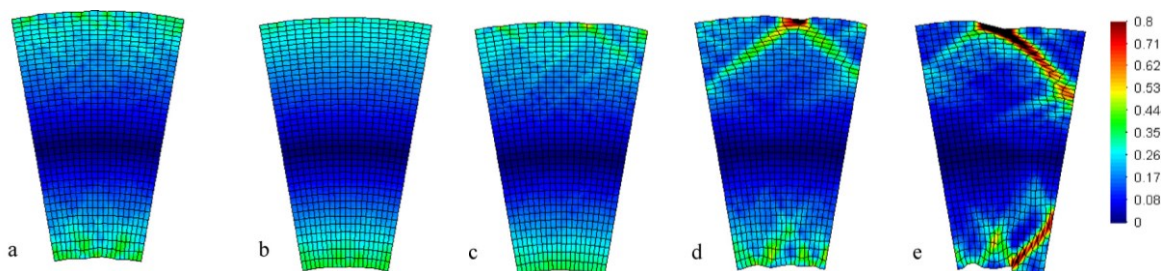


Abb. 18: Inhomogene Verformung als maximale logarithmische Hauptnormaldehnung für verschiedene Texturen beim Biegen einer Al-Mg-Si-Legierung auf gleiche Winkel. (a) Cube-Lage mit Biegeschwert (BS) normal zur Walzrichtung (WR), (b) Cube BS 45° zur WR, (c) Goss BS normal zur WR, (d) Goss BS 45° zur WR, (e) Goss BS in WR [85]

Dao und Li [86] haben ebenfalls Kristallplastizitäts-FE-Simulationen unter Verwendung der Verzweigungstheorie für die Lokalisierung der plastischen Verformung durchgeführt und so die Entstehung von Scherbändern beim Biegen von Aluminium dargestellt. Scherbänder bildeten sich an Positionen von Rauheitstälern an der Oberfläche. Abgesehen von dem ebenfalls sichtbaren Einfluss der Textur wurde festgestellt, dass erhöhte Verfestigung das Maß an Dehnungslokalisierung in Scherbändern verringert. Bezüglich unverformbarer Teilchen wurden zwei Effekte beobachtet: Einerseits können Teilchen die Verformung der umgebenden Matrix verringern, wodurch Lokalisierung in manchen Fällen verhindert wird. In den meisten simulierten Fällen haben Teilchen jedoch zu einer zusätzlichen Verformungskonzentration geführt, und deshalb die Verformungslokalisierung in Scherbändern beschleunigt. Besonders für Teilchen nahe der Oberfläche wurde diesbezüglich ein starker Effekt beobachtet.

Chang und Asaro [87] haben sich mit dem kristallographischen Ursprung von makroskopischen Scherbändern befasst. Ihren Beobachtungen an Al-Cu Einkristallen zufolge können sich in Körnern bestimmter Orientierung beim Unterschreiten eines kritischen Verhältnisses aus Verfestigung zu Spannung auf einem Gleitsystem Scherbänder bilden, deren Richtung bezüglich der Richtung der Gleitbänder im Korn leicht verdreht ist. Sie haben festgestellt, dass sich die Orientierung innerhalb des Scherbands durch Versetzungsbewegung entlang den dort vorherrschenden Gleitrichtungen in bestimmten Fällen so ändern kann, dass der lokale Schmidfaktor bei plastischer Verformung immer mehr zunimmt. Dieser Effekt wird geometrical softening genannt und kann erklären, wie trotz Verfestigung auf allen aktiven Gleitsystemen eine Lokalisierung der plastischen Verformung im Kristall stattfindet.

Mit Hilfe von FE-Simulationen unter Berücksichtigung der Kristallplastizität haben Saai et al. [88] die Lokalisierung der plastischen Verformung in Scherbändern für verschiedene Biegezustände einer Al-Zn-Legierung dargestellt. Zugrunde gelegt wurde ein dehnratenabhängiges Voce-Fließmodell, bei dem die auf den Gleitsystemen wirkende Schubspannung als Funktion der akkumulierten Scherdehnung berechnet wurde.

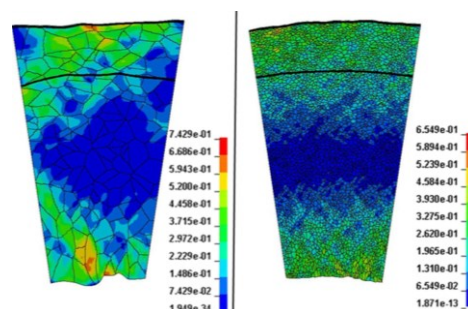


Abb. 19: Plastische Dehnung bei Biegung um gleichen Winkel im geglähten (links) und kaltverformt/rekristallisierten Zustand (rechts). [88]

Im nicht wärmebehandelten, homogenisierten Zustand mit großer Korngröße (bis 0.5 mm) wurden gröbere Makroscherbänder beobachtet als im Fall des kaltverformt und rekristallisierten Gefüges mit einer Korngröße bis maximal 100 μm (siehe Abb. 19). Im ersten Fall wurden in den Scherbändern bei geringeren Gesamtverformungen höhere plastische Dehnungen erreicht.

In dem Kristallplastizitäts-Modell wird bei plastischer Verformung schnell eine scherbandartige Verteilung der Dehnung erreicht. Für die Variante mit großen Körnern stellt sich bei einer bestimmten makroskopischen Dehnung eine höhere Oberflächenrauigkeit ein. Die Untersuchungen können auch ohne Vorhandensein von Teilchen den experimentell beobachteten Zickzack-Rissverlauf in der Mikrostruktur erklären, da dieser Verlauf Bereichen sehr hoher plastischer Dehnung in der Mikrostruktur folgt.

2.5.3 Scherbandbildung beim freien Biegen von Stahl

Der von Akeret beschriebene Versagensablauf wurde auch von Steninger und Melander [89] in Biegeversuchen mit LC-Stählen und von Nagataki et al. [90] an martensitischen angelassenen Stählen gefunden. Benedyk et al. [5, 6] haben gezeigt, dass dieser Versagensmechanismus auch bei pressgehärteten und Complexphasen-Stählen auftritt. Durch Einstellen von verschiedenen Anlasszuständen eines Gefüges mit martensitischer Matrix und Ferritinseln konnte herausgefunden werden, dass Kerbenbildung im Biegeversuch bei hohem Verfestigungsexponenten nicht stattfindet, bei einem n -Wert unter 0.06 hingegen große Kerben vor Initiierung eines Scherbruchs entstehen. Große Kerben traten hierbei immer für Werkstoffzustände auf, für die auch eine ausgeprägte Abflachung der Biegeprobe an der äußeren Randfaser beobachtet wurde.

Die Biegebarkeit eines Dualphasenstahls wurde auch von Hayashi et al. untersucht [91]. Es wurden Scherbänder gefunden, die nach Meinung der Autoren an den Ferrit-Martensit-Phasengrenzen aufgrund der dortigen Dehnungskonzentrationen entstanden. An der Oberfläche der untersuchten Biegeproben waren Kerben erkennbar.

Kaupper et al. [92, 93] haben die Entstehung von Kerben und Scherbändern am Complexphasenstahl CP780 und dem Feinkornbaustahl ZStE780 (niedriger Verfestigungsexponent) beobachtet, während diese beim Dualphasenstahl DP780 (hoher Verfestigungsexponent) nicht stattfanden. Er hat optische Dehnungsmessungen mit Hilfe eines ARAMIS-Systems an der äußeren Biegerandfaser im Dreipunkt-Biegeversuch durchgeführt (Auflösungsvermögen max. ca. 0.2 mm). Die Bestimmung der mittleren Hauptnormaldehnungen an der Randfaser in Schnitten parallel zum Biegeschwert ergab einen unregelmäßigen Dehnungsverlauf normal zum Biegeschwert mit lokalen Extrema (siehe Abb. 20 links). In Abb. 20 rechts werden Werte ermittelter Maxima (y -Achse) mit jenen benachbarter Schnitte (x -Achse) verglichen. Inhomogene Verformung ist in dieser Darstellung als unverhältnismäßiges Wachstum der Dehnungen an Stellen der Maxima der Dehnungsverteilung erkennbar.

Die Verformungsprozesse von Biegeproben an der Oberfläche der Biegekante konnten damit in verschiedene Stadien unterteilt werden. Nach einer Phase der homogenen Verformung entsteht Welligkeit und Lokalisierung der plastischen Verformung, worauf eine stabile und schließlich eine instabile Phase von Defektwachstum folgt. Für die untersuchten Werkstoffe mit niedrigem Verfestigungsexponent hat Kaupper eine lange Phase mit stabilem Defektwachstum nachgewiesen, während das Defektwachstum beim DP780 viel früher instabil wurde.

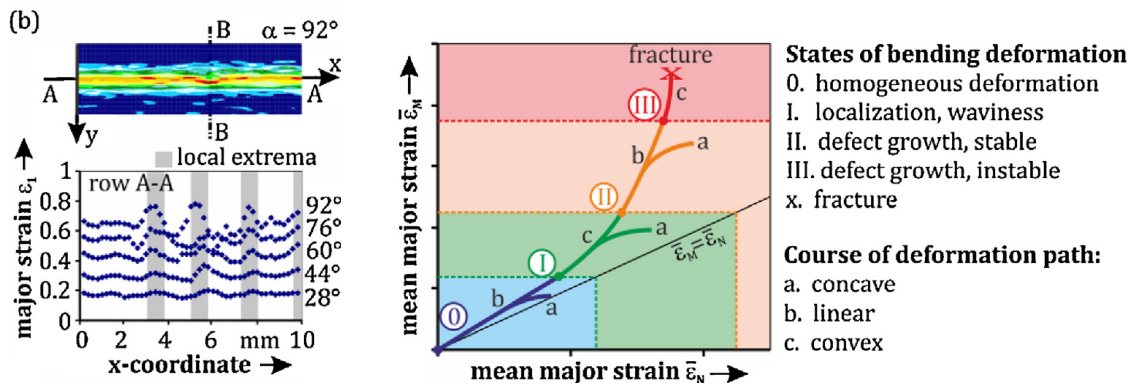


Abb. 20: Links: Dehnungsverteilung einer Biegeprobe an der Randfaser parallel zum Biegeschwert (A-A) für ansteigende Biegewinkel. Rechts: Stadien der Dehnungslokalisierung. Maximale mittlere Hauptdehnung $\bar{\epsilon}_M$ als Funktion der mittleren Hauptdehnung in benachbarten Schnitten $\bar{\epsilon}_N$. Nach [93].

2.6 Biegebarkeit und andere mechanische Eigenschaften

Analytische Modelle zur Beschreibung der Biegebarkeit aus mechanischen Kennwerten, die im Zugversuch ermittelt werden können, wurden von mehreren Autoren entwickelt. Diese Methoden greifen beispielsweise auf die wahre Bruchdehnung [94], den Verfestigungsexponenten [95] bzw. die mittlere senkrechte Anisotropie [96] zurück. Ein Überblick verschiedener Modelle ist in [97] zu finden.

Datsko und Yang [94] haben die Brucheinschnürung im Zugversuch mit dem ohne Rissbildung möglichen minimalen Biegeradius für eine Gruppe sehr unterschiedlicher Werkstoffe korreliert (Abb. 21). Zur Erklärung der Korrelation wird von Datsko und Yang angenommen, dass bei der Rissbildung an der äußeren Biegerandfaser die lokale Versagensdehnung des Werkstoffs erreicht ist, die näherungsweise mit jener im Zugversuch (lokale Bruchdehnung) gleichgesetzt wird. Für Biegung um enge Radien (mit Berücksichtigung einer Verschiebung der neutralen Faser) ergibt sich

$$\frac{R_{krit}}{t} = \frac{(100 - Z)^2}{200Z - Z^2} \quad (2.4)$$

wobei R_{krit} dem kritischen Radius der neutralen Faser bei Rissbildung im Biegeversuch, t der Blechdicke und Z der prozentualen Querschnittsabnahme bei Bruch (Brucheinschnürung) im Zugversuch entspricht. Akeret [77] hat diesen Zusammenhang für unterschiedliche Aluminiumlegierungen und Biegemethoden ebenfalls festgestellt.

Lin et al. [98] haben einen Vergleich von Versagensdehnungen unter anderem für plane strain (Biegeversuch) und plane stress (Zugversuch) an zwei Aluminiumlegierungen durchgeführt und kommt zu dem Schluss, dass zwar eine Korrelation zwischen den Versagensdehnungen bei unterschiedlichen Spannungszuständen besteht, die Werte aber für den uniaxialen Spannungszustand weitaus höher liegen als für den plane strain Zustand.

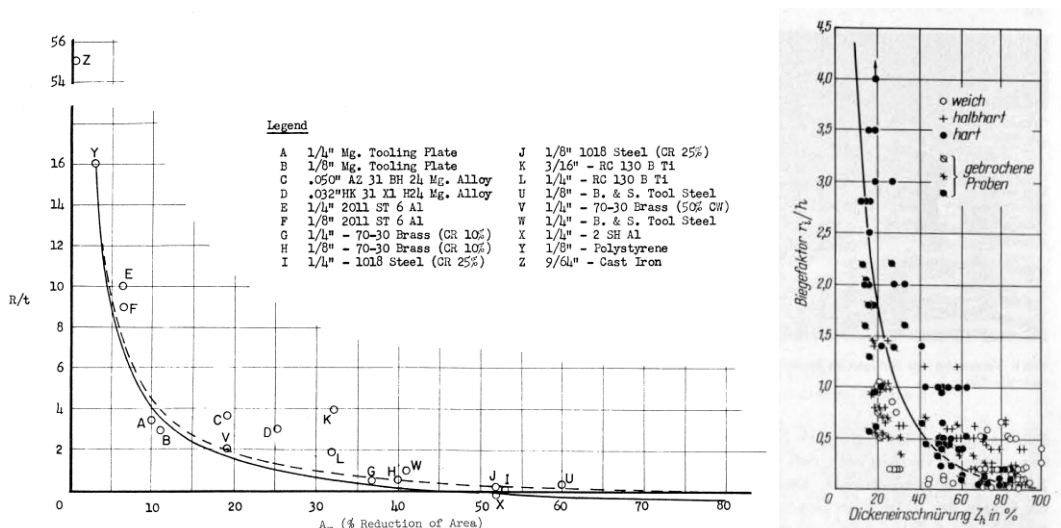


Abb. 21: Korrelation des Biegeradius R relativ zur Blechdicke t mit der Flächen- bzw. Dickenreduzierung im Zugversuch. Links für eine große Palette an Werkstoffen nach [94], rechts für Aluminium-Legierungen in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen nach [77]

Auch bei den bereits erwähnten Untersuchungen an Al-Mg-Legierungen mit unterschiedlichem Eisengehalt von Sarkar et al. konnte ein Zusammenhang zwischen der Biegebarkeit und der Bruchreduzierung im Zugversuch beobachtet werden. Für die Legierungsvariante mit höherem Eisengehalt wurde dabei ein Rückgang der Bruchreduzierung mit steigender Vorverformung durch Kaltwalzen nachgewiesen. Dies war für die Variante mit niedrigerem Eisengehalt nicht der Fall. Im Biegeversuch zeigten vorverformte Proben der Variante mit höherem Eisengehalt duktile Risse, jene mit niedrigem nicht. Die Autoren vermuteten, dass dieser Sachverhalt durch erleichterte Scherbandbildung in einer Verformungstextur entsteht und folglich für die Variante mit niedriger Bruchreduzierung zu einer früheren Rissbildung führt.

Kals und Veenstra [95] haben ein Instabilitätskriterium (ähnlich dem Considère-Kriterium für den Zugversuch) für den Biegeversuch mit Hilfe einer Stabilitätsbetrachtung an der äußeren Randfaser vorgeschlagen. Es wurden ein Fließgesetz nach Ludwik sowie ein Biegemodell mit neutraler Faser in Blechmitte und plane strain Dehnungszustand an der Oberfläche zu Grunde gelegt. Kals und Veenstra kommen zu einer Näherung für die Biegebarkeit entsprechend der Formel

$$\frac{R_{krit}}{t} \approx \frac{1}{2n} \tag{2.5}$$

wobei R_{krit} den kritischen Biegeradius der neutralen Faser bei Rissbildung im Biegeversuch, t die Blechdicke und n den Verfestigungsexponent nach Ludwik (ermittelt im Zugversuch) bezeichnet. Ergebnisse von Akeret [77] legen den Schluss nahe, dass es sich bei dem Instabilitätskriterium nach Kals und Veenstra um eine untere Schranke für die Biegebarkeit handelt.

Eine Untersuchung der Biegebarkeit von Low-Carbon (LC-)Stählen [89] hat ergeben, dass im Falle ferritisch-perlitischer Mikrostruktur eine Verringerung der kritischen Dehnungen bei Rissinitiierung und Bruch im Biegeversuch mit einem Anstieg von Streckgrenze und Zugfestigkeit, sowie einer Abnahme von Gleichmaß-, Bruchdehnung und der Bruchreduzierung im Zugversuch einhergeht.

Lämsä et al. [99] haben für verschiedene höchstfeste Stähle mit niedrigen Verfestigungsexponenten (homogene Matrix) systematisch die Korrelation zwischen Kennwerten aus dem Zugversuch und der Biegsbarkeit (definiert als minimales Verhältnis R/t) untersucht. Für die Werkstoffe mit sehr niedrigen Verfestigungsexponenten ($n < 0.04$) wurden die stärksten Korrelationen der Biegsbarkeit mit dem n -Wert sowie der Dickeneinschnürung gefunden. Bei den Stahlsorten mit etwas höherem n -Wert (n bis 0.1) wurden die stärksten Korrelationen der Biegsbarkeit mit der Bruchdehnung und der Breiten- bzw. Dickeneinschnürung nachgewiesen.

Untersuchungen der Biegsbarkeit von UHS-Stählen in [100, 101] haben gezeigt, dass minimale Biegeradien ohne Rissbildung nicht mit der technischen Bruchdehnung oder der Verfestigung korrelieren. Mit der lokalen Bruchdehnung im Zugversuch (vgl. Abb. 3) wurde hier jedoch ein Zusammenhang beobachtet.

Hisker et al. [102] haben die Schädigung verschiedener AHSS im Zug-, Biege- und Lochaufweitversuch untersucht. Es wurde ein direkter Zusammenhang zwischen dem Streckgrenzverhältnis im Zugversuch, der Lochaufweitungskoeffizienten sowie dem Biegewinkel gefunden. Mit der technischen Bruchdehnung im Zugversuch wurde keine Korrelation festgestellt.

2.7 Einfluss von Mehrphasigkeit und Einschlüssen auf die Biegsbarkeit

Beim Biegen von LC-Stählen wurde Porenbildung in Scherbändern an groben Zementitteilchen und seltener an nichtmetallischen Einschlüssen beobachtet [89].

In [100] wurde ein Einfluss der Homogenität auf die Biegsbarkeit von UHS-Stählen beschrieben, wobei die Standardabweichung der Härteverteilung in der Mikrostruktur als Kennwert für die Homogenität definiert wurde. Hohe Homogenität begünstigte dabei eine gute Biegsbarkeit.

Rèche et al. [103, 104] konnten zeigen, dass erleichterte Porenbildung an Martensitzeilen von TRIP-Stählen zu einer Verschlechterung der Biegsbarkeit im Dreipunkt-Biegeversuch führen kann, wenn die Martensitzeilen nahe genug an der Oberfläche liegen. Zur Veränderung der Lage der Martensitzeilen relativ zur Oberfläche waren die Stahlbleche vor dem Biegeversuch einseitig abgeschliffen worden. Scherbandbildung zwischen großen Poren in der Martensitzeile und der Oberfläche an der Zugseite der Biegeprobe löste duktilen Scherbruch aus. Beim Biegen unter zusätzlicher Zugbelastung konnten die Martensitzeilen sogar zum Versagen des Blechs in Blechmitte führen, ohne dass Risse an der Oberfläche vorhanden waren.

Nagataki et al. [90] beschäftigten sich mit der Auswirkung eines Anlassprozesses auf die Biegsbarkeit von martensitischen Stählen mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt. Durch gleichzeitige Variation von Kohlenstoffgehalt und Anlassstemperatur konnten verschiedene angelassene martensitische Mikrostrukturen mit gleicher Festigkeit eingestellt werden. Dabei waren bei höherem Kohlenstoffgehalt mehr und größere (auch längliche) Zementitausscheidungen vorhanden. Bei gleicher Festigkeit wurde eine bessere Biegsbarkeit für niedrigere Anlassstemperaturen und geringeren Kohlenstoffgehalt

erreicht. Es wird vermutet, dass die Biegebarkeit für diese Untersuchung von der Porenbildung an größeren Zementitteilchen gesteuert wird. Das Versagen im Biegeversuch trat durch Bildung von duktilen Scherbrüchen ausgehend von Kerben an der äußeren Randfaser der Biegeproben ein.

In [105] wurde für eine Reihe unterschiedlich legierter pressgehärteter Stähle die Steigung im Kraftabfall des Dreipunkt-Biegeversuchs (PUBS) untersucht und festgestellt, dass diese mit der durchschnittlichen Größe der in der martensitischen Matrix vorhandenen Zementitteilchen korreliert. Der Biegewinkel sank in diesen Untersuchungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

Kajjalainen et al. [106] haben sich mit der Biegebarkeit von UHS-Stählen in Zusammenhang mit Sulfideinschlüssen beschäftigt und festgestellt, dass die Verhinderung von Mangansulfiden durch die Abbindung von Schwefel mit Kalzium zu einer Verbesserung der Biegebarkeit in Längs- und Querrichtung führt.

Auch Benedyk et al. [5, 6] haben den Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse auf die Biegebarkeit von unterschiedlichen PHS-Legierungen untersucht. Konkret wurde Titan, das oft als mehrere Mikrometer großer Nitrideinschluss zu finden war und möglicherweise einen Einfluss auf die Biegebarkeit hatte, durch Aluminium ersetzt. Beide Elemente können Stickstoff als Nitrid abbinden, wodurch zulegiertes Bor in Lösung bleibt und sich dadurch umwandlungsverzögernd auswirkt. Die Abbindung des Stickstoffs in Aluminium-Nitriden bewirkte keine Verbesserung des Biegewinkels, jedoch höhere Lochaufweitungskoeffizienten.

Eine Variation des Schwefelanteils und des Ca/S-Verhältnisses wurde von Schwarzenbrunner [107] für den Standard-PHS durchgeführt. Dabei konnte aufgrund der relativ hohen Messungenauigkeit und der geringen Änderung des Kennwerts keine Aussage getroffen werden, ob Schwefel und Kalzium die Biegebarkeit beeinflussen. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass für den PHS1500 kein großer Effekt vorhanden ist.

Wie in der vorhandenen Literaturübersicht gezeigt wurde, existieren zahlreiche Arbeiten zur Theorie der Entstehung plastischer Instabilität und duktiler Schädigung, wobei auch der generelle Einfluss von Multiphasengefügen bereits experimentell untersucht wurde. Bezüglich des Versagens im Biegeversuch liegt der Fokus der Literatur aber vorwiegend auf Leichtmetallen wie Aluminium und auf der Untersuchung einphasiger Werkstoffe. Speziell die Bildung von Makroscherbändern sowie das entstehende Versagensbild bei Multiphasenstählen wurde bisher nur unzureichend behandelt. Daher soll in dieser Arbeit der Einfluss der Mikrostruktur anhand verschiedener Multiphasenstähle auf das Versagensverhalten dieser Werkstoffe untersucht werden. Dabei kommt auch der Beschreibung oder Vorhersage der Vorgänge mit Hilfe von einfach zu ermittelnden Kennwerten eine große Bedeutung zu, um aus den gewonnenen Kenntnissen einen praktischen Nutzen in der Werkstoffentwicklung zu ziehen.

3 Methodik

Im folgenden Teil werden zuerst die untersuchten Stahlsorten aufgeführt und anschließend deren Herstellungspfad beschrieben. Danach folgt die Erklärung der durchgeführten Versuche zur grundlegenden Materialcharakterisierung, der Bestimmung von Fließkurven mittels Bulge-Tests und der weiterführenden Untersuchungen an Zugproben, Biegeproben sowie der Umformsimulationen des Biegeversuchs.

3.1 Werkstoffspektrum und Wärmebehandlungen

Die verwendeten Stahlsorten lassen sich nach ihrem Herstellpfad in drei Gruppen einteilen. Die erste umfasst alle vollständig großtechnisch hergestellten Stahlbänder, und die zweite jene Materialien, die aus großtechnisch hergestellten Proben durch kleintechnische Wärmebehandlung modifiziert wurden. Die Proben des Maraging-Stahls schließlich wurden aus einem geschmiedeten Massivumformteil durch kleintechnisches Warm- und Kaltgewalzen hergestellt und danach kleintechnisch wärmebehandelt.

3.1.1 Großtechnische Herstellung der Stahlbänder

Die chemische Zusammensetzung aller Stahlsorten bis auf den Maraging-Stahl wurde im Stahlwerk der voestalpine am Standort Linz eingestellt und die Schmelzen beruhigt auf Stranggussanlagen vergossen. Die ungefähre chemische Zusammensetzung kann Tab. 1 entnommen werden. Nach Wiedererwärmung im Stoßofen wurden die Brammen mit einer Dicke von 220 mm auf etwa drei Millimeter Dicke warmgewalzt und gehaspelt. Für die Stahlsorten mit hohem Gehalt an den Legierungselementen Silizium, Mangan und Chrom war anschließend eine Zwischenglühung im Haubenofen notwendig, um eine ausreichend niedrige Festigkeit des Materials für das Kaltwalzen einzustellen und zu hohe Walzkräfte zu vermeiden. Das großtechnische Abbeizen des Warmbandzunders vor dem Kaltwalzen wurde mit Salzsäure durchgeführt. Warmbanddicke, Zwischenglühung und Kaltbanddicke der einzelnen Bänder sind ebenfalls in Tab. 1 aufgelistet.

Die unbeschichteten großtechnischen AHSS- und UHSS-Güten wurden in einer Kontiglühanlage vollständig austenitisiert, und durch Anpassung von Legierung und Glühzyklus Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften eingestellt. Die galvannealten und feuerverzinkten Stahlsorten wurden in einer Feuerverzinkungsanlage geglüht. Die Probennahme erfolgte nach diesem letzten Wärmebehandlungsschritt.

Tab. 1: Dicke, Beschichtung, chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung der großtechnischen Stahlsorten im untersuchten Zustand. GT...großtechnisch; HO...Haubenofen-Zwischenglühung; WB...Wärmebehandlung; UC...uncoated; ZE...elektrolytisch verzinkt; ZF...galvannealed; Z...feuerverzinkt; FVZ...Feuerverzinkungsanlage; Konti...kontinuierliche Glühanlage; Elo...elektrolytische Verzinkungsanlage; LY...Low Yield

Herstellung	Stahlsorte	Dicke	Oberfläche	C	Si	Mn	Al	Cr	HO	WB
		mm		m%						
GT	CP980	1.4	UC	0.09	0.3	2.3	0.1	0.1	nein	Konti
	DP980	1.5	UC	0.16	0.2	2.3	0.1	0.5	nein	Konti
	CP980HD	1.4	UC	0.11	0.8	2.6	0.1	0.2	ja	Konti
	DP980HD	1.5	UC	0.18	0.9	2.3	0.0	0.2	ja	Konti
	CP1180 A	1.4	UC	0.16	0.0	2.0	0.1	0.2	nein	Konti
	CP1180 B	1.2	ZE75/75	0.15	0.3	2.0	0.1	0.1	nein	Konti+Elo
	CP1180HD	1.4	UC	0.19	0.8	2.4	0.0	0.3	ja	Konti
	DP1180HD	1.4	UC	0.21	0.8	2.6	0.0	0.3	ja	Konti
	CP1180HD LY	1.4	UC	0.11	0.8	2.6	0.1	0.2	ja	Konti
	CP1180HD ZF A	1.4	ZF100	0.16	0.4	2.4	0.1	0.5	ja	FVZ
	CP1180HD ZF B	1.6	ZF100	0.18	0.4	2.5	0.1	0.5	ja	FVZ
	PHS1500	1.5	Z140	0.23	0.2	1.2	0.1	0.2	nein	FVZ
	PHS1800	1.5	Z140	0.33	0.2	1.2	0.0	0.2	nein	FVZ
	PHS1900	1.4	Z140	0.36	0.2	1.3	0.0	0.1	nein	FVZ

3.1.2 Kleintechnisches Härten der PHS-Tafeln

Die Proben der PHS-Güten wurden am Auslauf der Feuerverzinkungsanlage entnommen, auf A4-Größe zugeschnitten und kleintechnisch gehärtet. Für die Ermittlung der optimalen Verweildauer im auf 900°C vorgewärmten Ofen wurden für die drei PHS-Güten mit Thermoelementen in Blechmitte Aufheizkurven (mit anschließender Luftabkühlung) aufgenommen (siehe Abb. 22).

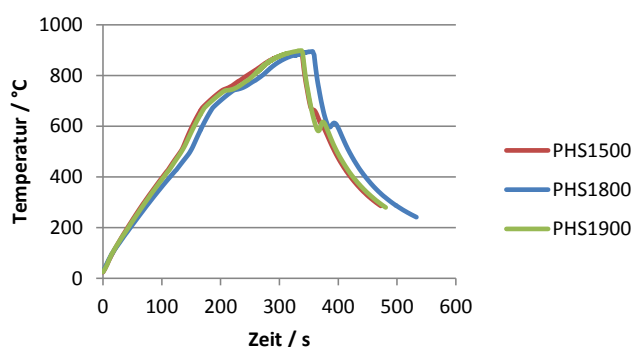


Abb. 22: Aufheizkurven zur Ermittlung der notwendigen Ofenverweildauer der drei PHS-Stahlgüten

Die Platten für die weiterführenden Untersuchungen wurden dann ohne Thermoelement geglüht, wobei für den PHS1500 und den PHS1900 eine Ofenverweildauer von 345 Sekunden, und für den PHS1800 eine Verweildauer von 360 Sekunden angewendet wurde. Der entsprechende Temperaturverlauf während der Aufheizphase kann Abb. 22 entnommen werden. Der kleintechnische Presshärtprozess wurde unmittelbar nach Ofenentnahme durch Abkühlen der Proben zwischen zwei wassergekühlten Metallplatten ohne Umformung durchgeführt.

3.1.3 Kleintechnische Herstellung der Proben des Maraging-Stahls

Bei dem Maraging-Stahl handelt es sich um eine bei Böhler Edelstahl abgegossene Schmelze der Stahlgüte W720. Das erhaltene Material lag in warm-massivumgeformtem Zustand vor.

Aus dem in Abb. 23 zu sehenden geschmiedeten Knüppel (Abmessungen 400x150x150 mm³) wurde ein Block mit den Abmessungen 235x135x128 mm³ herausgefräst. Dieser Block wurde im Vorwärmofen auf 1180 °C aufgewärmt, entzündert und anschließend in acht Stichen auf eine Vorstreifendicke von 35 mm warmgewalzt. Die Walztemperatur stieg dabei vom ersten zum letzten Stich von etwa 1060 °C auf etwa 1080 °C. Vor dem Fertigwalzen wurde der Vorstreifen in drei Abschnitte geteilt und jeder Vorstreifen wiederum auf 1130 °C vorgewärmt. Das Fertigwalzen der drei Warmbänder erfolgte in sieben Stichen zwischen 1000 und 930 °C Bandtemperatur. Es wurde eine Warmbanddicke von 3.5 mm erreicht.

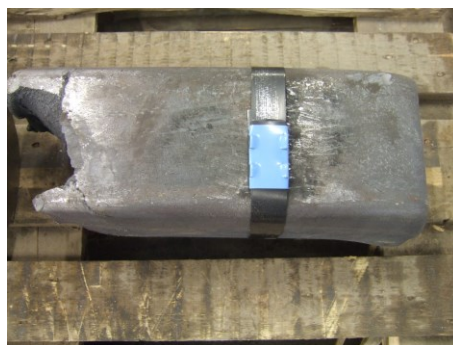


Abb. 23: Ausgangsmaterial des Maraging-Stahls vor dem Zuschnitt für den kleintechnischen Warmwalzprozess

Vor dem Kaltwalzen wurde das Warmband mittels Sandstrahlen beidseitig entzündert und außerdem besäumt. Am Kaltwalzsimulator wurde eine Kaltbanddicke von etwa 1.5 mm für alle Bänder eingestellt.

Die folgende Wärmebehandlung fand in Öfen unter Inertgasatmosphäre statt. Nach einer Lösungsglühung bei 820 °C für eine Stunde wurden die Bänder an Luft abgekühlt. Anschließend wurde jeweils ein Band im Ofen auf Auslagerungstemperaturen von 400, 430, 460 und 540 °C erwärmt und diese Temperaturen für drei Stunden gehalten. Die Abkühlung fand wiederum an Luft statt.

Nach der Glühung und Auslagerung waren die Bänder leicht verzündert, weshalb die Oberfläche mit zwölfprozentiger Salzsäure bei 88 °C gebeizt wurde. Die drei niedrigeren Auslagerungstemperaturen zeigten ein gutes Beizergebnis, bei dem Band mit Auslagerungstemperatur 540 °C konnte der Zunder jedoch nicht entfernt werden. Diese Variante des Maraging-Stahls wurde ungebeizt geprüft.

3.1.4 Kleintechnische Wärmebehandlungen am Multipas

Am Multipas („Multi Purpose Annealing Simulator“) können großtechnische Wärmebehandlungen, wie sie in der Kontigluhanlage oder in Feuerverzinkungsanlagen stattfinden, kleintechnisch an Umgebungsatmosphäre nachgestellt werden. Dazu werden Proben der Abmessungen von typischerweise etwa 450x200 mm² x Blechdicke an den beiden kurzen Seiten zwischen Kupferbacken eingeklemmt. Die Temperatur der Probe kann mittels Widerstandserwärmung und Kühlluftdüsen gesteuert werden. Zur genauen Regelung werden an der Probe Thermoelemente angeschweißt. Es besteht auch die Möglichkeit, das Material im Wasserbad abzuschrecken.

Um eine Entkohlung des großtechnischen Ausgangsmaterials bei der Multipas-Glühung an der Luft zu vermeiden, wurde verzinktes Vormaterial verwendet. Als Ausgangsmaterial wurden ein DP780 und ein DP980 eingesetzt. Während der Glühbehandlung bildete sich durch Aufschmelzen des Zinks und Diffusionsprozesse eine ZnFe-Schicht ähnlich wie beim Presshärteprozess von verzinktem Vormaterial. Informationen zum Material sind in Tab. 2 zu finden.

Tab. 2: Dicke, Beschichtung, chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung (WB) des feuerverzinkten Ausgangsmaterials für die durchgeführten Multipas-Glühungen. GT...großtechnisch; Z...feuerverzinkt; FVZ...Feuerverzinkungsanlage

Herstellung	Stahlsorte	Dicke	Oberfläche	C	Si	Mn	Al	Cr	WB
		mm							
GT + Multipas	DP780	1.5	Z140	0.14	0.2	2.1	0.1	0.3	FVZ
	DP980	1.5	Z100	0.17	0.2	2.2	0.1	0.5	FVZ

Die Proben mit den Abmessungen 450x130 bzw. 450x100 mm² wurden bei 850 °C austenitisiert, langsam auf 675, 650 bzw. 625 °C abgekühlt (Abschreck- oder Quench-Temperatur T_q), im Wasserbad abgeschreckt und erneut auf Anlasstemperaturen zwischen 200 und 500 °C aufgeheizt (Anlasstemperatur T_t) und wieder abgeschreckt. Eine Variante wurde nach dem ersten water-quench (WQ) nicht angelassen. Die durchgeführten Temperaturzyklen sind schematisch in Abb. 24 dargestellt.

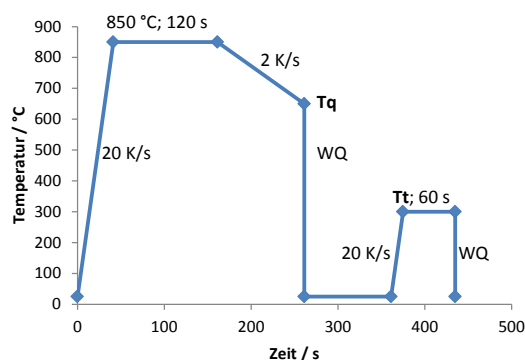


Abb. 24: Schema der am Multipas durchgeführten Temperaturzyklen. WQ...water quench; T_q ...Abschrecktemperatur; T_t ...Anlasstemperatur

3.2 Grundlegende Werkstoffcharakterisierung

In diesen Bereich der Untersuchungen fallen die Durchführung von normgerechten Zugversuchen und Lochaufweitungstests, die Charakterisierung der Mikrostruktur mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie sowie die magnetische Bestimmung des Restaustenitgehalts der Stahlsorten. Auf Basis dieser Ergebnisse wird später eine erste Einordnung der Materialien in einzelne Eigenschaftsprofile und Mikrostruktur-Typen vorgenommen.

3.2.1 Zugversuche

Zugversuche nach DIN EN ISO 6892 [21] wurden in längs und quer zur Walzrichtung durchgeführt. Es wurden F01- und F07-Probengeometrien verwendet, wie sie in Abb. 25 dargestellt sind. Maße und Toleranzen sind in Tab. 3 zu finden. Aus der unterschiedlichen Messlänge der beiden Probentypen ergibt sich, dass Bruchdehnungen dieser Proben nicht vergleichbar sind.

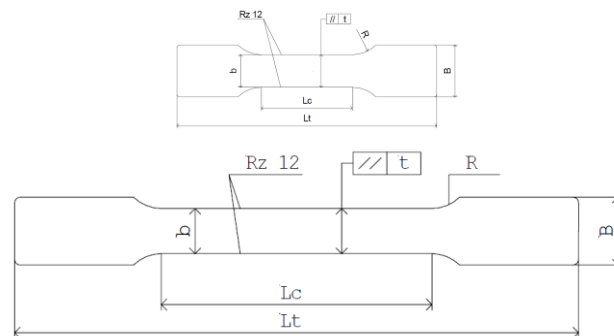


Abb. 25: Probengeometrien für den Zugversuch. Oben F07 (in Anlehnung an ASTM E 517), unten F01 (nach ISO 6892).

Tab. 3: Probengeometrien für den Zugversuch. Abmaße und Toleranzen

	F07		F01	
	Abmaß / mm	Toleranz / mm	Abmaß / mm	Toleranz / mm
Probendicke t	0.3 bis ≤ 3mm	-	0.3 bis ≤ 3mm	-
Probenbreite b	12.5	± 0.025	20	± 0.2
Kopfbreite B	20	± 0.5	30	± 0.5
Radius R	13	± 0.5	35	± 0.5
Versuchslänge Lc	35	± 0.5	120	± 0.5
Gesamtlänge Lt	100	± 1	250	+ 1 / -3
Messlänge Lm	25	-	80	-
Parallelität t	-	0.05	-	0.12

3.2.2 Lochaufweitungstests

Diese Tests zur Ermittlung der Kantenrissempfindlichkeit eines Werkstoffs wurden entsprechend der Norm ISO 16630 [108] durchgeführt. Ein Loch mit einem Durchmesser von zehn Millimetern wird

dabei mit einem konischen Dorn so lange aufgeweitet, bis sich der erste Riss an der Stanzkante über die gesamte Blechdicke ausgebreitet hat (siehe Abb. 26). Die Probe wird während der Aufweitung des Loches dabei vom Prüfer laufend beobachtet und der Versuch bei Rissbildung gestoppt. Durch Ausmessen des aufgeweiteten Loches wird anschließend die relative Aufweitung bis zur Rissbildung bestimmt. Dieser Wert wird als „Lochaufweitung“ oder „Lochaufweitungskoeffizient“ bezeichnet.

Es existieren verschiedene Varianten des Versuchs, die sich in der Methode zur Herstellung des Lochs unterscheiden. Meistens wird ein Stanz- oder Fräsverfahren angewendet, es gibt aber auch Untersuchungen zur Aufweitung gebohrter, erodierter oder lasergeschnittener Löcher. Der Zustand der Lochkante ist wesentlich für das Prüfergebnis, weshalb die genannten Verfahren nicht zu vergleichbaren Ergebnissen führen. In dieser Arbeit wurde ausschließlich das Stanzverfahren verwendet. Die Probe wird dabei so in die Prüfvorrichtung eingelegt, dass der Stanzgrat auf der dem Dorn abgewandten Seite liegt.

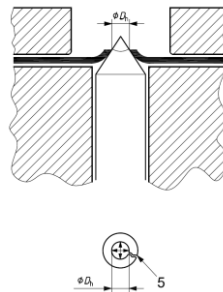


Abb. 26: Prinzip des Lochaufweitungstests nach ISO 16630 im Grund- und Aufriss. Pfeil 5 markiert einen über die Blechdicke durchgehenden Riss.

3.2.3 Untersuchungen der Mikrostruktur

Für die lichtmikroskopische Untersuchung der Mikrostruktur wurden Schlitze in Walzrichtung mit LePera-Ätzung präpariert. Bei dieser Ätzung handelt es sich um eine Mischung aus einprozentigem Natrium-Metabisulfit in destilliertem Wasser und vier Prozent Pikrinsäure [109]. Es entsteht eine Kombination aus selektivem Ätzangriff und anodischer Deckschichtbildung, wodurch eine Unterscheidung der wichtigsten Phasen in höchstfesten Mehrphasenstählen ermöglicht wird.

Ferrit erhält eine blaue bis gräuliche und Bainit eine dunkle bräunliche Färbung. Restaustenit und hochkohliges (nicht angelassenes) Martensit zeigen keine Struktur und bleiben weiß, während niedrigkohliges Martensit hellbraun verfärbt wird. Stark angelassenes Martensit färbt sich ähnlich wie Bainit ungleichmäßig dunkelgrau bis dunkelbraun, wodurch diese beiden Phasen mit LePera-Ätzung oft nicht unterscheidbar sind.

Die Längsschlitze wurden nach der lichtmikroskopischen Untersuchung erneut abpoliert und für das Rasterelektronenmikroskop für eine Sekunde elektropoliert. Dabei werden Ferrit und Bainit bevorzugt abgetragen, während Martensit, Restaustenit, Zementit und Karbide als elektrochemisch edlere Phasen wenig angegriffen werden. Eine Unterscheidung zwischen niedrigkohligem Martensit und hochkohligem Martensit bzw. Restaustenit kann in manchen Fällen aufgrund einer leichten Oberflächenstruktur des ersteren möglich sein.

Beispiele für lichtmikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen sind im Ergebnis-
teil dieser Arbeit, etwa in Abb. 41 (Seite 51), zu finden.

3.2.4 Magnetische Bestimmung des Restaustenit-Gehalts

Die Sättigungsmagnetisierung von höchstfesten Stählen ist neben der chemischen Zusammensetzung
der Stahlsorten auch vom Anteil an kubisch-flächenzentrierten Phasen abhängig, weil diese im Ge-
gensatz zu den ferromagnetischen kubisch-raumzentrierten Phasen paramagnetisch sind. Daher kann
über eine Messung der Sättigungsmagnetisierung einer Probe deren Restaustenitanteil bestimmt
werden.

An drahterodierten Proben mit den Abmessungen $10 \times 35 \times \text{Blechdicke mm}^3$ wurde die Sättigungsmag-
netisierung experimentell bestimmt und mit der theoretisch berechneten Sättigungsmagnetisierung
bei null Prozent Restaustenit-Anteil verglichen. Für die Berechnung der theoretischen Sättigungs-
magnetisierung wurden dabei die unterschiedlichen Gehalte an Legierungselementen mit berück-
sichtigt.

3.3 Untersuchungen zum Verfestigungsverhalten

In der Prüfnorm DIN EN ISO 6892 sind für einzelne Bereiche der Zugkurve jeweils maximal erlaubte
Dehngeschwindigkeiten vorgeschrieben. Zur Minimierung der Prüfdauer bei Einhaltung dieser Vor-
schriften findet deshalb während des Zugversuchs mehrmals eine Umschaltung der Prüfgeschwindig-
keit statt. Ab Erreichen der Vorlast von 20 MPa wird spannungsgeregelt mit 25 MPa/min geprüft. Bei
0.01 % plastischer Dehnung wird auf 3 %/min Dehngeschwindigkeit gewechselt, und bei etwa zwei
Prozent Dehnung auf 25 %/min umgeschaltet. Die letzte Umschaltung ist Abb. 27 am Beispiel einer
Zugkurve eines DP980 deutlich erkennbar.

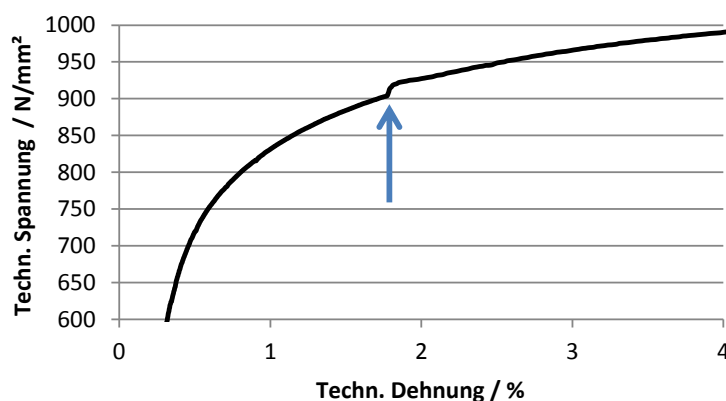


Abb. 27: Auswirkung der Umschaltung der Prüfgeschwindigkeit auf die Fließkurve (Pfeil)

Für eine vergleichende Darstellung der differentiellen Verfestigung bzw. der differentiellen n-Werte
für die untersuchten großtechnischen Stahlsorten wurden daher Zugprüfungen mit konstanter Dehn-

rate von 24 %/min nach SEP1240 durchgeführt. Als Probenform wurde die F01-Geometrie verwendet (siehe Abb. 25).

Aus der wahren Spannung

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0} \cdot \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \quad (3.1)$$

und der wahren plastischen Dehnung

$$\varphi_w = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) - \frac{\sigma_w}{E} \quad (3.2)$$

wurden die differentielle Verfestigung θ und der differentielle Verfestigungsexponent n_{diff} folgendermaßen berechnet:

$$\theta = \frac{d\sigma_w}{d\varphi_w} \quad (3.3)$$

$$n_{diff} = \frac{d\ln(\sigma_w)}{d\ln(\varphi_w)} \quad (3.4)$$

Dabei ist F die gemessene Prüfkraft, A_0 der gemessene Ausgangsquerschnitt der Zugprobe, ΔL die aktuell gemessene Verlängerung der Messlänge L_0 der Zugprobe und E der anhand der elastischen Verlängerung im Zugversuch gemessene Elastizitätsmodul.

Da die mittels Extensometer gemessenen Dehnungswerte eine Streuung aufweisen, wurden Ausgleichsgeraden über mehrere Messpunkte der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve bzw. der doppelt logarithmierten wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve zur Berechnung herangezogen. Der gemittelte Bereich ist bezogen auf die wahre plastische Dehnung kleiner als 0.5 %. In Abb. 28 ist für die differentielle Verfestigung ein Vergleich zwischen unveränderten Messdaten und Mittelung dargestellt.

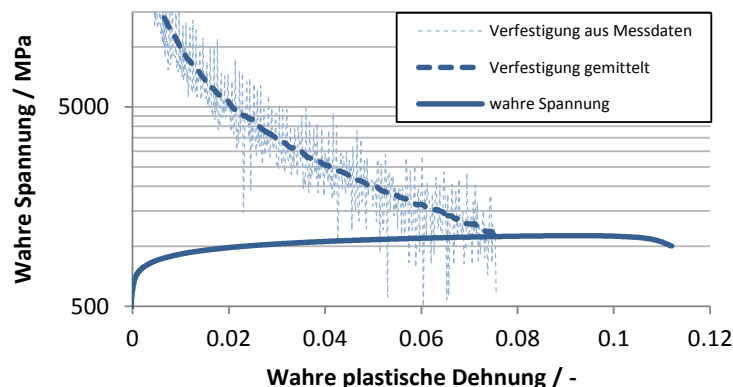


Abb. 28: Durchgeführte Mittelung zur Bestimmung der differentiellen Verfestigung

3.3.1 Hydraulische Tiefungsversuche

Wenn keine Möglichkeit zur lokalen Messung der Dehnung besteht, ist die Bestimmung der Fließkurve aus dem Zugversuch mit dem Auftreten der Einschnürung bei Kraftmaximum begrenzt. Die oft angewendete Extrapolation der Fließkurve ist im Fall von höchstfesten Stählen mit Verfestigungsbeiträgen von Zweiphasigkeit und dehnungsinduzierter Restaustenitumwandlung problematisch, weil eine Messung der Verfestigung bei niedrigen Dehnungen keine sichere Aussage über die Verfestigung bei hohen Dehnungen zulässt. Zur Bestimmung der Verfestigung ausgewählter Stahlsorten bei höheren äquivalenten Dehnungen wurden deshalb in dieser Arbeit hydraulische Tiefungsversuche (Bulge-Tests) nach ISO 16808 [110] durchgeführt. Dabei wird ein rundes Stück Blech in einem Ziehring eingespannt und unter einseitigem hydrostatischen Druck reibungsfrei ausgebeult (siehe Abb. 29). Im Gegensatz zum Zugversuch (uniaxialer Spannungszustand) tritt beim Bulge-Test (equibiaxialer Spannungszustand) Einschnürung erst bei viel höheren Dehnungen auf, weshalb die Fließkurve eines Materials bei hohen Dehnungen bestimmt werden kann.

Gemessen werden der hydrostatische Druck p , die lokale Krümmung des Blechs in der Mitte des Ziehrings und die Dehnung des Blechs an der äußeren Oberfläche mittels ARAMIS®. Daraus lassen sich unter der Annahme eines äquibiaxialen Spannungszustands, isotroper linearer Elastizität und Volumenkonstanz die äquivalente Spannung und Dehnung für die Fließkurve des Materials berechnen. Für die Berechnungsmethode wird auf die Norm ISO 16808 verwiesen.

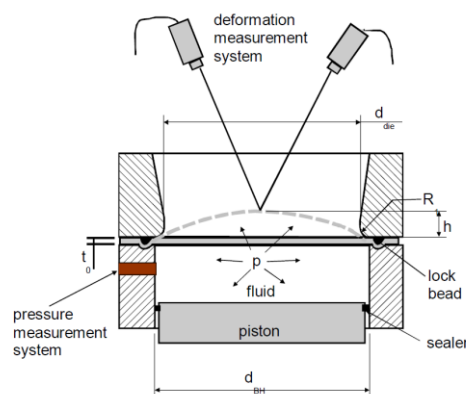


Abb. 29: Versuchsprinzip des hydraulischen Tiefungsversuchs (Bulge-Tests) nach ISO 16808

3.3.2 Bestimmung der Restaustenit-Stabilität mittels Reckversuchen an Zugproben

Neben der Phasenmenge an Restaustenit im unverformten Gefüge ist seine Stabilität gegen Verformungsumwandlung der zweite wesentliche Einflussfaktor auf die Umwandlungsverfestigung.

Um die mechanische Stabilität zu bestimmen, wurden für die großtechnischen Materialien mit Restaustenitanteil größer als drei Prozent mehrere Zugproben der F01-Geometrie auf verschiedene Dehnungen bis zur Gleichmaßdehnung gereckt. Anschließend wurden aus dem plastisch verformten Probenhals Restaustenit-Proben für die magnetische Messung erodiert. Als Referenz diente je Stahlsorte eine Restaustenit-Probe aus dem Kopf einer der gereckten Zugproben. In dieser Arbeit

wird sowohl die Veränderung des Volumenanteils an Restaustenit bei der Verformung als auch die Restaustenit-Stabilität nach dem Ludwigson-Berger-Modell angegeben (siehe 4.2).

3.4 Schädigungsverhalten im Zugversuch

Die Biegebarkeit von Blechen ist unter anderem abhängig vom Schädigungsverhalten des Werkstoffs. Neben den Untersuchungen der Schädigung an Biegeproben wurden auch zusätzliche Untersuchungen an Zugproben durchgeführt, um Gemeinsamkeiten und Unterschiede beim Schädigungsverhalten der Stahlsorten im Zug- und Biegeversuch aufzuzeigen. Diese Untersuchungen umfassen die Beschreibung des Bruchmodus, die Messung der Bruch- bzw. Dickeneinschnürung und die Charakterisierung der Porenbildung an Normalschliffen von Zugproben.

Für die Beschreibung des Bruchmodus unterschiedlicher Stahlsorten im Zugversuch wurden gerissene Zugproben seitlich fotografiert und außerdem die Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

3.4.1 Bestimmung der Dickeneinschnürung

Üblicherweise wird bei Flachzugproben nur die technische Bruchdehnung nach ISO 6892 bestimmt. Dabei wird im Grunde zusätzlich zur Gleichmaßdehnung die in der Einschnürung der Probe konzentrierte Verformung über die gesamte Messlänge gemittelt. Die Bruchdehnung lässt also keine Aussage darüber zu, wie hoch die bis zum Versagen der Zugprobe lokal ertragbaren Dehnungen für einen Werkstoff sind. Eine bessere Einschätzung des Versagensverhaltens ist mit der wahren lokalen Bruchdehnung φ_B möglich. Diese ergibt sich aus der relativen Abnahme der Querschnittsfläche (von A_0 auf A_B) der Zugprobe bis zum Bruch wie folgt:

$$\varphi_B = \ln \frac{A_B}{A_0} \quad (3.5)$$

Nach [15] tritt beim Bruch einer Zugprobe durch lokale Einschnürung keine Breitenänderung in Richtung des Scherbands statt. Deshalb wurde in dieser Arbeit die Dickeneinschnürung bei Bruch der Zugproben ε_{tB} bestimmt, indem die minimale bei Bruch auftretende Dicke t_B auf die unverformte Ausgangsdicke t_0 der Probe bezogen wurde:

$$\varepsilon_{tB} = \frac{t_B - t_0}{t_0} \quad (3.6)$$

Abb. 30 zeigt beispielhaft ein stereomikroskopisches Bild einer Bruchfläche mit durchgeführter Bestimmung der Probendicke bei Bruch am Beispiel eines CP980. Für die Auswertung der Dickeneinschnürung werden stets Streuungen zwischen Proben angegeben, nicht solche zwischen einzelnen Dickenmessungen.

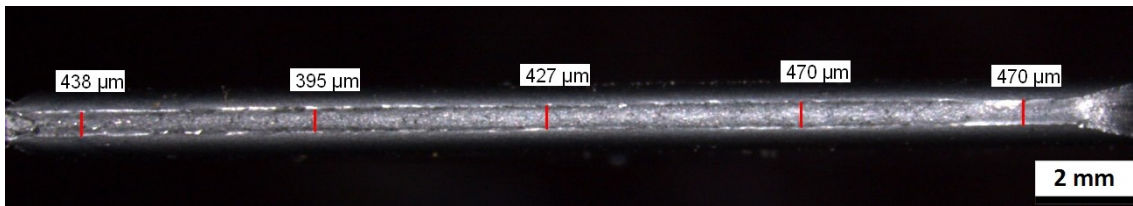


Abb. 30: Bestimmung der verbleibenden Probendicke bei Bruch im Stereomikroskop

3.4.2 Porenbildung beim Zugversuch

An Normalschliffen gerissener Zugproben wurden von der Bruchfläche ausgehend Porengrößen und -verteilungen in Anlehnung an [44] bestimmt. Die Schlifffläche wurde mit kolloidaler Siliziumoxid-Suspension (OP-S) mechanisch poliert. Bei verschiedenen Bruchmodi der Zugprobe wurden Bereiche mit cup-cone Bruch und schrägem Bruchverlauf über die Probenbreite als Position der Normalschliffe gewählt. Bei der Beurteilung der Ergebnisse ist hierbei zu beachten, dass die in Abb. 30 erkennbaren Dickenschwankungen über die Probenbreite nicht in die Untersuchungen mit einbezogen werden, sondern die Porenverteilung nur an einer Position untersucht wurde. Als Dickenposition der Bildserie wurde etwa ein Drittel der Blechdicke gewählt (siehe Abb. 31).

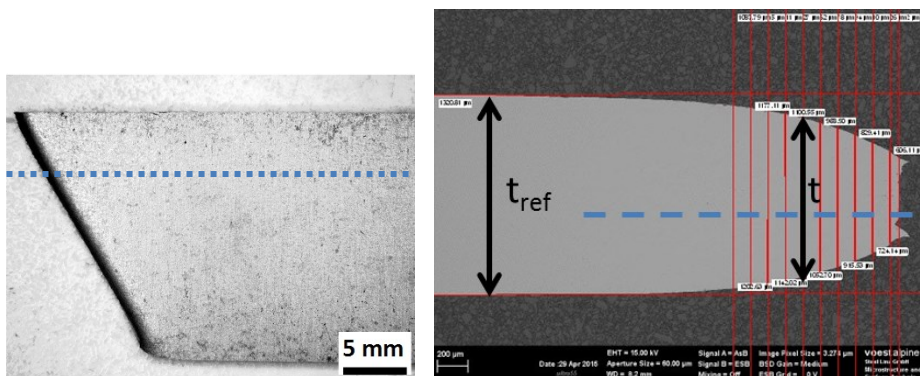


Abb. 31: Lage des Normalschliffs (links) und Position der Bildserien (rechts) zur Bestimmung der Porenverteilung in Zugproben (blau strichlierte Linien).

Für die REM-Aufnahmen wurden für alle Proben gleiche Vergrößerung (1000x), Kontrast und Helligkeit verwendet. Bei der gewählten Vergrößerung ergibt sich eine Pixelgröße von 56 nm. Vor der Auswertung mit der Bildverarbeitungs-Software ImageJ wurden die Bilder als 8bit TIFF gespeichert und schwarz-weiß-invertiert. Ein hellkeitsselektives Auswahlverfahren wurde angewendet, sodass alle erkennbaren Poren von der Markierung erfasst werden. Für alle Bilder wurden jene Bereiche markiert, deren Helligkeitswert zwischen 200 und 256 lag. Dabei wurden isolierte Pixel entfernt. Diese beiden Kriterien wurden bei allen Bildern angewendet. Bei jedem Bild wurden markierte Bereiche, die offensichtlich keinen Poren entsprachen (z.B. bei leichten Ätzartefakten um Poren) vor der quantitativen Auswertung manuell entfernt. Die Markierung wurde mit dem ParticleAnalysis-Tool von ImageJ ausgewertet. Mit diesem Tool lassen sich beispielsweise Flächenanteil und Anzahl von markierten Bereichen bestimmen. Die so ermittelten Werte wurden über dem Abstand der Bildmitte von der Bruchfläche aufgetragen. Zusätzlich wurde die durch die Einschnürung hervorgerufene Dickenveränderung relativ zur Dicke der Probe bei Gleichmaßdehnung t_{ref} berechnet (siehe Abb. 31 rechts):

$$\varepsilon_t = \frac{t - t_{ref}}{t_{ref}} \quad (3.7)$$

Unter der Annahme, dass keine große Breiteneinschnürung im Scherband auftritt, lässt sich so die Porenbildung als Funktion der Verformung darstellen.

3.5 Biegeversuche

In dieser Arbeit wurden Dreipunkt-Biegeversuche nach VDA 238-100 [67] und Gesenk-Biegeversuche nach einem internen Prüfstandard durchgeführt. Der Verformungszustand beim Dreipunkt-Biegeversuch wurde mittels Finite-Elemente-Berechnungen für ausgewählte Stahlsorten beschrieben und Einflüsse der Probengeometrie und des Werkstoffverhaltens dargestellt.

3.5.1 Dreipunkt-Biegeversuche

Beim Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA 238-100 wird ein Blech mit einem Biegestempel zwischen zwei drehbare gelagerte Rollen gebogen (Abb. 32). Für alle durchgeführten Dreipunkt-Biegeversuche wurde ein Stempelradius R_S von 0.4 mm, ein Rollenradius R_R von 15 mm und ein Rollenabstand a von $2 \cdot t + 0.5$ mm gewählt, wobei t die Dicke des zu biegenden Blechs ist. Der sehr kleine Stempelradius und der während des Versuchs permanent abnehmende Auflagerabstand haben zur Folge, dass bei den in dieser Arbeit angewendeten Blech- und Biegegeometrien kein Abheben des Blechs vom Stempel stattfindet, bevor die Bildung eines makroskopischen Risses erfolgt.

Der Biegestempel wurde mit einer vertikalen Geschwindigkeit von 20 mm/min bewegt. Der Versuch wurde bei einem Stempelweg s von 15 mm relativ zur Auflageebene des Blechs oder bei einem Kraftabfall auf unter 30 N gestoppt und die Probe entlastet. Dieser Fall wird in dieser Arbeit als „vollständiger“ Biegeversuch bezeichnet. Für unterbrochene Versuche können wahlweise Stempelweg, Stempelpkraft oder ein relativer Abfall der Biegekraft zu Versuchsende vorgegeben werden.

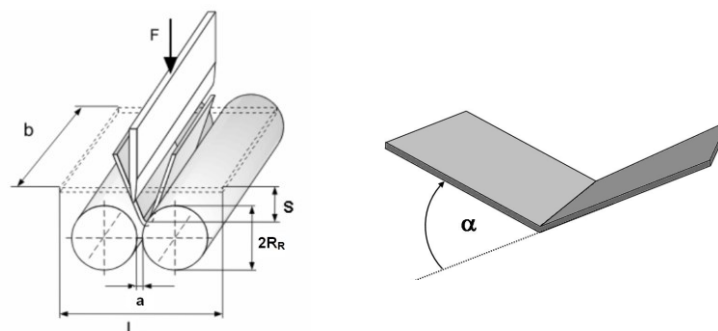


Abb. 32: Versuchsaufbau (links) und Definition des Biegewinkels (rechts) im Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA 238-100.

Für die Auswertung der Dreipunkt-Biegeversuche wird der Stempelweg s über ein „Scharniermodell“ in einen Biegewinkel $[\circ]$ entsprechend Abb. 32 rechts umgerechnet. Abweichend von den Prüfanwei-

sungen in VDA 238-100 wird in dieser Arbeit der Biegewinkel α entsprechend einer internen Prüfvorschrift folgendermaßen definiert:

$$\alpha = 2 \left[\arcsin \left(\frac{R_R + R_S + t}{\sqrt{(s - R_R - R_S)^2 + (R_R + a/2)^2}} \right) + \arctan \left(\frac{s - R_R - R_S}{R_R + a/2} \right) \right] \quad (3.8)$$

Dabei ist R_R der Rollenradius, R_S der Stempelradius, t die Blechdicke, s der Stempelweg mit Nulllage bei Berührung zwischen ungebogenem Blech und dem Stempel/Schwert, und a der Auflagerabstand. Es ist zu bedenken, dass die tatsächliche Verformung des Blechs im Versuch nicht den Annahmen bei der Berechnung des Biegewinkels entsprechen muss, und deshalb im Allgemeinen der Winkel zwischen den beiden unbelasteten Biegeschenkeln außerhalb der Auflagerpunkte nicht gleich dem berechneten Biegewinkel ist. Wird der Schenkelwinkel an entlasteten Proben gemessen, so ist zusätzlich zu berücksichtigen, dass beim Entlasten eine elastische Rückfederung der Biegeprobe auftritt.

Bei allen Versuchen wurde eine Probengröße von $30 \times 60 \text{ mm}^2 \times$ Blechdicke verwendet. Mit steigender Probenbreite nimmt die Dehnungsbehinderung in Richtung der Biegekante in der Probenmitte zu. Bei ausreichendem Verhältnis Probenbreite zu Probendicke liegt dort ein ebener Dehnungszustand vor, und die Biegebarkeit ist unabhängig von der Probenbreite. Laut [111] ist dies etwa ab einem Verhältnis Breite zu Dicke $b/t \geq 8$ der Fall (siehe Abb. 33). Mit den in dieser Arbeit verwendeten Blechdicken liegt das Verhältnis von Breite zu Dicke zwischen 20 und 38.

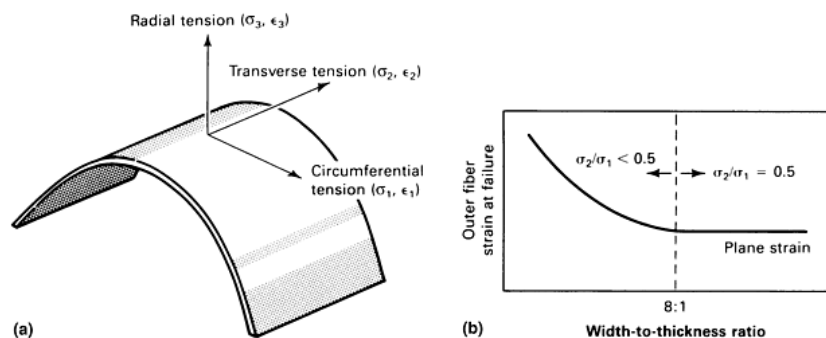


Abb. 33: Einfluss des Verhältnisses aus Probenbreite zu Probendicke auf den Dehnungszustand bei Versagen im Biegeversuch nach [111]

Für presshärtende Stähle ist ein Einfluss der Blechdicke auf den Biegewinkel bekannt, weshalb großtechnisch produzierte Bänder in einem engen Bereich von 1.4 bis 1.6 mm Blechdicke untersucht wurden. Eine der untersuchten Stahlsorten (CP1200 B) stand nur in 1.2 mm Dicke zur Verfügung. Bei der verwendeten Probengeometrie liegt die kurze Seite der Probe parallel zum Biegeschwert. Die langen Probenkanten wurden drahterodiert, um die Bildung von Kantenrissen aufgrund der Vorschädigung durch die Probenfertigung zu verhindern. Bei keinem der untersuchten Bänder wurde der Bruch durch Kantenrisse ausgelöst.

Die Biegekraft im Dreipunkt-Biegeversuch ist stark von der Blechdicke abhängig [5]. Für die Beurteilung der Biegebarkeit dient der berechnete „kritische“ Biegewinkel bei Kraftmaximum (Rissbildung) oft als Kriterium der Qualitätssicherung oder Materialfreigabe. In dieser Arbeit wird neben dem Biegewinkel bei Kraftmaximum auch der Kraftabfall nach Kraftmaximum (engl. Post-Uniform Bending Slope PUBS) für die untersuchten großtechnisch erzeugten Stahlsorten diskutiert. Dabei wird die

Sekante durch den Punkt der Biegekurve bei Kraftmaximum und den Wendepunkt nach Kraftmaximum bestimmt, und die zugehörige (negative) Steigung dargestellt (siehe Abb. 34). Für die automatisierte Ermittlung des Wendepunkts wird eine geglättete Biegekurve herangezogen.

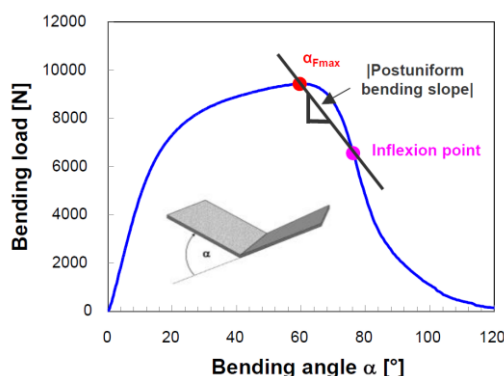


Abb. 34: Definition der Steigung zum Vergleich des Kraftabfalls im Dreipunkt-Biegeversuch [3]

Wegen der Initiierung der Schädigung ausgehend von der Oberfläche kann deren Zustand (Beschichtung, Entkohlung) Einfluss auf die Biegebarkeit eines Werkstoffs haben. Daher wurden in dieser Arbeit wann immer möglich unbeschichtete Stahlbänder ohne messbare Randentkohlung untersucht. Die einzige Ausnahme bilden die in dieser Arbeit untersuchten PHS-Stähle, die eine Randentkohlung unter der Zink-Eisen-Schicht aufweisen.

3.5.2 Gesenk-Biegeversuche

Ein einfaches Modell der Biegeverformung geht davon aus, dass die Dehnungsverteilung über die Dicke einer linearen Funktion entspricht („ebene Verzerrung“) und sich die neutrale (spannungs- und dehnungsfreie) Faser (L_0) in Blechmitte befindet [112]. Unter Annahme der Normalenhypothese (plastisches Fließen normal zur Fließortkurve) und einem ebenen Dehnungszustand im betrachteten Bereich (vgl. Abb. 33) findet beim freien Biegen die Verformung einzelner „fiktiver“ Schichten der Probe auf konzentrischen Kreisen statt [112]. In einem solchen Modell ergibt sich die äußere Randfaserdehnung in Tangentialrichtung ε_θ aus dem inneren Blechradius R_i und der Blechdicke t entsprechend

$$\varepsilon_\theta = \ln \left(1 + \frac{1}{1 + 2R_i/t} \right) \quad (3.9)$$

Demnach ist also die Randfaserdehnung in Tangentialrichtung eine Funktion von R_i/t , wobei mit sinkendem R_i/t die äußere Randfaserdehnung des Blechs steigt.

Beim Gesenk-Biegeversuch nach internem Prüfstandard [113] wird eine Probe der Abmessungen $35 \times 100 \text{ mm}^2$ in ein 90° -Gesenk gebogen (siehe Abb. 35). Eine Variation des Stempelradius R_s ergibt nach dem beschriebenen Modell verschiedene Randfaserdehnungen. Die Biegebarkeit einer Stahlsorte ist als kritisches Verhältnis R_s/t definiert, die ohne Initiierung von Defekten an der Oberfläche abgebildet werden kann. Ist ein Defekt dabei im Stereomikroskop bei einer Vergrößerung von 30x erkennbar, so gilt die Prüfung als nicht bestanden.

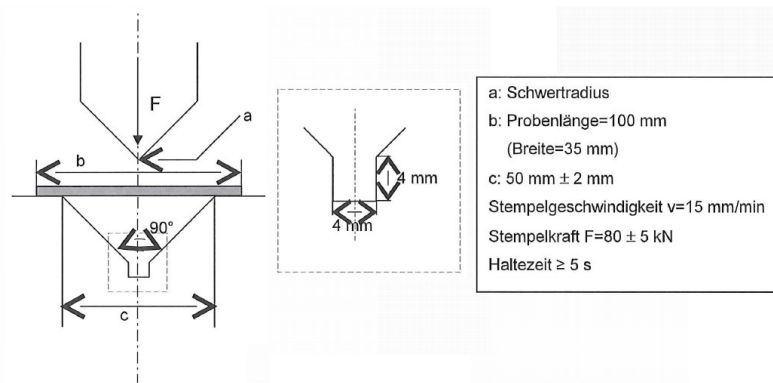


Abb. 35: Prüfanordnung im Gesenk-Biegeversuch nach internem Prüfstandard [113]

Um eine Aussage über das Wachstum initiiert Defekte mit sinkendem Stempelradius treffen zu können, wird in einer internen Prüfanweisung nicht nur zwischen „bestanden“ (KA...kein Anriss) und „nicht bestanden“ (jegliche Art von Anriss) unterschieden, sondern es werden Anrisse in verschiedene Stadien unterteilt. Beim Kriterium „leichter Anriss“ (LA) liegen maximal drei erkennbare Risse jeweils mit einer Länge von maximal 0.5 mm vor, bei „Anriss“ (A) sind mehr als drei vorhanden oder einer ist länger als 0.5 mm. Bei „schwerer Anriss“ sind mehrere lange, deutlich sichtbare Risse erkennbar. Bei „Bruch“ (B) liegt ein über die Probenbreite durchgehender Riss vor. Die beiden Probenkanten können hier aufgrund des anderen Spannungszustands als in Probenmitte noch rissfrei sein. Beispielhafte Bilder für die einzelnen Zustände sind in Abb. 36 dargestellt.

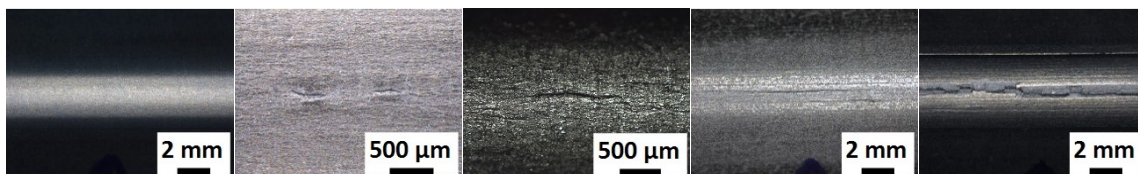


Abb. 36: Einteilung der Schädigungsstadien im Gesenk-Biegeversuch. Von links nach rechts: kein Anriss (KA), leichter Anriss (LA), Anriss (A), schwerer Anriss (SA), Bruch (B).

In dem obigen Modell und der ausreichenden Probenbreite müsste der kritische Wert für R_s/t mit der Versagensdehnung des Werkstoffs bei ebenem Dehnungszustand übereinstimmen, weil eben dieser Dehnungszustand beim Biegen auftritt. Aus verschiedenen Gründen sind Abweichungen denkbar: Erstens muss das Blech auf der Innenseite nicht immer den Stempelradius abbilden, eine Dachbildung ist aufgrund des freien Biegevorgangs zu Beginn des Gesenkbiegens möglich. Zweitens kann in Abhängigkeit der Biegegeometrie (Gesenkweite, Stempelradius, Blechdicke) eine Verschiebung der neutralen Faser auftreten, wodurch das Modell für die Verformung der Biegeprobe nicht mehr gültig ist. Beispielsweise wurde das für sehr kleine Blechinnenradien nachgewiesen. Auch die Reibungsbedingungen zwischen Gesenk, Blech und Stempel können eine Auswirkung auf den Innenradius des Blechs und die Lage der neutralen Faser haben [65].

3.5.3 Finite Elemente Simulation des Dreipunkt-Biegeversuchs

Aufgrund der angeführten Faktoren, die die Anwendung einfacher Verformungsmodelle auf das Biegen von höchstfesten Stählen erschweren, wurden in dieser Arbeit Finite Elemente Simulationen

durchgeführt. Es werden verschiedene Einflüsse der Biegegeometrie und der (kontinuumsmechanischen) Werkstoffeigenschaften auf die Verformung der Biegeprobe im Dreipunkt-Biegeversuch diskutiert.

Als Basis für das elastisch-plastische, isotrope kontinuumsmechanische Fließmodell der simulierten Stahlgüten dienen die durchgeführten Zugversuche in Walzrichtung und die hydraulischen Tiefungsversuche. Für die Berechnung der Fließkurve aus dem experimentell bestimmten Fließverhalten im uniaxialen (Zugversuch) bzw. equibiaxialen Spannungszustand (Bulge-Test) wurde die Fließhypothese nach Mises angenommen.

Bei der Anpassung der Fließkurve der Stahlsorten an die experimentell ermittelten Fließkurven wurde ein Modell nach El Magd auf Basis des Verfestigungsmodells von Bergström (in [114]) verwendet. Nach diesem Modell nähert sich die Verfestigung eines Werkstoffs bei sehr hohen plastischen Dehnungen einem konstanten Wert an. Es kann eine gute Übereinstimmung zwischen Fließmodell und experimentellem Fließverhalten erreicht werden. Die Fließspannung σ_Y ergibt sich als Funktion der plastischen Dehnung ε als:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \cdot (1 - e^{-c \cdot \varepsilon})^n + k \cdot \varepsilon \quad (3.10)$$

wobei σ_0 der Fließgrenze entspricht, σ_∞ eine Sättigungsspannung darstellt, und c , n und k Parameter sind, die den Verlauf der Verfestigung beschreiben. Diese Parameter wurden durch Anpassen der Kurve an die experimentell bestimmten Fließkurven bestimmt.

Es wurde ein zweidimensionales Netz von solid plane strain Elementen (Berechnung mit large strains) für die FE-Simulation verwendet. Die Mesh-Size im Bereich des Biegeschwerts liegt bei weniger als 0.025 mm; weiter außerhalb der Biegeachse bei 0.1 mm. Auflagerrollen und Biegeschwert weisen keine Nachgiebigkeit auf, und alle Kontaktpunkte werden ohne Reibung simuliert. Das isotrope Fließmodell nach Mises berücksichtigt nicht das Schädigungsverhalten der Stahlsorten. Beim Auftreten von Schädigung im Experiment ist daher eine Abweichung von der Simulation zu erwarten.

Die Ergebnisse der Simulation werden zeigen, dass die vereinfachenden Annahmen bei der Simulation zu keiner großen Abweichung vom Experiment vor der Initiierung von Schädigung führen.

3.6 Weitere Untersuchungen an Biegeproben

3.6.1 Bruchflächenuntersuchungen an vollständig gebogenen Biegeproben

An ausgewählten vollständig gebogenen Biegeproben wurden Bruchflächenuntersuchungen durchgeführt (Betrachtungsrichtung siehe Abb. 37 a). Falls beim Biegeversuch kein vollständiger Bruch der Probe stattfand, wurden die beiden zusammenhängenden Hälften in flüssigem Stickstoff fertig gebrochen. Die nach der Prüfung entstehende Bruchfläche weist in diesem Fall mikroskopisch sprödes Bruchverhalten auf.

3.6.2 Untersuchungen mittels unterbrochener Dreipunkt-Biegeversuche

Eines der Ziele dieser Arbeit ist die Aufklärung des Versagensmechanismus einer Reihe von höchstfesten Stahlsorten. Dazu wurden unterbrochene Biegeversuche durchgeführt. Die gebogenen Proben wurden im Stereomikroskop fotografiert (Abb. 37 b) und anschließend mittig zerschnitten (Abb. 37 c). In der Regel wurde eine Hälfte eingebettet und fürs Lichtmikroskop präpariert. An ausgewählten Proben wurde die zweite Hälfte im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

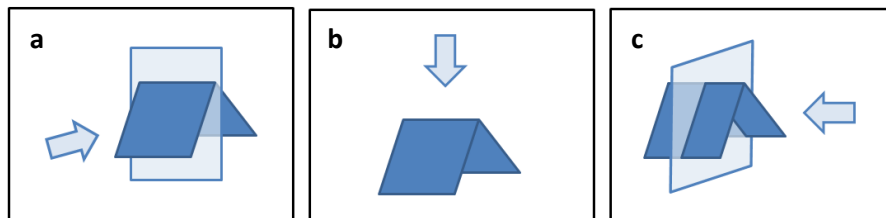


Abb. 37: Bei weiterführenden Untersuchungen von Biegeproben angewendete Blickwinkel

Für das Lichtmikroskop wurde kein Ätzverfahren angewendet, weil die übliche LePera-Ätzung mit Deckschichtbildung ein zu geringes Auflösungsvermögen für die Korrelation der Schädigung mit einzelnen im Gefüge vorliegenden Phasen ergibt. Im Lichtmikroskop wurde die Abflachung der Proben sowie Kerben-, Rissbildung und Risswachstum untersucht. Die durchgeführten Messungen zur Quantifizierung der Abflachung sind in Abb. 38 rechts zu sehen (Messung des Außenradius und Abweichung der Abflachung von einer runden Randfaserkante).

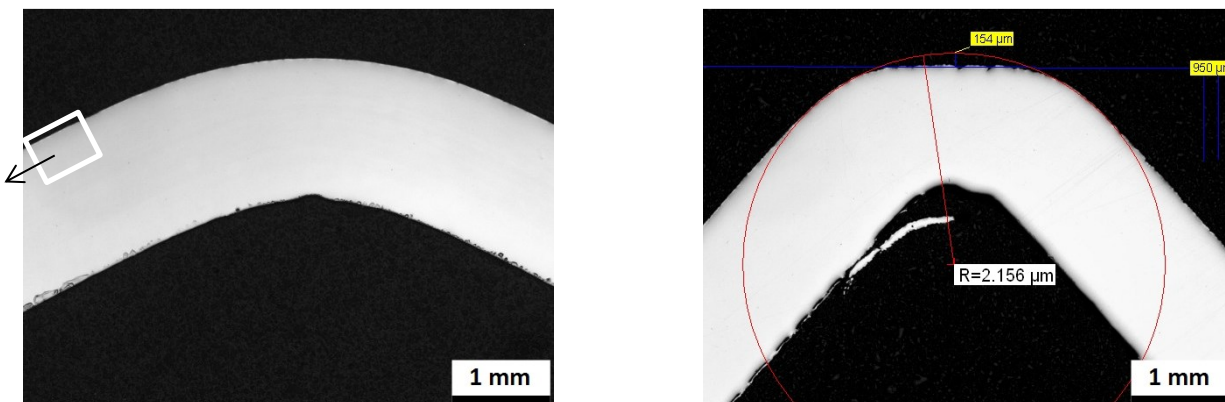


Abb. 38: Normalschliffe aus unterbrochenen Dreipunkt-Biegeversuchen. Links DP980 (ohne Abflachung), rechts CP1180 (mit Messung der Abflachung). Bereich einer Untersuchung von unverformtem Gefüge ist links exemplarisch dargestellt.

Für die REM-Untersuchungen wurden die verwendeten Probenhälften gereinigt und anschließend elektrolytisch vernickelt, um eine Stabilisierung der Schlifffkanten oder dort vorhandener Risse bei der Präparation zu erreichen und plastische Verformung zu verhindern. Das Aufwachsen der Nickelschicht in Rissen mit wenig Aufklaffung wird dabei durch Zugabe eines Benetzungsmittels zum Elektrolyt verbessert. Die vernickelte Probe wurde eingebettet, geschliffen und poliert und zuletzt mit OP-S feinpoliert. Die Ätzung der Mikrostruktur erfolgte wie bei den Mikroschliffen des Grundmaterials durch Elektropolieren.

Die Proben wurden sowohl im OP-S-polierten als auch im elektropolierten Zustand im REM unter-

sucht, weil beim Elektropolieren nicht in allen Fällen ein „Ausfressen“ von scharfen Rissen verhindert werden konnte. Das war vor allem dann der Fall, wenn in manchen Bereichen die elektrolytisch aufgebraute Nickelschicht nicht in alle Risse eindringen konnte oder wenn bei der Präparation ein Spalt zwischen Nickelschicht und Grundmaterial entstand. In diesen Fällen erlaubt die OP-S-polierete Variante eine genaue Dokumentation des Schädigungszustands an der Oberfläche, und anhand der elektropolierten Variante kann eine Korrelation von Mikrostruktur und Riss-, Poren- oder Kerbenbildung stattfinden.

3.6.3 Restaustenit-Umwandlung im Biegeversuch

Kasberger konnte in [47] die Umwandlung von Restaustenit bei der Verformung von TRIP-Stählen unter anderem mit Hilfe von Glühversuchen nachweisen. Bei dieser Methode wird eine verformte Probe bei niedrigen Temperaturen ausgelagert. Diese Glühbehandlung führte zu stärkerem Ätzangriff von martensitischen Körnern beim Elektropolieren, während nicht umgewandelter Restaustenit kein Relief bildete. Im Mikroschliff waren dann umgewandelte Restaustenitkörner und Martensitkörner aufgrund ihres Ätzreliefs unterscheidbar von nicht umgewandelten Restaustenitbereichen.

An den Biegeproben in der vorliegenden Arbeit wurde eine Glühbehandlung von 200 °C für eine Dauer von zwei Stunden angewendet. Die Untersuchung der Restaustenit-Umwandlung fand im elektropolierten Zustand im REM statt. Beide Varianten (nicht umgewandelter und umgewandelter Restaustenit/Martensit) zeigten einen Ätzangriff. Qualitativ lassen sich die Varianten trotzdem gut voneinander unterscheiden.

Ein Nachteil der magnetischen Bestimmung des Restaustenitanteils ist die Abhängigkeit von der Probengeometrie. Das verhindert eine Anwendung der Methode auf die Biegerandfaser, weil eine gekrümmte Randfaser vorliegt, und mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche die akkumulierte Dehnung sinkt. Mittels Röntgendiffraktion ist es in dieser Arbeit gelungen, durch gezielte Einstellung des Einfallwinkels der Röntgenstrahlen an der Biegekante in einem Bereich von etwa 0.7x20 mm den Restaustenitanteil zu messen. Die Eindringtiefe betrug bei diesen Messungen etwa 20 µm.

Für die röntgenographische Bestimmung des Restaustenit-Gehalts wurde das System Xpert Pro von PANalytical mit einer Cobalt-Röhre als Röntgenquelle verwendet.

3.6.4 EBSD-Messungen

Die Electron Backscatter Diffraction (EBSD-) Messungen in dieser Arbeit wurden mit einem System von Oxford Instruments durchgeführt. Die Messungen wurden mit dem Programm Channel5 ausgewertet.

Die Präparation der Biegeproben für die EBSD-Messungen umfasste Polieren und OP-S Polieren. Für die Messung wurden die Proben aus der Einbettmasse herausgeschlagen und anschließend im Bereich der Biegekante oder im unverformten Bereich der Probe präpariert (Ausschnitt eines unverformten Bereichs: siehe Abb. 38). Es wurden zwei Konfigurationen verwendet, und zwar eine Vergrößerung von 1000x mit einer Schrittweite von 120 nm und eine Vergrößerung von 2000x mit einer

Schrittweite von 50nm. Die von Oxford integrierte Driftkorrektur wurde während den Messungen in vom Programm dynamisch ermittelten Zeitintervallen angewendet. Die Messung der Drift fand durch Vergleich von SE-Aufnahmen bei halber Vergrößerung im Vergleich zur Messvergrößerung statt.

Für die Bestimmung der Kristallographie durch Fitten der Kikuchi-Pattern wurden Alpha-Eisen und Gamma-Eisen als Phasen zugelassen. Der Detektor Nordlys Nano von Oxford Instruments mit der maximalen Auflösung von 1344x1024 Pixeln wurde im 2x2 binning mode betrieben (Zusammenfassen von mehreren Pixeln). Das führt im Vergleich zur Messung ohne binning zu einer höheren Empfindlichkeit des Detektors und deshalb kürzeren Messzeiten. Im Ergebnisteil dieser Arbeit sind stets unbearbeitete Messdaten ohne Extrapolation von Orientierungen in Bereiche mit Nulllösungen dargestellt. Aufgrund der hohen Verformung des Gefüges wurde dies als der zuverlässigste Weg der Auswertung angesehen.

Das Probenkoordinatensystem wurde so gewählt, dass die x-Achse normal zum Biegeschwert zeigt, die y-Achse in Richtung des Biegeschwerts und die z-Achse normal zur Blechoberfläche (siehe Abb. 39).

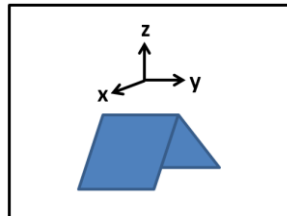


Abb. 39: Verwendetes Probenkoordinatensystem bei EBSD-Messungen

Neben der Darstellung der kristallographischen Orientierung mittels inversen Polfiguren (IPF) wurden in dieser Arbeit auch Band-Contrast (BC) und Band-Slope (BS) dargestellt (Legenden siehe Abb. 40). Der Band-Contrast liefert dabei ein Maß für den Kontrastunterschied zwischen den Kikuchi-Bändern und dem Hintergrund, während der Band-Slope die Änderung der Helligkeit an den Kanten der Kikuchi-Bänder angibt. In beiden Fällen wurden die Werte auf Basis experimenteller Skalen dargestellt. Das bedeutet, dass die Grauskala zwischen den kleinsten und größten Wert der jeweiligen Messung gestreckt wird. Dieser Weg wurde gewählt, weil sich dadurch ein höheres Kontrastverhältnis in den Darstellungen des BC und BS ergibt und Inhomogenitäten wie z.B. Scherbänder besser erkennbar sind. Die zugehörigen Skalen sind ebenfalls in Abb. 40 dargestellt.

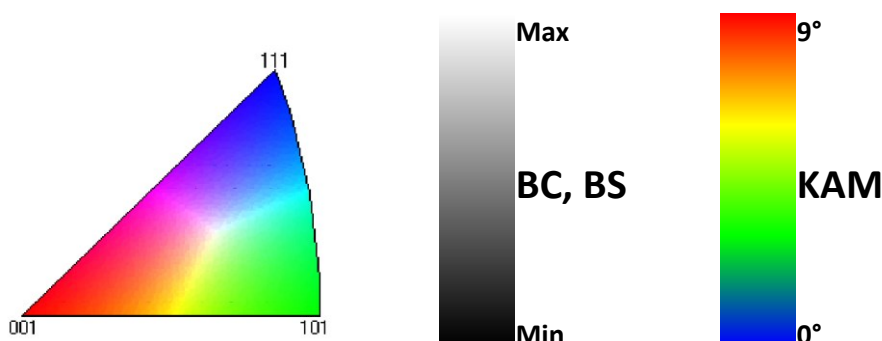


Abb. 40: Legenden zur Darstellung der inversen Polfiguren IPF (links), dem Band-Contrast BC und dem BS (Mitte) und der lokalen Misorientierung KAM (rechts) in den Ergebnissen der EBSD-Messungen

Die lokale Misorientierung wurde in dieser Arbeit in Form der „Kernel Average Misorientation“ (KAM) dargestellt. Dabei wird der Orientierungsunterschied aller benachbarten Lösungen eines Punktes (ohne Nulllösungen) gemittelt und als Winkel dargestellt. Die verwendete Skala ist ebenfalls in Abb. 40 aufgeführt.

4 Ergebnisse

4.1 Grundcharakterisierung großtechnisch hergestellter AHSS

Um die Biegebarkeit der in der Arbeit verwendeten großtechnischen AHSS, UHSS und PHS mit ihren grundlegenden mechanischen Eigenschaften und ihrem Gefüge in Beziehung setzen zu können, wurde das Gefüge aller Stahlsorten im Lichtmikroskop und im REM untersucht, sowie deren mechanische Eigenschaften mittels Zugversuch und Lochaufweitungstest charakterisiert. Außerdem wurde der Restaustenitgehalt im Gefüge magnetisch bestimmt. Der folgende Abschnitt befasst sich mit den Ergebnissen dieser Grundcharakterisierung.

4.1.1 Mikrostruktur

Die Gefüge der großtechnisch hergestellten Stahlsorten wurden mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie charakterisiert. In Abb. 41 bis Abb. 44 sind die Gefüge jeweils auf der linken Seite im Lichtmikroskop nach LePera-Ätzung, und auf der rechten Seite im Rasterelektronenmikroskop nach Elektropolieren dargestellt. In der rechten oberen Ecke der REM-Aufnahme ist der magnetisch gemessene Restaustenitanteil der jeweiligen Stahlsorte angegeben.

Das einphasige Gefüge des CP980 (siehe Abb. 41) besteht aus Bainit bzw. angelassenem Martensit. Die Unterscheidung dieser beiden möglichen Gefügebestandteile ist mit den durchgeführten Methoden nicht möglich. Aufgrund der Wärmebehandlung sind beide Bestandteile möglich. Im Fall von Bainit findet die Bildung während der Overaging-Haltephase in der Kontigluhanlage statt, während Martensit bereits beim Abkühlen auf Overaging-Temperatur gebildet und dann während der Haltephase angelassen wird. Diese beiden entstehenden Phasen besitzen eine ähnliche Härte.

Da der klassische CP980 nur mit geringem Anteil an Silizium legiert ist, findet im Zuge der Bainitbildung bzw. des Anlassens des Martensits Zementitausscheidung statt. Diese Ausscheidungen sind in der REM-Aufnahme deutlich als weiße Punkte oder Latten zu erkennen.

Im Lichtmikroskop nach LePera-Ätzung erscheint die Matrix des CP980HD gleich wie jene des klassischen CP980, es ist jedoch eine Vielzahl an kleinen weißen Martensit/Restaustenitinseln sichtbar. Aufgrund des magnetisch gemessenen Restaustenitanteils von über zehn Prozent muss es sich bei diesen Inseln in der Mehrzahl um Restaustenit handeln. Bei höherer Vergrößerung (Bild rechts) ist zu erkennen, dass in der bainitischen Matrix des CP980HD weniger Zementit vorliegt als beim CP980. Es ist bekannt, dass höherer Anteil an Silizium (0.8 m% beim CP980HD statt 0.3 m% beim CP980) die Bildung von Zementit während der Overaging-Phase verzögert [109].

Bei genauer Betrachtung der REM-Aufnahme des CP980HD fällt auf, dass in der Ätzstruktur viele kleine Löcher vorliegen. Es wird vermutet, dass an diesen Stellen vor der Präparation Restaustenit vorlag, der durch das Elektropolieren herausgelöst wurde. Das Verhalten wurde bereits von Rehl [115] bei Stahlsorten mit höherem Legierungsanteil an Mn beobachtet. Möglicherweise verstärkt ein hoher Mangananteil im Restaustenit den Ätzangriff durch Elektropolieren. Der sichtbare Anteil an Martensit/Restaustenit ohne Berücksichtigung der Löcher ist zu gering, um den magnetisch gemessenen Restaustenitanteil erklären zu können.

Im Gefüge des DP980 sind Martensit-/Restaustenitinseln eingebettet in eine Matrix aus Ferrit und geringem Anteil an Bainit/angelassenem Martensit. In der Matrix überwiegt dabei der Ferritanteil.

Zwischen dem Gefüge des DP980HD und des DP980 besteht eine große Ähnlichkeit. Beide Stahlsorten weisen Martensit-/Restaustenitinseln in ferritisch-bainitischer Matrix auf. Ein wesentlicher Unterschied besteht aber im Phasenanteil an Bainit, der bei der HD-Variante deutlich höher liegt. Im linken Bild sind ähnlich viele weiße Körner zu sehen wie beim DP980, der Restaustenitanteil liegt aber weit über jenem des DP980. Entweder der Anteil an Martensit im Gefüge ist für die HD-Variante niedriger, oder wesentliche Anteile an Restaustenit liegen sehr fein verteilt in den Bainitbereichen vor. Sehr kleine Restaustenitinseln oder feine Restaustenit-Latten können in diesem Fall nicht von Zementit unterschieden werden.

Beide Varianten des klassischen CP1180 weisen ein homogenes Gefüge ähnlich dem CP980 auf. Der Anteil an Zementit scheint jedoch bei den 1180er Güten etwas höher zu liegen, weil bei den REM-Aufnahmen an der höheren Dichte an weißen Zementitteilchen erkennbar ist. Die beiden Stahlsorten besitzen auch einen höheren Kohlenstoffanteil als der CP980 (siehe Tab. 1). Zu beachten ist, dass die Ätzintensität bei der Präparation der Schlitze ebenfalls einen Einfluss auf die im REM erkennbare Struktur haben kann.

Die Gefüge des CP1180HD und DP1180HD weisen ebenfalls Ähnlichkeiten auf: Beide bestehen aus einer Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit, wobei Bereiche mit Zementitausscheidungen (I) und Bereiche mit Martensit-/Restaustenitinseln (II) unterscheidbar sind. In beiden Gefügen sind im Lichtmikroskop größere, nur wenig angelassene bzw. kohlenstoffarme Martensitinseln erkennbar (hellbraun nach LePera). Aufgrund des gemessenen magnetischen Restaustenitanteils wird angenommen, dass ein Großteil der sichtbaren M/RA-Inseln in Form von Restaustenit vorliegt.

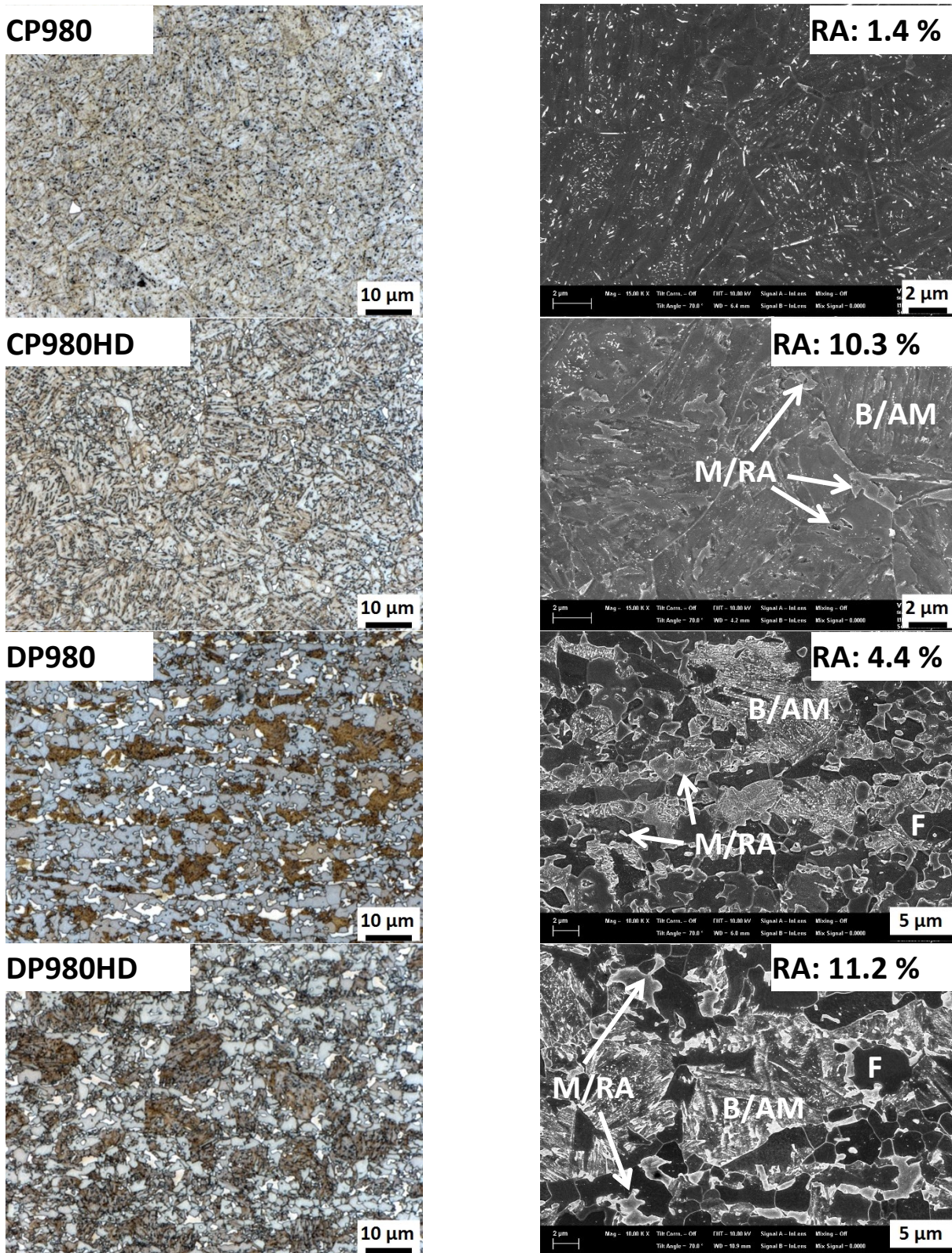


Abb. 41: Lichtmikroskopische Aufnahmen nach LePera-Ätzung (links) und REM-Aufnahmen nach Elektropolieren (rechts) der Stahlsorten mit Mindestzugfestigkeit 980 MPa. Jeweils rechts oben magnetisch gemessener Restaustenitgehalt in Prozent.

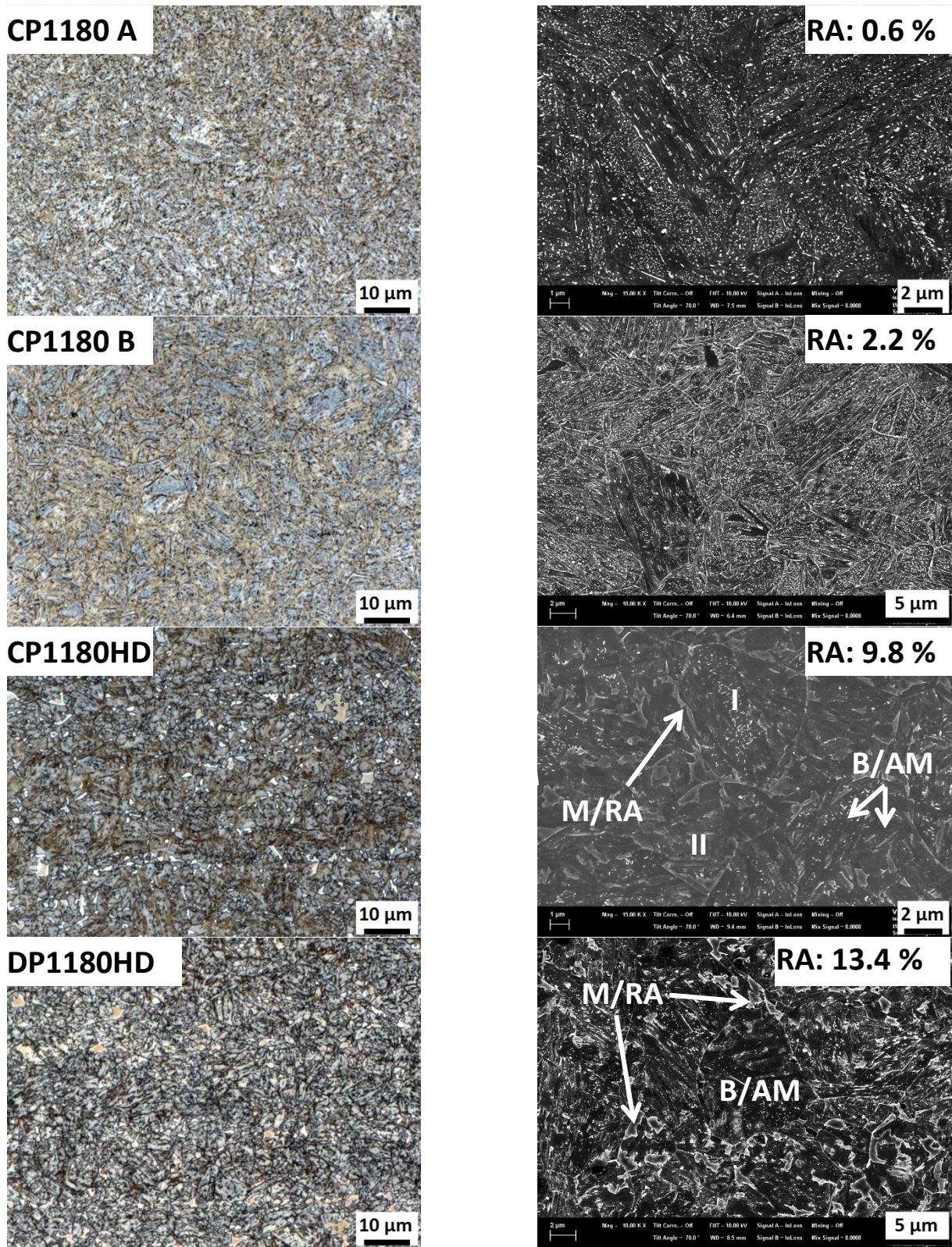


Abb. 42: Lichtmikroskopische Aufnahmen nach LePera-Ätzung (links) und REM-Aufnahmen nach Elektropolieren (rechts) der Stahlsorten CP1180 A, CP1180 B, CP1180HD, DP1180HD. Jeweils rechts oben magnetisch gemessener Restaustenitgehalt in Prozent.

Beim CP1180HD LY (Abb. 43) sind im Gegensatz zu den HD-Varianten der 1180 MPa-Gruppe keine sich klar aus der Matrix abhebenden Inseln von Martensit/Restaustenit zu erkennen. Das Gefüge ist sehr homogen. Wie beim CP980HD sind kleine Löcher vorhanden, in denen möglicherweise vor der Ätzung Restaustenitkörner vorlagen.

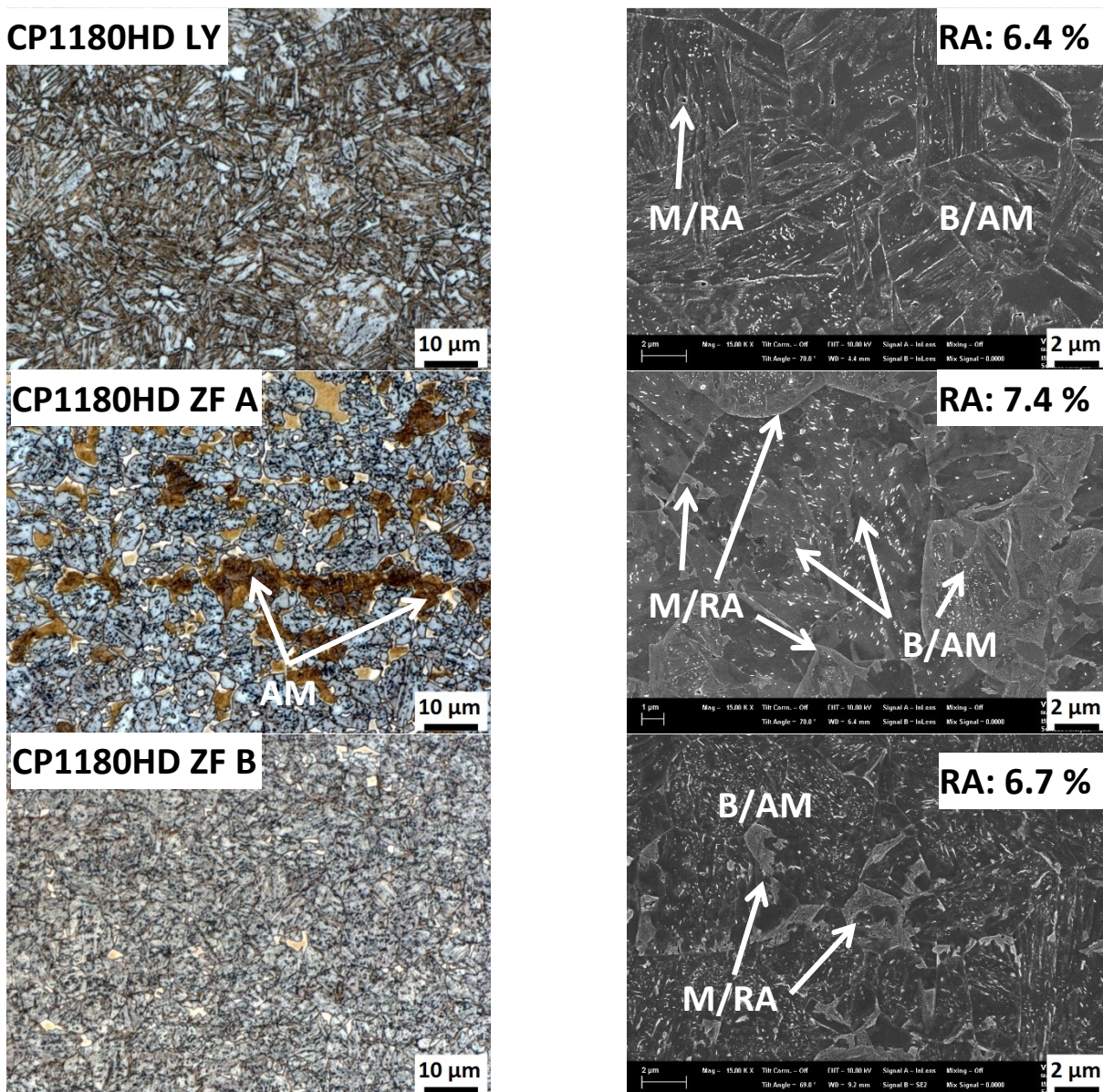


Abb. 43: Lichtmikroskopische Aufnahmen nach LePera-Ätzung (links) und REM-Aufnahmen nach Elektropolieren (rechts) der Stahlsorten CP1180HD LY, CP1180HD ZF A, CP1180HD ZF B.

Die Variante A des CP1180HD ZF weist unter allen untersuchten großtechnischen Stahlsorten eine Besonderheit auf, und zwar sehr große Martensitkörner, die nicht stark angelassen wurden und daher nach LePera braun erscheinen und sich im REM von der Matrix aus Bainit/stärker angelassenem Martensit abheben. In vielen Fällen sind diese großen Körner von Bereichen nicht angelassenen Martensits umgeben (weiß nach LePera; wenig Struktur nach Elektropolieren). Über große Gefügebereiche hinweg sind die großen Martensitkörner netzwerkartig verzweigt (weiße Pfeile). In der Matrix sind wie bei CP1180HD und DP1180HD Zementit und kleinere Martensit-/Restaustenitinseln vorhanden.

Das Gefüge des CP1180HD ZF B ist jenen des CP1180HD und DP1180HD ähnlich, es sind aber mehr Bereiche mit Zementitausscheidungen erkennbar.

Die drei untersuchten PHS-Güten weisen eine homogene Matrix aus (teilweise leicht angelassenem) Martensit auf. Beim PHS1800 und PHS1900 sind vereinzelt bei der Austenitisierung nicht aufgelöste, eingeformte Zementitteilchen erkennbar (Pfeile). Aufgrund des niedrigeren Kohlenstoffgehalts des PHS1500 liegt bei dieser Stahlsorte die Martensit-Start-Temperatur so hoch, dass während des Presshärteprozesses ein Selbstanlassen mancher Martensitbereiche stattfindet. Dies ist an der unterschiedlichen Reliefbildung durch Anlasskarbide in der REM-Aufnahme zu erkennen.

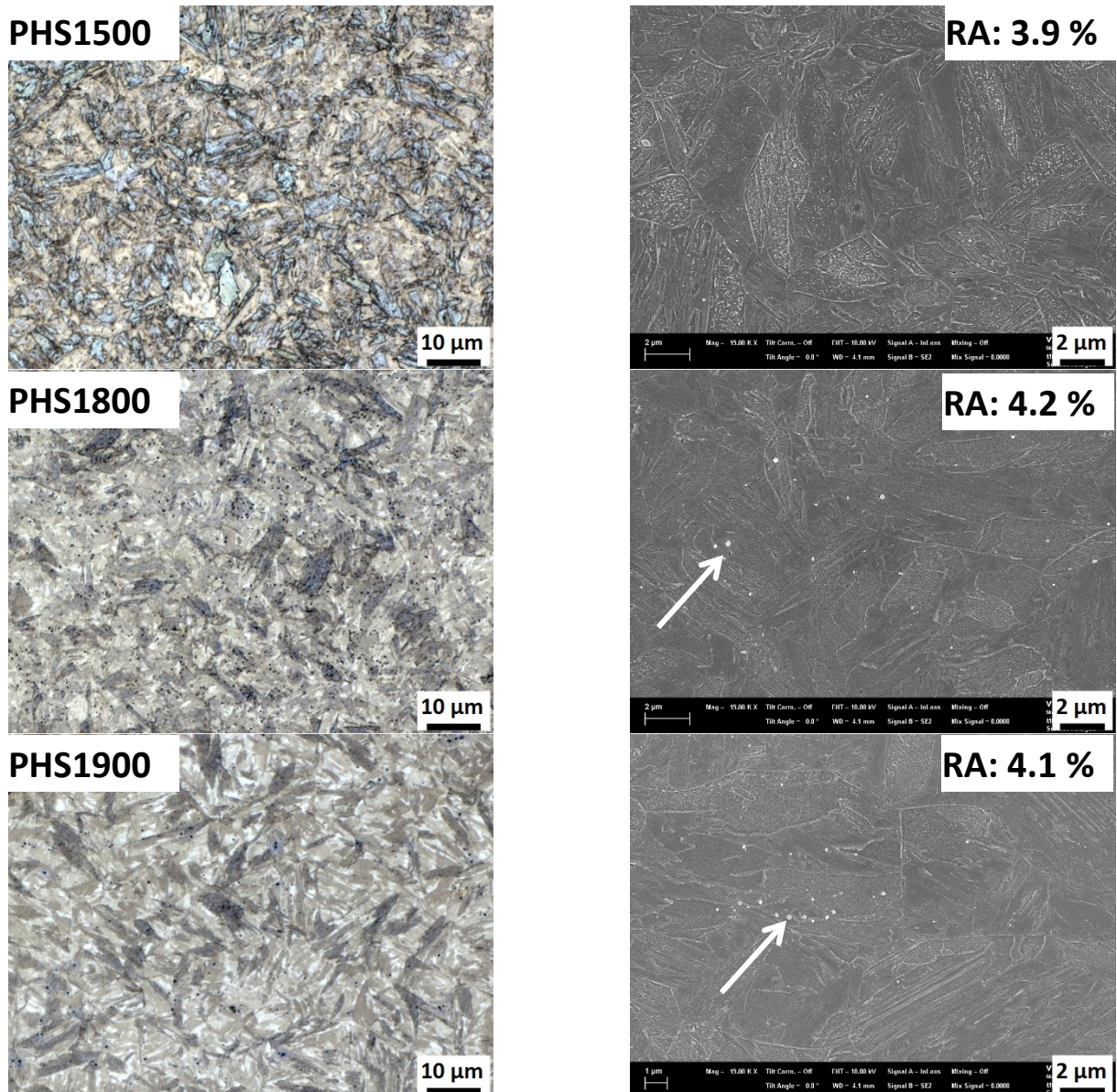


Abb. 44: Lichtmikroskopische Aufnahmen nach LePera-Ätzung (links) und REM-Aufnahmen nach Elektropolieren (rechts) der Stahlsorten PHS1500, PHS1800, PHS1900.

In Abb. 45 ist der magnetisch gemessene Restaustenitanteil als Diagramm für die untersuchten großtechnischen Stahlsorten zusammengefasst.

Den höchsten Restaustenit-Anteil erreichen die High-Ductility-Güten (mehr als acht Prozent), gefolgt

von den drei CP1180HD Stahlgüten (LY, ZF A, ZF B; über sechs Prozent). Die niedrigsten Werte wurden für die drei klassischen Complexphasenstähle gemessen.

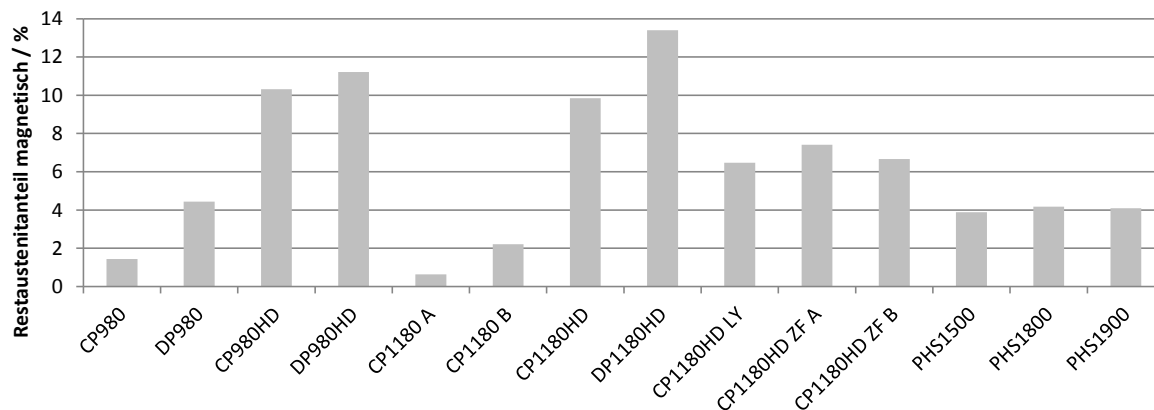


Abb. 45: Magnetisch gemessener Restaustenitgehalt der großtechnisch hergestellten und der PHS-Stahlgüten

4.1.2 Mechanische Eigenschaften großtechnischer Bänder im Zugversuch

Kennwerte aus normgerechten Zugversuchen quer zur Walzrichtung sind geordnet nach den Festigkeitsklassen 980 und 1180 MPa in Abb. 46 und Abb. 47 dargestellt. Jene der PHS-Güten sind in Abb. 48 zu finden. Sind keine Streubalken angegeben, so sind die statistischen Schwankungen der Kennwerte viel kleiner als die diskutierten Unterschiede zwischen den Stahlsorten. So liegt beispielsweise die Standardabweichung für die Streckgrenzen in Abb. 46 bei maximal sieben Megapascal. Es wurden jeweils drei Parallelproben geprüft; bei den pressgehärteten Stahlgüten nur jeweils eine Probe.

Typischerweise besitzt der DP980 eine niedrigere Streckgrenze und höhere Gleichmaß- und Bruchdehnungen als der CP980. Das ist auch für die beiden in dieser Arbeit untersuchten Bänder dieser Stahlsorten der Fall. Während der DP980HD im Vergleich zum klassischen DP980 eine höhere Streckgrenze besitzt, liegt jene des CP980HD niedriger im Vergleich zum klassischen CP980. In beiden Fällen sind hingegen Gleichmaß- und Bruchdehnung für die HD-Güte größer als für die klassische.

Bei den Güten der 1180 MPa Festigkeitsklasse besitzen klassische (CP1180 A, CP1180 B) und High-Ductility-Varianten (CP1180HD, DP1180HD) ähnliche Streckgrenzen, letztere erreichen jedoch höhere Gleichmaß- und Bruchdehnungen. CP1180 B, DP1180HD und CP1180HD ZF A weisen eine etwas höhere Zugfestigkeit auf als die anderen vier Stahlgüten dieser Gruppe. Bei den Stahlgüten CP1180HD LY, CP1180HD ZF A und CP1180HD ZF B liegen Streckgrenzen tiefer als bei den zuvor genannten, Gleichmaß- und Bruchdehnungen liegen aber zwischen jenen der klassischen und der HD-Güten.

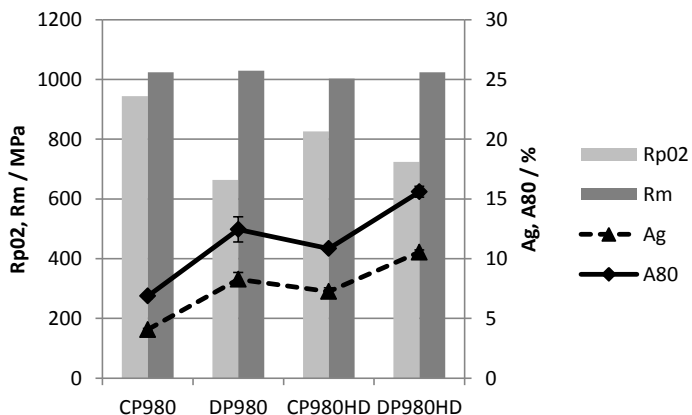


Abb. 46: Kennwerte aus normgerechten Zugversuchen quer zur Walzrichtung großtechnisch hergestellter Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit. Probengeometrie F01

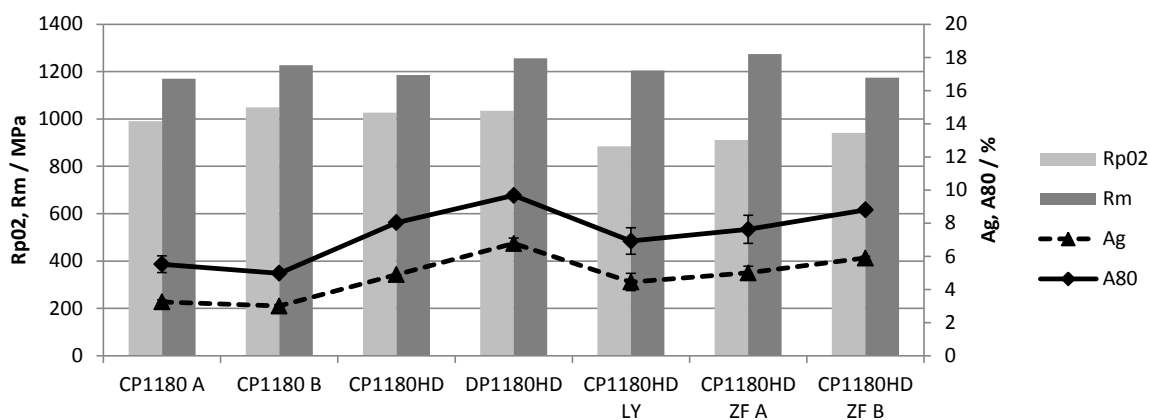


Abb. 47: Kennwerte aus normgerechten Zugversuchen quer zur Walzrichtung großtechnisch hergestellter Stahlsorten mit 1180 MPa Mindestzugfestigkeit. Probengeometrie F01

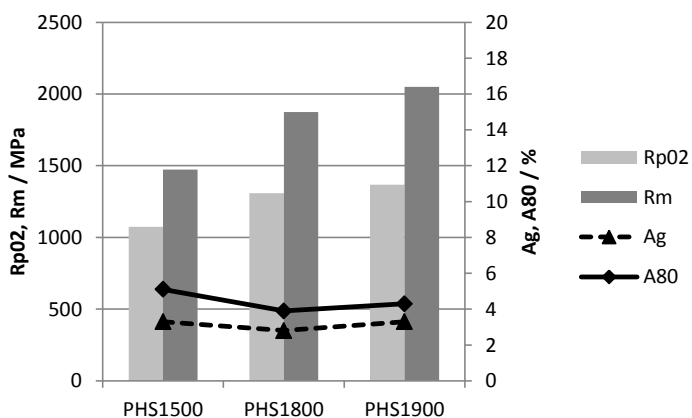


Abb. 48: Kennwerte aus normgerechten Zugversuchen quer zur Walzrichtung der pressgehärteten Stahlgüten. Probengeometrie F01.

Mit steigender Zugfestigkeit der PHS-Güten werden zwar auch die Streckgrenzen höher, deren Anstieg fällt aber weniger stark aus als jener der Zugfestigkeit. Daher ist die Differenz zwischen R_m und R_{p02} beim PHS1900 am größten. Die Gleichmaß- und Bruchdehnung liegen bei PHS1800 und PHS1900 fast auf demselben Niveau, während der PHS1500 für diese höhere Werte erreicht.

Zusätzlich zu den bereits angeführten Kennwerten wurde in dieser Arbeit die Dickeneinschnürung an gerissenen Flachzugproben bestimmt, wie in Abschnitt 3.4.1 beschrieben. Die Werte werden in Abb. 49 bis Abb. 51 für die drei Gruppen von Stahlsorten mit der relativen („Pre-Uniform“) Spannungszunahme vom Fließbeginn bis zum Beginn der diffusen Einschnürung $(R_m-R_p)/R_m$, sowie mit der relativen („Post-Uniform“) Spannungsabnahme vom Beginn der diffusen Einschnürung bis zum endgültigen Bruch der Zugprobe $(R_m-R_b)/R_m$ verglichen. R_b ist dabei eine technische Spannung.

Für alle drei Werkstoffgruppen ist ein direkter Zusammenhang zwischen der gemessenen Dickeneinschnürung und der Spannungsabnahme $(R_m-R_b)/R_m$ erkennbar. Für Abb. 49 und Abb. 51 ändern sich dabei Pre-Uniform Spannungszunahme und Post-Uniform Spannungsabnahme entgegengesetzt. Bei den 1180er Güten ist für die Pre- und Post-Uniform Spannungsänderungen kein eindeutiger Zusammenhang feststellbar (siehe Abb. 50).

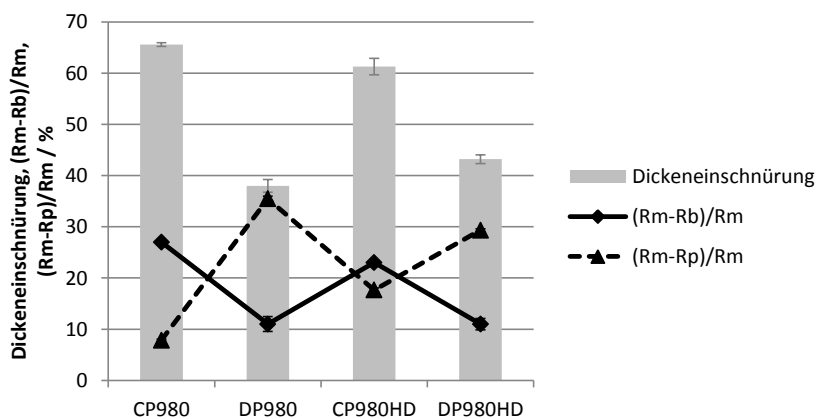


Abb. 49: Pre- und Post-Uniform Kennwerte von großtechnisch hergestellten Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit

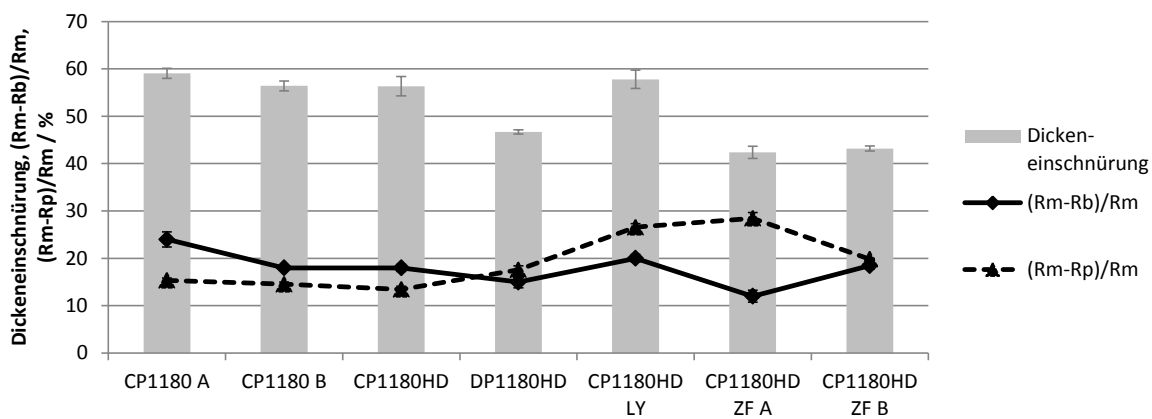


Abb. 50: Pre- und Post-Uniform Kennwerte von großtechnisch hergestellten Stahlsorten mit 1180 MPa Mindestzugfestigkeit

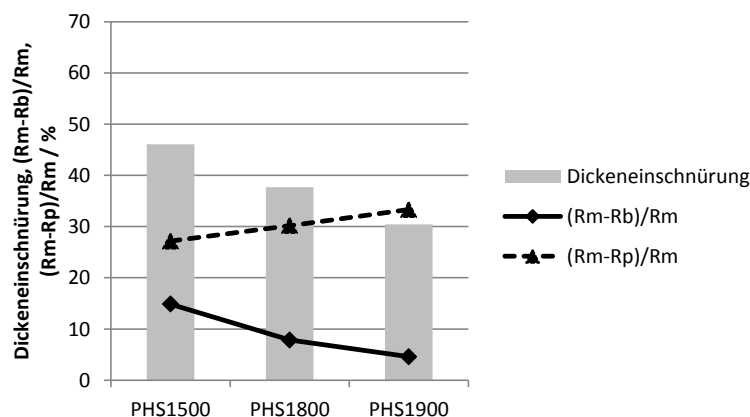


Abb. 51: Pre- und Post-Uniform Kennwerte der pressgehärteten Stahlgüten.

4.1.3 Ergebnisse aus dem Lochaufweitungs-Versuch

Die Lochaufweitung wurde an drei Proben je Material mit gestanzten Löchern bestimmt. Die Ergebnisse sind in Abb. 52 bis Abb. 54 für die drei Werkstoffgruppen dargestellt.

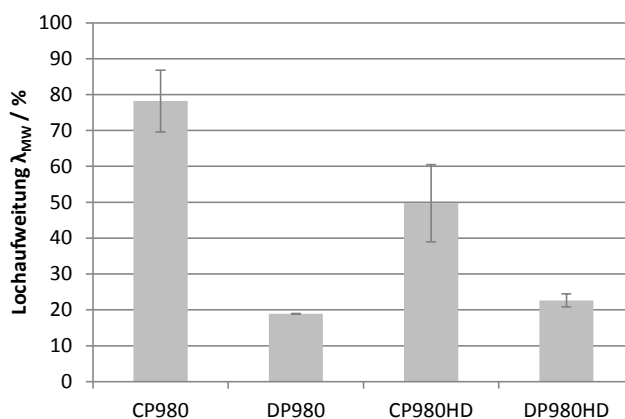


Abb. 52: Lochaufweitungskoeffizienten der großtechnisch hergestellten Stahlsorten der Gruppe 1

Die Proben des CP980 weisen eine Lochaufweitung von ca. 80 % auf. Die HD-Variante des CP980 (Mittelwert 50 %) erreicht durchgehend höhere Werte als die beiden DP-Typen (DP980: 19 %, DP980HD: 23 %). Die geringste Lochaufweitung in dieser Gruppe kann für den DP980 verzeichnet werden. Außerdem fällt auf, dass die Streuung zwischen einzelnen Proben für die beiden CP-Typen größer ist als jener der DP-Typen.

In der Gruppe der 1180er Güten erreichen die klassischen CP-Güten und der CP1180HD LY unter Berücksichtigung der Streuung Lochaufweitungen von über 50 %. Der CP1180HD erreicht durchschnittlich noch einen Wert von 40, der DP1180HD nur mehr unter 30. Die beiden CP1180HD ZF Stahlsorten verzeichnen stark unterschiedliche Werte in der Lochaufweitung; eine Probe der Variante B erreicht einen Lochaufweitungskoeffizient von über 60, die Variante A hingegen durchschnittlich nur unter 20.

Bei den PHS-Gütern fällt der Wert der Lochaufweitung bei gestanztem Loch mit steigender Festigkeit in den vorliegenden Untersuchungen kleintechnisch gehärteter Platten ausgehend von etwa 25 für den PHS1500 auf sehr kleine Werte (unter 10 für PHS1900).

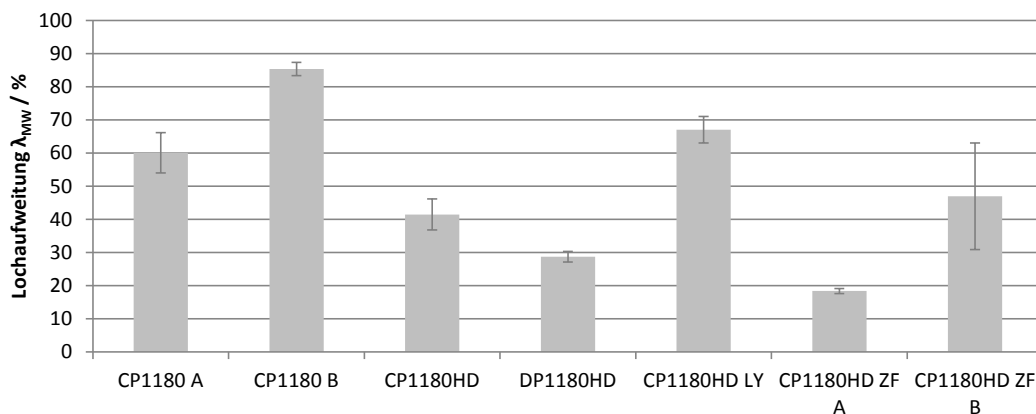


Abb. 53: Lochaufweitungskoeffizienten der großtechnisch hergestellten Stahlsorten der Gruppe 2

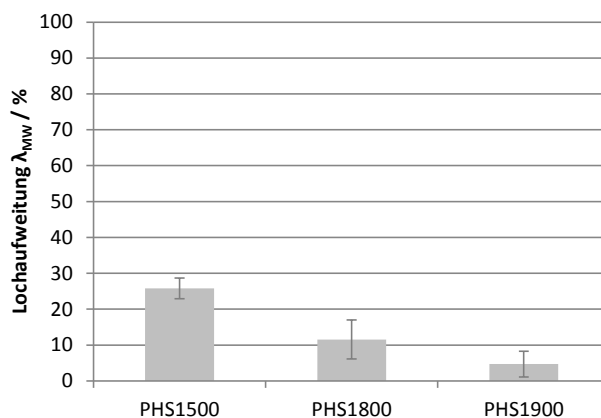


Abb. 54: Lochaufweitungskoeffizienten der PHS-Stahlgütern

4.2 Bestimmung des Verfestigungsverhaltens im Zugversuch

In der Realität weichen Werkstoffe oftmals vom modellhaften Verfestigungsverhalten entsprechend dem Ludwik-Gesetz ab. Eine Möglichkeit zur Charakterisierung der experimentellen Verfestigung besteht im Ermitteln des differentiellen Verfestigungsexponenten entsprechend der Formel (3.1) bis (3.4) in Abschnitt 3.3. Die Kurvenverläufe wurden für Zugversuche mit konstanter Dehnrates berechnet und sind in Abb. 55 und Abb. 56 für die großtechnischen Stahlsorten dargestellt. Ab dem Beginn der Einschnürung (Schnittpunkt der Messkurven mit der Gerade „Considère“) ist eine Bestimmung der differentiellen Verfestigung aus den Kraft- und Wegdaten der Zugprüfmaschine nicht mehr möglich, weil das Material nur mehr lokal weiter verfestigt.

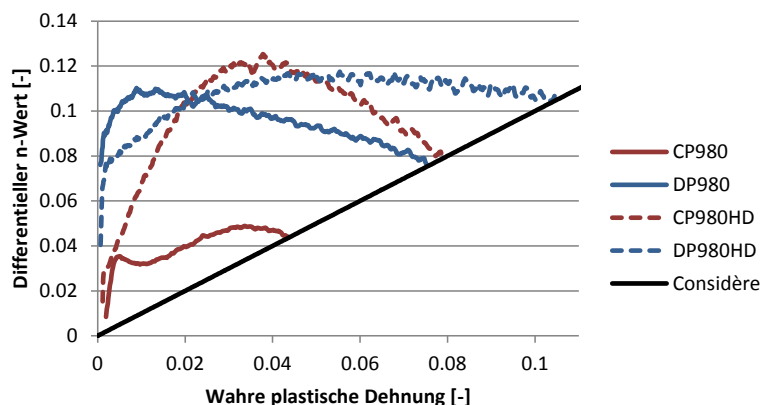


Abb. 55: Differentieller Verfestigungsexponent aus Zugversuchen mit konstanter Dehnrage nach SEP1240 für großtechnisch hergestellte Stahlsorten der Gruppe 1. Kriterium nach Considère in Kap. 2.2.1.

Die Stahlsorte CP980 besitzt bei allen Dehnungen den niedrigsten Verfestigungsexponenten, und erreicht von den vier Stahlgüten in Abb. 55 nur die kleinste Gleichmaßdehnung. Von den anderen hat der DP980 die höchste Anfangsverfestigung, diese nimmt aber bereits ab einem Prozent wahrer Dehnung kontinuierlich ab. Die zu Beginn etwas niedrigere Verfestigung des DP980HD steigt über einen viel weiteren Bereich an und geht nach dem Maximum bei sechs Prozent nur geringfügig zurück. Auch beim CP980HD tritt ein ausgeprägtes Maximum des differentiellen Verfestigungsexponenten bei höheren Dehnungen auf. Dieser Werkstoff erreicht etwa die gleiche Gleichmaßdehnung wie der DP980, obwohl die Streckgrenze im Zugversuch nach ISO 6892 (vgl. Abb. 46) viel höher liegt.

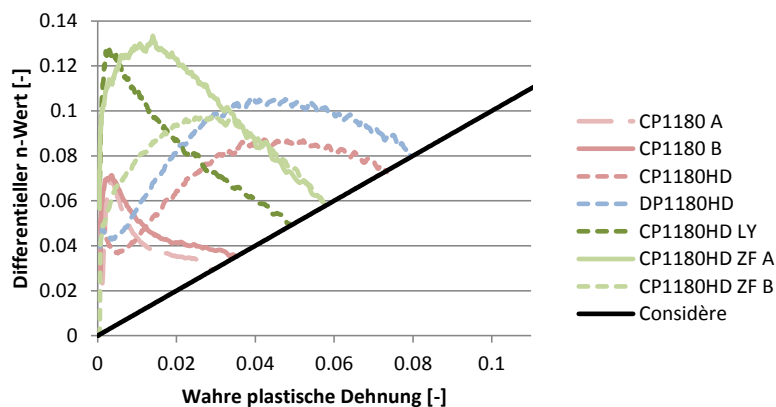


Abb. 56: Differentieller Verfestigungsexponent aus Zugversuchen mit konstanter Dehnrage nach SEP1240 für großtechnisch hergestellte Stahlsorten der Gruppe 2. Kriterium nach Considère in Kap. 2.2.1.

Bei den Stahlsorten der zweiten Gruppe (Abb. 56) ist ebenfalls für die HD-Güten die höchste Verfestigung bei hohen Dehnungen zu beobachten, wodurch diese auch die größten Gleichmaßdehnungen erreichen. Die schnelle Abnahme der Verfestigung bei den klassischen CP-Stählen hat die kleinsten Gleichmaßdehnungen zur Folge. Die drei grün dargestellten Stahlsorten weisen eine hohe Anfangsverfestigung und schnellen Rückgang der Verfestigung mit steigender plastischer Dehnung auf.

4.2.1 Umwandlung von Restaustenit im Zugversuch

Für die Erklärung von Unterschieden im differentiellen Verfestigungsexponenten und folglich der Gleichmaßdehnung ist neben dem Anteil an Restaustenit und den sonstigen Gefügebestandteilen die Stabilität des Restaustenits gegen dehnungsinduzierte Umwandlung in Martensit zu betrachten – denn erst diese Umwandlung führt zu einer großen Erhöhung der momentanen Verfestigung.

Die Restaustenitstabilität wurde mit Hilfe von im Bereich vor der Gleichmaßdehnung unterbrochenen Zugversuchen und anschließender magnetischer Bestimmung des Restaustenitgehalts im homogen verformten Bereich der Probe ermittelt. Die Ergebnisse sind in Abb. 57 zu finden.

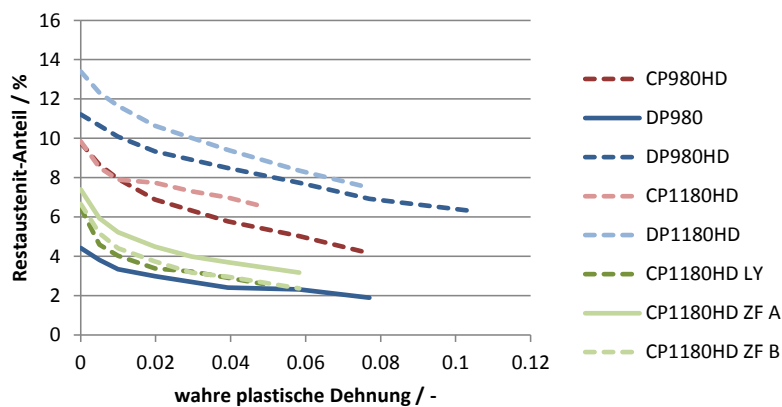


Abb. 57: Veränderung des Restaustenitanteils (magnetisch gemessen) im Zugversuch

Für alle Stahlsorten in Abb. 57 nimmt der Restaustenitanteil im Gefüge im Zuge der Verformung kontinuierlich ab, wobei die Umwandlungsrate mit zunehmender Dehnung sinkt. Ein höherer Restaustenitanteil im unverformten Zustand hat zur Folge, dass bei einer bestimmten plastischen Dehnung auch noch mehr Restaustenit im Gefüge vorliegt.

Bei allen untersuchten Verformungszuständen besitzen die HD-Varianten der Dualphasenstähle den höchsten Restaustenitanteil, gefolgt von CP980HD und CP1180HD. Die weiteren CP1180HD Varianten und der klassische DP liegen bereits deutlich darunter, während bei den klassischen CP-Stählen bereits im unverformten Zustand nicht mehr als 2.2 % Restaustenit vorliegen (siehe Abb. 45).

Eine Darstellung der Restaustenitumwandlung entsprechend dem Ludwigson-Berger-Modell (Kapitel 2.3.1) liefert einen k_p -Wert zur Beurteilung der Restaustenit-Stabilität, wobei große k_p -Werte niedrige und kleine eine hohe Stabilität gegen dehnungsinduzierte Umwandlung bedeuten. Die gemessenen Datenpunkte (je Material eine Zugprobe) und die nach dem Ludwigson-Berger-Modell durchgeführte lineare Regression befinden sich in Abb. 58; die daraus ermittelten k_p -Werte sind in Tab. 4 dargestellt.

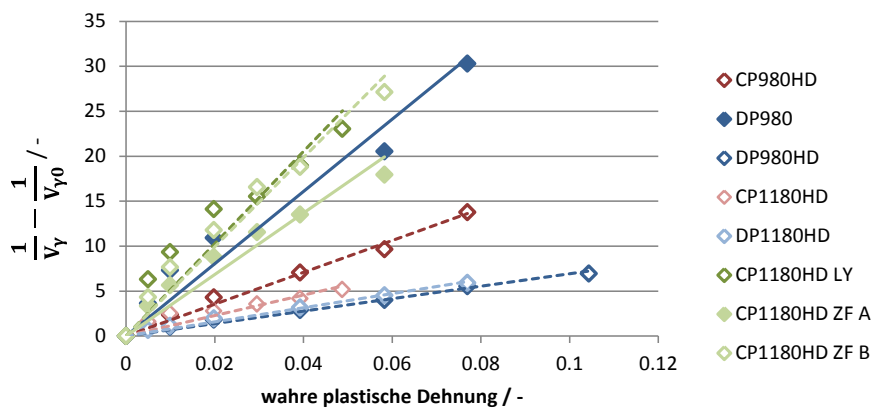


Abb. 58: Darstellung der Restaustenitstabilität im Zugversuch nach der Ludwigson-Berger-Beziehung

Die Auswertung entsprechend dem Ludwigson-Berger-Modell macht Unterschiede zwischen dem Restaustenitanteil im Gefüge und seiner Stabilität deutlich:

Während beispielsweise der DP1180HD bei jedem betrachteten Dehnungszustand einen höheren Restaustenitgehalt besitzt als der DP980HD (Abb. 57), besteht nur ein minimaler Unterschied in der Restaustenit-Stabilität der beiden Stahlsorten. Das hat zur Folge, dass der relative Unterschied des verbleibenden, nicht umgewandelten Restaustenitanteils mit zunehmender Verformung sinkt – die hellblaue und dunkelblaue strichlierte Kurve nähern sich an (Abb. 57).

Umgekehrt verhält es sich bei den untersuchten CP-HD Stählen: Beide starten bei dem selben Restaustenitanteil im unverformten Zustand, aufgrund der höheren Stabilität des Restaustenits im CP1180HD sinkt der verbleibende Restaustenitgehalt weniger schnell mit der Dehnung (Abb. 57).

Interessant ist, dass die beiden Stahlsorten CP1180HD LY und CP1180HD ZF B bei höherem Anfangs-Restaustenitanteil eine niedrigere Restaustenitstabilität aufweisen als der klassische DP980. Bei sechs Prozent plastischer Dehnung ist für diese Stahlsorten der gleiche Restaustenitanteil vorhanden.

Tab. 4: k_p -Werte für die Restaustenitstabilität nach Ludwigson und Berger

	$k_p / -$
CP980HD	177
DP980	402
DP980HD	69
CP1180HD	114
DP1180HD	79
CP1180HD LY	514
CP1180HD ZF A	342
CP1180HD ZF B	496

4.3 Werkstoffversagen im Zugversuch

Neben den weiterführenden Untersuchungen zum Pre-Uniform Verformungsverhalten der großtechnischen Advanced High Strength Steels im Zugversuch (Verfestigung, Restaustenitstabilität) wurde auch das Post-Uniform-Verhalten für ausgewählte Stahlsorten genauer betrachtet. Der Fokus liegt hierbei auf der makroskopischen Charakterisierung des Bruchs, der Untersuchung der Bruchfläche im REM und der Beschreibung von versagenskritischen Gefügebestandteilen mittels Präparation von Normalschliffen (vgl. Abschnitt 3.6.2).

Es wurden zwei Typen von Bruchbildern beobachtet, die exemplarisch für den CP980 und den DP980 in Abb. 59 und Abb. 60 dargestellt sind.

Bei einem Typ tritt der Bruch bei seitlicher Betrachtung der Zugprobe entlang eines durchgehenden Scherbands auf, wobei in Dickenrichtung ein cup-cone Bruch vorliegt (siehe Abb. 59 links). Dieser Bruchtyp tritt bei allen untersuchten Complexphasenstählen und pressgehärteten Stählen auf.

Der andere Typ wurde ausschließlich bei den drei DP-Stählen DP980, DP980HD und DP1180HD beobachtet (siehe Abb. 59 mittig). Hierbei ist im Bruchverlauf eine Stufe zu beobachten, wobei die seitlich schräg verlaufenden Bereiche (A) über die Dickenrichtung cup-cone Bruch aufweisen. Im mittleren Bereich (B) liegt über die Dickenrichtung ein Scherbruch vor, d.h. in Dickenmitte des Blechs tritt keine Porenkoaleszenz vor Rissbildung auf.

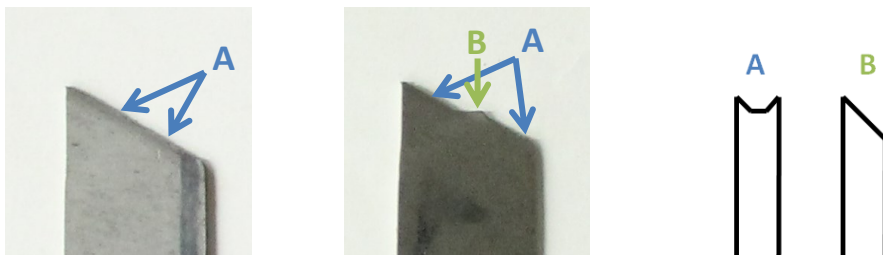


Abb. 59. Makroskopischer Bruchverlauf im Zugversuch. Links über die Probenbreite für CP980, mittig für DP980, rechts Bruchverlauf über Probendicke für Bereiche A und B. Cup-cone Bruch des CP980 und DP980 (A), Scherbruch beim DP980 (B).

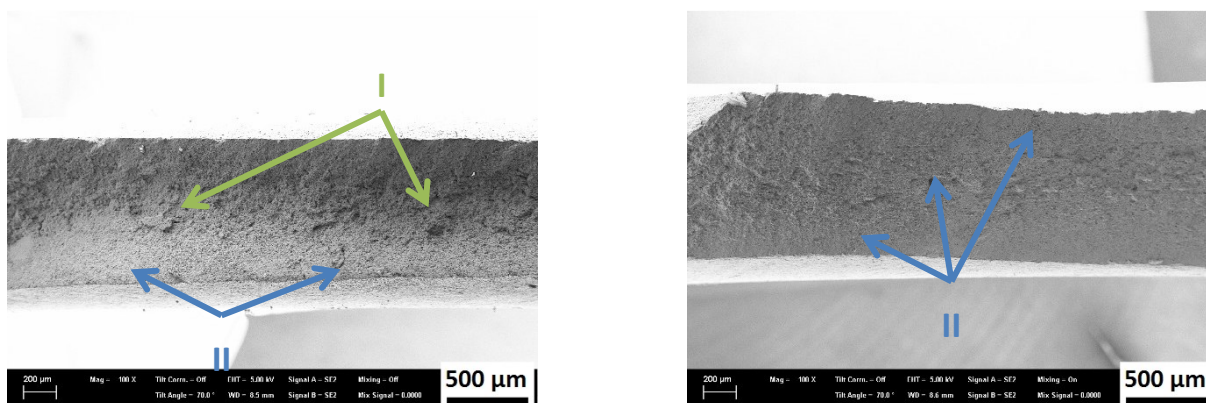


Abb. 60: Bereich mit Cup-Cone Bruch A (links) und mit Scherbruch B (rechts) für DP980.

Für die folgende Beschreibung der Porenbildung in Normalschliffen (RDxND) wurden für alle untersuchten Zugproben stets Bereiche mit cup-cone Bruch (A) betrachtet. Bei der Interpretation der Ergebnisse muss jedoch berücksichtigt werden, dass der dargestellte Bereich nur einen Schnitt durch die Zugprobe im Bereich B darstellt, die Dickeneinschnürung entlang der Probenbreite jedoch auch bei gleichbleibendem Bruchmodus einer Streuung unterliegt (vgl. Abschnitt 3.4).

4.3.1 Analyse der Porenverteilung

Die Porenverteilung direkt unter der Bruchfläche ist im Normalschliff in Abb. 61 für die vier Stahlgüten mit 980 MPa Zugfestigkeit dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass unterschiedliche Porenfraktionen und -verteilungen auftreten.

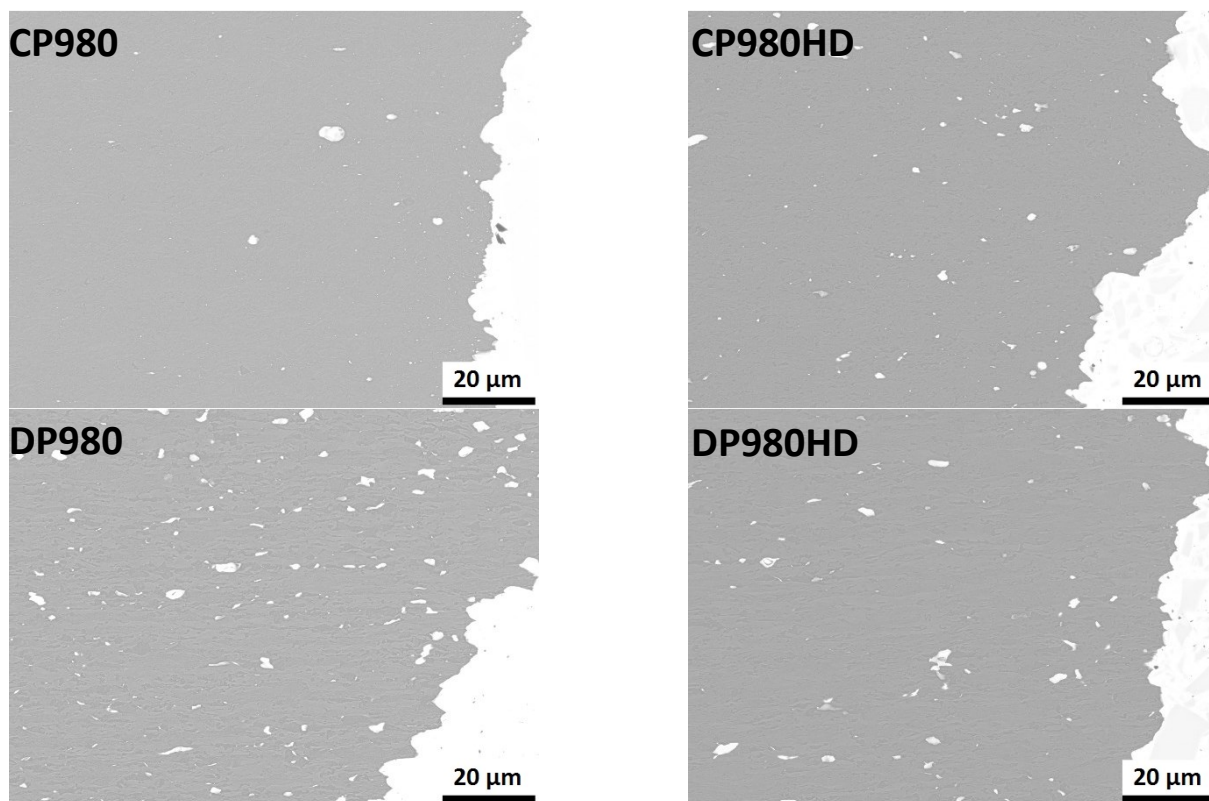


Abb. 61: Porenverteilung im Normalschliff (RDxND) unter der Bruchfläche in Cup-Cone Bruchbereich für Stahlsorten mit Mindestzugfestigkeit 980 MPa. Poren sind durch Farbinvertierung weiß.

Den größten Flächenanteil an Poren unter der Bruchfläche erreicht eindeutig der DP980, während der CP980 den geringsten Flächenanteil aufweist. Beim CP980 ist eine hohe Dichte an sehr feinen Poren sehr knapp unter der Bruchfläche vorhanden.

Der in Abb. 61 qualitativ dargestellte Sachverhalt wurde mittels einer Serie von REM-Aufnahmen außerhalb der Blechmitte quantifiziert. Die Methode ist in Kapitel 3.4.2 beschrieben; die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abb. 62 und Abb. 63 zu sehen.

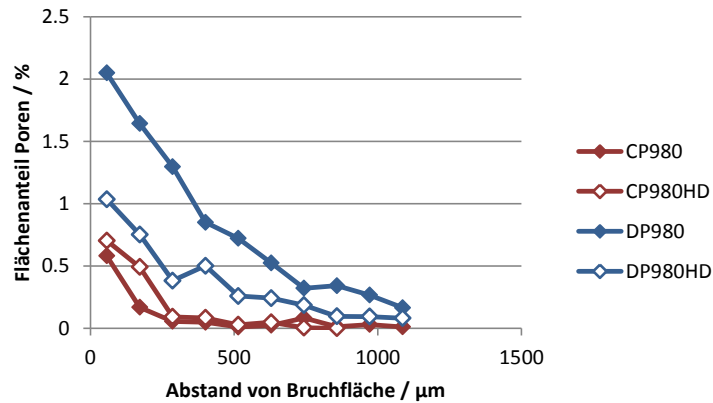


Abb. 62: Flächenanteil der Poren als Funktion des Abstands von der Bruchfläche

In Abb. 62 ist klar erkennbar, dass die beiden DP-Typen einen größeren Flächenanteil an Poren im betrachteten Normalschliff erreichen, und dass der Flächenanteil auch weniger rasch mit der Entfernung von der Bruchfläche abnimmt. Die beiden CP-Typen weisen ab etwa 250 μm Entfernung von der Bruchfläche nur mehr sehr geringen Anteil an Poren auf.

Beim Vergleich von DP980 und DP980HD in Abb. 63 fällt auf, dass die HD-Variante eine deutlich geringere Porendichte aufweist als der klassische DP980. Für die CP-Typen fallen auch die Porendichten mit zunehmender Entfernung von der Bruchfläche rasch auf sehr kleine Werte, wobei für den CP980 knapp an der Bruchfläche eine sehr hohe Dichte an Poren (bei kleinem Flächenanteil; vgl. Abb. 62) vorliegt.

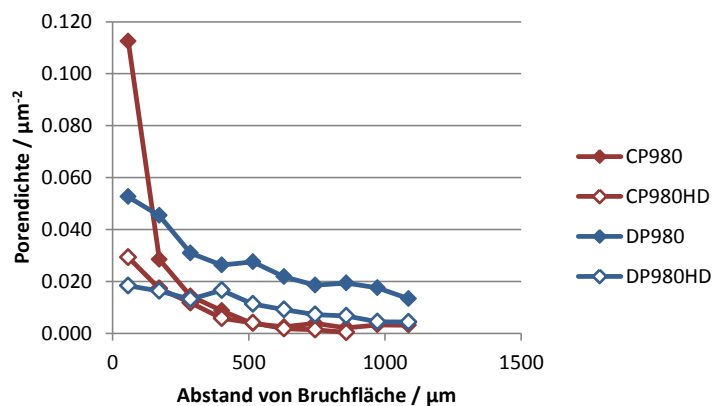


Abb. 63: Porendichte (Anzahl pro Fläche) als Funktion des Abstands von der Bruchfläche

Um eine Aussage über die lokal akkumulierte Dehnung als Funktion der Entfernung von der Bruchfläche treffen zu können, wurde die lokale Probendicke im Normalschliff ausgemessen und zur Dicke bei Gleichmaßdehnung (in ausreichender Entfernung von der Bruchfläche) in Beziehung gesetzt (vgl. Abschnitt 3.4.2). Die so bestimmten Werte sind in Abb. 64 zu finden.

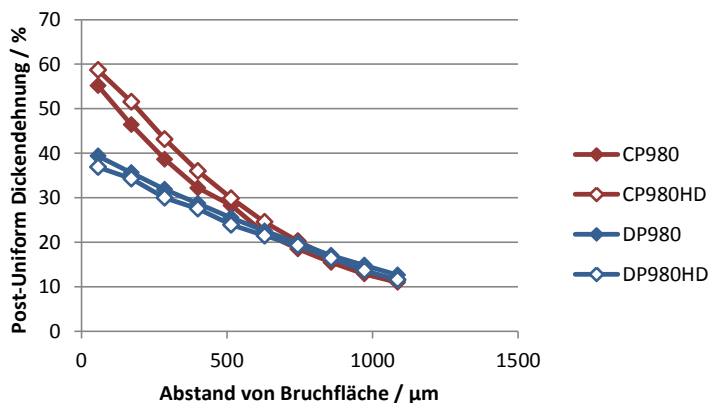


Abb. 64: Post-Uniform Dickenziehung als Funktion des Abstands von der Bruchfläche

Es ist ein deutlicher Unterschied zwischen DP- und CP-Typen zu erkennen, wobei bei ersteren die lokale Dehnung mit zunehmender Entfernung von der Bruchfläche weniger stark abnimmt als bei den CP-Stählen. Hingegen ist für die untersuchten Normalschliffe kein markanter Unterschied zwischen klassischen und HD-Varianten feststellbar. Für Entfernungen über etwa 700 µm besteht schließlich fast kein Unterschied in der berechneten Post-Uniform-Dickenziehung, es ist aber ein großer Unterschied der Porendichte und des Flächenanteils feststellbar (Abb. 62, Abb. 63).

4.3.2 Qualitative Analyse der Porenentstehung im Gefüge

Die Untersuchung der Porenpositionen im Gefüge ist bei Zugproben leicht zu bewerkstelligen, weil in Dickenmitte der Probe ein hydrostatischer Zugspannungszustand entsteht [116], wodurch das untersuchbare Volumen mit Poren relativ groß ist. Für die vier untersuchten Stahlsorten wurde das an den selben Normalschliffen wie die quantitative Porenanalyse nach kurzer HNO₃-Ätzung durchgeführt. Charakteristische Porenpositionen sind in Abb. 65 bis Abb. 68 dargestellt.

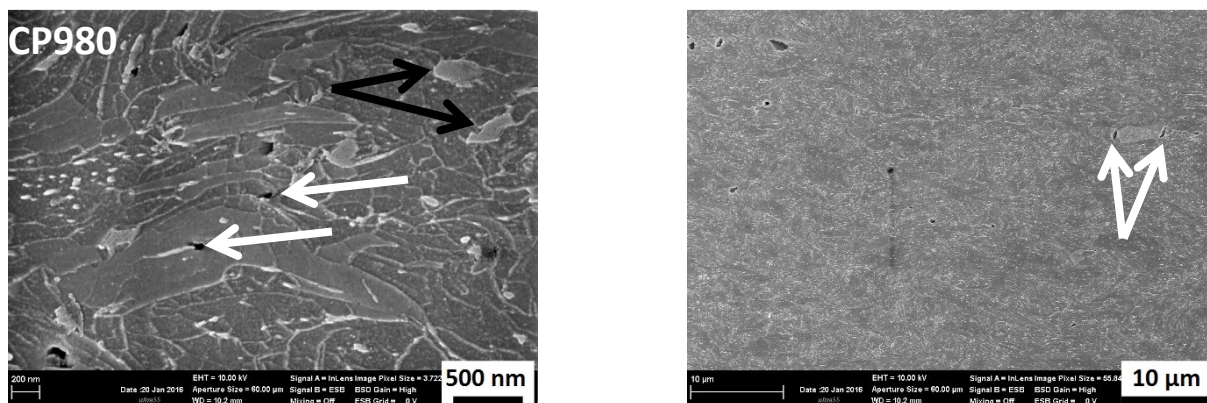


Abb. 65: Typische Orte der Porenbildung im Gefüge des CP980. Links Zementitausscheidungen, rechts Bruch einer Martensitinsel

Beim CP980 wurde bereits gezeigt, dass sehr viele feine Poren in der Nähe der Bruchfläche zu finden sind. In Abb. 65 links sind Beispiele für solche Poren, die sich an Zementitausscheidungen gebildet haben, dargestellt (weiße Pfeile). In dem Ausschnitt rechts darüber vorhandene (äußerst kleine) Martensit-/Restaustenitinseln haben noch keine Poren gebildet (schwarze Pfeile).

Größere Poren können beim CP980 auch durch Bruch nur selten vorkommender, großer Körner nicht angelassenen Martensits entstehen (siehe Abb. 65 rechts).

Beim CP980HD treten die meisten Poren an Phasengrenzen von Martensit bzw. Restaustenit und der umgebenden bainitisch-ferritischen Matrix auf (Abb. 66).

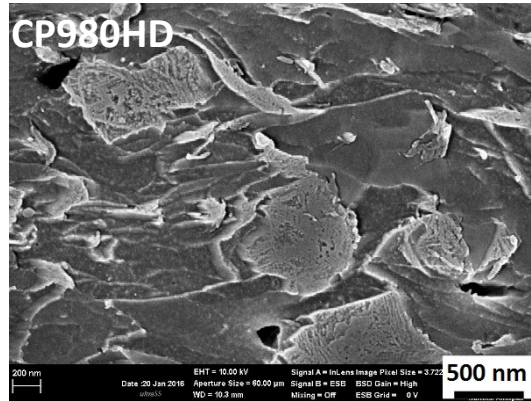


Abb. 66: Typische Orte der Porenbildung im Gefüge des CP980HD an Phasengrenzen zwischen Martensitinseln und der Matrix

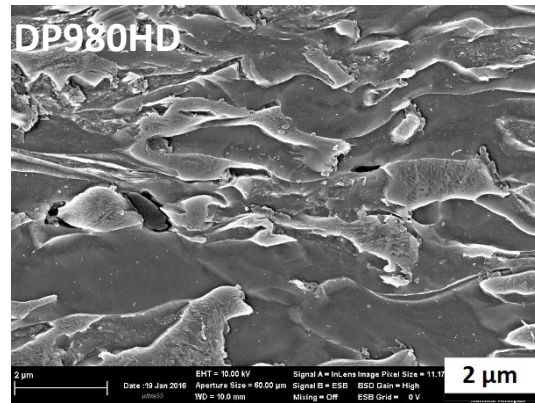
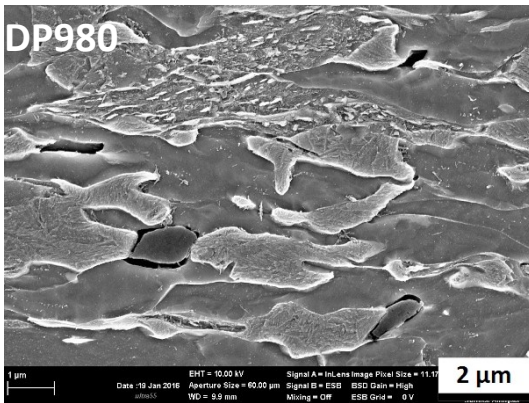


Abb. 67: Typische Orte der Porenbildung für DP980 und DP980HD.

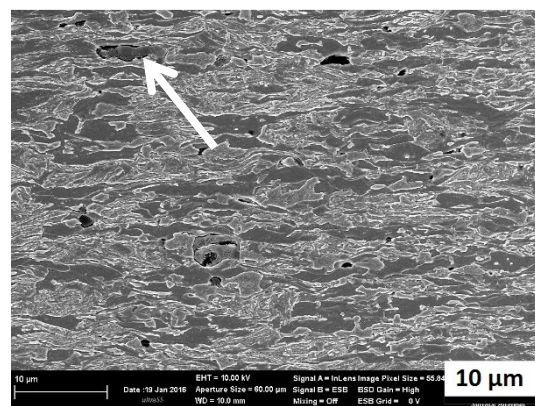
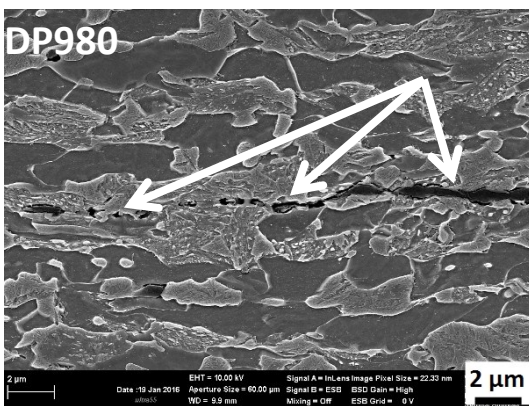


Abb. 68: Porenbildung an MnS (Pfeile links) und Ca-Al-O (Pfeil rechts) in DP980

Bei den beiden DP-Typen ist der häufigste Ort für Porenbildung eine Phasengrenze zwischen Martensit-/Restaustenit und umgebendem Ferrit oder ein gebrochenes M/RA-Korn. Beispiele für diese Fälle sind in Abb. 67 dargestellt. Das Vorkommen von zeitig verteilten nichtmetallischen Einschlüssen, vor allem von Mangansulfiden, kann jedoch dazu führen, dass Poren nicht an der Phasengrenze zu finden

sind (siehe Abb. 68 links). Dieser letztgenannte Porentyp ist viel seltener zu finden als Poren an Phasengrenzen. An einer besonders großen Pore konnte mittels EDX ein Kalzium-Aluminium-Oxid nachgewiesen werden (Abb. 68 rechts; Pfeil).

4.3.3 Bruchflächenanalyse

Ergänzend zu den bisher präsentierten Ergebnissen im Normalschliff von gerissenen Zugproben wurde auch eine Untersuchung der Porenverteilung an der Bruchfläche durchgeführt. Dabei wurde zwischen Bruchbereichen mit hohem hydrostatischem Spannungsanteil (cup-cone Bereiche in Blechmitte; Abb. 60 I) und solchen mit überwiegender Scherbelastung (cup-cone nahe der Oberfläche und Scherbruchbereiche entsprechend Abb. 60 II) unterschieden. Für die vier Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit sind repräsentative Ausschnitte der Bruchfläche aus dem Bereich I in Abb. 69 dargestellt, jene aus Bereichen II in Abb. 70.

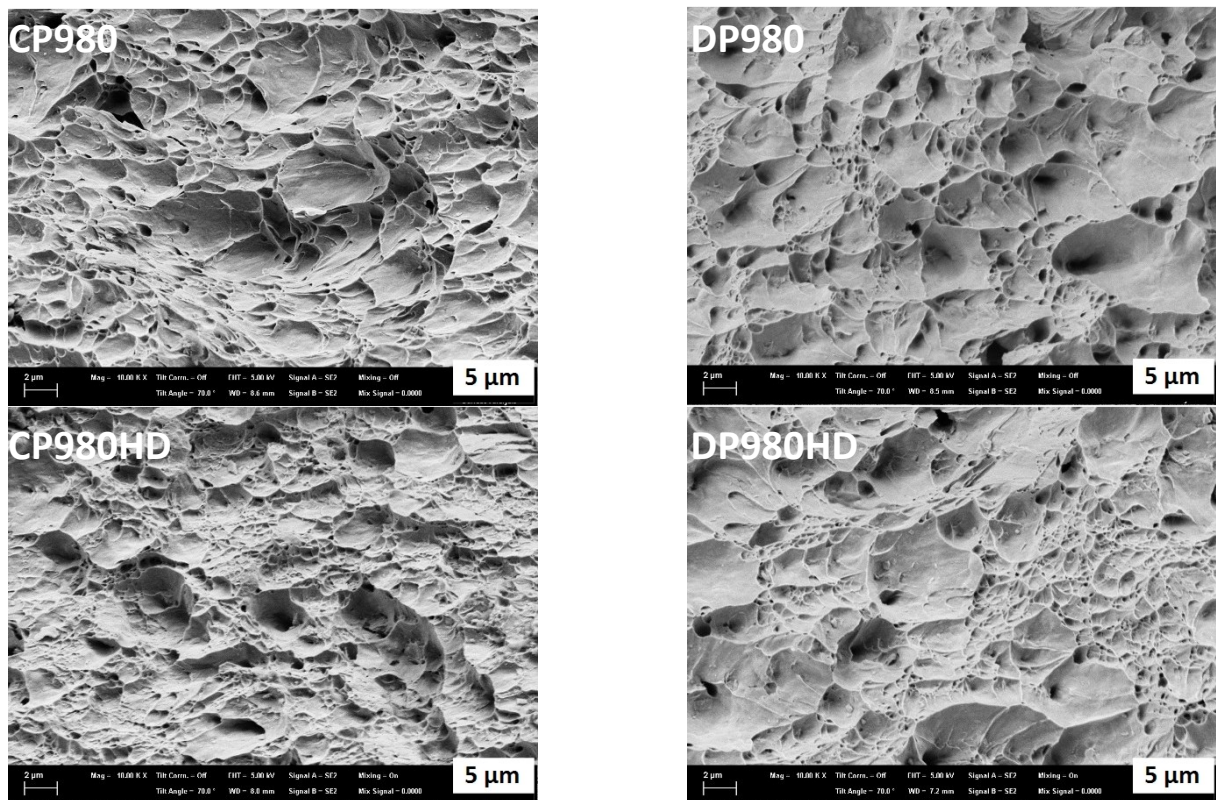


Abb. 69: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Zugproben im Bereich mit hohem hydrostatischem Spannungsanteil für Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit

Bei allen vier Stahlsorten ist eine Fraktion mit Dimples größerer und eine mit Dimples kleinerer Größe vorhanden (siehe Abb. 69). Der CP980 bildet insofern eine Ausnahme, als die Dimple-Fraktion mit kleinerer Dimplegröße etwas gröber erscheint als bei den drei anderen Stahlsorten. Der CP980HD besitzt einen hohen Flächenanteil mit feinen Dimples, der DP980 besitzt einen hohen Flächenanteil mit groben Dimples.

In den Bereichen mit Scherbruch (Abb. 70) treten auch die bereits in Abb. 69 beobachteten Dimple-Fraktionen auf. Qualitative Unterschiede, die schon für Abb. 69 beschrieben wurden, sind auch hier

wieder zu finden. Deutlich fällt auf, dass die Dimples in Abb. 70 zu einer Seite hin geöffnet sind (Richtung mit Pfeilen angedeutet), während im Bruchbereich mit hydrostatischem Spannungsanteil (Abb. 69) keine eindeutige Scherrichtung bei der Materialtrennung feststellbar ist.

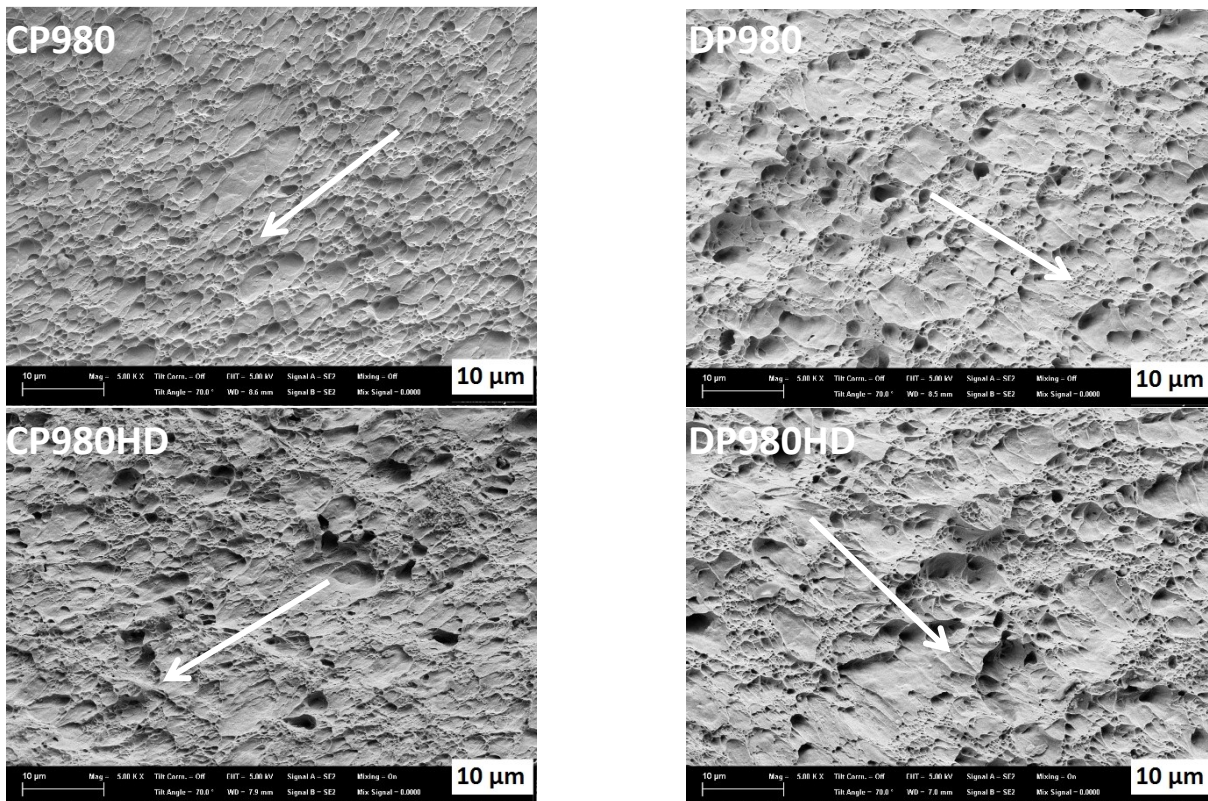


Abb. 70: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Zugproben im Bereich mit hohen Scherspannungen für Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit

4.4 Biegebarkeit großtechnischer Stahlsorten

4.4.1 Dreipunkt-Biegeversuch

Mit den vierzehn großtechnisch und durch Plattenhärten hergestellten Stahlsorten wurden Biegeversuche nach VDA238-100, wie in Abschnitt 3.5.1 beschrieben, durchgeführt. Die folgenden Ergebnisse wurden aus Prüfungen ermittelt, bei denen das Biegeschwert in Walzrichtung ausgerichtet war, die größte Spannung und Dehnung beim Biegeprozess also in Querrichtung zeigt. Es wurden jeweils drei Parallelversuche durchgeführt. In Abb. 71 bis Abb. 73 sind repräsentative Kraft-Winkel-Kurven der untersuchten Stahlsorten dargestellt.

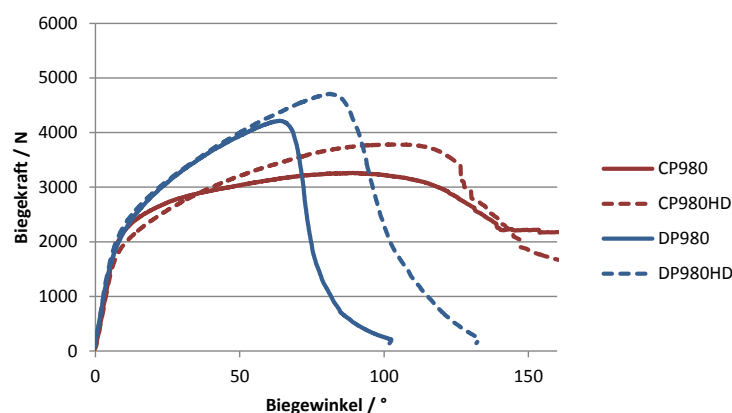


Abb. 71: Biegekraft-Biegewinkel-Kurven der großtechnischen Stahlsorten der Gruppe 1

CP- und DP-Stähle weisen typische Unterschiede in der Biegekraft-Biegewinkel-Kurve auf, die an Hand von Abb. 71 kurz dargelegt werden sollen: Die Plastifizierung an der äußeren bzw. inneren Randfaser findet beim ersten Abweichen der Kraft-Winkel-Kurve von der elastischen Geraden statt. Beide DP Typen zeigen ab dem Beginn der Plastifizierung einen starken Kraftanstieg und ein höheres Kraftmaximum. Für den CP980 ist dieser Kraftanstieg beim elastisch-plastischen Biegen geringer und das Kraftmaximum liegt niedriger; die High-Ductility-Variante des CP980 liegt dazwischen.

Der DP980 erreicht nur den kleinsten kritischen Biegewinkel (bei Kraftmaximum), gefolgt vom DP980HD. Der klassische CP980 weist einen noch etwas größeren kritischen Biegewinkel auf. Der höchste kritische Biegewinkel wird für den CP980HD festgestellt.

Auffallend ist auch, dass die Krümmung der Biegekurve im Bereich vom Kraftmaximum bei den zwei DP-Typen viel größer ist als bei den CP-Typen.

Weiters zeigen sich deutliche Unterschiede im Kraftabfall nach Kraftmaximum: Während dieser bei den beiden DP-Typen sehr steil ausfällt, sinkt die Kraft bei den CP-Typen weniger rasch bei weiterer Erhöhung des Biegewinkels. Weil die Proben der beiden CP-Typen nicht vollständig durchbrechen, bis das Biegeschwert auf den Rollen aufsitzt, bleibt die Kraft für diese beiden Kurven bis zum Ende des Versuchs (Biegeschwert wird zurückbewegt) auf einem höheren Niveau als bei den DP-Typen.

In Abb. 72 weisen die Kraftanstiege im elastischen Bereich der Biegekurven unterschiedliche Steigungen auf, weil zwei der Stahlsorten eine andere Dicke aufweisen als die restlichen (CP1180 B: 1.2 mm; CP1180HD ZF B: 1.6 mm). Bei sämtlichen anderen Stahlsorten (1.4 bis 1.5 mm Dicke) ist keine deutliche Abweichung erkennbar.

Wie bei den Stahlgüten der Gruppe 1 lässt sich auch in Abb. 72 feststellen, dass die klassischen CP-Stähle den niedrigsten Kraftanstieg vor F_{max} besitzen. Die beiden High-Ductility-Güten CP1180HD und DP1180HD weisen einen deutlich höheren Kraftanstieg auf. CP1180HD LY und CP1180HD ZF B liegen dazwischen, CP1180HD ZF A besitzt wiederum eine höhere Steigung.

Beim Biegewinkel bei Kraftmaximum fällt vor allem auf, dass der CP1180HD ZF A weit unter den anderen sechs Stahlsorten der Gruppe 2 liegt. Diese liegen eng beieinander, wobei die größten kritischen Biegewinkel für die beiden Stahlsorten CP1180 A und CP1180HD erreicht werden, knapp gefolgt von CP1180 B und DP1180HD. Bei noch etwas kleineren kritischen Biegewinkeln liegen die beiden Stahlsorten CP1180HD LY und CP1180HD ZF B.

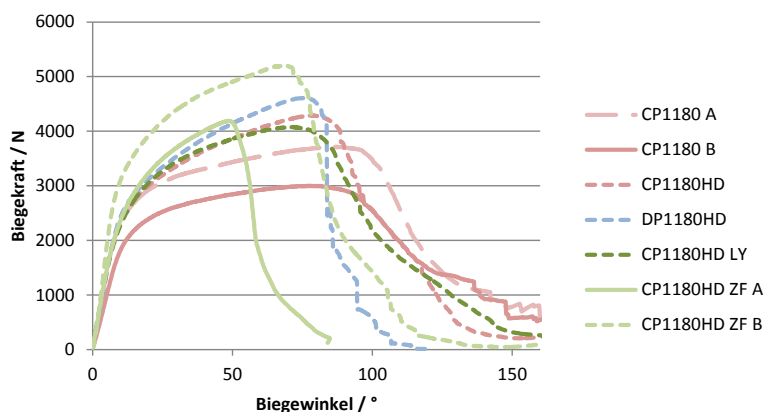


Abb. 72: Biegekraft-Biegewinkel-Kurven der großtechnischen Stahlsorten der Gruppe 2

Die Krümmungen der Biegekurve bei Kraftmaximum weisen hingegen größere Unterschiede auf, wobei die größte für den CP1180HD ZF A, die kleinste für die klassischen CP-Stähle vorliegt. Ein besonders steiler Kraftabfall nach Kraftmaximum liegt für die drei Stahlsorten CP1180HD ZF A, CP1180HD ZF B und DP1180HD vor.

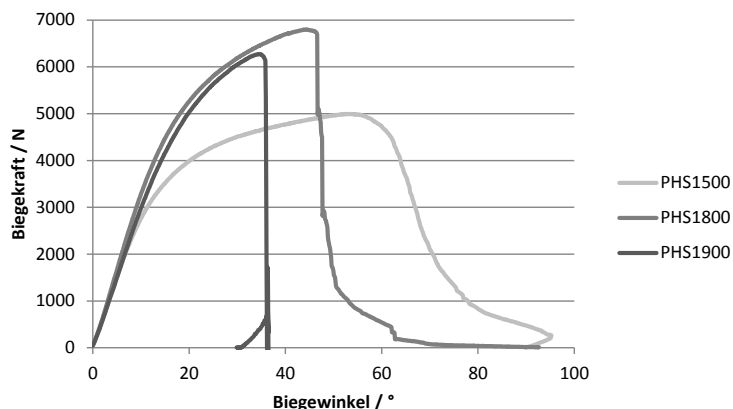


Abb. 73: Biegekraft-Biegewinkel-Kurven der pressgehärteten Stahlsorten

Alle drei untersuchten PHS-Güten besitzen einen Biegewinkel bei Kraftmaximum von unter 60° (siehe Abb. 73). Ein sehr hoher Kraftanstieg nach Plastifizierung liegt beim PHS1800 und PHS1900 vor.

Die Krümmungen der Kurve bei Kraftmaximum sind für den PHS1800 und den PHS1900 sehr klein; etwas größer beim PHS1500. Der letztgenannte besitzt auch eine weitaus kleinere Steigung nach Kraftmaximum. Beim PHS1800 fällt die Kraft kurz nach Fmax sehr schnell ab, beim PHS1900 tritt schlagartig ein Kraftabfall auf etwa 600 N auf.

Die ermittelten Kennwerte Kraftmaximum und kritischer Biegewinkel (bei Kraftmaximum) sind in Abb. 74 und Abb. 75 zusammengefasst. Für die Quantifizierung der Steigung nach Kraftmaximum (siehe Abb. 75) wurde die Methode gewählt, eine Sekante zwischen Kraftmaximum und einem Wendepunkt nach Kraftmaximum anzulegen (vgl. 3.5.1). Für den Fall, dass ein automatisches Makro diesen Wendepunkt nach Glättung der Kurve nicht korrekt fand, wurden die Koordinaten des Wendepunkts manuell korrigiert.

Es zeigt sich, dass die Steigung des Kraftabfalls nach Kraftmaximum stark durch das Kraftmaximum selbst gesteuert wird (siehe Abb. 75). Einzelne Ausnahmen von dieser Korrelation sind der DP980, der CP1180HD ZF A sowie der PHS1900, die alle drei für ihr Kraftmaximum hohe Werte für $\Delta F/\Delta\alpha$ besitzen.

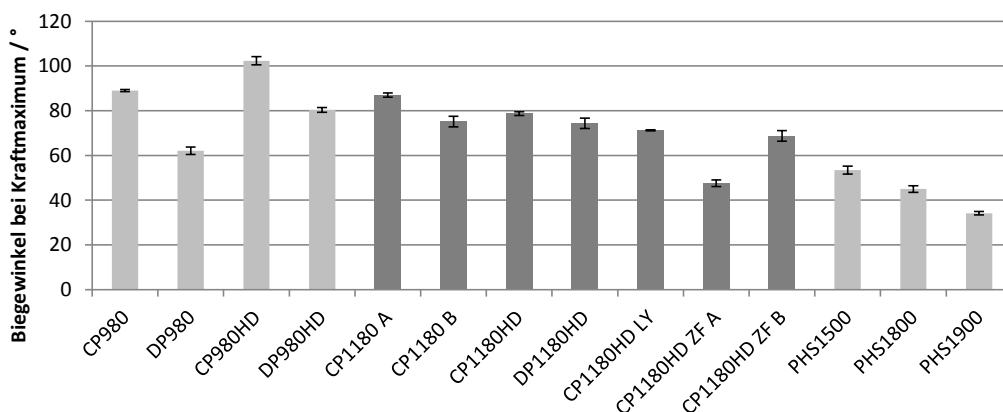


Abb. 74: Biegewinkel bei Kraftmaximum für GT AHSS und PHS. 3 Parallelversuche

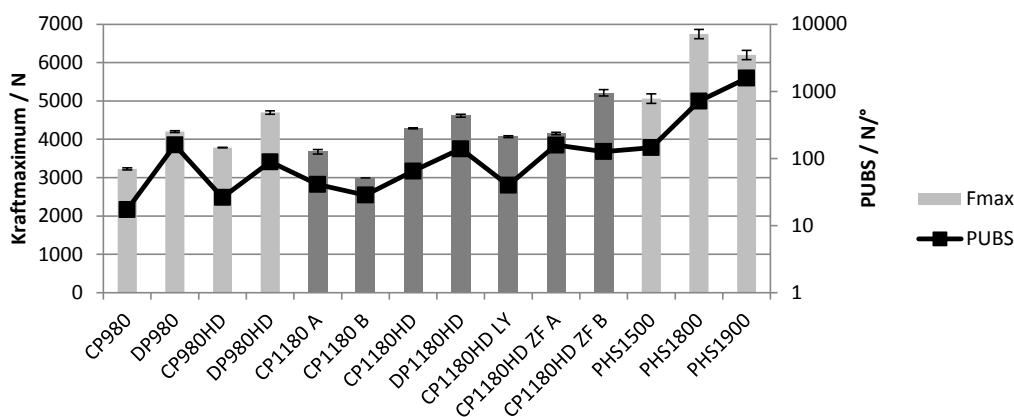


Abb. 75: Kraftmaximum und negative Steigung des Kraftabfalls nach der Sekantenmethode für GT AHSS und PHS. 3 Parallelversuche

4.4.2 Gesenk-Biegeversuch

Die Ergebnisse der Gesenkbiegeprüfung und Rissbeurteilung nach internen Prüfstandards (Abschnitt 3.5.2) sind in Tab. 5 angeführt. Dort wurden zur besseren Lesbarkeit Bereiche ohne Anrisse grün, solche mit schweren Anrissen oder Bruch rot sowie der Übergangsbereiche gelb eingefärbt. Zur weiteren Interpretation der Daten muss beachtet werden, dass die untersuchten Stahlsorten teilweise in unterschiedlichen Dicken vorlagen (siehe zweite Spalte von links, Tab. 5). Bei einem bestimmten Stempelradius ergeben sich dann unterschiedliche R_S/t in Abb. 76. Dabei stellen die Balken jene R_S/t eine Stufe über denen mit erstem Anriss dar (konservativ geschätzte Biegebarkeit ohne Anrisse). Die unteren Fehlergrenzen bezeichnen die größten R_S/t , unter denen das Anrisskriterium immer an mindestens einer Probe erfüllt ist (untere Schranke für den Bereich des Übergangs von KA, kein Anriss zu LA, leichter Anriss). Die Streubalken in Abb. 76 deuten also einen Übergangsbereich der Rissbildung ähnlich dem Konzept des Übergangs der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Temperatur an.

Der Gesenk-Biegeversuch dient in erster Linie der Abschätzung der Kaltumformbarkeit von Blechen, weshalb diese Versuche nicht für die pressgehärtenden Stahlsorten durchgeführt wurden.

Tab. 5: Ergebnisse der Gesenk-Biegeversuche großtechnischer Advanced High Strength Steels in Abhängigkeit des Stempelradius R_S . Biegestempel längs der Walzrichtung. Kein Anriss (KA), leichter Anriss (LA), Anriss (A), schwerer Anriss (SA), Bruch (B).

Stahlsorte	t / mm	R_S / mm												
		6.5	6.0	5.5	5	4.5	4	3.5	3	2.5	2	1.5	1	0.5
CP980	1.39			KA KA KA	KA LA KA	LA KA LA	A A LA	KA KA KA	LA LA LA	LA LA LA	LA LA LA	A A A	A A A	SA SA SA
DP980	1.48							LA LA A	SA SA SA					B
CP980HD	1.39							KA KA KA	KA KA KA	KA KA KA	KA KA KA	KA KA KA	LA LA A	LA LA LA
DP980HD	1.47							KA KA KA	LA LA LA	LA KA LA	LA LA LA	A A LA	B SA SA	B B B
CP1180 A	1.39		KA KA KA	LA LA LA	LA A A	SA LA LA	LA LA LA	LA LA LA	A LA LA	SA SA SA				
CP1180 B	1.21	KA KA KA	LA LA LA	LA LA LA	A A A	SA SA SA	SA SA SA	SA SA SA						
CP1180HD	1.38				KA KA KA	KA KA LA	KA KA LA	LA LA A	LA LA LA	KA KA KA	KA LA LA	SA A A		
DP1180HD	1.38							KA KA KA	KA KA KA	KA KA KA	LA A SA	A A A	B B B	B B B
CP1180HD LY	1.39				KA KA KA	LA LA KA	KA LA LA	LA LA LA	A A A	SA SA A	SA SA SA	SA SA SA		
CP1180HD ZF A	1.41		KA KA KA	LA LA KA	LA LA LA	A A LA	SA SA SA	A SA A	B B B	B B B				
CP1180HD ZF B	1.61			KA KA KA	KA KA KA	SA LA LA	SA SA LA	LA SA SA	SA SA SA	SA SA B				

Die Stahlsorte DP980 schneidet mit einem kritischen R_S/t von etwa 3.5 am schlechtesten in der ersten Gruppe ab (siehe Abb. 76). Sowohl beide CP Typen als auch die High-Ductility-Variante des DP980 können vor Initiierung erster „leichter“ Anrisse um engere Stempelradien gebogen werden. CP980 und DP980HD sind damit bei der Initiierung etwa gleich gut. Bei sehr kleinem Stempelradius (0.5 mm) schneidet jedoch der CP980 noch mit „schwerer Anriss“ klassifiziert, während beim DP980HD bereits Bruch vorliegt (vgl. Tab. 5). Der beste Wert aller untersuchten Stahlsorten für R_S/t ohne leichten Anriss wird für den CP980HD erreicht. Für diese Stahlsorte ist eine rissfreie Biegung um R_S/t von knapp über eins ohne leichte Anrisse möglich.

Im Gegensatz zum Dreipunkt-Biegeversuch, wo in der Gruppe der 1180 MPa Stahlgüten keine große Verbesserung der Biegebarkeit durch das HD-Konzept nachgewiesen werden konnte, ist diese beim Gesenkbiegen offensichtlich.

Die Stahlgüte CP1180HD ZF A schneidet nicht besser ab als einer der beiden CP1180, die beiden anderen (CP1180HD LY und CP1180HD ZF B) können etwas enger rissfrei gebogen werden.

Beim CP1180HD fällt auf, dass bei $R_S = 2.5$ mm an allen drei Proben keine Anrisse auftreten, während

zwischen $R_s = 4.5$ und 3.0 mm) leichte Anrisse nachweisbar sind. Die Versuche bei 2.5 mm Stempelradius wurden wiederholt, und es wurden erneut keine Anrisse festgestellt.

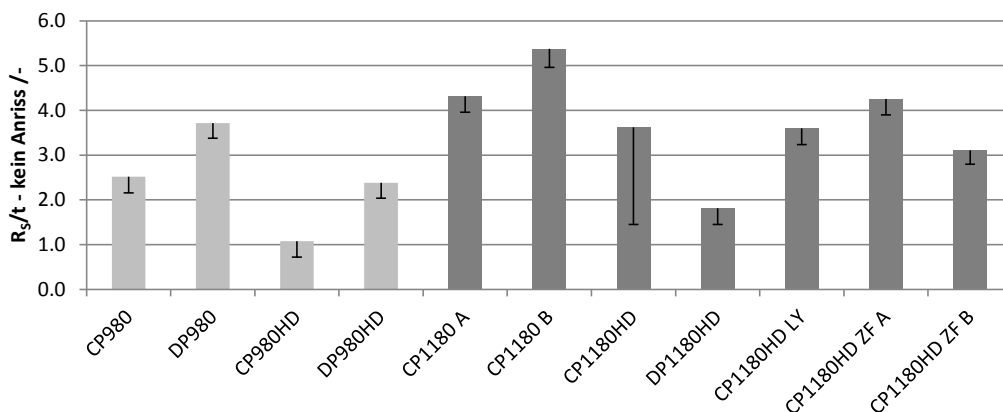


Abb. 76: Kritische R_s/t für die untersuchten Advanced High Strength Steels.

4.4.3 Untersuchungen zum Probenversagen im Gesenk-Biegeversuch

Um nicht nur wie in Abb. 76 eine Klassifizierung der Rissinitiierung vorzunehmen, sondern darüber hinaus eine Aussage über das Defektwachstum der einzelnen Stahlsorten treffen zu können, wurde für die Stahlsorten der Gruppe 1 (980 MPa Zugfestigkeit) ein visueller Vergleich der Schädigung mittels Stereomikroskop an der Oberfläche und mittels Lichtmikroskop im Normalschliff durchgeführt (siehe Abb. 77). Die vier untersuchten Bänder weisen Blechdicken von 1.39 bis 1.48 mm auf; die eingestellten Biegeumformzustände sind also nahezu identisch (bei $R_s = 0.5$ mm wird mit R_s/t von 0.34 bis 0.36 beansprucht).

Die beiden DP Typen zeigen in Abb. 77 bereits makroskopische Risse, wobei die Risstiefe und Rissflankenauflöcherung bei der HD-Variante kleiner sind. Beim CP980 ist im Stereomikroskop eine ausgeprägte Oberflächenrauigkeit erkennbar, die auf kleine Anrisse schließen lässt – im Normalschliff sind jedoch für beide CP-Typen keine Risse erkennbar.

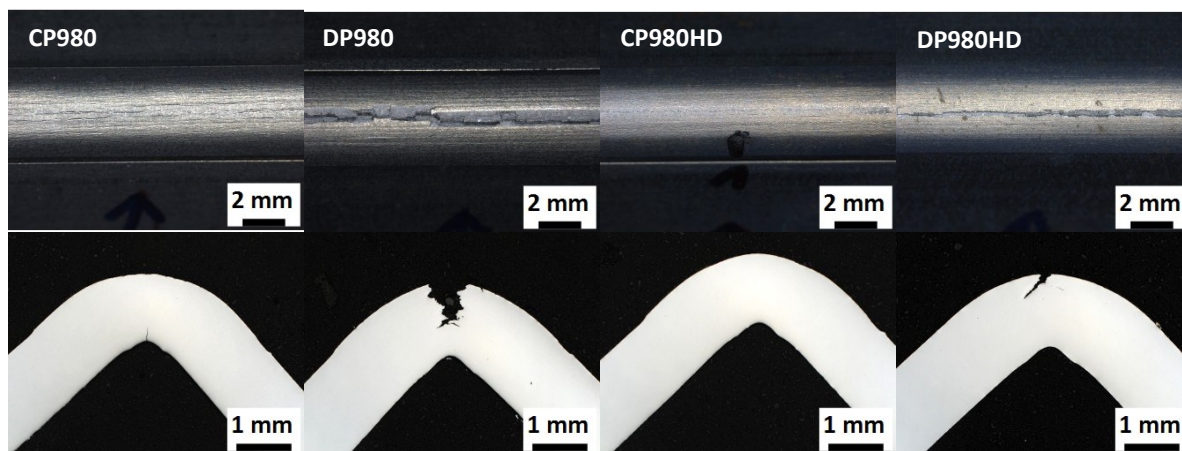


Abb. 77: Stereomikroskopische Aufnahmen und Normalschliffe von Gesenkbiegeproben nach Prüfung mit $R_s = 0.5$ mm für Stahlsorten mit Mindestzugfestigkeit 980 MPa

Beachtenswert ist hier, dass trotz der gleich guten Bewertung für CP980 und DP980HD in Abb. 76 deutliche Unterschiede beim Biegen um einen sehr engen Radius sichtbar sind. Beim DP980HD liegt im Bereich der Biegekante eine glatte Oberfläche mit marginaler Streifenbildung und ein makroskopischer, über die gesamte Probenbreite durchgehender Anriss vor, während der CP980 eine ausgeprägte Aufrauung bildet, aber kein makroskopischer Riss gebildet wird.

4.5 FE-Simulation des Dreipunkt-Biegeversuchs für AHSS

Bei den untersuchten Stahlbändern liegt eine geringfügige Variation an Blechdicke vor, für alle bis auf zwei untersuchte großtechnische AHSS liegt diese zwischen 1.38 und 1.50 mm. Lediglich zwei Stahlorten liegen etwas außerhalb dieses engen Fensters (CP1180 B mit 1.2 mm und CP1180HD ZF B mit 1.6 mm). Benedyk et al. [5, 6] haben für pressgehärtete Stähle einen Einfluss der Blechdicke im Biegeversuch nach VDA238 festgestellt.

Ferner liegt für die Berechnung des Biegewinkels ein Scharniermodell zugrunde (vgl. Kap. 3.5.1, Glg. 3.8), das nicht die Einstellung unterschiedlicher Biegeradien aufgrund des freien Biegezustands zwischen drei Auflagerlinien berücksichtigt. Das Versagen im Biegeversuch geht entsprechend früheren Untersuchungen [5] von der äußeren Randfaser aus, deren Dehnungszustand von der Blechverformung um das sehr scharfe Biegeschwert abhängen muss.

Diese beiden genannten Einflüsse (jener der Blechdicke und jener der Blechverformung beim freien Biegen) sollen mit Hilfe von FE-Simulationen für ausgewählte großtechnisch erzeugte Stahlorten aus dieser Arbeit erörtert werden.

4.5.1 Fließmodell aus Zugversuchen und Bulge-Tests

Für das Fließmodell wurde isotrope Verfestigung des Materials angenommen. Als Eingangskenngröße werden für das isotrope Fließmodell der FE-Simulation Fließkurven der simulierten Materialien benötigt. Da im Biegeversuch hohe äquivalente Dehnungen erreicht werden, ist ein konventioneller Zugversuch, vor allem auch wegen der niedrigen Gleichmaßdehnungen der untersuchten Stahlorten, hierfür nicht ausreichend.

Aus diesem Grund wurden Bulge-Tests (biaxialer Spannungszustand) wie in Abschnitt 3.3.1 beschrieben durchgeführt. Die aus Zugversuch und Bulgetest ermittelten Fließkurven vom El Magd-Typ (siehe Kap. 3.3.1, Glg. 3.10) sind in Abb. 78 für die untersuchten Stahlorten dargestellt.

Die im Bulge-Versuch ermittelte Verfestigung bei hohen Dehnungen ist für die klassischen CP-Stähle in der jeweiligen Festigkeitsklasse besonders niedrig, während DP-Stähle, insbesondere die HD-Variante des DP, hohe Werte erreichen.

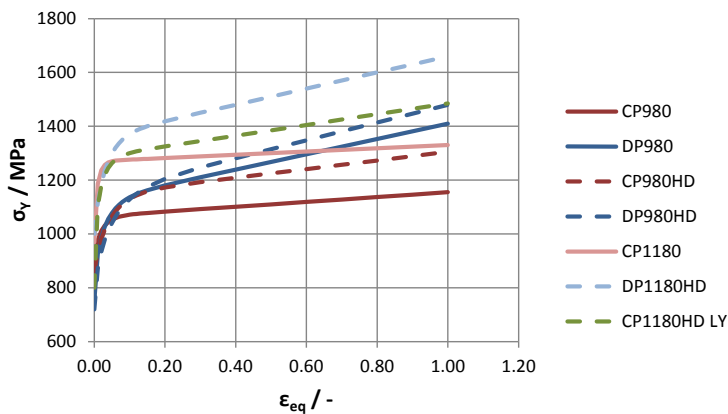


Abb. 78: Fließkurven nach El Magd ermittelt aus Zugversuchen und Bulge-Tests

4.5.2 Ergebnisse der FE-Simulation

Im Folgenden werden beispielhaft für den DP980HD Ergebnisse aus der FE-Simulation beschrieben, wobei sich ein Teil mit dem Vergleich von Simulation und Experiment, und ein weiterer Teil mit der Ermittlung von lokalen Spannungen und Dehnungen in der simulierten Biegeprobe beschäftigt.

In Abb. 79 ist ein Vergleich zwischen der experimentell ermittelten Biegekurve (Kraft-Winkel) und der entsprechenden Kurve aus dem Experiment zu sehen. Für die Berechnung der Biegekraft wurde in der Simulation die Auflagerkraft im Biegeschwert ausgegeben, zur Berechnung des Biegewinkels der Stempelweg, wobei der Biegewinkel dann wie im Experiment aus dem Stempelweg berechnet wurde (siehe 3.5.1). Die dargestellten Biegekurven wurden aus Versuchen ermittelt, bei denen das Biegeschwert parallel zur Walzrichtung zeigt.

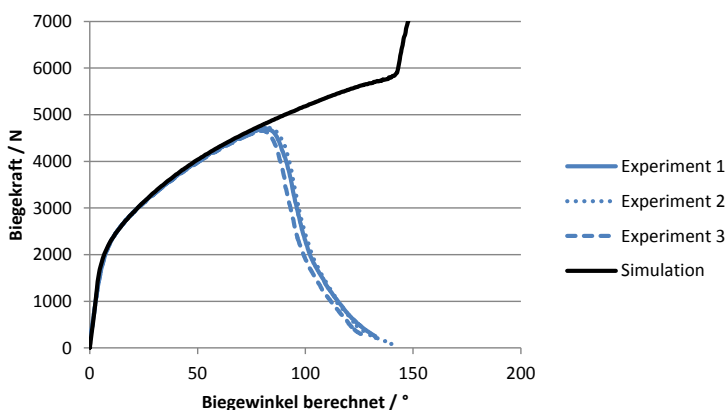


Abb. 79: Vergleich der Biegekurven von Finite-Elemente-Simulation und Experiment des Dreipunkt-Biegeversuchs für den DP980HD, Blechdicke 1.50 mm

Die Simulation gibt die experimentellen Biegekurven bis knapp vor das Kraftmaximum im Experiment sehr gut wieder. Ein Kraftabfall wie im Experiment kann in der FE-Simulation nicht erwartet werden, weil rein kontinuumsmechanisch gerechnet wird und Schädigung keine Berücksichtigung findet.

Bei knapp unter 150° Biegewinkel tritt in der Simulation ein plötzlicher Anstieg der Biegekraft statt. Dieser Anstieg tritt beim Abheben des Blechs vom Biegestempel auf (Dachbildung).

Mit Hilfe der Simulation wurde die Verteilung der plastischen äquivalenten Randfaserdehnung und -spannung auf der Zugseite der Biegeprobe bestimmt. Sie ist in Abb. 80 bei den Biegewinkeln 20, 40, 60 und 80° dargestellt.

Dehnung und Spannung bilden ein Maximum in der Mitte der Biegeprobe und fallen nach außen hin immer weiter ab, weshalb an dem zentralen Punkt in der Mitte des Spannungs- und Dehnungsentwicklung während des gesamten Biegeprozesses ausgegeben wurde (siehe Abb. 81 und Abb. 82). Es sind plastische äquivalente Dehnung PEEQ, plastische Dehnung in Tangentialrichtung PE11, Vergleichsspannung nach Mises SMIS und Spannung in Tangentialrichtung S11 dargestellt. In Abb. 81 ist erkennbar, dass sowohl die äquivalente als auch die tangentiale plastische Hauptnormaldehnung an der Randfaser in Probenmitte nicht linear mit dem Biegewinkel zunehmen, sondern anfangs nur wenig und erst ab etwa 50° Biegewinkel annähernd linear steigen.

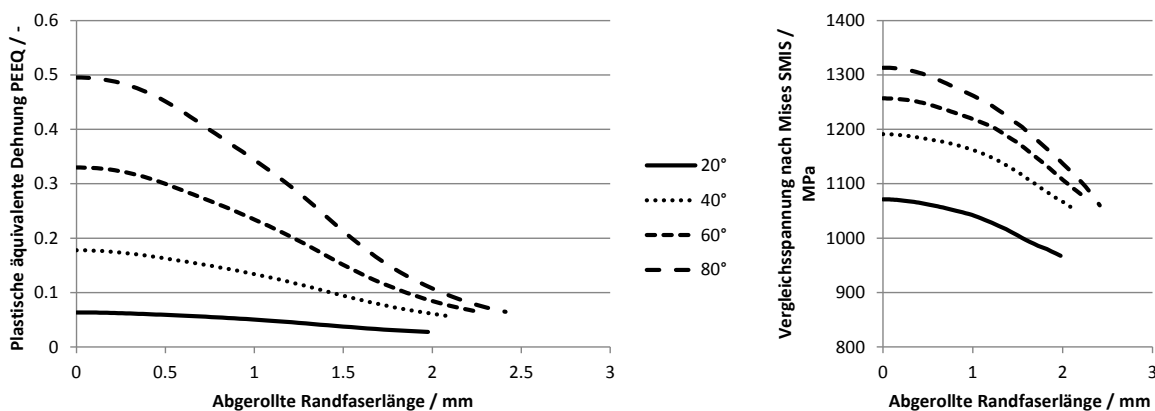


Abb. 80: Plastische äquivalente Dehnung PEEQ und Vergleichsspannung nach Mises SMIS an der Randfaser für DP980HD. Die abgerollte Randfaserlänge ist ausgehend von der Probenmitte (Achse des Biegeschwerts; x=0) nach außen aufgetragen.

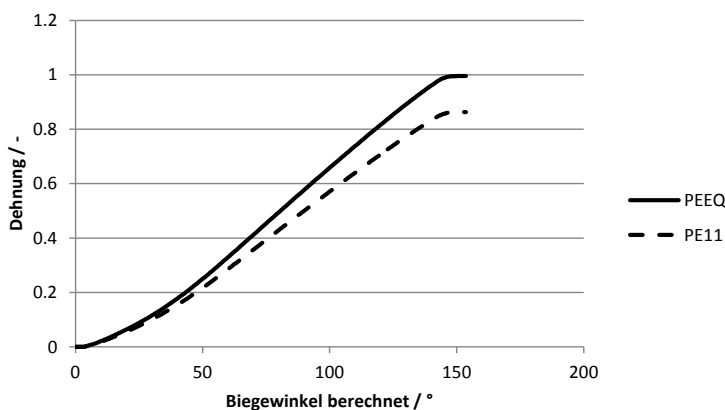


Abb. 81: Zunahme der plastischen äquivalenten Dehnung PEEQ und der plastischen tangentialen Hauptnormaldehnung PE11 mit dem Biegewinkel am Punkt des Maximums in Abb. 80 (DP980HD).

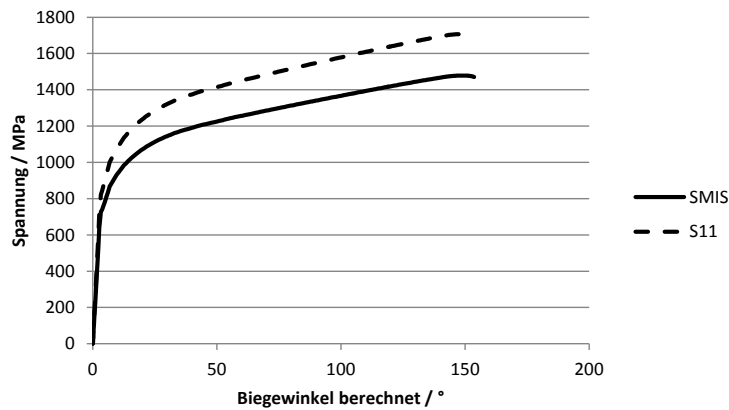


Abb. 82 Zunahme der Vergleichsspannung nach Mises SMIS und der tangentialen Hauptnormalspannung S11 mit dem Biegewinkel am Punkt des Maximums in Abb. 80 (DP980HD).

4.5.2.1 Untersuchung des Dickeneinflusses beim Dreipunktbiegen

Für die beiden Stahlsorten CP980 und DP980 wurde mit verschiedenen Blechdicken der Dreipunkt-Biegeversuch simuliert. Dabei wurde den Vorgaben in VDA238-100 entsprechend die Biegegeometrie an die Blechdicke angepasst. Im Folgenden werden Auswirkungen auf die Biegekurve (Abb. 83) und die lokalen Spannungs- und Dehnungszustände (Abb. 84) in Abhängigkeit des Biegewinkels beschrieben.

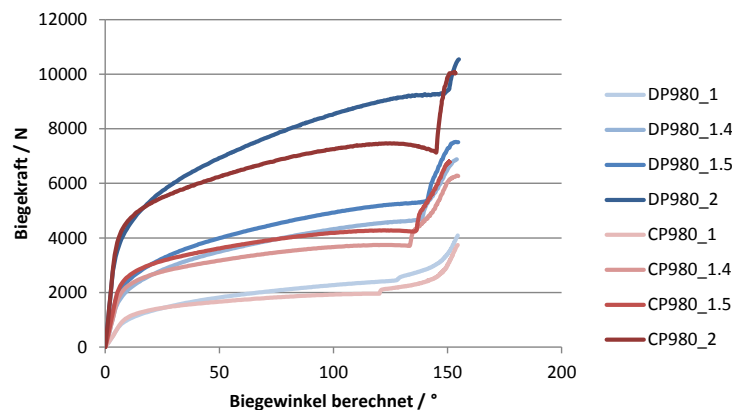


Abb. 83: Simulierte Biegekurven für verschiedene Blechdicken (siehe Legende; Dicke in mm) für DP980 und CP980

Mit zunehmender Blechdicke wird die Steigung im elastischen sowie im elastisch-plastischen Bereich der Biegekurve größer. Auch der Unterschied in der Biegekraft zwischen CP980 und DP980, z.B. bei einem Biegewinkel von 100°, steigt mit zunehmender Blechdicke an. Es ist interessant, dass beim CP980 mit 2 mm Blechdicke ein Maximum in der Biegekurve bei etwa 130° Biegewinkel auftritt, obwohl die Simulation weder Entfestigung des Materials zulässt (vgl. Fließkurven Abb. 78) noch Schädigung darstellt. Sowohl beim DP980 als auch bei niedrigeren Blechdicken ist dieses Phänomen nicht vorhanden.

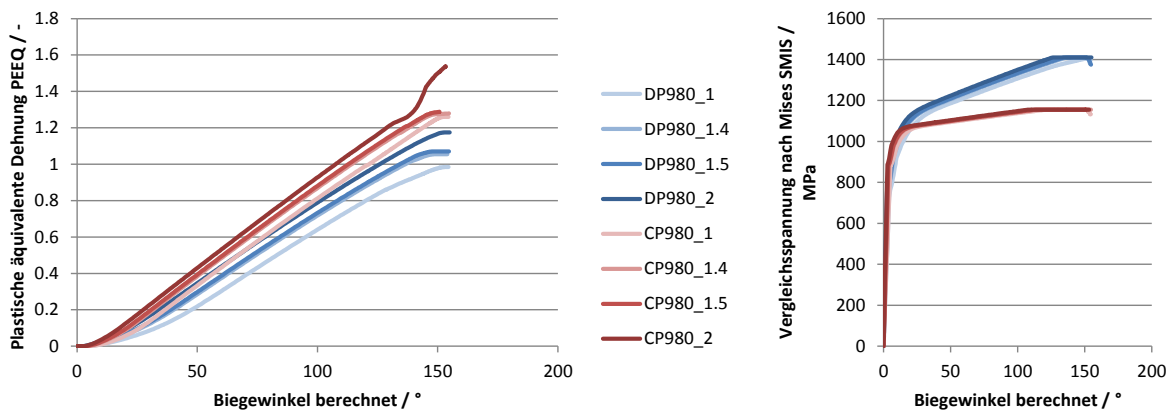


Abb. 84: Zusammenhang zwischen Biegewinkel und der plastischen äquivalenten Dehnung PEEQ am Dehnungsmaximum der Randfaser (links) bzw. der Vergleichsspannung nach Mises SMIS an diesem Punkt. Darstellung für Variation der Blechdicke (siehe Legende, in mm).

Auch die plastischen äquivalenten Dehnungen und die Vergleichsspannungen nach Mises an der Randfaser in Probenmitte bei einem bestimmten Biegewinkel verändern sich durch eine Variation der Blechdicke. Mit zunehmender Blechdicke treten für beide Werkstoffe bei gleichem Biegewinkel höhere Dehnungen und höhere Spannungen auf. In beiden Fällen (für die Spannung und Dehnung) ist der Effekt für den DP980 etwas größer als für den CP980. So bewirkt beispielsweise eine Verdoppelung der Blechdicke von 1 auf 2 mm beim DP980, dass bei einem Biegewinkel von etwa 100° für 1 mm Blechdicke nur eine maximale äquivalente Dehnung von 0.6 vorliegt, während dieser Wert bei 2 mm Blechdicke bereits 0.8 überschritten hat.

4.5.2.2 Einfluss der Fließkurve beim Dreipunktbiegen

In diesem Kapitel wird die Auswirkung der Verfestigung auf die Biegekurve sowie auf Dehnungen und Spannungen in der Biegeprobe für vier Stahlsorten mit Blechdicke 1.5 mm beschrieben.

Für einen Vergleich der Fließkurven der vier betrachteten Stahlsorten (DP980, CP980, DP980HD, CP980HD) wird auf Abb. 78 verwiesen. Dort ist erkennbar, dass der deutlichste Unterschied der vier Stahlsorten in der Verfestigung bei hohen Dehnungen besteht. Diese ist am größten für den DP980HD, danach folgen in absteigender Reihenfolge DP980, CP980HD und schließlich CP980.

In Abb. 85 ist erkennbar, dass eine hohe Verfestigung des Materials einen größeren Kraftanstieg in der Biegekurve nach sich zieht. Das Maximum in der Biegekurve ohne Entfestigung und Schädigung ist bei einer Blechdicke von 1.5 mm nur bei sehr geringer Verfestigung (CP980) möglich und tritt erst bei einem Biegewinkel von etwa 125° auf. In Abb. 86 ist erkennbar, dass bei höherer Verfestigung des Werkstoffs das Maximum der plastischen äquivalenten Randfaserdehnung viel niedriger liegt als bei niedriger Verfestigung. Die Abweichungen in der Dehnung bei einem best. Biegewinkel liegen dabei für die vier Stahlsorten im Bereich von bis 20 bis 50 %. Abb. 86 zeigt auch, dass bei hoher Verfestigung höhere Randfaserspannungen bei einem bestimmten Biegewinkel erreicht werden.

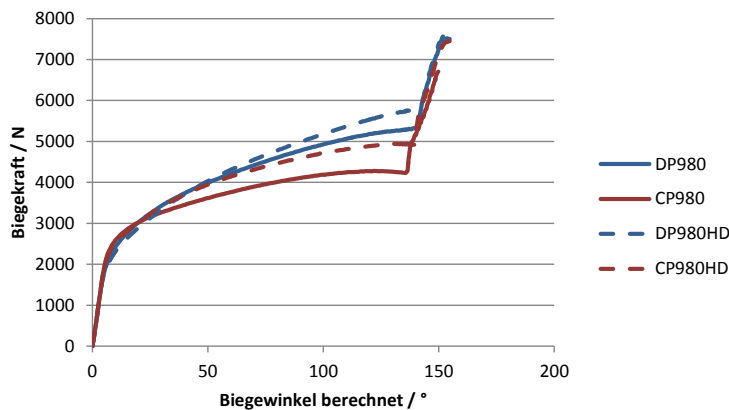


Abb. 85: Simulierte Biegekurven für verschiedene Stahlsorten unterschiedlicher Verfestigung mit Mindestzugfestigkeit 980 MPa

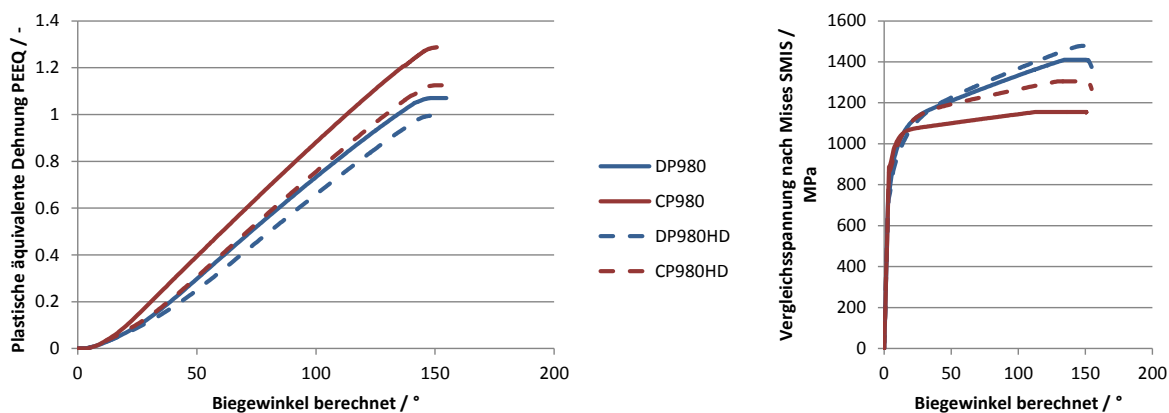


Abb. 86: Zusammenhang zwischen Biegewinkel und der plastischen äquivalenten Dehnung PEEQ am Dehnungsmaximum der Randfaser (links) bzw. der Vergleichsspannung nach Mises SMIS an diesem Punkt. Darstellung für vier Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit

Weiters wurde für die vier hier betrachteten Stahlsorten untersucht, wie sich die Dehnung entlang der Randfaser verteilt. Die Ergebnisse dazu sind exemplarisch bei einem Biegewinkel von 60° in Abb. 87 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass der Werkstoff mit der geringsten Verfestigung (CP980) zwar das größte Maximum im Dehnungsverlauf entlang der Randfaser besitzt, diese aber mit zunehmender Entfernung von der Achse des Biegeschwerts schneller abnimmt. Im Gegensatz dazu liegt das Maximum der Dehnung beim DP980HD viel niedriger, aber in größerer Entfernung der Achse des Biegeschwerts höher.

Die beiden Abbildungen auf der rechten Seite stellen die Verteilung der plastischen äquivalenten Dehnung im gesamten Bereich der Biegung für CP980 (oben) und DP980 (unten) dar. Es liegt also beim CP980 in der Dehnung eine stärkere Konzentration in einem kleinen Bereich vor als beim DP980.

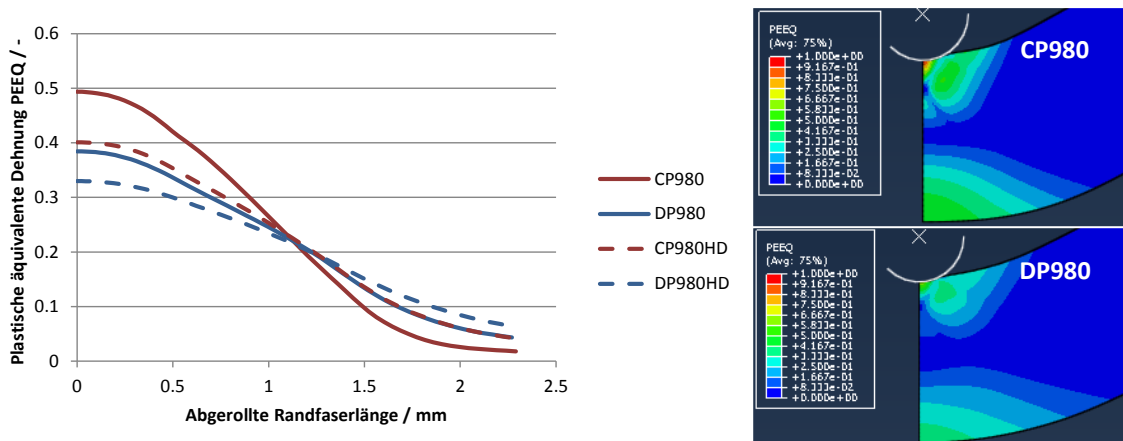


Abb. 87: Links: Darstellung der plastischen äquivalenten Dehnung entlang der abgerollten Randfaser ausgehend von der Achse des Biegeschwerts ($x = 0$). Rechts: Ausschnitte aus der FE-Simulation mit Darstellung der PEEQ von 0 (blau) bis 1 (rot) für CP980 und DP980.

4.5.2.3 Ermittlung von Dehnungen und Spannungen bei Kraftmaximum

Basierend auf Untersuchungen, wie sie zu Beginn des Abschnitts 4.5.2 bereits für den DP980HD dokumentiert wurden, ist durch Vergleich von Simulation und Experiment die Charakterisierung der Spannungs- und Dehnungszustände in der Biegeprobe zum Zeitpunkt des Kraftmaximums möglich. Dies wurde für alle simulierten Stahlsorten durchgeführt. Tab. 6 fasst diese Ergebnisse zusammen. Es ist erkennbar, dass ein höherer Biegewinkel nicht automatisch eine höhere Randfaserdehnung bei Kraftmaximum zur Folge hat. Beispielsweise liegen CP980 und CP980HD bei einer plastischen äquivalenten Dehnung von 0.76 bei Kraftmaximum, während der CP980HD einen um 13° höheren Biegewinkel aufweist. Die DP-Stähle weisen generell niedrigere kritische plastische Dehnungen auf als die CP-Stähle. Beim Vergleich von DP980 und DP980HD korrelieren hingegen Biegewinkel und Randfaserdehnung miteinander. Randfaserspannungen liegen tendentiell bei DP-Typen und HD-Varianten höher als bei den CP-Typen bzw. den klassischen Varianten der Stahlsorten. Das führt dazu, dass bei Stahlsorten mit großer Differenz in der Zugfestigkeit ähnliche kritische Randfaserspannungen auftreten können, wenn im Biegeversuch das Kraftmaximum erreicht ist (z.B. DP980HD – CP1180 A).

Tab. 6: Spannungs- und Verformungszustand an der Randfaser der Biegeprobe zum Zeitpunkt des (experimentellen) Kraftmaximums

Stahlsorte	Experiment	Werte aus der Simulation bei Fmax			
	α_{Fmax} °	PEEQ	PE11	SMIS MPa	S11 MPa
CP980	89	0.76	0.66	1134	1309
DP980	62	0.41	0.35	1241	1433
CP980HD	102	0.76	0.65	1266	1462
DP980HD	80	0.50	0.43	1313	1516
CP1180 A	87	0.77	0.66	1316	1519
CP1180HD LY	71	0.53	0.46	1333	1539
DP1180HD	74	0.50	0.44	1511	1745

4.5.3 Abflachung der Biegeprobe

Benedyk et al. [5, 6] haben bereits die Bildung von Abflachungen und großen Kerben bei pressgehärteten Stahlsorten und einem CP-Stahl festgestellt. Da die Simulation die Entstehung von Scherbändern nicht abbildet, wird im Folgenden untersucht, inwieweit die Simulation mit der Biegegeometrie im Experiment übereinstimmt, und ob sie eine Abflachung der Probe ergibt.

Dazu wurden die Konturen der äußeren Randfaser aus der Simulation ausgegeben. Die Verformung der äußeren Randfaser bis etwa zwei Millimeter von der Symmetrieebene entfernt ist in Abb. 88 dargestellt. Es ist erkennbar, dass der CP1180 A im Gegensatz zum DP980 die höchste Krümmung nicht in der Ebene des Biegeschwerts bei $x=0$ mm besitzt, sondern außerhalb der Probenmitte. Die Krümmung nimmt zur Symmetrieebene hin wieder ab. Dieses Phänomen wird hier als Abflachung bezeichnet. Es ist bemerkenswert, dass im Gegensatz dazu beim DP980 mit steigendem Biegewinkel die Krümmung in allen Bereichen der Randfaser kontinuierlich zunimmt. Im Fall der Abflachung ändert sich die Krümmung dort nicht, während in den weiter außen anschließenden Bereichen ein immer engerer Radius, also höhere Krümmungen, entstehen. Dieser Sachverhalt, der zur Entstehung einer Abflachung führt, findet auch in der Simulation statt.

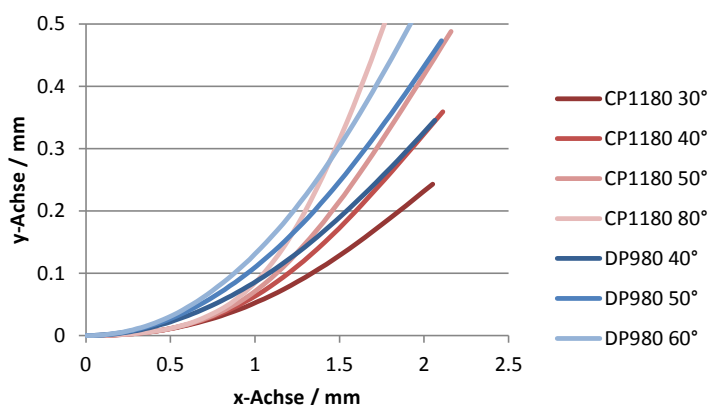


Abb. 88: Kontur der Biegeprobe entlang der äußeren Randfaser für zwei Stahlsorten und verschiedene Biegewinkel. Koordinatensystem wie in Abb. 39

Die Krümmung im Bereich 0.5 mm beidseitig der Symmetrieebene wurde mit jener aus dem Experiment verglichen, indem die Krümmung quadratischer Fit-Funktionen im Symmetriepunkt berechnet wurde. In Normalschliffen wurde die Krümmung durch Anlegen eines Radius an die äußere Randfaser, ebenfalls auf einem Millimeter Länge, ermittelt. Die Veränderung der Krümmung ist in Abb. 89 als Funktion des (berechneten) Biegewinkels für den CP1180 A und den DP980 dargestellt. Zusätzlich wurde für die betrachteten Biegezustände das jeweilige Maximum in der Verteilung der plastischen äquivalenten Dehnung entlang der Randfaser dargestellt.

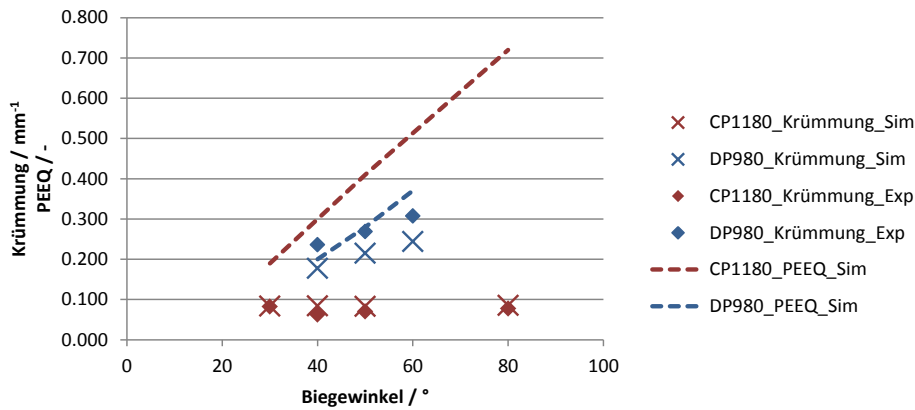


Abb. 89: Darstellung der aus Abb. 88 berechneten Krümmung und maximalen plastischen äquivalenten Dehnung der simulierten Biegeproben sowie der in Normalschliffen gemessenen Krümmung im Biegeexperiment

Für den DP980 liefert die Simulation etwas niedrigere Krümmungen in der Mitte der äußeren Randfaser, als im Experiment bestimmt wurden. Für den CP1180 stimmen die jeweiligen Krümmungen fast genau überein.

Sowohl in der Simulation als auch im Experiment ist für den DP980 eine höhere Krümmung vorhanden als für den CP1180 A, und die Krümmungen steigen für ersteren mit steigendem Biegewinkel immer mehr an, während die Krümmung des CP1180 konstant bleibt. Trotzdem steigen die plastischen äquivalenten Dehnungen am Punkt des Maximums der Dehnungsverteilung (vgl. Abb. 87) für den CP1180 A stärker an. Weiters ist abzulesen, dass trotz der geringen Abweichung der Krümmungswerte zwischen Simulation und Experiment der Unterschied zwischen den beiden Stahlsorten gut wiedergegeben wird.

4.6 Untersuchungen zum Versagen im Biegeversuch

Akeret [77] hat als Erster eine Beschreibung des Versagensmechanismus im Dreipunkt-Biegen für Aluminium-Legierungen vorgenommen. Benedyk et al. [5, 6] haben mittels unterbrochener Biegeversuche für PHS-Stähle festgestellt, dass vor der Rissbildung Kerben und Scherbänder auftreten. Bei einem untersuchten Dualphasenstahl wurde diese Kerbenbildung nicht beobachtet.

Die vorliegende Arbeit nimmt diese Beobachtungen zum Ausgangspunkt, eine ausführliche Beschreibung des Versagensmechanismus und der mikrostrukturellen Einflüsse auf diese Vorgänge für eine breite Palette an großtechnisch produzierten AHSS und UHSS durchzuführen.

Der erste Teil dieser Untersuchungen befasst sich mit dem Ablauf des Versagens mit Hilfe von Normalschliffen unterbrochener Biegeversuche, und der zweite Teil geht auf die mikrostrukturellen Einflüsse ein (Untersuchung elektropolierter Normalschliffe und der Bruchflächen im REM).

4.6.1 Versagensablauf im Dreipunkt-Biegeversuch

4.6.1.1 Stereomikroskopische Untersuchungen

In Abb. 90 sind für die vier Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit Stereomikroskopische Aufnahmen jeweils zweier Biegezustände dargestellt.

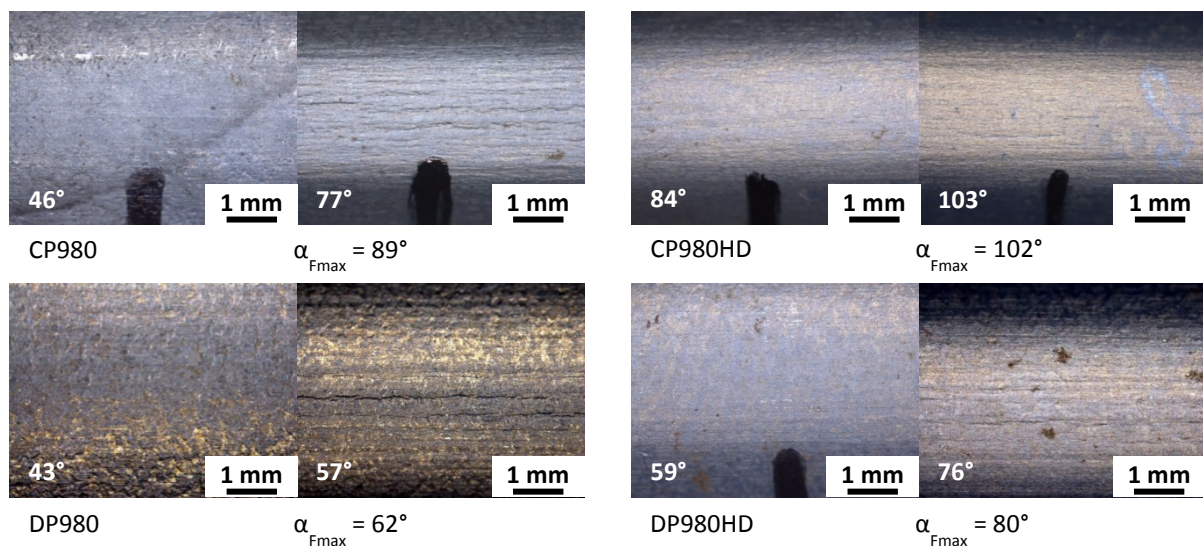


Abb. 90: Stereomikroskopische Aufnahmen der Biegekante nach unterbrochenen Biegeversuchen der Stahlgüten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit. Biegewinkel bei Kraftmaximum $\alpha_{F_{max}}$ der jeweiligen Stahlsorte und Biegewinkel vor Entlastung der unterbrochenen Biegeprobe (in weiß) sind angegeben.

Jene Biegeproben, die nur bis zu Winkeln von mehr als 20° vor $\alpha_{F_{max}}$ gebogen wurden, weisen eine glatte Oberfläche im Bereich der Biegekante auf. Es sind weder Risse noch Welligkeit erkennbar. Für den CP980 ist bereits zwölf Grad vor $\alpha_{F_{max}}$ eine ausgeprägte Rauigkeit der Oberfläche vorhanden, außerdem liegt eine rissartige Oberflächenstruktur vor, die anhand der Schattenwirkung bei seitlicher Beleuchtung deutlich erkennbar ist.

Bei den anderen drei Werkstoffen CP980HD, DP980 und DP980HD liegt auch ab fünf Grad vor (DP980) bis kurz nach α_{Fmax} (CP980HD) eine glattere Oberfläche vor, und es sind nur wenige feine Anrisse zu sehen. Der markanteste Riss tritt hier beim DP980 auf.

4.6.1.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen an Normalschliffen

Im Folgenden wird die Entwicklung der Oberfläche und Defekte beim Dreipunktbiegen im Normalschliff an Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen für CP980, DP980, CP980HD und DP980HD erklärt.

Generell ist bei allen Normalschliffen zu bedenken, dass nur ein einzelner Schnitt durch die Biegeprobe zu sehen ist. Eine gewisse Unsicherheit ist also zu berücksichtigen, weil Schnitte in Ebenen davor oder dahinter unter Umständen ein abweichendes Verhalten zeigen können. Abb. 90 lässt allerdings vermuten, dass die Unterschiede nicht sehr groß sind.

Die Oberfläche des CP980 (siehe Abb. 91) ist bei 37° noch glatt, während bei 66° bereits deutlich kleine Kerben erkennbar sind (23° vor dem Kraftmaximum bei 89°). Bei 102° Biegewinkel sind einzelne Kerben stark gewachsen; zusätzlich sind weitere kleine Kerben entstanden. Die ersten Risse wurden erst weit nach Kraftmaximum (89°), nämlich bei 128°, gefunden. Die Risse wachsen ausgehend von Kerbspitzen schräg von der Oberfläche weg. Auch an der kleinen Kerbe rechts in Abb. 91 rechts unten ist bereits ein kleiner Anriss erkennbar.

Mit dem Auftreten der ersten Kerben bei 66° ist auch eine Abflachung der Biegeprobe an der äußeren Randfaser zu erkennen. Im Zuge des Kerbwachstums bis 102° wird die Abflachung noch deutlicher.

Beim DP980 (siehe Abb. 92) ist bei kleinen Biegewinkeln (34°) ebenfalls eine glatte Oberfläche an der Biegekante vorhanden. Zehn Grad vor Kraftmaximum ist nur eine leichte Welligkeit erkennbar, es sind jedoch bei der gezeigten Vergrößerung keine Kerben sichtbar. Erst bei 57° Biegewinkel sind erste Anrisse erkennbar, die bei Kraftmaximum in einen makroskopischen Riss übergehen. Der ebenfalls schräg verlaufende makroskopische Riss geht nicht von einer großen Kerbe aus, wie das beim CP980 der Fall ist.

Bei kleinerer Vergrößerung ist beim DP980 keine Abflachung erkennbar. Die äußere Biegerandfaser behält eine runde Kontur.

Die Stahlsorte CP980HD bildet bis zu sehr hohen Biegewinkeln nur eine leichte Oberflächenwelligkeit aus (siehe Abb. 93). Erst nach 90° sind erste kleine Kerben und Anrisse an der Oberfläche erkennbar. Auch bei dieser Stahlsorte wurden am Ausgangspunkt von großen Rissen Kerben gefunden, wie z.B. bei 123° Biegewinkel in Abb. 93 zu sehen. Beim CP980HD ist höchstens eine marginale Abflachung an der Biegekante erkennbar.

Beim DP980HD (Abb. 94) ist der erste Anriss im Normalschliff bei 87° zu sehen, bis 76° tritt nur eine leichte Oberflächenwelligkeit auf. Das Kraftmaximum dieses Werkstoffs liegt bei 80°. Bei 93° ist der Riss mehrere hundert Mikrometer tief, und auch hier sind keine Kerben im Lichtmikroskop erkennbar. Weiters tritt beim DP980HD keine Abflachung auf.

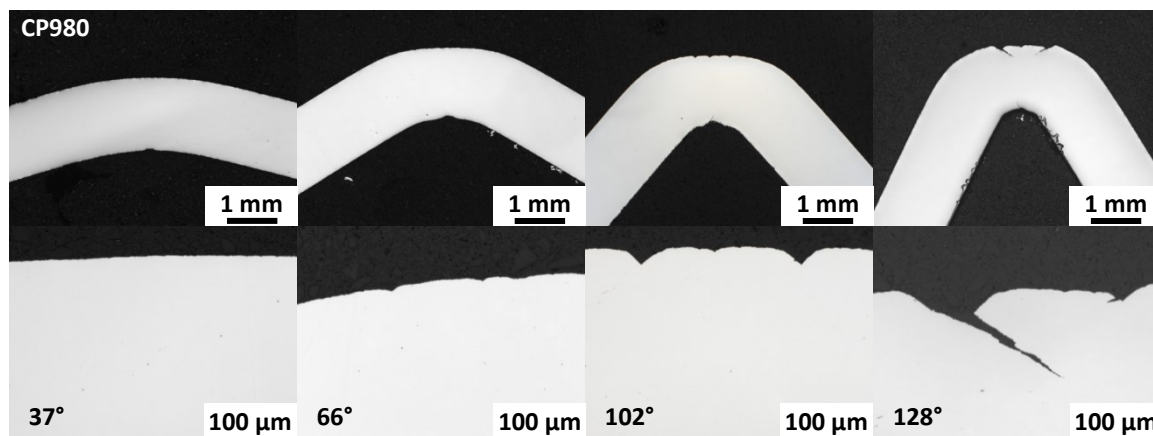


Abb. 91: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. CP980 ($\alpha_{F_{max}} = 89^\circ$)

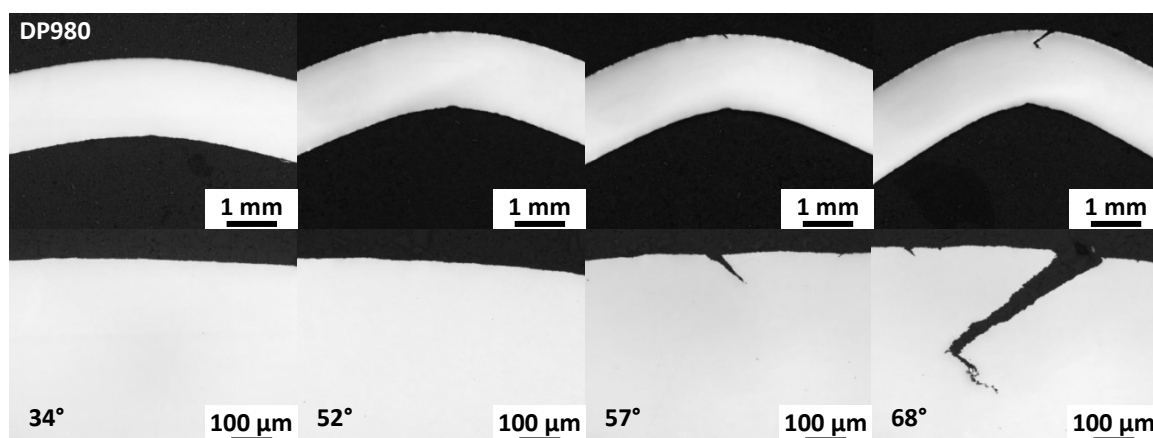


Abb. 92: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. DP980 ($\alpha_{F_{max}} = 62^\circ$)

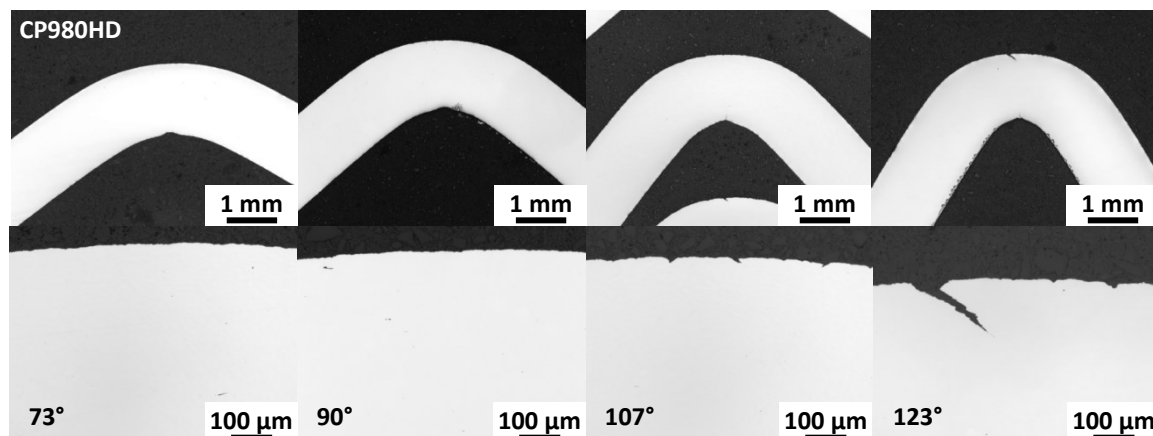


Abb. 93: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. CP980HD ($\alpha_{F_{max}} = 102^\circ$)

In Abb. 95 bis Abb. 97 sind ausgewählte Normalschliffe für die Stahlgüten mit Mindestzugfestigkeit 1180 MPa dargestellt, wobei jeweils eine Biegeprobe bis etwa zehn Grad vor Kraftmaximum, und eine etwa bis Kraftmaximum gebogen wurde.

Die klassischen Complexphasenstähle CP1180 A und CP1180 B (Abb. 95) weisen beide Kerben vor Kraftmaximum und eine deutliche Abflachung auf. Bei Kraftmaximum liegen bereits größere Kerben

vor, in den dargestellten Normalschliffen sind jedoch noch keine Risse vorhanden. Bei größeren Winkeln wurden Risse ausgehend von großen Kerben festgestellt.

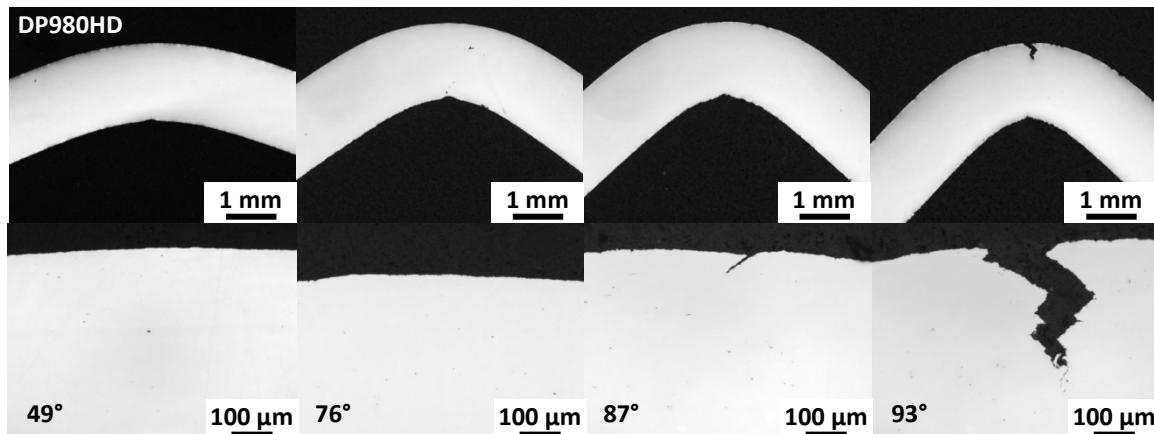


Abb. 94: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. DP980HD ($\alpha_{F_{max}} = 80^\circ$)

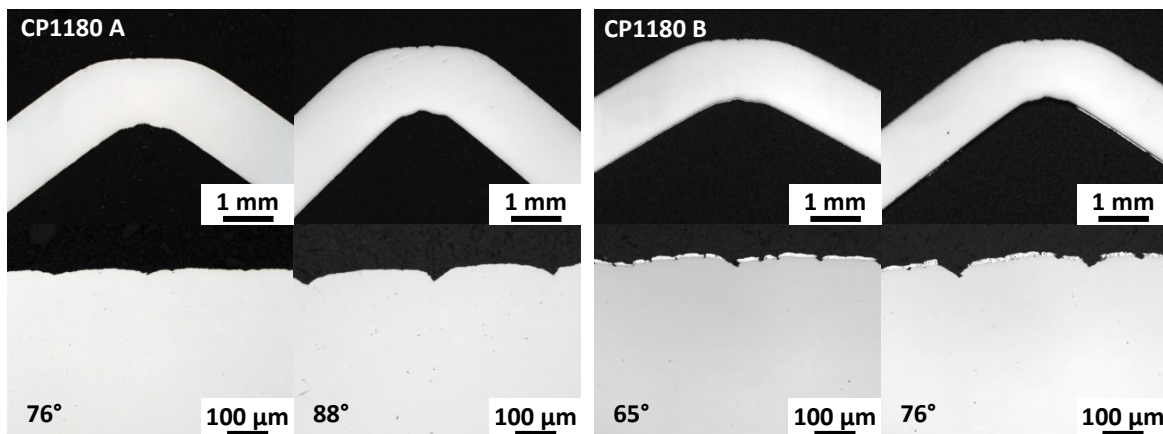


Abb. 95: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. CP1180 A ($\alpha_{F_{max}} = 87^\circ$), CP1180 B ($\alpha_{F_{max}} = 75^\circ$)

Bei den High-Ductility-Varianten CP1180HD und DP1180HD (siehe Abb. 96) sind vor Kraftmaximum nur feinste Anrisse und leichte Oberflächenunebenheiten vorhanden. Bei Kraftmaximum findet Rissbildung ohne vorherige Entstehung von großen Kerben statt. Diese beiden Stahlgüten bilden keine deutliche Abflachung beim Dreipunkt-Biegen.

In Abb. 97 sind die drei zusätzlichen Varianten des CP1180HD dargestellt. Bei den beiden dargestellten Biegewinkeln von 60 und 71° sind Oberflächenunebenheit, kleine Kerben sowie kurze Anrisse erkennbar. Beim CP1180HD ZF A sind keine größeren Kerben zu erkennen, der Ausgangspunkt des Risses bei 50° Biegewinkel könnte eine kleine Kerbe sein. Beim CP1180HD ZF B ist eine kleine Kerbe bei 59° Biegewinkel erkennbar, bei Kraftmaximum ist ein Anriss vorhanden. Im Gegensatz zur Stahlsorte CP1180HD ZF A bilden CP1180HD LY und CP1180HD ZF B eine Abflachung aus.

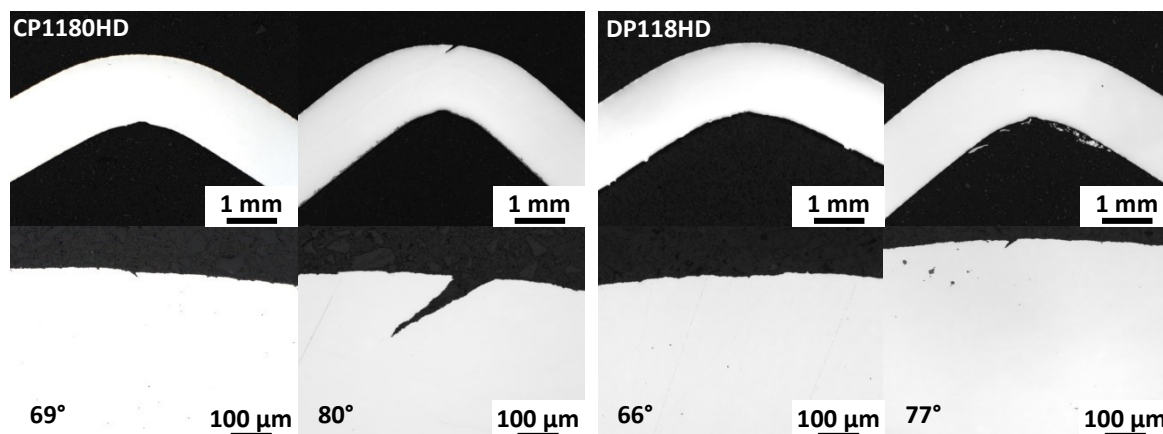


Abb. 96: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. CP1180HD ($\alpha_{F_{max}} = 79^\circ$), DP1180HD ($\alpha_{F_{max}} = 74^\circ$)

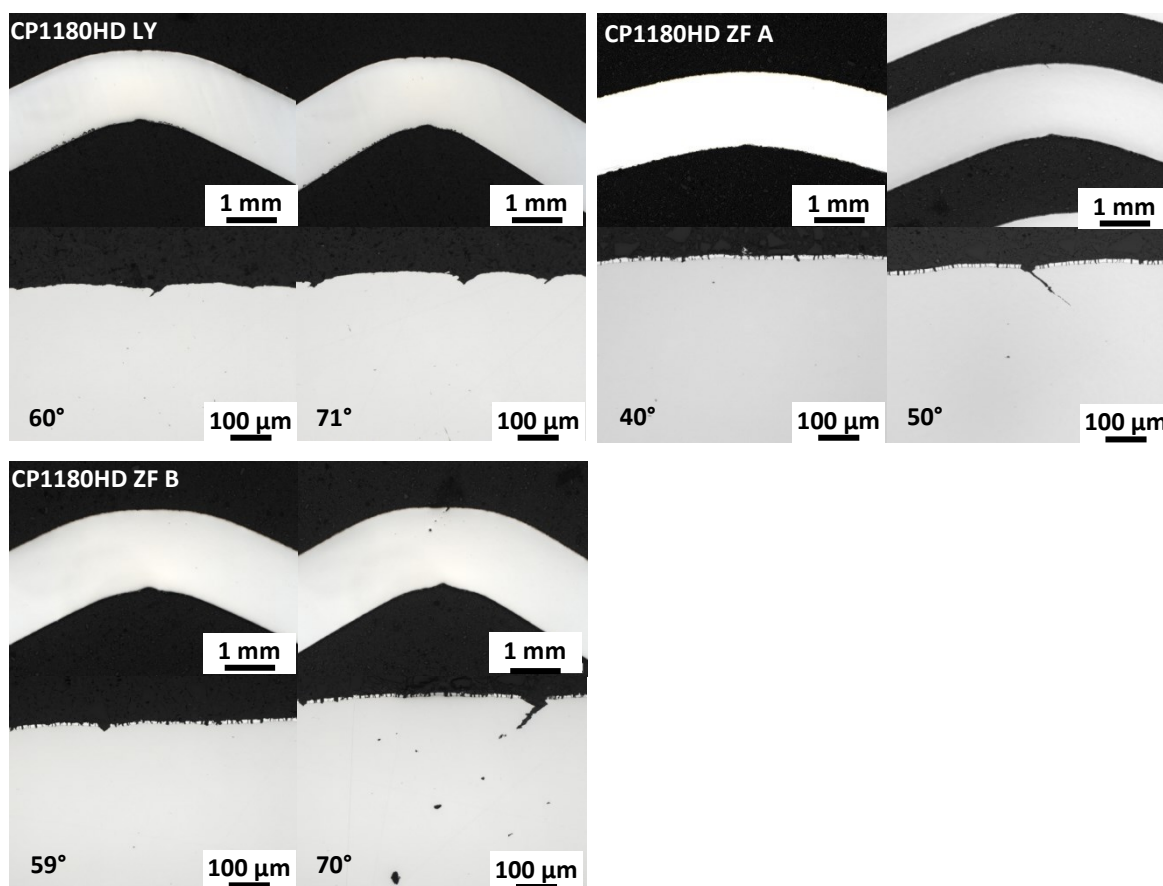


Abb. 97: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. CP1180HD LY ($\alpha_{F_{max}} = 71^\circ$), CP1180HD ZF A ($\alpha_{F_{max}} = 48^\circ$), CP1180HD ZF B ($\alpha_{F_{max}} = 69^\circ$)

Der Versagensablauf für die drei untersuchten pressgehärteten Stähle sind in Abb. 98 dargestellt. Wie bereits von Benedyk et al. [5, 6] berichtet, geht das Versagen im Biegeversuch für den PHS1500 mit Kerbenbildung und Abflachung einher. Dieses Ergebnis konnte auch mit den in dieser Arbeit verwendeten Bändern bestätigt werden.

Die beiden zusätzlich untersuchten Stahlgüten PHS1800 und PHS1900 bilden keine im Lichtmikroskop sichtbaren Kerben und keine Oberflächenwelligkeit, wie sie für den PHS1500 bei 45° zu sehen ist. Ausgehend von Rissen in der Zink-Eisen-Schicht, die bereits bei 26° Biegewinkel für den PHS1900

erkennbar sind, tritt das Probenversagen durch Bildung eines makroskopischen Risses im Grundmaterial ohne vorherige Entstehung von großen Kerben ein. Da der Kraftabfall für den PHS1900 sehr plötzlich stattfindet, konnte trotz mehrerer Versuche keine Probe so gestoppt werden, dass ein makroskopischer Riss ohne kompletten Probenbruch (wie bei 36° zu sehen) vorgelegen wäre.

Aufgrund des kleinen Biegewinkels bei Probenversagen ist die Beurteilung, ob eine Abflachung vorhanden ist, für die beiden Stahlsorten PHS1800 und PHS1900 nicht zweifelsfrei möglich.

In Abb. 98 ist auch ein Beispiel für die eingangs erwähnte Streuung zu sehen; so liegen bei der PHS1500 Probe im betrachteten Normalschliff bei 54° Biegewinkel zwei kleine Kerben mit jeweils einem kleinen Anriss vor, während bei 60° nur eine größere Kerbe ohne Anriss zu sehen ist.

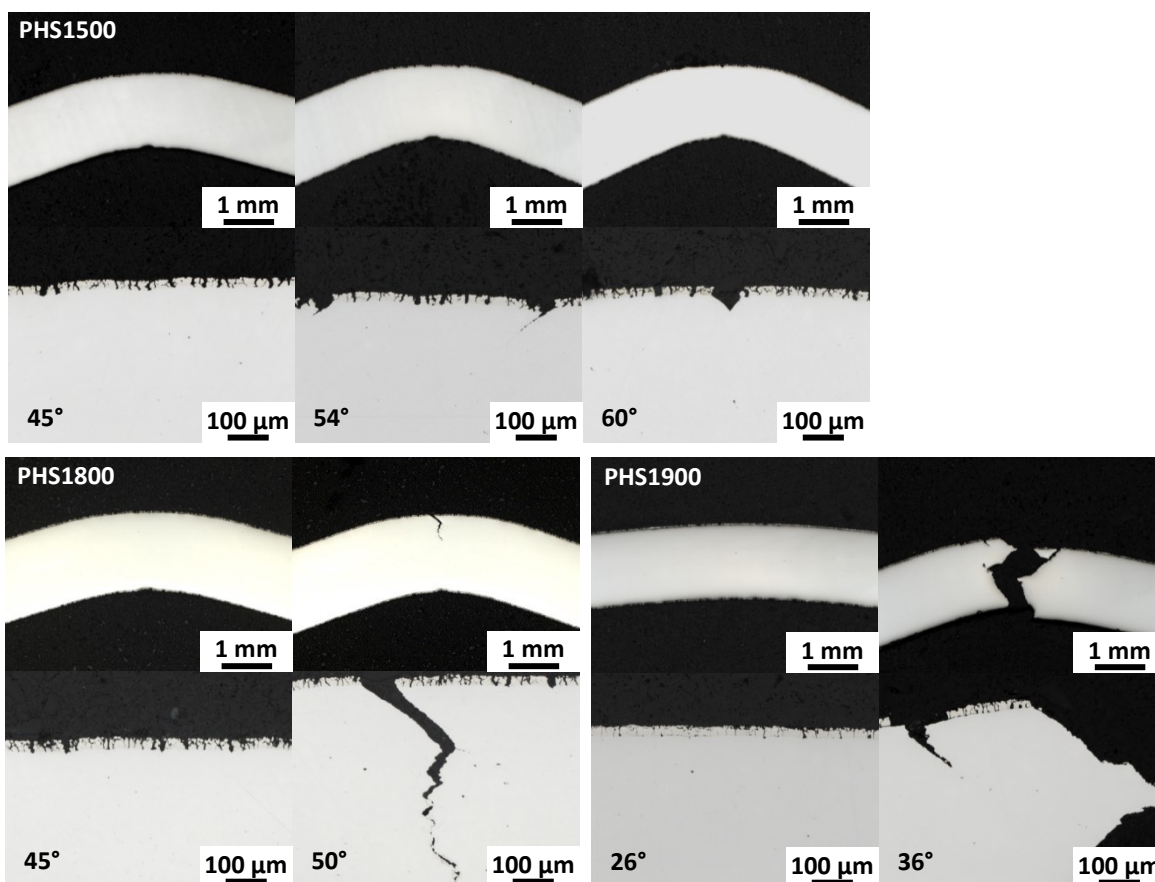


Abb. 98: Normalschliffe an Dreipunkt-Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Biegewinkel in Grad. PHS1500 ($\alpha_{F_{\max}} = 53^\circ$), PHS1800 ($\alpha_{F_{\max}} = 45^\circ$), PHS1900 ($\alpha_{F_{\max}} = 34^\circ$)

4.6.2 Detailuntersuchung zur Rissbildung beim CP980

Wie in Abb. 91 zu sehen, konnte bei einem Normalschliff des CP980 über zehn Grad nach Kraftmaximum noch kein Riss detektiert werden. Auch bei den beiden Varianten des CP1180 waren in manchen Normalschliffen nach Kraftmaximum keine Anrisse vorhanden.

Aus diesem Grund wurde eine detaillierte Untersuchung der Rissbildung für den CP980 durchgeführt, um festzustellen, ob bei Kraftmaximum tatsächlich Risswachstum eintritt.

Dabei wurde eine Probe auf ein Prozent und eine auf fünf Prozent Kraftabfall gebogen und ihre Oberflächen an der Biegekante anschließend im REM begutachtet.

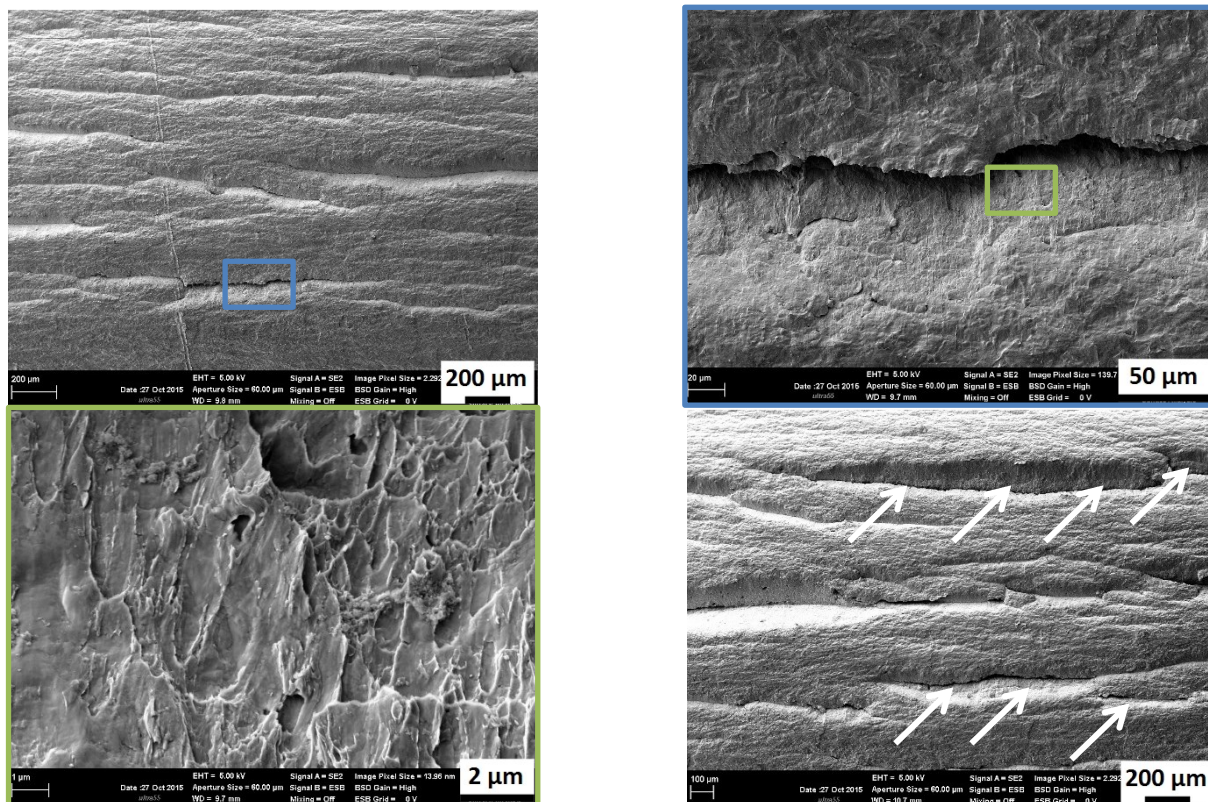


Abb. 99: Dreipunktbiegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen des CP980. Versuche unterbrochen bei 1 % Kraftabfall (links oben) und 5 % Kraftabfall (rechts unten).

Wie in Abb. 99 zu sehen, konnten dabei deutlich kleine Anrisse in Form von duktiler Bruchoberfläche mit großem Scheranteil nachgewiesen werden. Diese Bereiche sind bei der Probe mit einem Prozent Kraftabfall erst vereinzelt zu erkennen, unmittelbar rechts vom blauen Rechteck wäre beispielsweise ein Normalschliff ohne sichtbaren Riss möglich. Bei fünf Prozent Kraftabfall (rechts unten) haben sich die Anrisse bereits auf einen viel größeren Bereich der Probe ausgebreitet (die Pfeile markieren duktile Bruchoberfläche).

4.6.3 Detailuntersuchung zur Bildung von Abflachung und Kerben

Im vorletzten Kapitel 4.6.1 wurde unter anderem festgestellt, dass bei Stahlsorten, die beim Dreipunktbiegen eine Abflachung bilden, Kerben an der Biegerandfaser vor dem Kraftmaximum erkennbar sind. Vor allem bei eher kleinen Biegewinkeln der klassischen CP-Güten war dabei zwar eine Abflachung sichtbar, jedoch bei kleinen Vergrößerungen im Lichtmikroskop keine deutlichen Kerben – sondern nur Oberflächenwelligkeit oder -rauigkeit. Ein Beispiel für einen solchen Normalschliff ist in Abb. 100 zu sehen.

Bei höherer Vergrößerung im REM (siehe Abb. 101) ist deutlich erkennbar, dass im Bereich der Abflachung Kerben vorhanden sind, deren Größe bis zu fünf Mikrometer erreicht. Es ist eine große Zahl solcher Kerben vorhanden, wobei einige mit Pfeilen markiert wurden. Im Bereich außerhalb der Bie-

gekante, wo noch wenig bis keine plastische Verformung stattgefunden hat (Abb. 101 rechts unten), ist die Oberfläche weitaus glatter. Die erkennbare Struktur mit Kerben im Bereich der Abflachung ist also auf die Verformung beim Biegeprozess zurückzuführen.

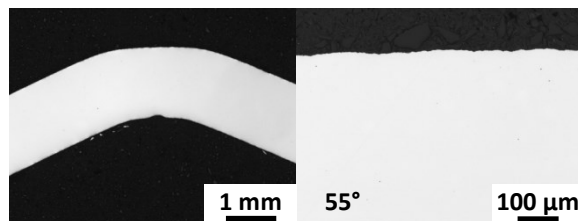


Abb. 100: Dreipunktbiegeprobe des CP1180 A unterbrochen bei 55°. Lichtmikroskop

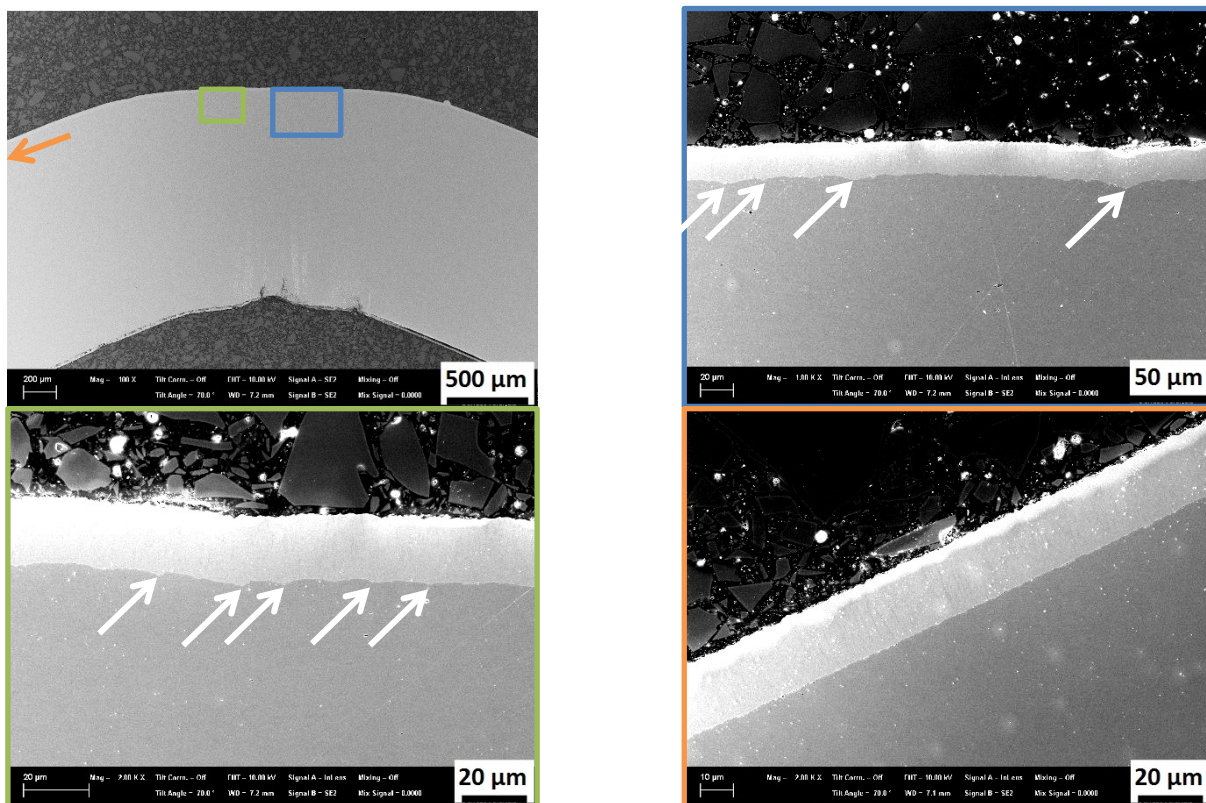


Abb. 101: Dreipunktbiegeprobe des CP1180 A unterbrochen bei 55°. Rasterelektronenmikroskop. Rechts unten Oberfläche weiter weg von der Biegekante.

4.6.3.1 Quantifizierung der Abflachung

Die Quantifizierung der Kerbenbildung war mit den in dieser Arbeit verwendeten Methoden nicht möglich, weil die Bildung von Kerben genauso wie die Bildung von Rissen einer großen statistischen Schwankung unterworfen ist. So kann beispielsweise die Anzahl und Größe der Kerben von Probe zu Probe genauso variieren, wie die Schwankung innerhalb einer Probe zwischen verschiedenen Positionen eines Normschliffs. Für jeden Biegewinkel wurde nur ein Normschliff präpariert und im Lichtmikroskop fotografiert.

In diesen Normschliffen wurde jedoch die Abflachung wie in 3.6.2 definiert vermessen, falls diese erkennbar war. Der in Abb. 102 angegebene Wert ergibt sich aus dem Abstand zwischen der Oberfläche im Bereich der Abflachung und einem Biegeradius, der dem Verlauf der Biegerandfaser außer-

halb der Abflachung am Besten entspricht. Ein Beispielbild dafür ist in Abb. 38, Kap. 3.6.2, Seite 45 dargestellt. Es ist für alle dargestellten Stahlsorten ein etwa linearer Anstieg der Abflachung mit steigendem Biegewinkel vorhanden.

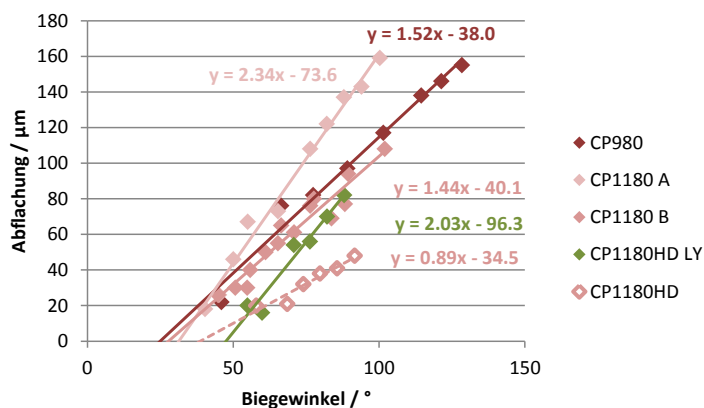


Abb. 102: Entwicklung der Abflachung entsprechend Messungen wie in 3.6.2 beschrieben für großtechnische AHSS mit erkennbarer Abflachung in Abhängigkeit des Biegewinkels. Biegeschwert in Walzrichtung.

Ein besonders rascher Anstieg dieser charakteristischen Länge findet für den CP1180 A und den CP1180HD LY statt, während der CP1180HD in dieser Darstellung die kleinste Steigung besitzt. Werden die ermittelten Punkte linear auf einen Beginn der Abflachung auf der x-Achse extrapoliert, so ergibt sich für die drei klassischen Complexphasenstähle ein etwas niedrigerer Winkel bei Beginn der Abflachung, als für den CP1180HD und den CP1180HD LY.

Für diese kritischen Werte des Biegewinkels wurden mit Hilfe der FE-Simulation für die drei Werkstoffe CP980, CP1180 A und CP1180HD LY Dehnungen und Spannungen in der Randfaser in Blechebene bestimmt. Diese sind in Tab. 7 angeführt.

Tab. 7: Biegewinkel sowie Dehnungen und Spannungen an der Randfaser in der Ebene des Biegeschwerts für Beginn der Abflachung

Stahlsorte	Experiment	Werte aus der Simulation bei Beginn der Abflachung			
	α_{Abfl} °	PEEQ	PE11	SMIS MPa	S11 MPa
CP980	25	0.14	0.12	1077	1243
CP1180 A	31	0.18	0.16	1281	1479
CP1180HD LY	48	0.29	0.26	1333	1539

4.6.4 Umwandlung von Restaustenit beim Dreipunkt-Biegen

Im Zuge der Grundcharakterisierung der großtechnischen Stahlsorten wurden der Restaustenitgehalt und die Restaustenitstabilität magnetisch im unverformten Zustand bzw. nach Reckversuchen bestimmt. Für TRIP-Stähle wurde nachgewiesen, dass der Spannungszustand einen Einfluss auf die Restaustenitstabilität bei Verformung hat [40]. Im Zugversuch liegt ein uniaxialer, an der Oberfläche der Biegeprobe hingegen ein ebener und unter der Oberfläche ein dreiachsiger Spannungszustand

vor. Weiters tritt beim Biegen ein ebener Dehnungszustand auf (Dehnung in Breitenrichtung der Probe gleich Null), während dies im Zugversuch nicht der Fall ist. Für eine Einschätzung der Wirkung von Restaustenit auf die Rissinitiierung und das Risswachstum ist interessant zu wissen, ob der Restaustenit in umgewandelter Form als harter Martensit vorliegt, oder erst durch lokal aufgebrachte Dehnungen und Spannungen im Zuge der Schädigung umwandelt.

Aus diesem Grund wurde exemplarisch an ausgewählten Stahlsorten die Umwandlung von Restaustenit an einer Biegeprobe untersucht.

Zuerst wurde jeweils eine bis Kraftmaximum gebogene Biegeprobe des CP1180HD und des DP980HD in einem Ofen für zwei Stunden bei 200 °C angelassen. Anschließend wurde ein Normalschliff mittels Elektropolieren fürs REM präpariert.

In Abb. 103 ist auf der linken Seite ein repräsentativer Ausschnitt aus dem Bereich der Biegekante in der Nähe der Randfaser dargestellt, rechts weiter weg von der Biegekante (keine Verformung), aber ebenfalls in der Nähe der Randfaser.

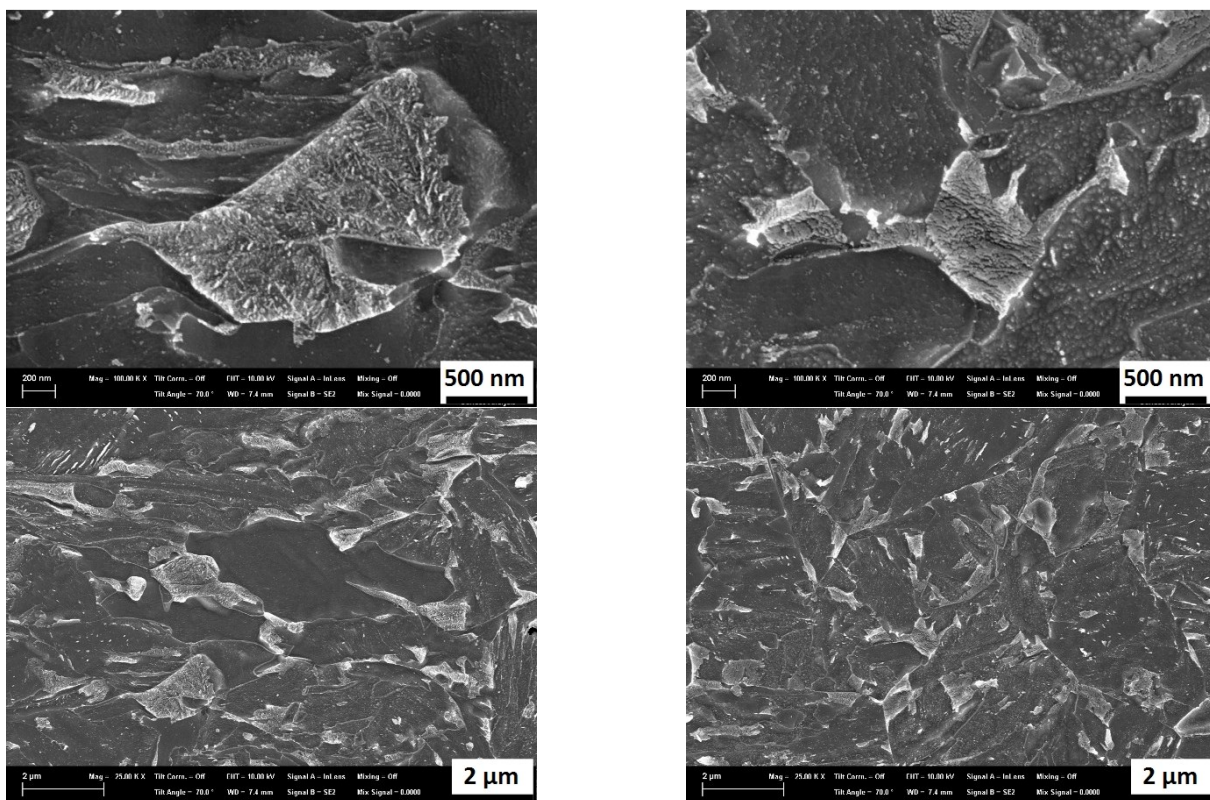


Abb. 103: Elektropolierter Normalschliff an Biegeprobe des CP1180HD nach Biegen bis Kraftmaximum und Anlassbehandlung 200 °C / 2 h. Links stark verformt im Bereich der Biegekante nahe der äußeren Randfaser, rechts unverformt im Bereich außerhalb der Biegekante ebenfalls an der äußeren Randfaser.

Es fällt auf, dass die Martensit/Restaustenit-Inseln im Gefüge im verformten Bereich (links) eine andere Struktur durch den Ätzangriff gebildet haben als jene im unverformten Bereich (rechts). Ätzstrukturen wie links oben wurden in stark verformten Bereichen der Biegeprobe gefunden, während die Struktur, wie rechts oben erkennbar, ausschließlich in unverformten Bereichen vorkam. Wahrscheinlich ist der Restaustenit im stärker belasteten Material bereits während der Verformung in Martensit umgeklappt, der Restaustenit im restlichen Material wandelt aber erst durch das Glühen

um. Entsprechend wird angenommen, dass zum Zeitpunkt des Kraftmaximums (79°) beim CP1180HD nur mehr ein sehr geringer Restaustenitgehalt an der Randfaser vorkommt.

In Abb. 104 sind Ausschnitte des unverformten (links) und des stark verformten Zustands im Bereich der Biegekante nahe der Randfaser (rechts) des DP980HD dargestellt. Bei dieser Stahlsorte wurde Restaustenit im unverformten Zustand nicht angegriffen, während im verformten Bereich ein deutliches Relief an allen Martensit/Restaustenit-Körnern erkennbar ist. Das lässt darauf schließen, dass für diesen Werkstoff im Bereich der Initiierung von Poren, und Rissen kein relevanter Anteil an Restaustenit mehr im Gefüge vorhanden ist.

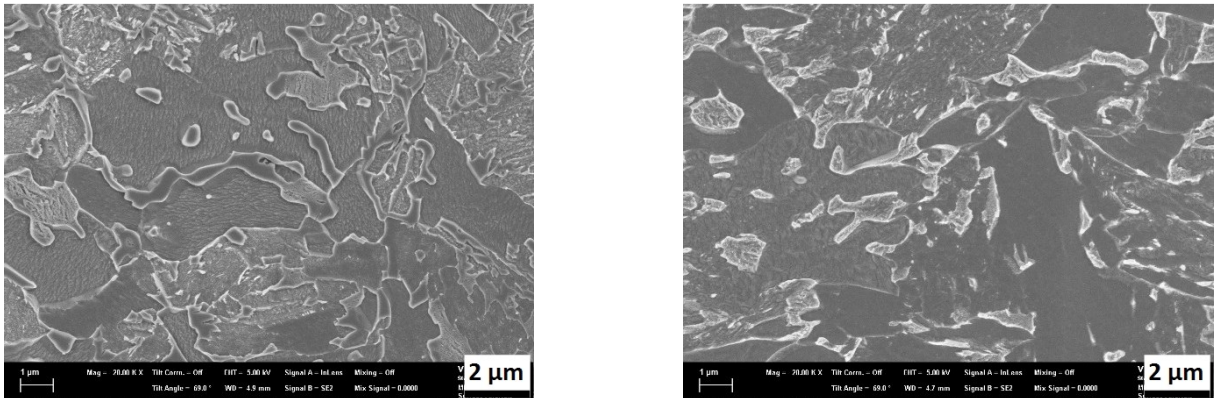


Abb. 104: Elektropolierter Normalschliff an Biegeprobe des DP980HD nach Biegen bis Kraftmaximum und Anlassbehandlung 200 °C / 2 h. Links unverformt, rechts stark verformt.

In Ergänzung zu den metallographischen Untersuchungen an der geglühten Biegeprobe wurde an drei verschiedenen Stahlsorten der Restaustenitgehalt im Bereich der Biegekante mittels XRD bestimmt. Dabei wurde die Probenanordnung zwischen Quelle und Detektor so gewählt, dass das Messvolumen entlang der Biegekante auf einem Streifen von etwa 0.7x20 mm mit einer Eindringtiefe von 20 µm lag. Untersucht wurden CP1180HD, DP980HD und CP980HD (siehe Abb. 105).

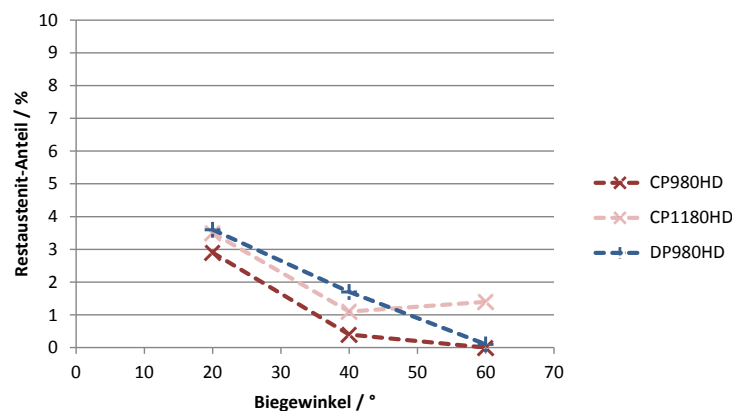


Abb. 105: Röntgenographisch gemessener Restaustenitanteil an der Biegekante unterbrochener Biegeproben. Eindringtiefe 20 µm.

Für alle drei Werkstoffe tritt bei Biege winkeln von 20° nur mehr ein Restaustenitgehalt von knapp drei bis unter vier Prozent auf. Das liegt bereits weit unter den im unverformten Zustand magnetisch gemessenen Volumsanteilen von etwa zehn Prozent und mehr für alle drei Stahlsorten (vgl. Abb. 45).

Bei 40° tritt eine weitere Abnahme des Restaustenit-Gehalts auf, und bei 60° kann für die Stahlsorten CP980HD und DP980HD kein Restaustenit mehr nachgewiesen werden. Der Messpunkt des CP1180HD bei 60° Biegewinkel kommt möglicherweise durch Schwankungen der Restaustenitstabilität im Grundmaterial zustande (es wurde ein relativ kleines Messvolumen untersucht, und jeder Biegezustand wurde an einer eigenen Biegeprobe gemessen). Die metallographischen Untersuchungen (siehe weiter oben) legen jedenfalls für den CP1180HD nahe, dass bei 79° kein Restaustenit mehr an der Randfaser vorliegt.

4.6.5 Untersuchung der Bruchfläche an Biegeproben

In Ergänzung zur Bruchflächenuntersuchung an Zugproben wurden auch an vollständig gebogenen und unter flüssigem Stickstoff auseinander gebrochenen Biegeproben Untersuchungen der Bruchflächen durchgeführt.

In Abb. 106 sind REM-Aufnahmen der Bruchfläche von CP980 und CP980HD dargestellt. Im Gegensatz zu den Untersuchungen an Zugproben weist die Bruchfläche beim Biegeversuch keine deutlichen Unterschiede zwischen diesen beiden Werkstoffen auf. Außerdem variiert die Morphologie der Bruchoberfläche an einer Probe stark, wodurch ein Vergleich zwischen einzelnen Stahlsorten problematisch ist. Auf eine weitere Untersuchung von Bruchflächen im Biegeversuch wurde daher verzichtet. Im jeweils linken Bild ist ein Bereich zu sehen, der eine eher raue Morphologie aufweist, im rechten Bild ein Ausschnitt mit glatter Bruchfläche.

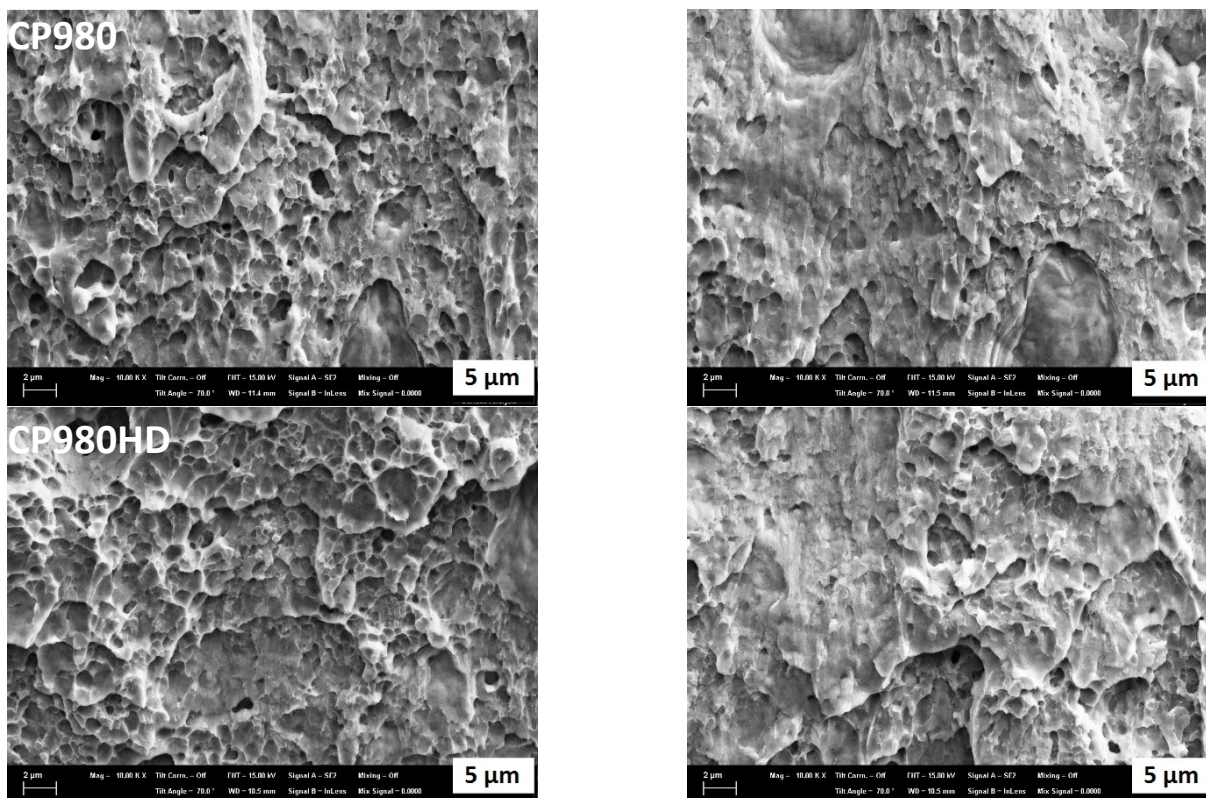


Abb. 106: Bruchflächen vollständig gebogener Biegeproben. CP980, CP980HD. Links rauher Bereich, rechts glatter Bereich.

4.7 Einfluss der Mikrostruktur auf das Versagen im Biegeversuch

In Kapitel 4.6 wurden bereits wesentliche Unterschiede zwischen den einzelnen untersuchten Mikrostruktur-Typen hinsichtlich des Versagensmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch dargestellt. In diesem Kapitel soll untersucht werden, inwiefern dieser Mechanismus von der Mikrostruktur gesteuert wird.

Im Folgenden wird eine detaillierte Untersuchung der lokalen Verformung und Schädigung an verformten Biegeproben vorgenommen und versucht, die Rolle der Mikrostruktur bei den ablaufenden Vorgängen in verschiedenen AHSS und UHSS durch Elektropolieren der Normalschliffe sichtbar zu machen. Die Ergebnisse werden, gegliedert nach den im Gefüge vorkommenden Phasen, anhand von konkreten Beispielen beschrieben. In den relevanten Bereichen der Biegeprobe liegen entsprechend den Untersuchungen in 4.6.4 keine wesentlichen Anteile an Restaustenit mehr vor.

4.7.1 Homogene Gefüge (Bainit/angelassener Martensit)

Zu diesen Typen zählen beispielsweise die untersuchten Stahlsorten CP980 und CP1180.

4.7.1.1 Inhomogene plastische Verformung

Bei den lichtmikroskopischen Untersuchungen wurde bereits festgestellt, dass bei Stahlsorten mit homogener Mikrostruktur bereits vor dem Kraftmaximum eine ausgeprägte Oberflächenrauigkeit entsteht. In Abb. 107 ist diese Rauigkeit dargestellt. Es sind Oberflächenwellen und kleine Kerben (Pfeile) vorhanden. In der REM-Aufnahme wird außerdem sichtbar, dass bei diesen Stahlsorten unterhalb von kleinen Kerben nahe an der Oberfläche nur sehr wenige Poren im Material vorliegen.

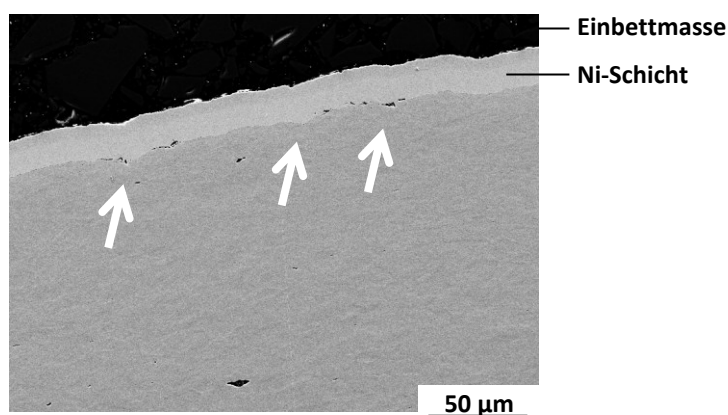


Abb. 107: Normalschliff OP-S poliert an CP1180 A Biegeprobe gebogen bis 1 % Kraftabfall (94°). Bereich äußer-mittig der Ebene des Biegeschwerts.

Bei größeren Biegewinkeln sind zunehmend größere Kerben vorhanden. In Abb. 108 ist die scherbantartige Verformung ausgehend von solchen großen Kerben an zwei Beispielen im elektropolierten Zustand des Normalschliffs erkennbar (strichlierte Markierungen). Die Verformungskonzentration

führt zur Porenbildung im Bereich der Scherbänder. Besonders große nichtmetallische Einschlüsse nahe der Oberfläche wirken dabei oft als erste Keimstellen für Poren. In Abb. 108 rechts sind beispielsweise zwei große Poren an Titan-Nitriden erkennbar (weiße Pfeile). Entlang der strichlierten Linien zwischen den Poren und der großen Kerbe an der Oberfläche ist eine starke Konzentration der Verformung vorhanden, die zu einer lokalen Verzerrung der Ätzstruktur führt. Es besteht also die Möglichkeit, dass die Initiierung von großen Poren an nichtmetallischen Einschlüssen nahe der Oberfläche eine Beeinflussung der Initiierung des ersten Anrisses zur Folge hat, indem die Verformung im Material zwischen Pore und Kerbe stark konzentriert wird.

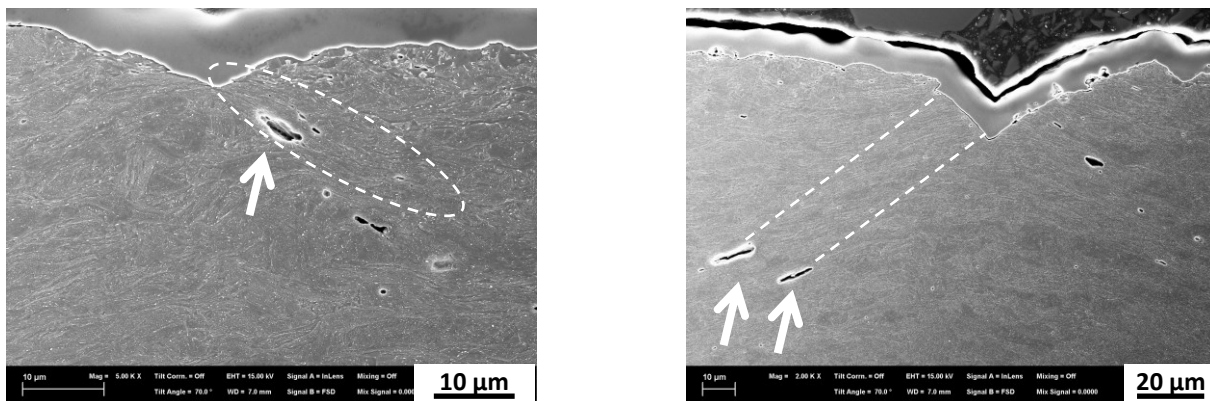


Abb. 108: Normalschliff OP-S poliert an CP1180 A Biegeprobe gebogen bis 1 % Kraftabfall (94°)

4.7.1.2 Gezielte Untersuchung der Rissinitiierung am CP980

Um die Beobachtung der ersten Rissbildung in einem Werkstoff mit homogenem Gefüge direkt untersuchen zu können, wurde eine Probe des CP980 bis ein Prozent Kraftabfall gebogen, und danach im REM ihre Oberfläche untersucht. An einer Stelle mit Bruchwaben am Kerbgrund, also an der Stelle der beginnenden Rissinitiierung (siehe Ellipse in Abb. 109), wurde ein Normalschliff angefertigt.

An der Spitze der etwa 50 µm tiefen Kerbe sind im Normalschliff (Abb. 110) mehrere kleine Gleitstufen zu erkennen, wobei entlang der Verlängerung der Gleitstufen ins Grundmaterial (strichlierte Linien) Poren gebildet wurden.

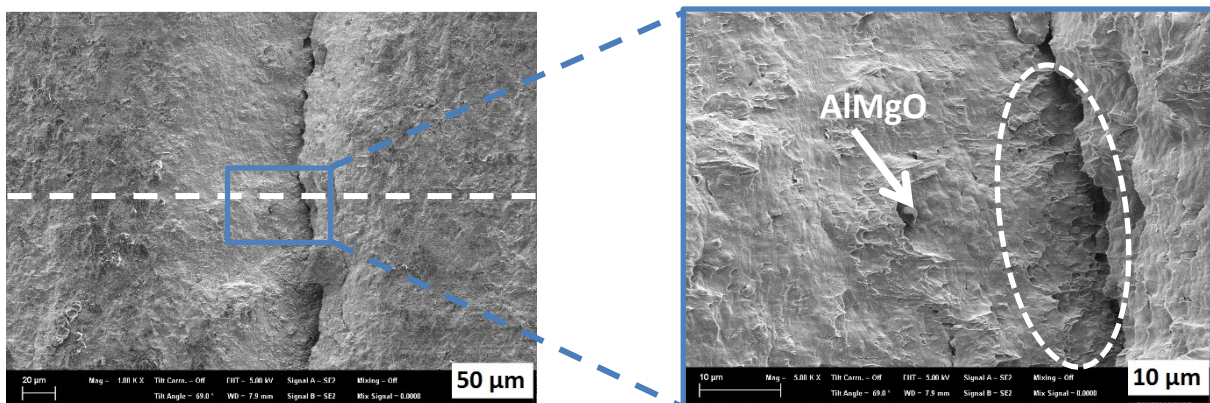


Abb. 109: Oberfläche an der äußeren Biegerandfaser im Bereich der Abflachung einer CP980 Biegeprobe gebogen bis 1 % Kraftabfall (99°)

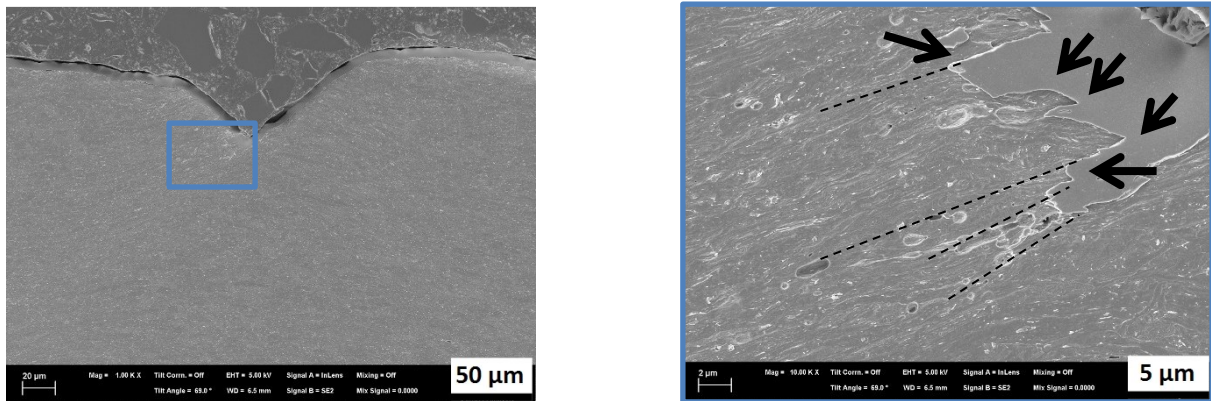


Abb. 110: Normalschliff elektropoliert der in Abb. 109 dargestellten Stelle (strichlierte Linie). CP980 1 % Kraftabfall (99°)

In Abb. 111 ist unter hoher Vergrößerung erkennbar, dass in diesem Bereich Poren an Zementitausscheidungen gebildet wurden. Um die untersuchte Kerbspitze wurden keine Martensitinseln und abgesehen von kleinen Zementitteilchen (< 500 nm) keine nichtmetallische Einschlüsse gefunden.

In dem untersuchten Bereich liegt keine hohe Porosität im Material vor. Möglicherweise wird also das Risswachstum primär nicht von der Porenbildung, sondern von der Bildung lokaler Scherbänder an der Kerbspitze und erst in der Folge durch Porenbildung gesteuert. In diesem Fall wurden auch keine großen Poren an nichtmetallischen Einschlüssen (wie etwa in Abb. 108 rechts) festgestellt (siehe Abb. 110 links).

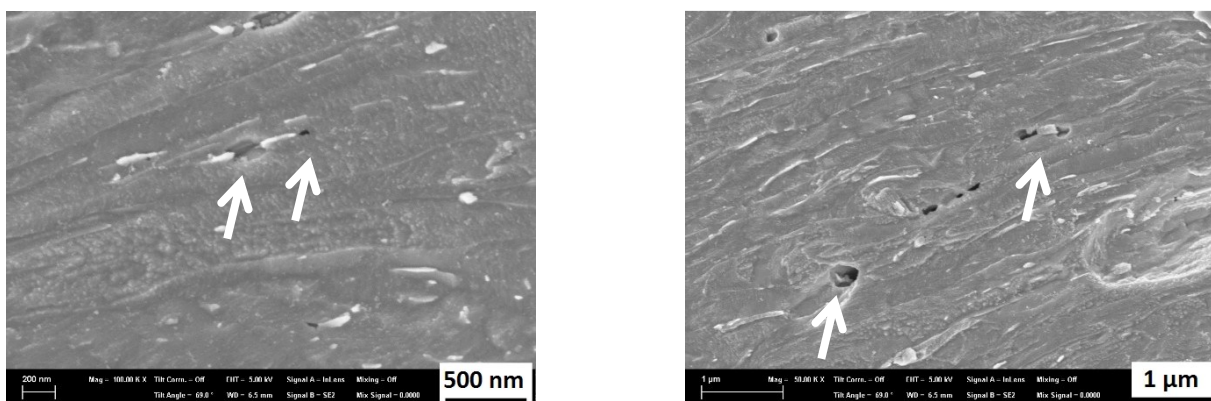


Abb. 111: Porenbildung im Bereich der Kerbspitze des in Abb. 110 dargestellten Normalschliffs

4.7.1.3 Risswachstum

Beim Wachstum eines makroskopischen Risses durch das Material bilden homogene Werkstoffe nur sehr wenige größere Poren in Umgebung des Risses und der Risspitze (siehe Abb. 112). Der Risspfad weist einen sehr geradlinigen Verlauf mit wenigen Stufen auf. Das ist ein Indiz dafür, dass die Verlängerung des Risses durch Porenbildung lokal erst als Folge von massiver Scherverformung vor der Risspitze im wenig vorgeschädigten Grundmaterial stattfindet.

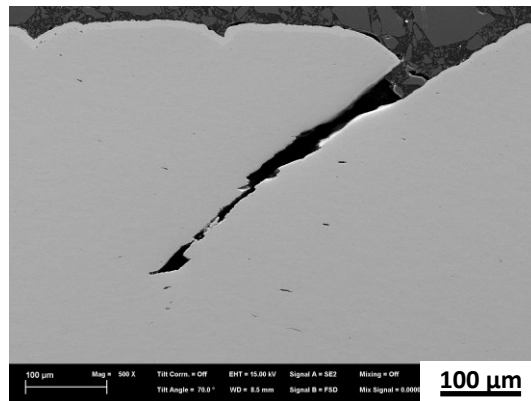


Abb. 112: Risswachstum am Beispiel des CP1180 A. Probe gebogen bis 1 % Kraftabfall (94°)

4.7.2 Ferrit-Bainit-Martensit(-Restaustenit)

Zu dieser Gruppe gehören der DP980 und der DP980HD. Im Gegensatz zu den höherfesten Stahlgüten ist in der Festigkeitsklasse von 980 MPa eine Erfüllung der geforderten Eigenschaften (v.a. tiefe Streckgrenze) nur mit Ferrit im Gefüge möglich. Bei den Stahlgüten mit Zugfestigkeiten ab etwa 1200 MPa liegt in der Regel kein Ferrit mehr vor; die Matrix besteht dann auch bei DP Typen aus Bainit bzw. angelassenem Martensit (vgl. Abschnitt 4.1.1).

Die Rauigkeit der Oberfläche beim Kraftmaximum dieser Stahlsorten ist auf das Vorhandensein von Welligkeit und Kerben zurückzuführen (siehe Abb. 113 oben). Diese Defekte erreichen in Tiefenrichtung nur wenige Mikrometer Größe.

Im elektropolierten Zustand (Abb. 113 unten) ist erkennbar, dass die kleinen Kerben (schwarze Pfeile) in erster Linie in der Nähe größerer Martensitinseln (weiße Pfeile) gebildet werden. Unmittelbar an der Oberfläche sind keine Martensitinseln vorhanden, sondern erst eine Kornlage darunter. Es ist auch sichtbar, dass bei diesem Oberflächenzustand noch fast keine Poren im Grundmaterial vorhanden sind.

4.7.2.1 Initiierung von Anrissen

Zur Aufklärung des Mechanismus, der zur Initiierung eines makroskopischen Risses führt, sind die beiden Ausschnitte in Abb. 114 gut geeignet. Es sind zwei wenige Mikrometer große Defekte an der Oberfläche der DP980-Probe dargestellt, die weder einer simplen Kerbe noch einem scharfen Anriss entsprechen. Es sind jeweils mehrere kurze Gleitstufen zu erkennen (schwarze Pfeile); beim Bild links liegt am tiefsten Punkt der Einbuchtung eine Kerbspitze vor.

Um beide Defekte sind einige Poren vorhanden. Auffallend ist, dass im Bild links sechs Poren entlang von 45° Linien ausgehend von der Kerbspitze liegen (weiße Pfeile). Das zeigt, dass die Gleitstufen durch lokale scherbantartige Verformung entstehen und so im Fall der Kerbspitze auch zur Porenbildung (an Phasengrenzen) führen.

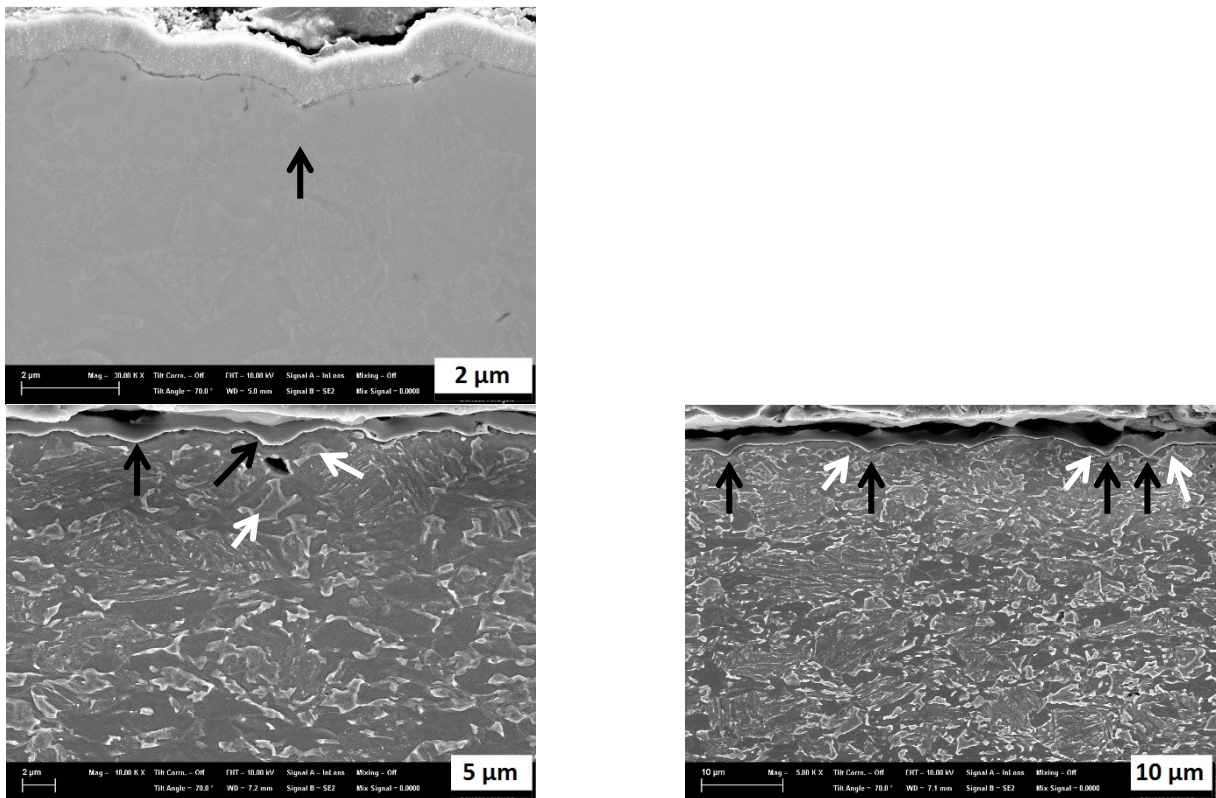


Abb. 113: Normalschliff an DP980 Biegeprobe bis 62° (Kraftmaximum) gebogen. Oben OP-S poliert, unten zusätzlich elektropoliert.

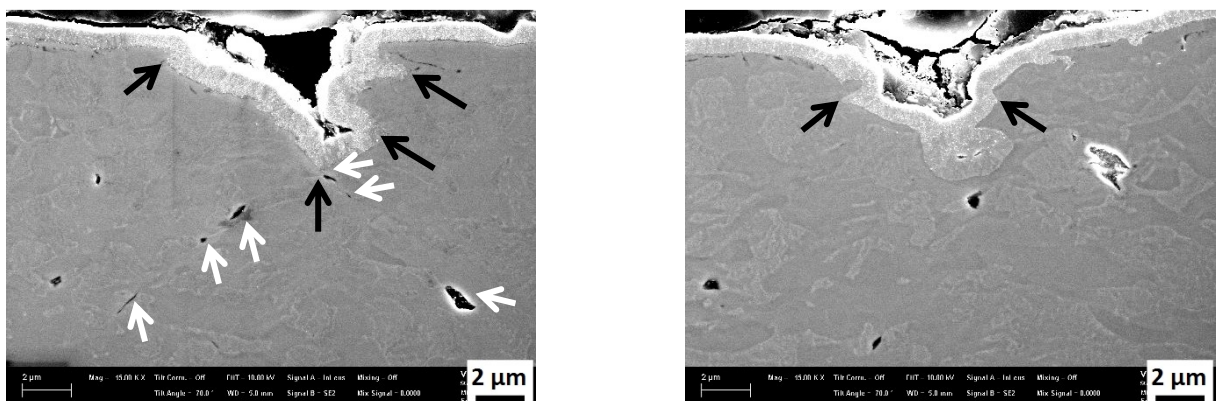


Abb. 114: Normalschliff OP-S poliert an DP980 Biegeprobe bis 62° (Kraftmaximum) gebogen

Beim DP980HD wurden an einer bis Kraftmaximum gebogenen Probe ebenfalls Anrisse, sehr kleine Kerben und kerbartige Strukturen mit Gleitstufen wie in Abb. 114 gefunden.

In Abb. 115 sind links typische Porenpositionen in dem durch Elektropolieren sichtbar gemachten Gefüge markiert. Es handelt sich dabei um Phasengrenzen zwischen Martensit (erhaben) und Ferrit (dunkel; tiefer). Knapp unter der Oberfläche werden Poren an Phasengrenzen zwischen harten und weichen Phasen oder durch Bruch von Martensitinseln gebildet (siehe hierzu die Pore zwischen zwei Martensitinseln in Abb. 115 rechts).

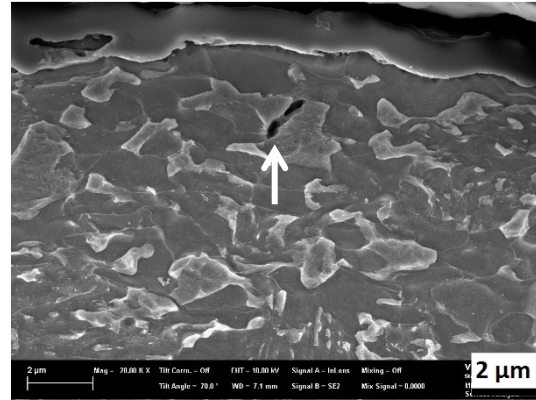
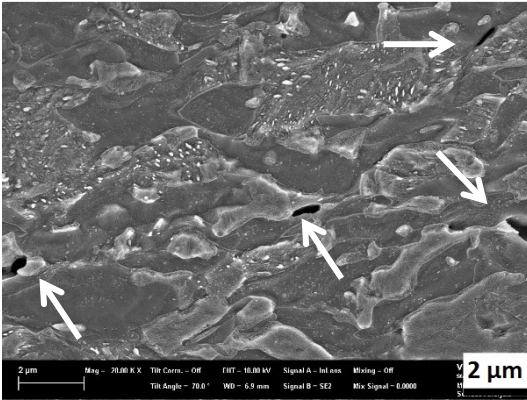


Abb. 115: Normalschliff elektropoliert an DP980HD Biegeprobe bis 78° (Kraftmaximum) gebogen

4.7.2.2 Risswachstum

In dem untersuchten Normalschliff in Abb. 116 sind Anrisse erkennbar (weiße Pfeile in Abb. 116 oben), die unter einem Winkel von circa 45° von der aufgerauten Oberfläche weg ins Grundmaterial laufen. Bei höherer Vergrößerung der Anrisse (Abb. 116 unten) sind in deren Umgebung einzelne Poren zu sehen. Die Porendichte ist aber auch in direkter Umgebung der Risse gering.

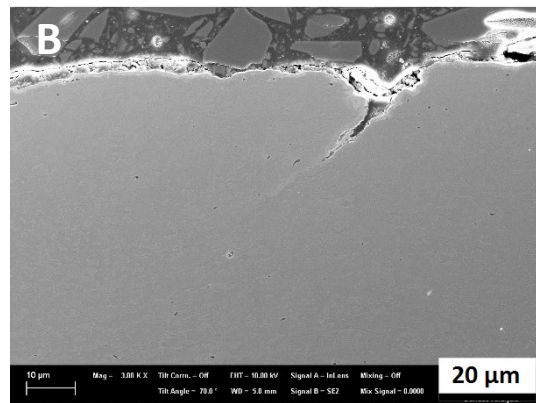
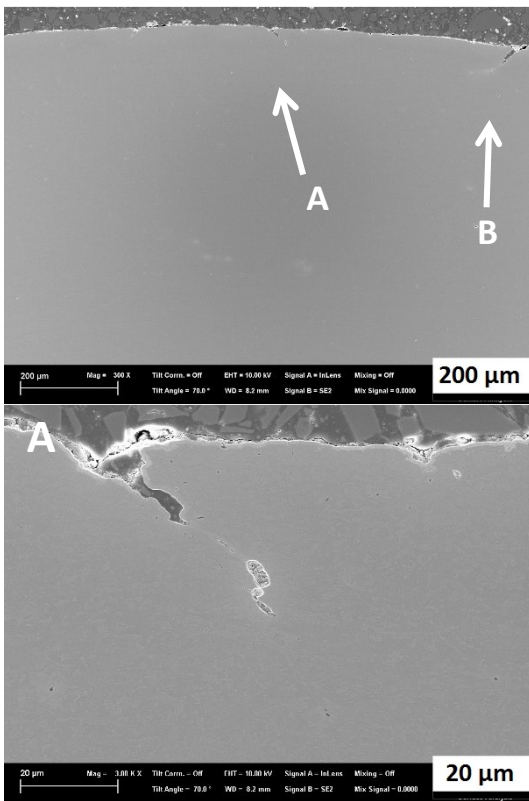


Abb. 116: Normalschliff OP-S poliert an DP980 Biegeprobe bis 62° (Kraftmaximum) gebogen

Ein Anriss der bis kurz nach Kraftmaximum gebogenen DP980HD-Probe ist in Abb. 117 dargestellt. Das elektrolytisch vor der Präparation des Normalschliffs aufgebraachte Nickel ist in den Anriss eingedrungen (grüne Pfeile) und hat so während der Schliffpräparation und Ätzung den Verlauf der Risspitze gut erhalten. Im Bereich der beiden schwarzen Pfeile ist eine starke wellenförmige Verzerrung des Gefüges zu erkennen, die die scherbändartige Konzentration der Verformung vor der Risspitze

bestätigt. Zwischen Pore (weißer Pfeil) und Riss Spitze tritt ebenfalls eine lokal hohe Verzerrung des Gefüges auf (linker schwarzer Pfeil). Materialtrennung an der Riss Spitze findet also gekoppelt mit massiver lokaler Scherverformung statt. In dem Ausschnitt in Abb. 117 sind auch mehrere Poren vorhanden.

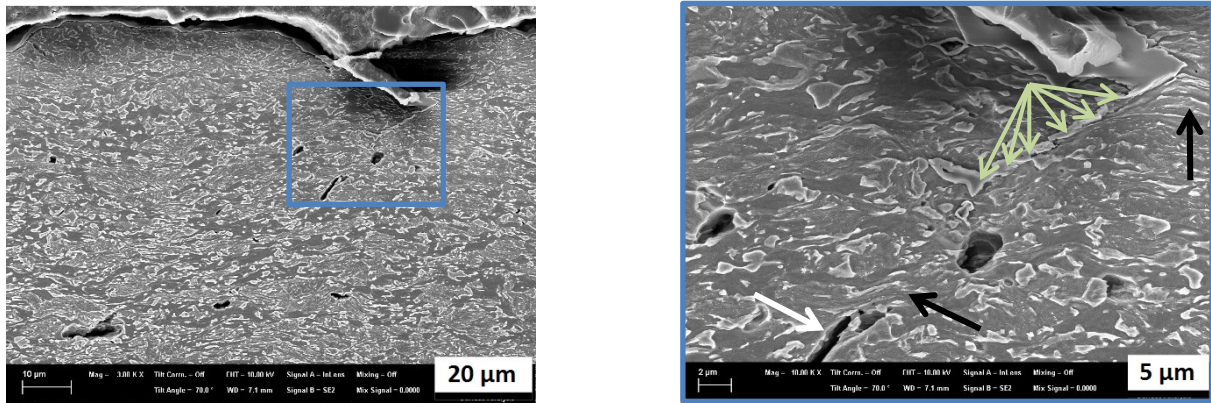


Abb. 117: Normalschliff elektropoliert an DP980HD Biegeprobe bis 78° (Kraftmaximum) gebogen

4.7.3 Bainit-Martensit

Zu den Werkstoffen mit Matrix aus Bainit und/oder angelassenem Martensit mit Inseln aus nicht angelassenem Martensit/Restaustenit zählt aus der Gruppe der 980er Stahlsorten der CP980HD, sowie aus der Gruppe der 1180er Stahlsorten die Varianten des CP1180HD sowie der DP1180HD. Die Stahlsorte CP1180HD ZF A wird jedoch im nächsten Punkt gesondert behandelt.

4.7.3.1 Inhomogene Verformung und Rissinitiierung

Im Zuge der bereits beschriebenen Aufrauung bilden auch die High-Ductility-Güten neben diffuser Oberflächenwelligkeit kleine Kerben und Gleitstufen, die erst im REM sichtbar sind (siehe Abb. 118). Die Größe dieser Strukturen liegt im Bereich weniger Mikrometer. Ausgehend von der Kerbspitze wird dabei immer eine starke lokale Verzerrung des Gefüges beobachtet. Dass nicht in allen Fällen Poren vorhanden sind, spricht dafür, dass Poren zuerst als Folge von lokaler Scherverformung entstehen und anschließend zu zusätzlicher Scherverformung führen können.

In den stark verformten Scherbändern entstehen Poren, die bei dieser Gruppe an den Phasengrenzen zwischen Martensit-/Restaustenitinseln und der bainitischen Matrix liegen (siehe dazu Abb. 119).

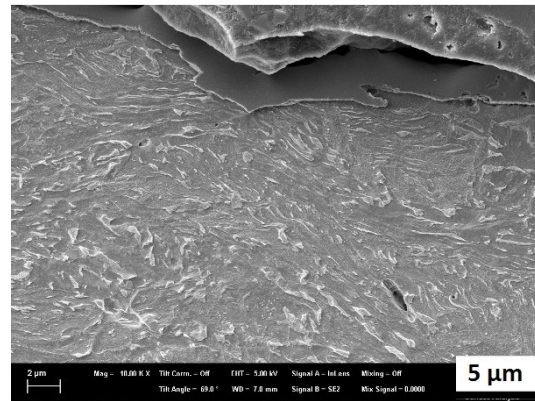
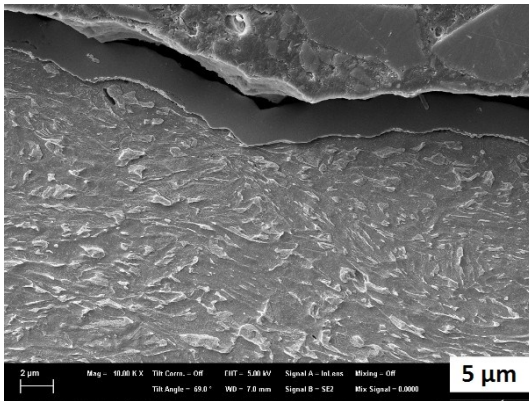


Abb. 118: Normalschliff elektropoliert an CP980HD Biegeprobe gebogen bis 103° (Kraftmaximum)

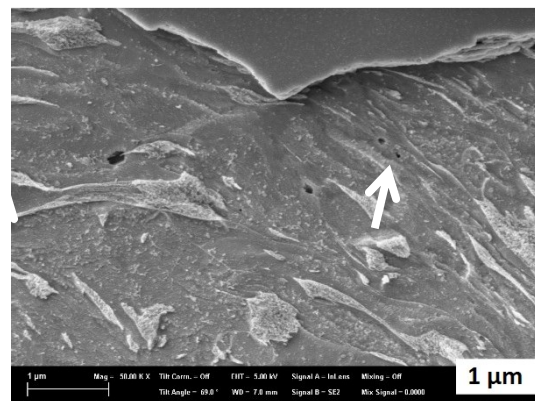
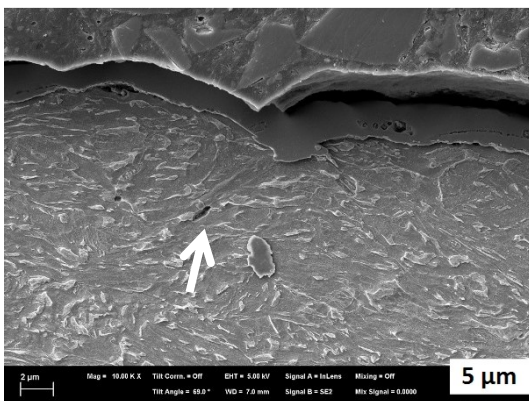


Abb. 119: Normalschliff elektropoliert an CP980HD Biegeprobe gebogen bis 103° (Kraftmaximum)

4.7.3.2 Risswachstum

Bei dem in Abb. 120 links dargestellten Anriss, der von einer etwa fünf Mikrometer großen Kerbe ausgegangen ist, liegt vor der Risspitze ein Scherband vor (siehe Bild rechts in Abb. 120). In diesem Bereich hat an vielen Stellen bereits Porenbildung stattgefunden.

Typische Porenpositionen sind in Abb. 121 dargestellt. Wie bei der Rissinitiierung liegen auch im Zuge des Risswachstums Poren an Phasengrenzen hart/weich vor, wobei zumeist Martensit-/Restausenitinseln und nur in seltenen Fällen möglicherweise Zementitlamellen (siehe z.B. Pfeil in Abb. 121 links oben) betroffen sind.

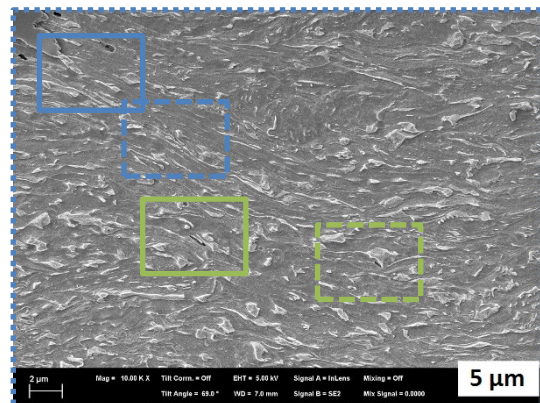
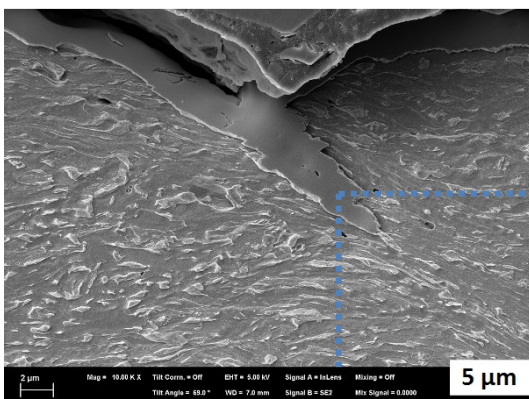


Abb. 120: Normalschliff elektropoliert an CP980HD Biegeprobe gebogen bis 103° (Kraftmaximum)

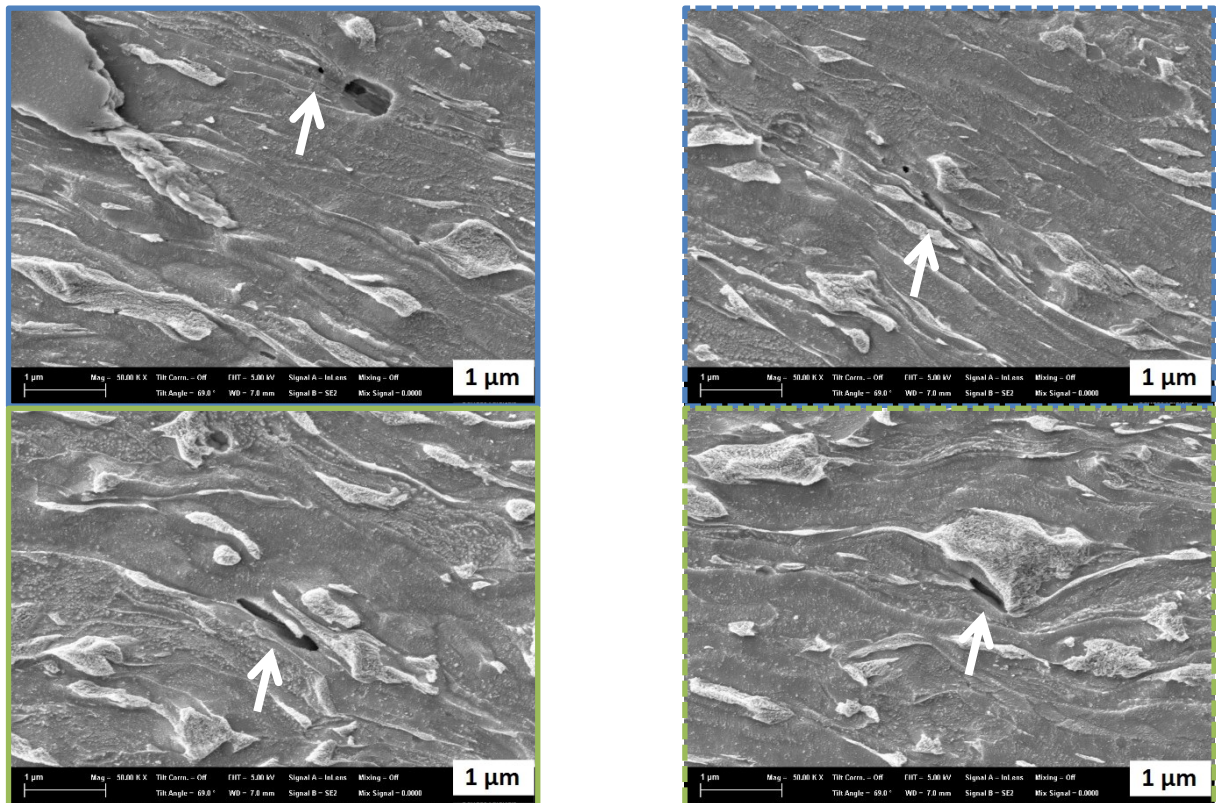


Abb. 121: Normalschliff elektropoliert an CP980HD Biegeprobe gebogen bis 103° (Kraftmaximum)

4.7.4 Zeilige Verteilung großer Martensitkörner

Der CP1180HD ZF A nimmt in doppelter Hinsicht eine Sonderstellung unter den untersuchten Stahlgüten ein:

Erstens liegt aufgrund der Galvannealing-Behandlung in der Feuerverzinkungs-Anlage eine gut haftende, aber spröde Schicht an der Oberfläche vor, die bei ausreichender Verformung des Grundmaterials Risse bildet. An den Stellen der Rissbildung in der Schicht wurden dabei sowohl kurze Anrisse als auch Kerben im Grundmaterial beobachtet (siehe Abb. 122).

Zweitens besitzt dieser Werkstoff, wie bereits bei der Analyse der Mikrostruktur in 4.1.1 festgestellt, relativ große Inseln nicht oder wenig angelassenen Martensits, die hauptsächlich zeilig verteilt vorliegen.

In Abb. 123 sind größere, längliche Poren dargestellt, wie sie in dieser Form nur beim CP1180HD ZF A gefunden wurden. Die ungünstige Martensitkorngröße und -verteilung scheint die Bildung solcher Poren auszulösen. Die Darstellung eines resultierenden Risspfads durch die Mikrostruktur ist in Abb. 124 rechts dargestellt.

Wie bei allen anderen untersuchten Stahlsorten liegt auch beim CP1180HD ZF A ein Risswachstum unter lokal hoher Schubbeanspruchung unter 45° zur Oberfläche der Biegeprobe statt (Abb. 124 links). Es ist auch zu erkennen, dass der Riss offenbar von einer Vertiefung zwischen zwei Oberflächenwellen ausgegangen ist.

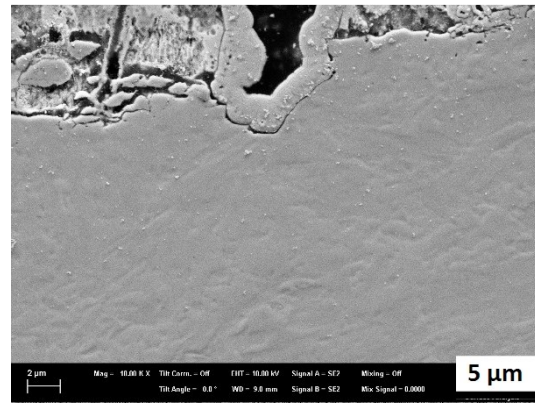
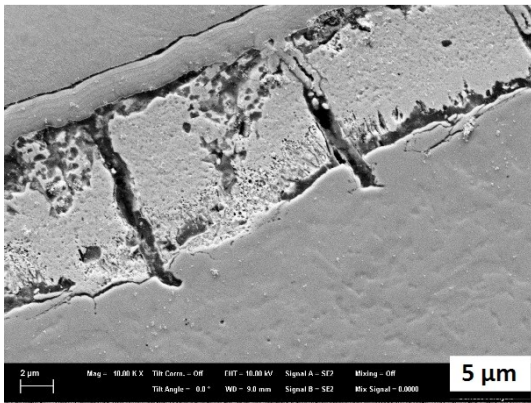


Abb. 122: Normalschliff OP-S poliert an CP1180HD ZF A Biegeprobe gebogen bis 60°

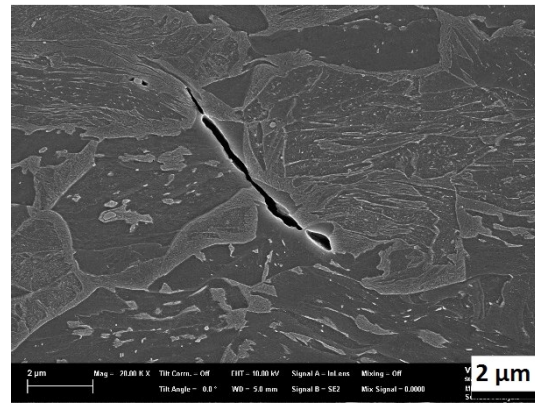
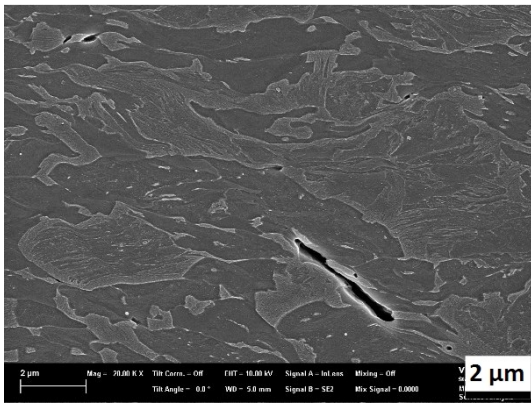


Abb. 123: Normalschliff elektroliert an CP1180HD ZF A Biegeprobe gebogen bis 60°

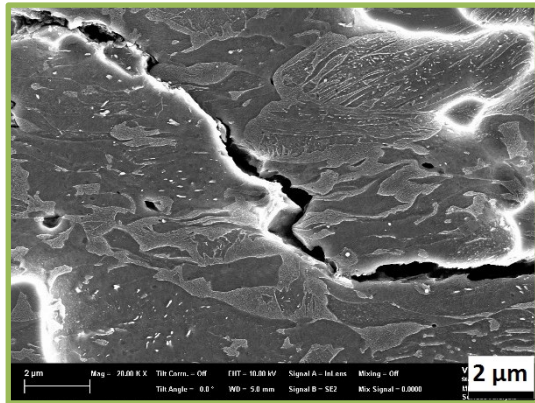
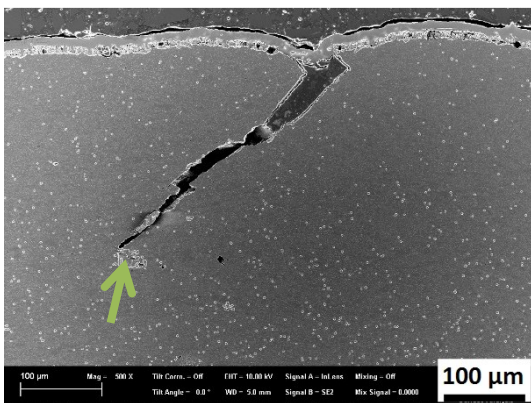


Abb. 124: Normalschliff elektroliert an CP1180HD ZF A Biegeprobe gebogen bis 60°

4.7.5 Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen

Bei allen im REM untersuchten Biegeproben wurden Poren mit einer Größe von über fünf Mikrometern an nichtmetallischen Einschlüssen gefunden. Aufnahmen bei geringer Vergrößerung im letzten Kapitel 4.6.1, wie beispielsweise jene in Abb. 108 rechts, Abb. 112 oder Abb. 116 zeigen deutlich, dass die Dichte dieser großen Poren nur sehr gering ist. Sie kommen aber auch in Bereichen vor, in denen die Matrix gänzlich unbeschädigt ist und noch keine Poren an Phasengrenzen oder Zementit vorliegen (z.B. mehrere Hundert μm von der Oberfläche entfernt, außerhalb der Biegekante oder bei Proben ohne makroskopischen Anriss).

In Abb. 125 und Abb. 126 sind exemplarisch die am öftesten nachgewiesenen Einschlusstypen dargestellt. Die chemische Zusammensetzung wurde jeweils mittels EDX bestimmt. Es wurden Titan-Nitride, modifizierte und nicht modifizierte Aluminium-Oxide und zeilig angeordnete Mangan-Sulfide gefunden. Einschlüsse wurden auch an der Kerboberfläche gefunden (siehe dazu Abb. 109 rechts). Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen im Bereich der Scherbänder führt demnach nicht notwendigerweise direkt zur Rissbildung, sondern das Kerbwachstum wird weiter aufrecht erhalten.

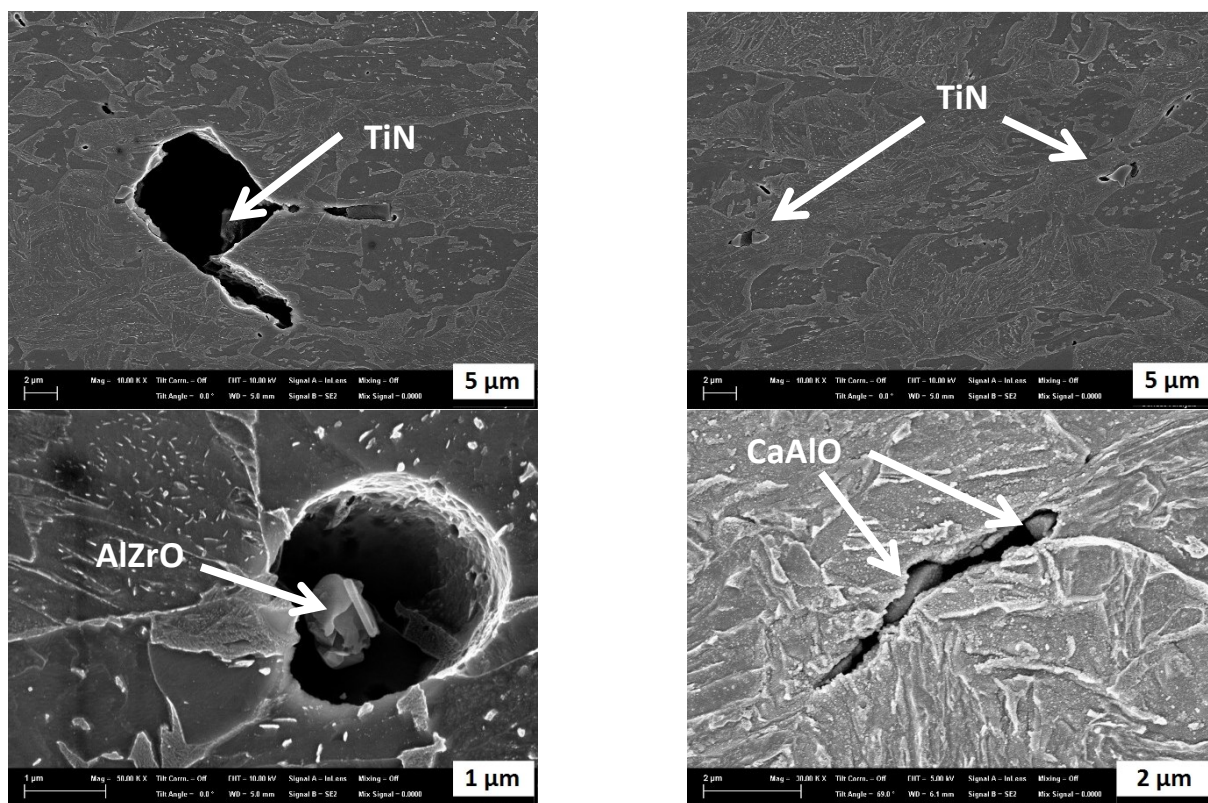


Abb. 125: Nichtmetallische Einschlüsse gefunden an elektropolierten Normalschliffen von Biegeproben aus unterbrochenen Biegeproben. CP1180HD ZF A (oben und unten links), CP1180HD LY (unten rechts)

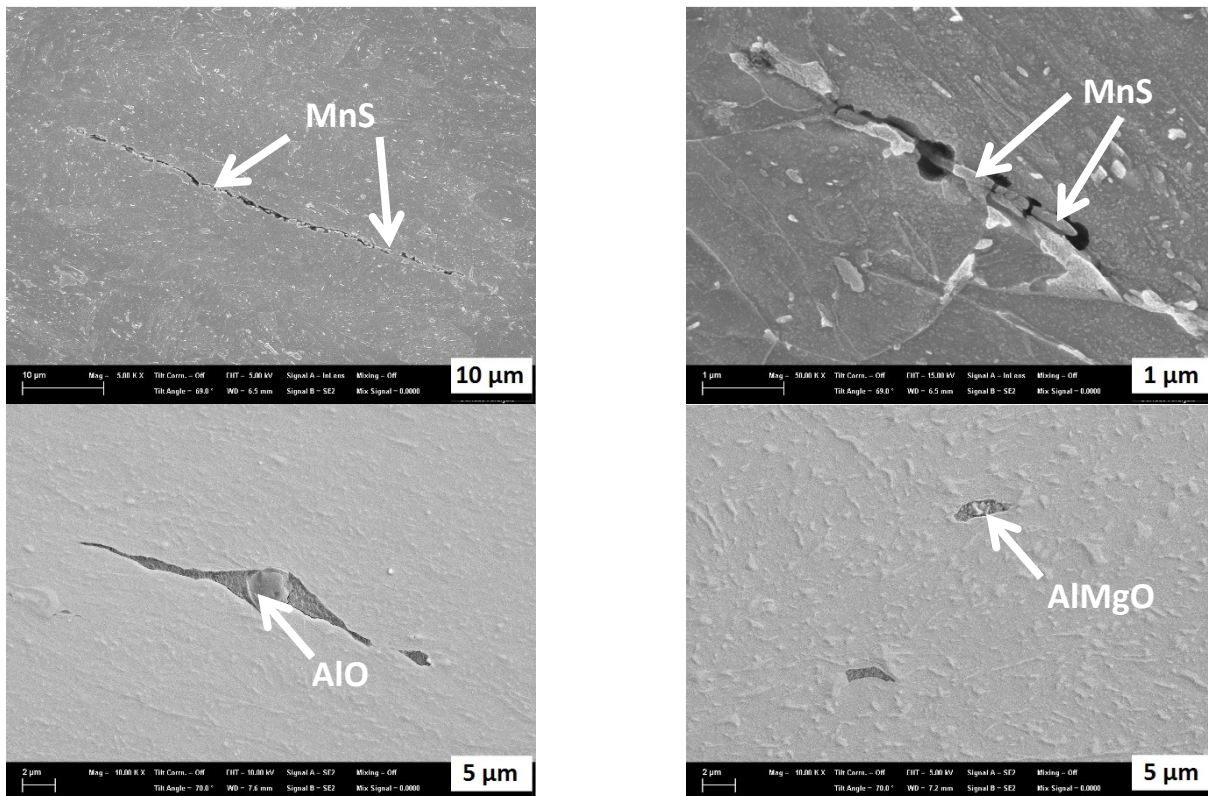


Abb. 126: Nichtmetallische Einschlüsse gefunden an Normalschliffen von Biegeproben aus unterbrochenen Biegeproben. CP980 elektropoliert (oben), CP980 OP-S poliert (unten)

4.8 Mikroskopische Verformung von Biegeproben dargestellt mittels EBSD

In den letzten beiden Kapiteln wurde festgestellt, dass bei allen untersuchten Stahlsorten vor der Rissbildung eine Unebenheit der Oberfläche in Form von Welligkeit und Kerben auftritt. Weiters wurden Stahlsorten identifiziert, bei denen große Kerben zu finden sind, während bei anderen nur wenige Mikrometer große Kerben vorliegen oder viele kleine Gleitstufen zur Ausbildung eines größeren Defekts führen. Bei den REM-Untersuchungen hat sich gezeigt, dass unter den Kerben eine starke Verzerrung der Mikrostruktur vorhanden ist, was auf eine hohe lokale Verformung hinweist.

Mittels Electron-Backscatter-Diffraction soll im Folgenden die Lokalisierung der plastischen Deformation beim Dreipunktbiegen genauer untersucht werden, wobei anhand zweier sich unterschiedlich verhaltender Stahlsorten vorgegangen wird: Der CP980 weist große Kerben auf, während der DP980 nur sehr kleine Kerben bis zur Rissinitiierung bildet. Weiters werden auch EBSD-Untersuchungen an CP1180 A und PHS1500 dargestellt.

Die Messungen wurden an Schlifflinien normal zur Oberfläche und zur Richtung des Biegeschwerts durchgeführt.

Zur besseren Beurteilung der EBSD-Ergebnisse wurden für den CP980 und den DP980 Messungen an unverformten Proben durchgeführt, sodass ein Vergleich zwischen diesem und dem verformten Zustand möglich ist.

4.8.1 EBSD-Messungen an Biegeproben des CP980

In Abb. 127 sind Band-Contrast (BC), Band-Slope (BS) und Kernel Average Misorientation (KAM; im Folgenden kurz Misorientierung) im Normalschliff eines unverformten Bereichs des CP980 nahe der Oberfläche dargestellt. Band-Contrast und Band-Slope machen die Kornstruktur sichtbar, da diese im Bereich von Korngrenzen und Subkorngrenzen abfallen. In diesen Bereichen ist ebenfalls eine Misorientierung benachbarter Messpunkte vorhanden. Es sind sowohl ehemalige Austenitkorngrenzen als auch Korngrenzen zwischen Martensit-/Bainitpaketen in der Mikrostruktur aus Bainit/angelassenem Martensit zu erkennen. Weiters wird deutlich, dass im unverformten Zustand nur eine minimale Oberflächenunebenheit vorliegt.

Nach einem unterbrochenen Biegeversuch bei 37° Biegewinkel bleibt die Oberfläche an der Biegekante größtenteils glatt, es treten aber bereits einzelne Stellen mit Unebenheiten auf (siehe Abb. 128).



Abb. 127: Unverformter Bereich einer Biegeprobe des CP980. Stepsize 120 nm

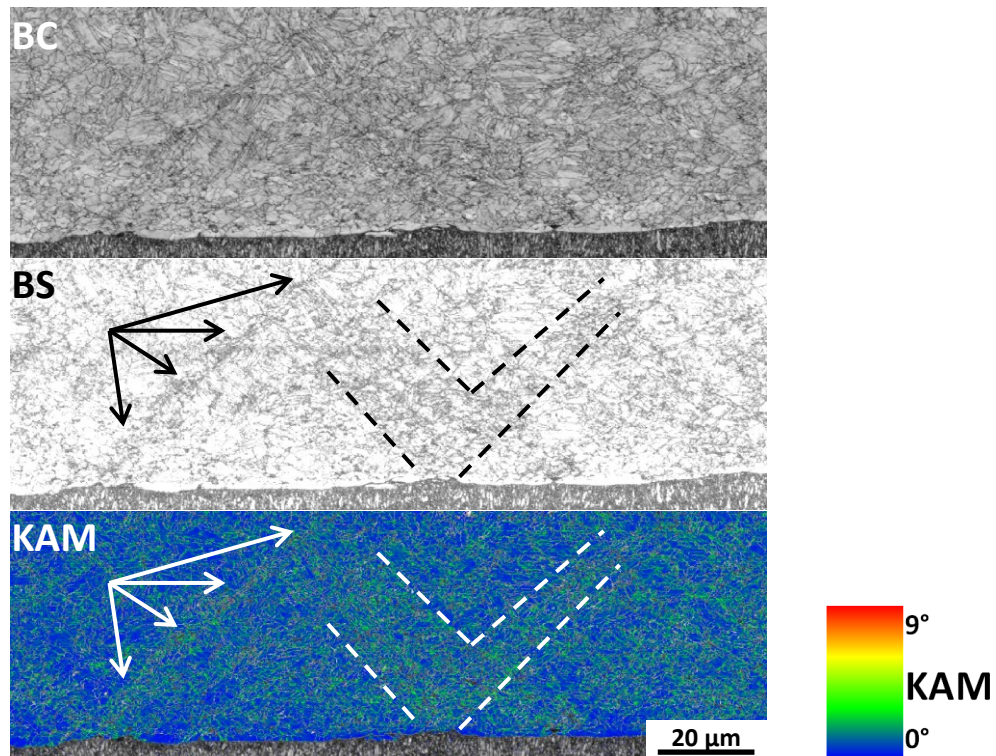


Abb. 128: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des CP980 gebogen bis 37° , Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

Besonders interessant ist in diesem Verformungszustand die Verteilung von Band-Slope und Misorientierung im Normalschliff. Ausgehend von den Unebenheiten verlaufen unter einem Winkel von etwa 45° zur Oberfläche Bänder mit niedrigem Band-Slope und hoher Misorientierung (Pfeile, strichlierte Linien). Die ursprüngliche Kornstruktur ist in diesen Bereichen nicht mehr erkennbar, die Feinheit der im Band Contrast sichtbaren Struktur hat zugenommen. Sowohl die Abnahme von Band-Contrast und Band-Slope als auch die Zunahme der Misorientierung kann auf lokale Zunahme der Versetzungsdichte bzw. auf Subzellbildung zurückgeführt werden.

Umgekehrt werden in Umgebung der Oberfläche an besonders glatten Stellen sehr hohe Werte für den Band-Contrast und niedrige Misorientierungen gemessen. In diesem Zustand wird die Biegeprobe also in der dargestellten Größenordnung schon merklich inhomogen verformt.

Abb. 129 stellt den Verformungszustand des CP980 nach einem Biegewinkel von 66° dar. Obwohl das Kraftmaximum im Biegeversuch erst bei über 90° erreicht ist, treten hier schon eine starke Aufrauung

der Oberfläche und einige Mikrometer große Kerben auf. In dem dargestellten Ausschnitt ist auch ein nichtmetallischer Einschluss mit einer ihn umgebenden Pore (Pfeil) zu sehen. Zwischen der Pore und der nächsten Einschnürung an der Oberfläche ist eine Abnahme von Band-Contrast und Band-Slope vorhanden. Auch ausgehend von der Kerbe am linken Bildrand liegt eine Konzentration der plastischen Verformung vor. Die beschriebenen Bereiche sind in der Darstellung des Band-Slope mit strichlierten schwarzen Linien eingegrenzt.

Weiter weg von der Oberfläche im oberen Bildbereich ist ebenfalls eine inhomogene Verteilung des Band-Slope und der Misorientierung vorhanden.

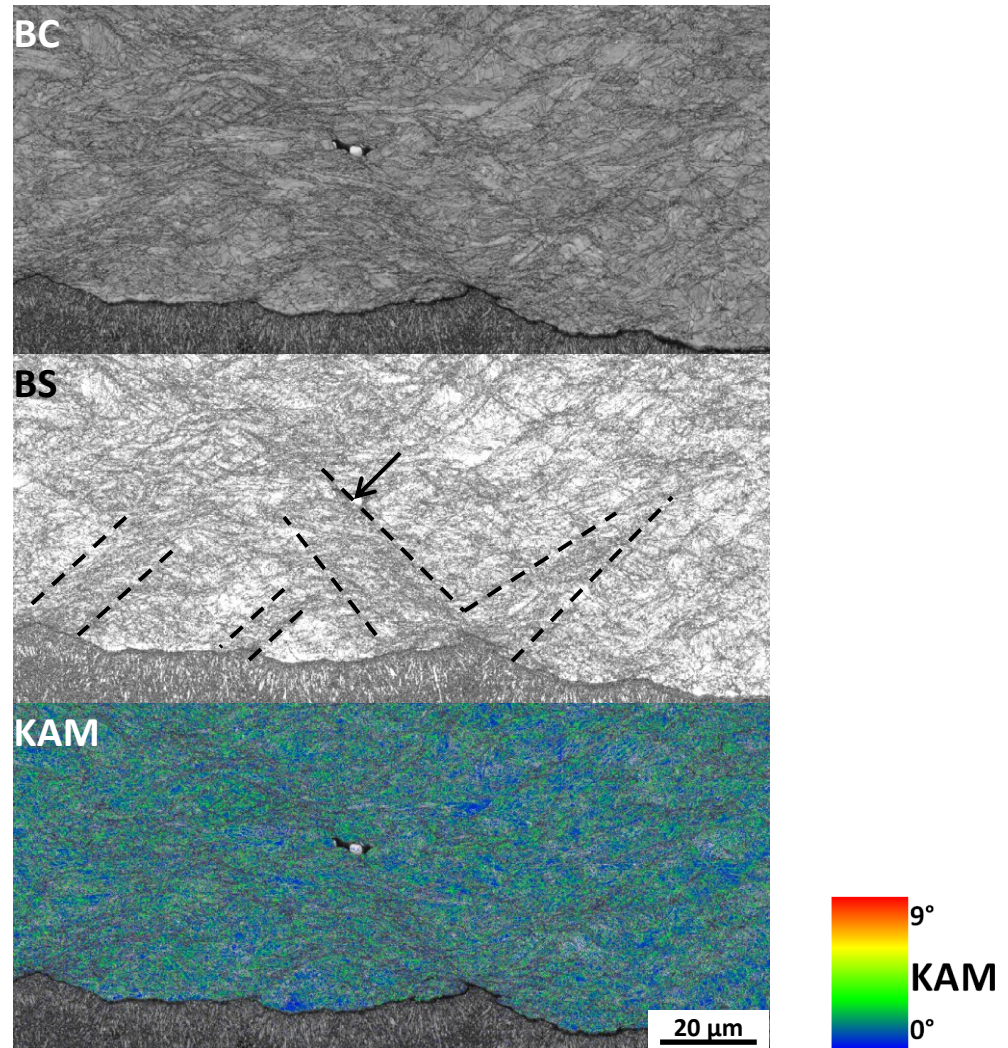


Abb. 129: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des CP980 gebogen bis 66° , Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

Abb. 130 und Abb. 131 zeigen zwei Ausschnitte einer Biegeprobe des CP980, die bis zu einem Biege-
winkel von 89° gebogen wurde. Das entspricht etwa dem Kraftmaximum dieser Stahlsorte beim Drei-
punktbiegen. Der Ausschnitt in Abb. 130 liegt etwa $200\ \mu\text{m}$ von der Oberfläche entfernt; der EBSD-
Ausschnitt in Abb. 131 ist in der REM-Aufnahme links oben schwarz markiert. Er liegt seitlich der
Spitze einer etwa $40\text{-}50\ \mu\text{m}$ tiefen Kerbe.

Abb. 130 lässt aufgrund der unregelmäßigen Verteilung des Band-Slope und der Misorientierung den
Schluss zu, dass beim CP980 auch weit unter der Oberfläche die plastische Dehnung sehr inhomogen

im Gefüge verteilt wird. Auch hier sind schräg verlaufende Bänder mit niedrigem Band-Contrast und Band-Slope sichtbar.

Die bereits beschriebenen Unterschiede zwischen Scherbändern und den benachbarten Bereichen, die sich weniger stark verformen, werden in Abb. 131 noch deutlicher sichtbar. Im Vergleich zum Material über der Kerbspitze liegen im von der Kerbflanke schräg ins Grundmaterial verlaufenden Scherband nur mehr wenige indizierte Bereiche mit niedriger Misorientierung vor (blau).

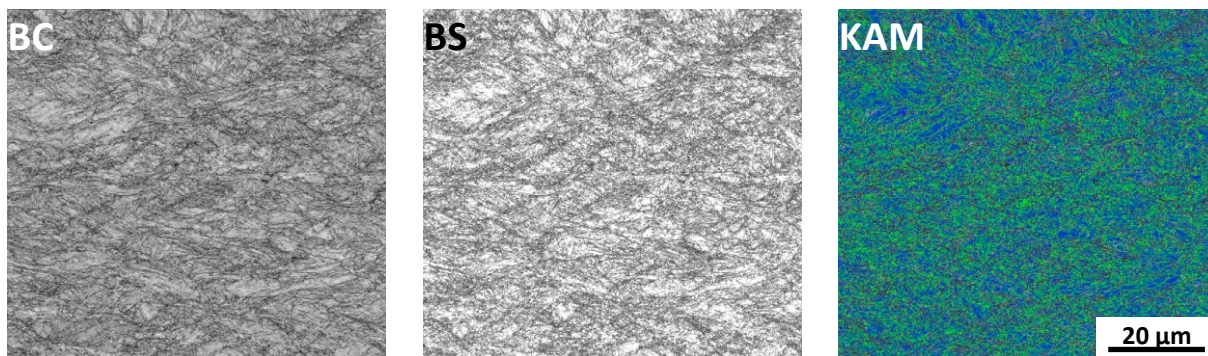


Abb. 130: Normalschliff etwa 200 µm von der äußeren Biegerandfaser einer Biegeprobe des CP980 gebogen bis 89°, Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

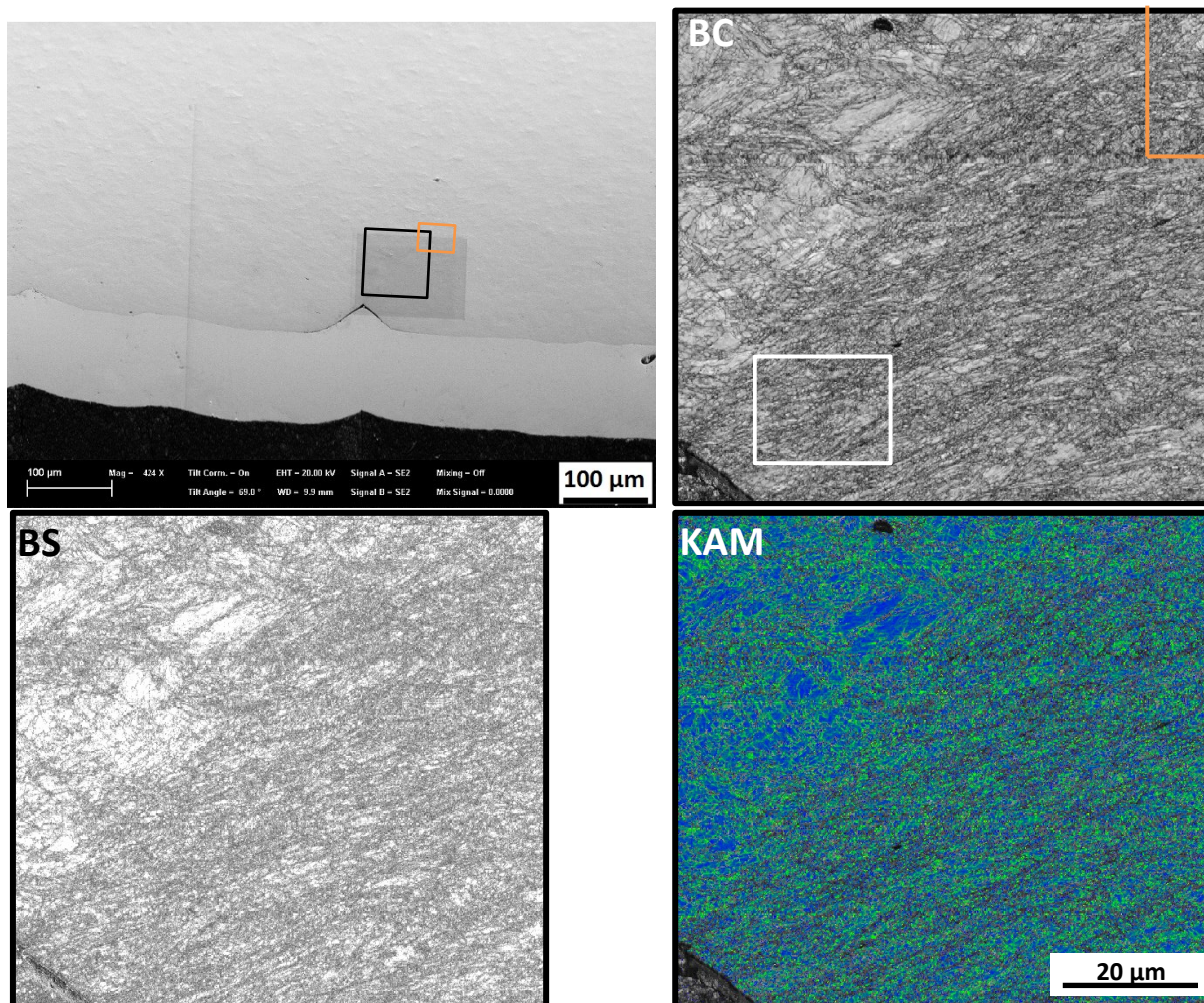


Abb. 131: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser einer Biegeprobe des CP980 gebogen bis 89°, Biegeschwert in WR. Bild links oben zeigt Lage der EBSD-Aufnahme in schwarz. Stepsize 120 nm

Eine Detailaufnahme des CP980 gebogen auf 66° in Abb. 132 zeigt ein Scherband ausgehend von der Kerbe rechts unten im Bildausschnitt. Das Scherband ist am deutlichsten in der Darstellung des Band-Slope links zu erkennen, während die IPF Darstellungen (RD Mitte, ND rechts) die Ausbreitung des Scherbands im Kornverbund sichtbar macht: Links und rechts des Scherbands ist die unverformte Kornstruktur noch deutlich erkennbar (Bereich A, B), während im Bereich des Scherbands links oben in manchen Körnern bereits nicht indizierte oder anders orientierte Streifen zu sehen sind (Bereich C). In manchen Teilen des Makroscherbands, insbesondere aber nahe der Kerbspitze, liegen kleine Subkörner mit unterschiedlicher Kornorientierung vor (Bereich D). Die Größe dieser Subkörner beträgt weniger als einen Mikrometer.

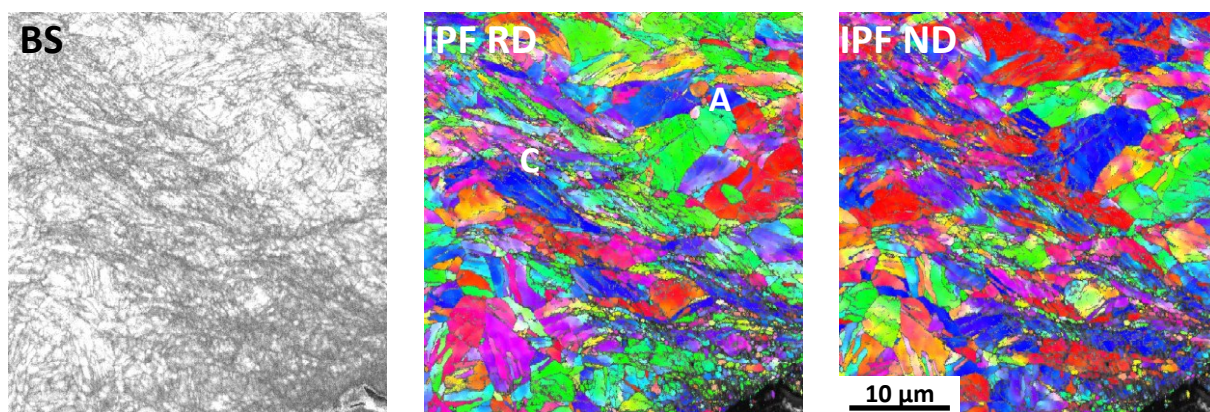


Abb. 132: Normalschliff an der äußeren Biege randfaser (unten knapp außerhalb des Bilds) einer Biegeprobe des CP980 gebogen bis 66°, Biegeschwert in WR. Stepsize 50 nm

Die Kornstruktur im Makroscherband der großen Kerbe in Abb. 131 wird von der Subkornstruktur dominiert. Das ist in dem Detailausschnitt in Abb. 133 zu sehen. Es sind auch Körner erkennbar, die nicht in Subkörner zerfallen sind, und stattdessen kontinuierliche Orientierungsverläufe besitzen.

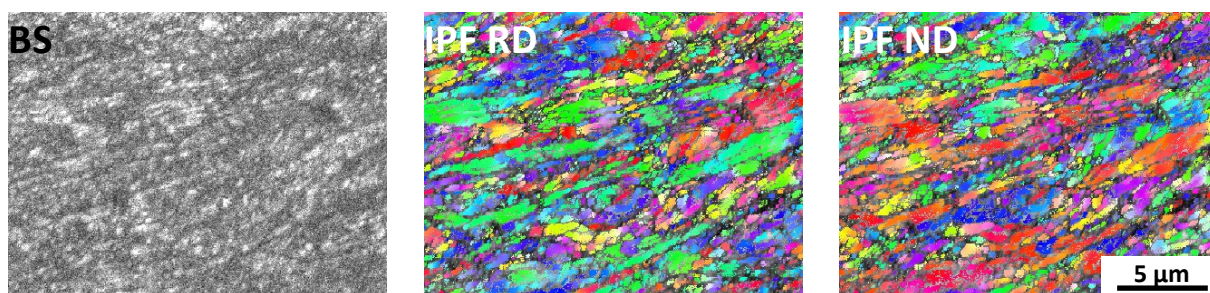


Abb. 133: Weiß markierter Ausschnitt aus Abb. 131. Stepsize 50 nm

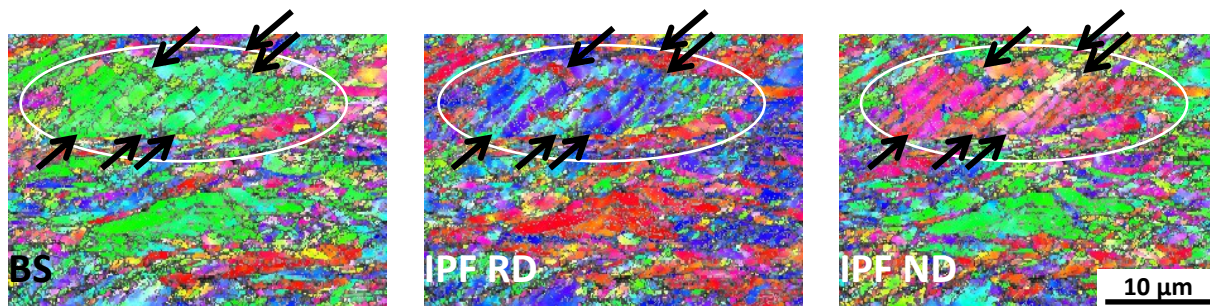


Abb. 134: Orange markierter Ausschnitt aus Abb. 131. Stepsize 120 nm

Interessant ist der in Abb. 134 dargestellte Ausschnitt des Makroscherbands aus Abb. 131 (dort orange markierter Bereich), der sich weiter weg von der Kerbe im Scherband befindet. In dem weiß eingekreisten Korn ist die Bildung von Mikroscherbändern erkennbar, die entlang einer 45°-Richtung durch das Korn schneiden und im Gegensatz zu den breiteren Bereichen dazwischen nicht indiziert werden können. Durch die Bildung der Mikroscherbänder ist das große Korn in einzelne Bereiche zerfallen, welche teilweise bereits eine unterschiedliche Orientierung haben. Wahrscheinlich ist hier der Übergang zwischen dem homogen verformten Zustand und dem Zustand im Makroscherband sichtbar. Im ersten Zustand (außerhalb der Makroscherbänder) ist die ursprüngliche Kornstruktur noch erkennbar, im zweiten aufgrund der Subzellaufbildung nicht mehr (im Makroscherband).

4.8.2 EBSD-Messungen an Biegeproben des DP980

Wie beim CP980 wird nun im Folgenden auch bei der DP-Variante mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit ein Verformungsverlauf an der äußeren Biegerandfaser mittels EBSD an Proben aus unterbrochenen Biegeversuchen dargestellt.

In Abb. 135 ist ein unverformter Bereich an der Oberfläche des DP980 zu sehen. Im Vergleich zum unverformten CP980 fällt sofort auf, dass beim Dualphasenstahl eine feinere Kornstruktur vorliegt. Außerdem treten sowohl beim Band-Contrast als auch beim Band-Slope größere Kontraste auf. So weist beispielsweise Ferrit einen hohen Band-Contrast und Band-Slope auf (hell), während Martensit/Restustenit niedrige Werte besitzen (dunkel). Mittlere Grauwerte im Band-Contrast und Band-Slope dürften den Gefügebereichen mit Bainit/angelassenem Martensit entsprechen. Für die Identifikation der Phasen ist es hier hilfreich, diese Aufnahmen mit den lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchungen in 4.1.1 zu vergleichen.

Auch in der Misorientierung gibt es Unterschiede hinsichtlich der einzelnen Phasen im DP: Ferrit weist so gut wie keine Misorientierung im Korninneren auf. In diesen Bereichen liegt im unverformten DP deutlich weniger Misorientierung vor als beim CP. In Körnern aus Bainit/angelassenem Martensit hingegen ist höhere lokale Misorientierung zu sehen. Dies kann entweder auf das Vorhandensein von Subkorn Grenzen oder auf lokal hohe Versetzungsdichte zurückzuführen sein.

Beim DP980 liegt wie beim CP980 im unverformten Zustand eine glatte Oberfläche ohne Einkerbungen oder andere Defekte vor.



Abb. 135: Unverformter Bereich an der Oberfläche einer Biegeprobe des DP980. Normalschliff TDxND. Stepsize 120 nm

Etwa 20° vor Kraftmaximum (43°) sind die ersten Defekte mit einer Größe von einigen Mikrometern (siehe Pfeile in Abb. 136) an der sonst glatten Oberfläche beim DP980 zu sehen. Im Grundmaterial sind mehr Bereiche mit niedrigem Band-Slope und einer höheren Misorientierung vorhanden als im unverformten Fall. Manche Körner besitzen nach wie vor einen sehr hohen Band-Contrast bzw. Band-Slope und keine Misorientierung. Schräg verlaufende Bänder lokaler erhöhter Misorientierung bzw. Band-Slope sind in diesem Fall nicht deutlich erkennbar. Auch in nächster Nähe zu dem Defekt an der Oberfläche (Pfeil in Abb. 136) ist nur ein diffuser Bereich niedrigen Band-Slopes sichtbar und kein deutlich abgegrenztes Makroscherband.

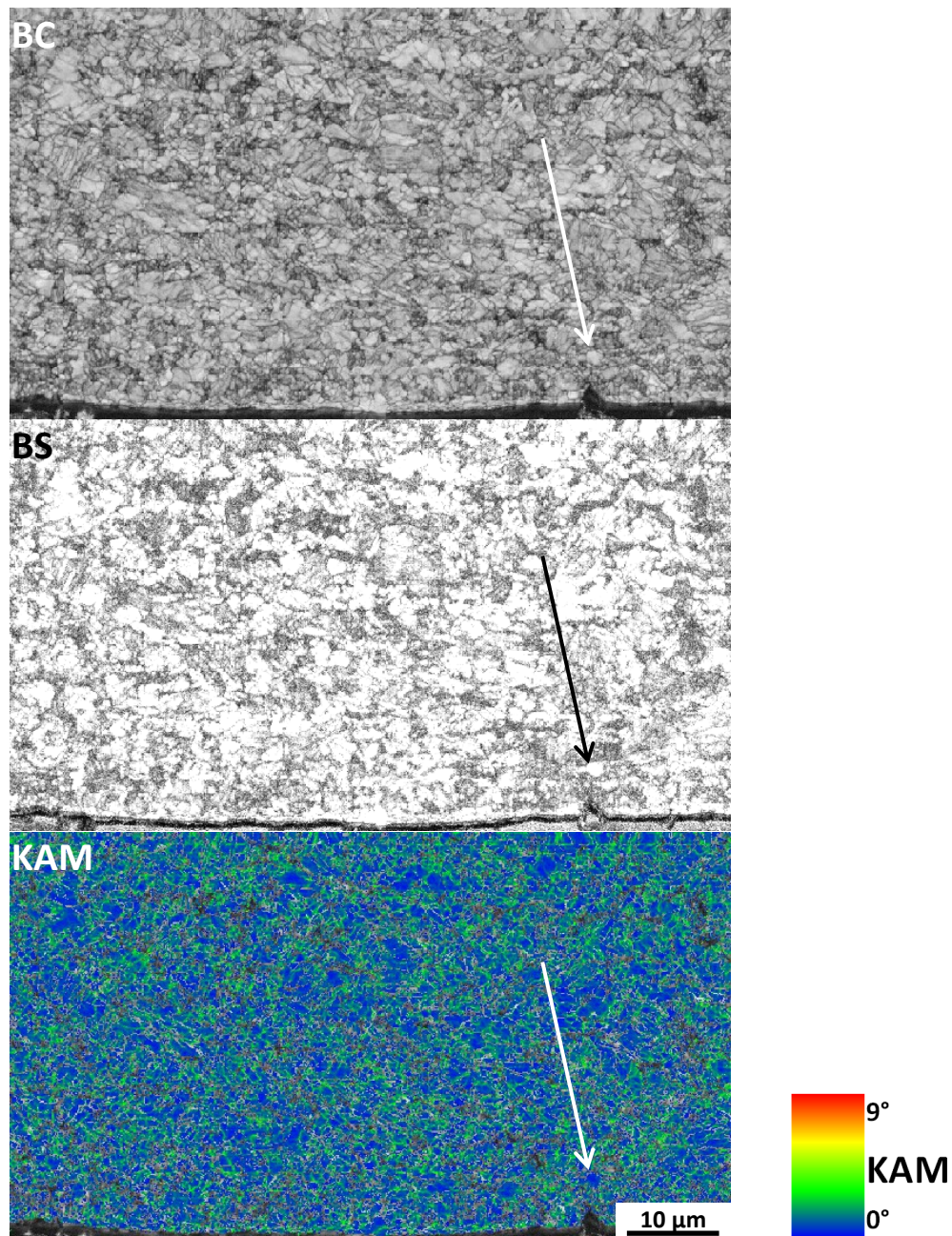


Abb. 136: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des DP980 gebogen bis 43° , Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

Bei etwa zehn Grad vor Kraftmaximum (Abb. 137) hat in manchen Bereichen eine weitere Abnahme von Band-Contrast und Band-Slope stattgefunden (Position B rechts). Es liegt eine Oberflächenwelligkeit vor, wobei die beiden sichtbaren Einkerbungen (Pfeile) an der Stelle eines Wellentals entstanden sind. Daneben existieren aber immer noch Bereiche mit sehr wenig Veränderung der Oberfläche (Position A). Dort sind im Grundmaterial noch immer höherer Band-Contrast und Band-Slope sowie Körner mit sehr wenig Misorientierung erkennbar.

Auch in diesem Zustand sind keine deutlichen, scharf abgegrenzten Makroscherbänder wie beim CP980 zu erkennen. Der Übergang zwischen höher und niedriger verformten Bereichen ist nicht scharf, sondern tritt graduell ein.

An der DP980 Biegeprobe aus Abb. 137 (zehn Grad vor Kraftmaximum) wurde außerdem an einer weiteren Stelle mit Einschnürung und erster Porenbildung (siehe Abb. 138 links oben weißer Pfeil) ein EBSD-Scan gemessen. Abermals ist ein großer Unterschied im Band-Slope zwischen Martensit/Restaustenininseln, Bainit/angelassenem Martensit und Ferrit erkennbar, jedoch kein Hinweis auf das Vorhandensein von Makroscherbändern im Gefüge.

Wie in Abb. 134 beim CP980 zu sehen, ist auch hier ein Korn mit Mikroscherbändern erkennbar (weiße Ellipse; schwarze Pfeile). Der mittlere Grauwert dieses Kornes in der Darstellung des Band-Contrast und seine Größe lassen vermuten, dass es sich dabei um Bainit bzw. angelassenen Martensit handelt. In diesem Korn sind, wie auch in mehreren Fällen beim CP980 dargestellt (Abb. 132, Abb. 134), zwei Mikroscherbänder vorhanden. Offenbar können solche Mikroscherbänder bei hohen Dehnungen auch beim DP980 in den Körnern aus Bainit/angelassenem Martensit auftreten; diese treten jedoch nur selten auf.

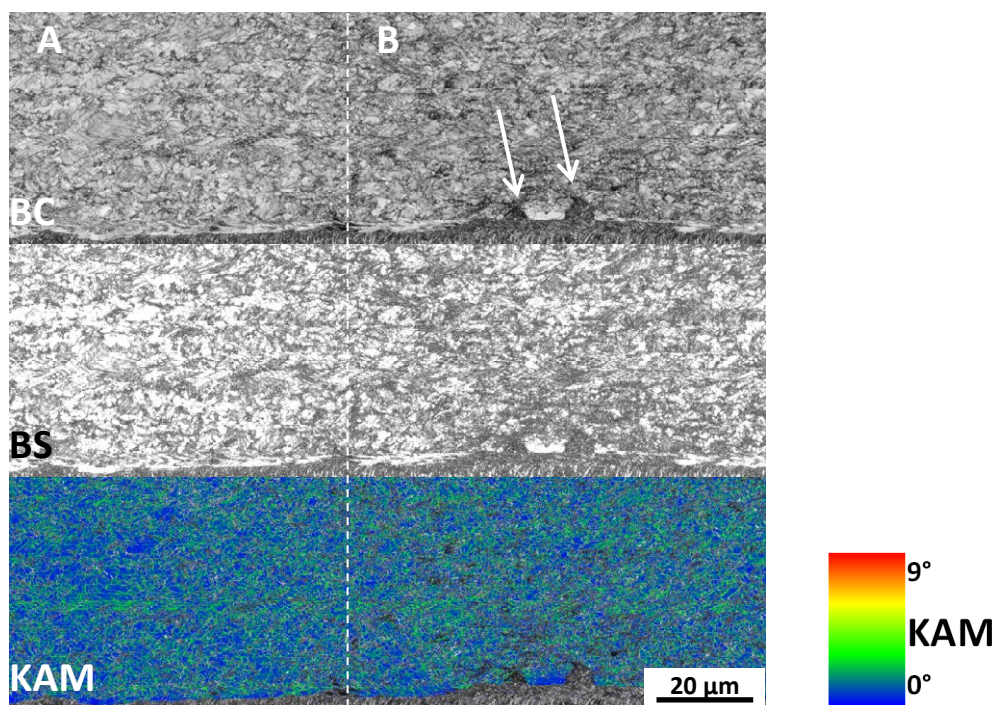


Abb. 137: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des DP980 gebogen bis 52°, Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

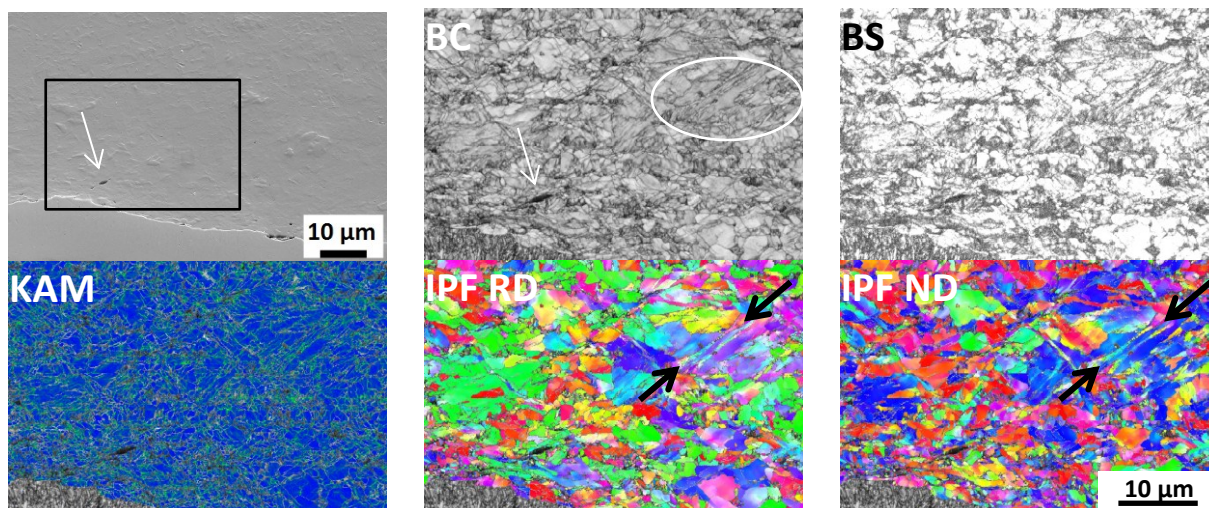


Abb. 138: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des DP980 gebogen bis 52°, Biegeschwert in WR. Oben links SE Aufnahme des Messbereichs Stepsize 50 nm

Abb. 139 zeigt den DP980 bei Kraftmaximum im Bereich einer kleinen Kerbe (rechts im Bild) und eines Anrisses (links im Bild). An der Misorientierung ist eine inhomogene Verteilung der Verformung um den Riss und schräg von der Kerbe weg ins Grundmaterial erkennbar. Die bei der Probenpräparation aufgebraachte Nickelschicht ist in der Darstellung der Misorientierung hellgrau und wurde in Abb. 140 zur besseren Erkennbarkeit der Oberflächendefekte in der Darstellung des Band-Contrast und Band-Slope rot eingefärbt, während Messpunkte mit kubisch-raumzentrierter Kristallstruktur (Grundmaterial) in blau erscheinen.

In der Darstellung von Band-Contrast und Band-Slope in Abb. 140 ist an den dunklen Bereichen erkennbar, dass auch beim DP980 die Konzentration der plastischen Verformung in scherbandartigen Bereichen stattfinden kann, wenn die unverformbare, harte Martensit/ Restaustenitphase günstig angeordnet ist, und damit besser verformbare Bereiche (Ferrit; Bainit/angelassener Martensit) entlang von hohen makroskopischen Schubspannungen vorhanden sind (markierter Bereich rechts im Bild). Eine inhomogene Dehnungsverteilung in Form von Makroscherbändern über große Gefügebereiche hinweg, wie beim CP980, ist hier aber definitiv nicht zu sehen.

Um den Anriss im linken Teil des Ausschnitts in Abb. 140 ist ebenfalls eine Verringerung von Band-Contrast und Band-Slope, aber in einem diffusen Bereich, vorhanden.

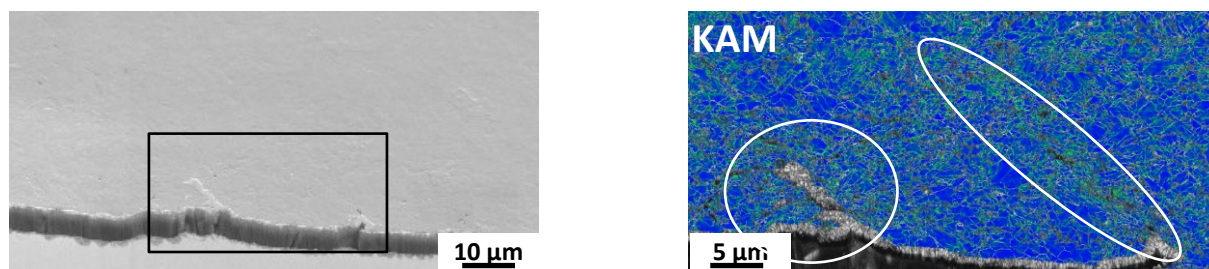


Abb. 139: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser (unten im Bild) einer Biegeprobe des DP980 gebogen bis 63°, Biegeschwert in WR. Stepsize 50 nm

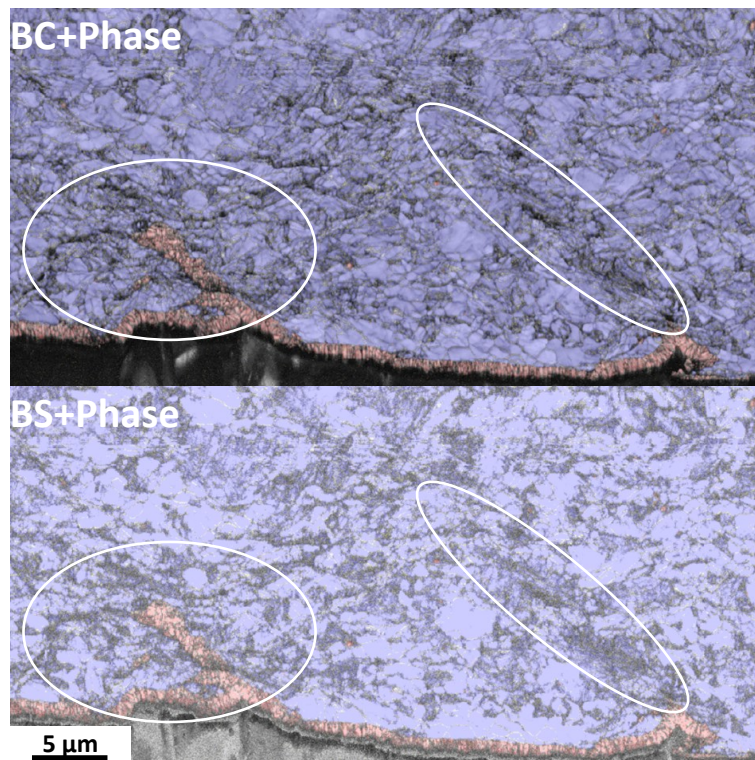


Abb. 140: Band-Contrast BC (oben) und Band-Slope Darstellung (unten) für Messbereich in Abb. 139. Elektrolytisch aufgebraute Nickelschicht in Rot; Grundmaterial Alpha-Eisen krz in Blau.

4.8.3 EBSD-Messungen an Biegeproben des CP1180

Genauso wie beim CP980 sind auch beim CP1180 ausgehend von den Kerbflanken Makroscherbänder im Grundmaterial zu erkennen (siehe Abb. 141), innerhalb welcher die ursprüngliche Mikrostruktur aufgrund von Subzellbildung nicht mehr vorhanden ist. Hier sind sowohl Band-Contrast als auch Band-Slope niedrig, und es liegt durchgehend eine hohe Misorientierung vor. Außerhalb der Scherbänder, auch direkt über der Kerbspitze, existieren Bereiche mit wenig Misorientierung.

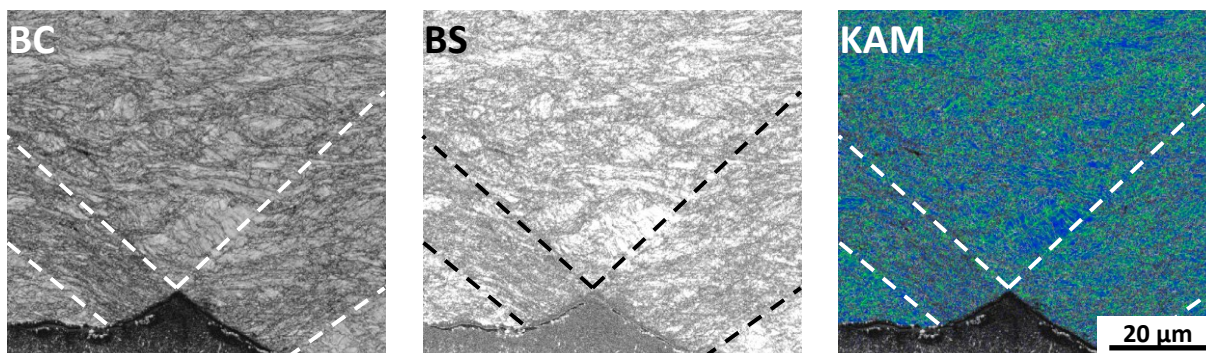


Abb. 141: Normalschliff an der äußeren Biege randfaser einer Biegeprobe des CP1180 gebogen bis 94° (Kraftmaximum bei 86°), Biegeschwert in WR. Stepsize 120 nm

4.8.4 EBSD-Messungen an Biegeproben des PHS1500

Eine Besonderheit des PHS1500 besteht im Vergleich zu den bisher in diesem Kapitel behandelten CP und DP Typen darin, dass an der Oberfläche eine ZnFe-Schicht vorhanden ist, die beim Presshär-

teprozess aus der in der Feuerverzinkungs-Anlage aufgetragenen Zinkschicht entsteht. In Abb. 142 ist eine PHS1500 Biegeprobe 49° vor Kraftmaximum dargestellt. Weil beim PHS1500 deutliche Kerben nur bei Biegeproben mit Biegeschwert quer zur Walzrichtung zu beobachten waren, wurde diese Probenausrichtung hier für die Untersuchung der Scherbänder gewählt.

Ausgehend von Rissen der ZnFe-Schicht bildet der PHS1500 in allen drei Darstellungsvarianten (BC, BS und KAM) sichtbare Makroscherbänder. In den IPF Darstellungen fällt auf, dass diese Trennungen entlang von Korngrenzen des mit Zink angereicherten Ferrits an der Oberfläche stattfinden.

Im Zuge des Breitenwachstums der Scherbänder bis Kraftmaximum (vgl. Abb. 142 und Abb. 143) dehnen sich diese auch immer weiter in die Tiefe aus. So reicht etwa das in Abb. 143 markierte Scherband mindestens bis in eine Tiefe von $160\ \mu\text{m}$. Entsprechend der Entstehung großer Kerben vor dem Probenversagen sind also auch beim PHS1500 vor der Initiierung des Scherbruchs Makroscherbänder im Grundmaterial vorhanden.

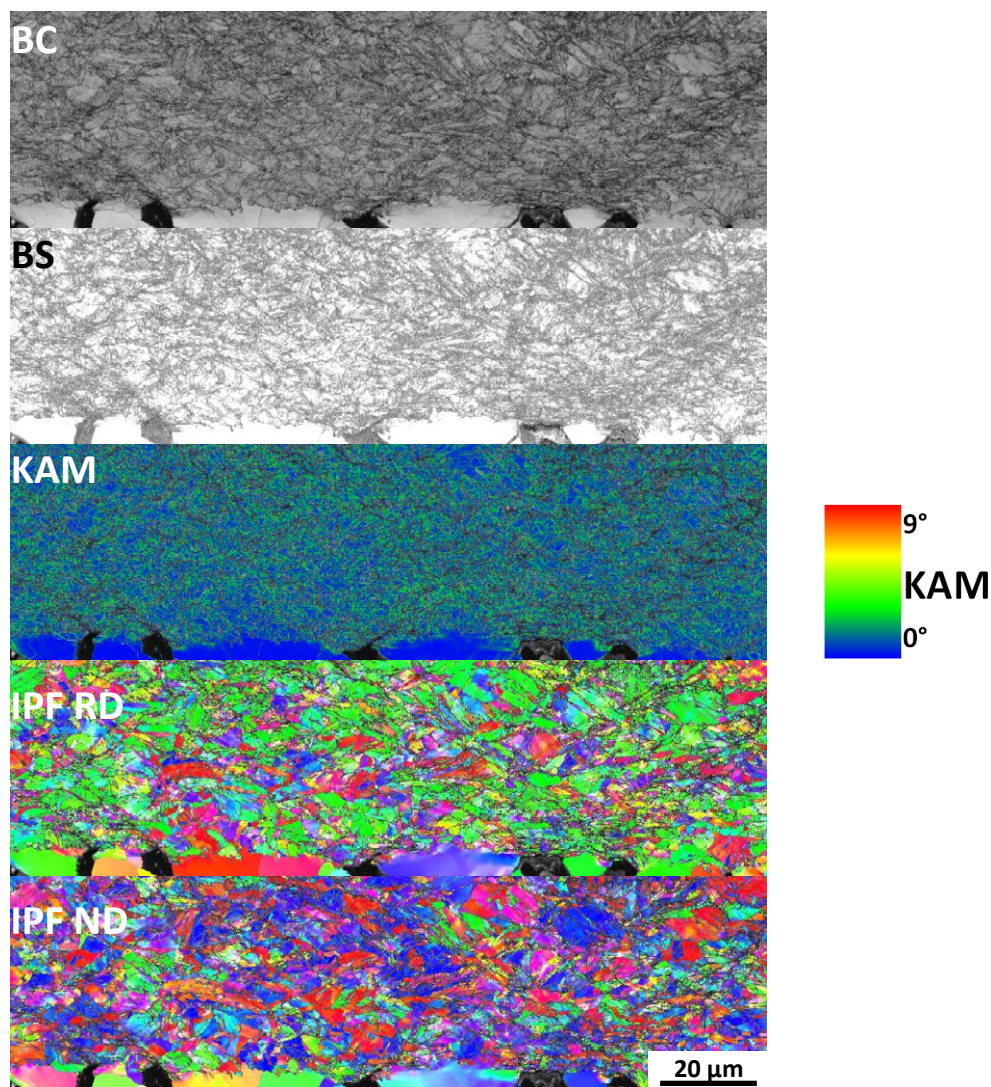


Abb. 142: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser einer Biegeprobe des PHS1500 gebogen bis 49° (Kraftmaximum bei 64°), Biegeschwert quer zur WR. Stepsize 120 nm

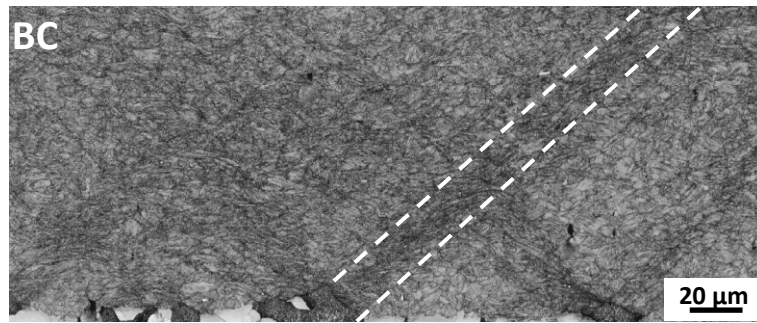


Abb. 143: Normalschliff an der äußeren Biegerandfaser einer Biegeprobe des PHS1500 gebogen bis 64° (Kraftmaximum), Biegeschwert quer zur WR. Stepsize 120 nm

4.9 Ergebnisse der kleintechnischen Glühungen am Multipas

In Anlehnung an die Glühversuche von Benedyk et al. [5, 6] wurden in dieser Arbeit zwei Legierungstypen (DP800 und DP1000) unter Variation der Abschrecktemperatur T_q und der Anlasstemperatur T_t gegläht. Es wurden jedoch veränderte Glühbedingungen angewendet und weitere Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften und der Verformung/Schädigung im Biegeversuch durchgeführt. Das Ziel der kleintechnischen Glühungen in dieser Arbeit ist die Untersuchung der kontinuierlichen Veränderung des Schädigungsmechanismus und des Zeitpunkts von Kerben-/Scherbandbildung bzw. Rissbildung mit der Glühtemperatur sowie die Beschreibung der Zusammenhänge mit anderen mechanischen Eigenschaften (Zugversuch, Lochaufweitung).

4.9.1 Grundcharakterisierung

In Abb. 144 sind die im Zugversuch längs der Walzrichtung ermittelten Kennwerte für die vier Glühvarianten in Abhängigkeit der Anlasstemperatur dargestellt. Für jeden Zustand wurden zwei Zugproben geprüft. Die höchsten Zugfestigkeiten werden vom Legierungstyp DP1000 bei einer Abschrecktemperatur von 650 °C erreicht. Sowohl für die beiden Glühvarianten des DP800 als auch für die DP1000 Glühungen bei 625 °C Abschrecktemperatur liegen die Zugfestigkeiten darunter. Die kleinsten Zugfestigkeiten werden für den DP800 bei niedriger Abschrecktemperatur erreicht. Hier liegen auch über alle Anlasstemperaturen hinweg die höchsten Gleichmaß- und Bruchdehnungen vor.

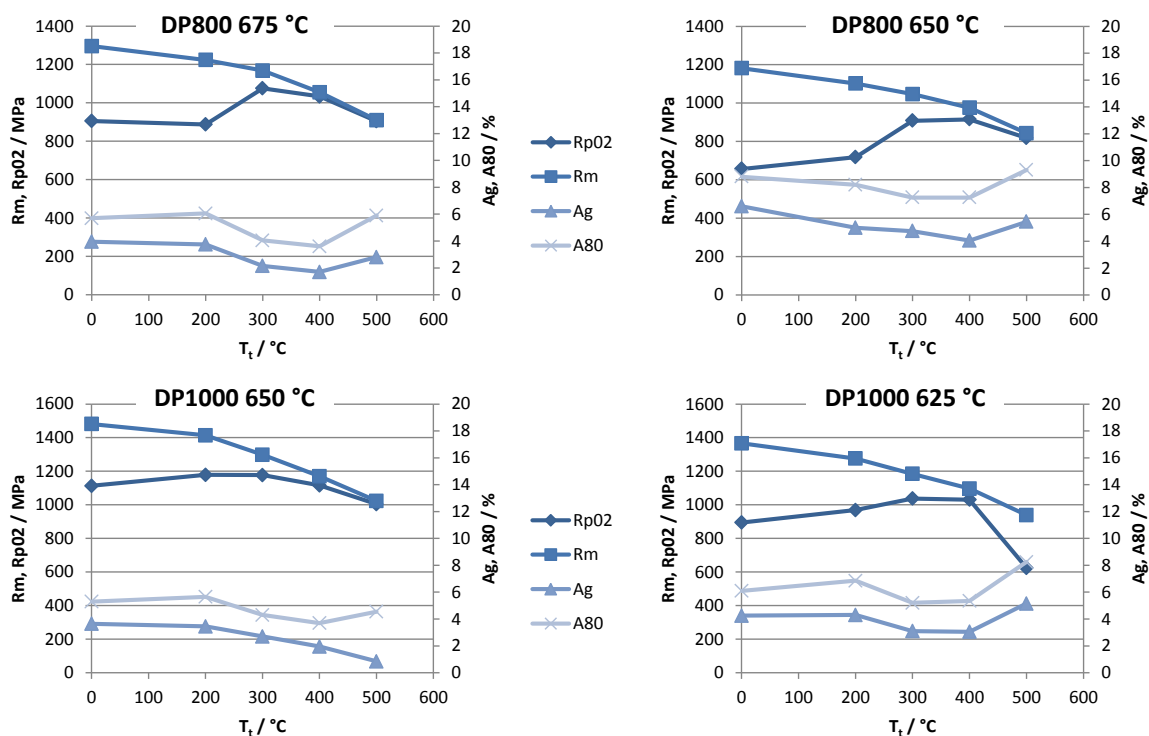


Abb. 144: Kennwerte aus Zugversuchen in Walzrichtung nach Multipas-Glühungen in Abhängigkeit der Anlasstemperatur T_t für die vier Werkstoffzustände (Legierungstyp/Abschrecktemperatur). Probengeometrie F01.

Eine Erhöhung der Anlasstemperatur bewirkt in allen vier Fällen einen Rückgang der Zugfestigkeit und zwischen 200 und 400 °C Anlasstemperatur auch einen Rückgang von Gleichmaß- und Bruchdehnung. Erst von 400 auf 500 °C Anlasstemperatur steigt die Bruchdehnung wieder. Die Dehngrenze $R_{p0.2}$ verläuft dabei entgegengesetzt zu den Dehnungen.

Es muss darauf hingewiesen werden, dass beim Fließbeginn in allen vier Glühvarianten bei Anlasstemperaturen ab 300 °C aufwärts eine Lüdersdehnung vorliegt. Dies ist beispielhaft in Abb. 145 erkennbar. Die in Abb. 144 dargestellten Punkte für $R_{p0.2}$ bei 300, 400 und 500 °C Anlasstemperatur sind demnach eine untere Streckgrenze R_{el} . Das Problem bei der Auswertung besteht darin, dass ausgehend von einem „runden“ Fließbeginn wie bei niedrigen Anlasstemperaturen ein allmähliches Erscheinen der Ausprägung stattfindet, weshalb in manchen Fällen zwar keine Spannungsspitze bei Fließbeginn auftritt (obere Streckgrenze), aber abgesehen davon ein sehr ähnlicher Spannungsverlauf bei Fließbeginn im Vergleich mit Fließkurven mit Lüdersdehnung vorliegt.

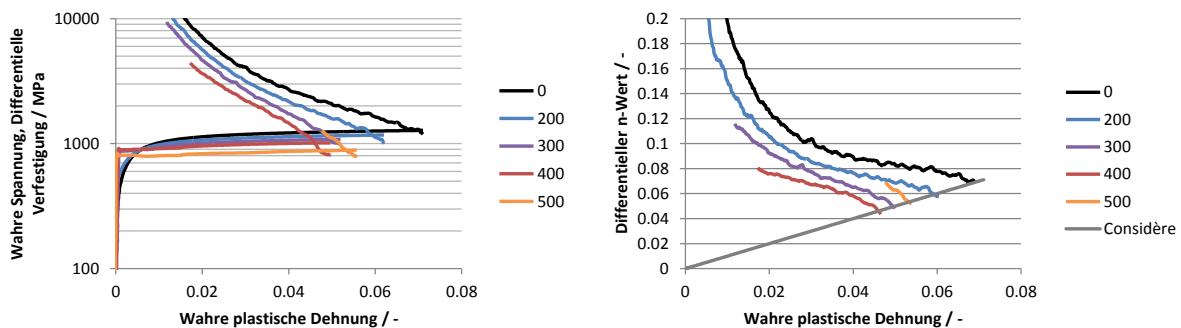


Abb. 145: Fließkurven und differentielle Verfestigung für Variation der Anlasstemperatur T_t in °C (Legende) für DP800 T_q 650 °C. Zugversuche in Walzrichtung.

In Abb. 145 ist die Veränderung der differentiellen Verfestigung mit der plastischen Dehnung für die fünf Anlasszustände des DP800 nach einer Abschrecktemperatur von 650 °C dargestellt. Diese Glühvariante wurde für diese Darstellung deshalb gewählt, da die differentielle Verfestigung bei etwas höheren Gleichmaßdehnungen über einen weiteren Dehnungsbereich bestimmt werden kann. Die bei diesen Zugversuchen angewendete konstante Prüfgeschwindigkeit führt zu geringen Spannungsschwankungen während der Lüdersdehnung, wodurch die Verfestigungskurve hohe Schwankungen aufweist und also in diesem Bereich nicht brauchbar ist. Die dargestellten Verfestigungskurven wurden im Bereich niedriger Dehnungen bei zu starker Schwankung abgeschnitten.

Eine höhere Anlasstemperatur bis 400 °C bewirkt einen Rückgang der differentiellen Verfestigung und damit eine Verringerung der Gleichmaßdehnung (=Schnittpunkt zwischen differentieller Verfestigung und wahrer Spannungs-Dehnungs-Kurve). Bei niedrigen Dehnungen verschiebt sich in Folge der höheren Anlasstemperatur die Verfestigungskurve etwa parallel nach links, während bei Dehnungen nahe der Gleichmaßdehnung eine Änderung der Steigung auftritt. Mit steigender Anlasstemperatur nimmt also die Verfestigung bei hohen Dehnungen noch stärker ab als jene bei niedrigen Dehnungen. Nach 500 °C Anlasstemperatur liegt die Verfestigung kurz vor der Gleichmaßdehnung wieder höher als bei 400 °C. Das ist beim Vergleich der orangen und roten Kurven klar erkennbar.

Die an gerissenen Zugproben ermittelte Dickeneinschnürung ist in Abb. 146 links dargestellt. Der Legierungstyp DP800 erreicht in allen Konfigurationen eine etwas höhere Dickeneinschnürung als die entsprechende Glühbehandlung mit dem DP1000 Legierungstyp. Bei den beiden Varianten mit hoher Abschrecktemperatur (675 °C für DP800, 650 °C für DP1000) ist ein kontinuierlicher Anstieg der Dickeneinschnürung mit zunehmender Anlasstemperatur vorhanden. In den beiden anderen Fällen werden zwar ab 300 °C Anlasstemperatur ähnliche oder sogar höhere Dickeneinschnürungen erzielt, bei 200 °C und ohne Anlassen liegen die Werte jedoch deutlich darunter.

Bei hohen Anlasstemperaturen liegen die bestimmten Lochaufweitungskoeffizienten (Abb. 146 rechts) für den Legierungstyp DP800 höher als für den DP1000, während bei 0 und 200 °C Anlasstemperatur kein Unterschied vorhanden ist. Die Lochaufweitungskoeffizienten liegen jeweils für die hohen Abschrecktemperaturen etwas über jenen der niedrigen Abschrecktemperaturen. Bei 500 °C Anlasstemperatur ist dieses Verhältnis umgekehrt. Alle vier Glühvarianten weisen einen starken Anstieg des Lochaufweitungskoeffizienten mit steigender Anlasstemperatur auf.

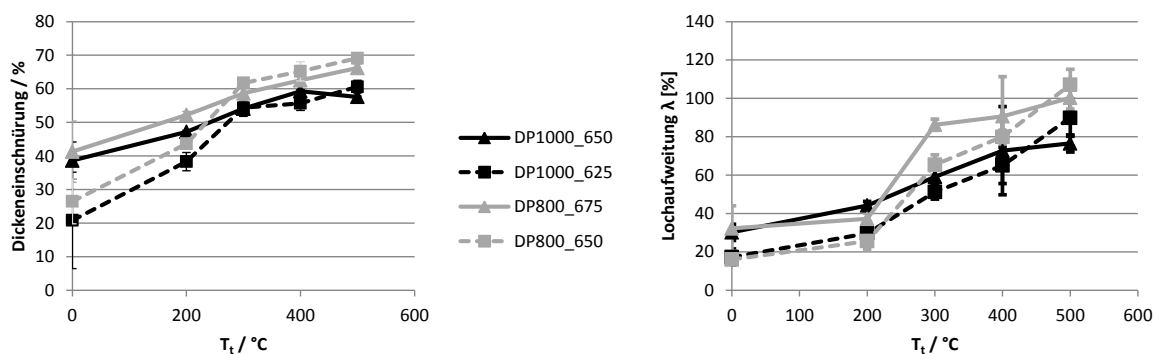


Abb. 146: Im Stereomikroskop gemessene Dickeneinschnürung der Zugproben (links) und Lochaufweitungskoeffizienten (rechts) nach Multipas-Glühungen in Abhängigkeit der Anlasstemperatur T_t . Legende bezeichnet Legierungstyp (DP800/DP1000) und Abschrecktemperatur T_q in °C.

Unabhängig von der Lage des Biegeschwerts zur Walzrichtung (Abb. 147 links: längs; Abb. 147 rechts: quer) steigt der Biegewinkel bei Kraftmaximum mit zunehmender Anlasstemperatur. Die höchsten Biegewinkel werden für den DP800 mit Abschrecktemperatur von 650 °C, gefolgt von den Zuständen mit 675 °C, erreicht. Die Biegewinkel des Legierungstyps DP1000 liegen stets unter jenen des DP800, und die Biegewinkel bei Lage des Biegeschwerts in Walzrichtung (Abb. 147 links) liegen tendenziell über jenen der anderen Probenausrichtung (Abb. 147 rechts). Beim DP1000 fällt auf, dass sich die Biegewinkel im linken Diagramm bis 400 °C Anlasstemperatur nur wenig, bis 500 °C dann aber besonders stark ändern. Für alle restlichen Varianten und die andere Orientierung fällt die Zunahme der Biegewinkel kontinuierlicher aus.

Die Mikrostruktur aller untersuchten Zustände besteht prinzipiell aus Ferrit und angelassenem oder nicht angelassenem Martensit. Eine niedrige Abschrecktemperatur führt dazu, dass sich im Gefüge mehr Ferrit bilden kann, bevor auf Raumtemperatur abgeschreckt wird und der restliche Austenit in Martensit umwandelt. Bei den eingestellten Ferritanteilen (siehe Abb. 148) bleibt der Kohlenstoffgehalt im Austenit so gering, dass kein großer Anteil an Restaustenit beim Abschrecken zu erwarten ist.

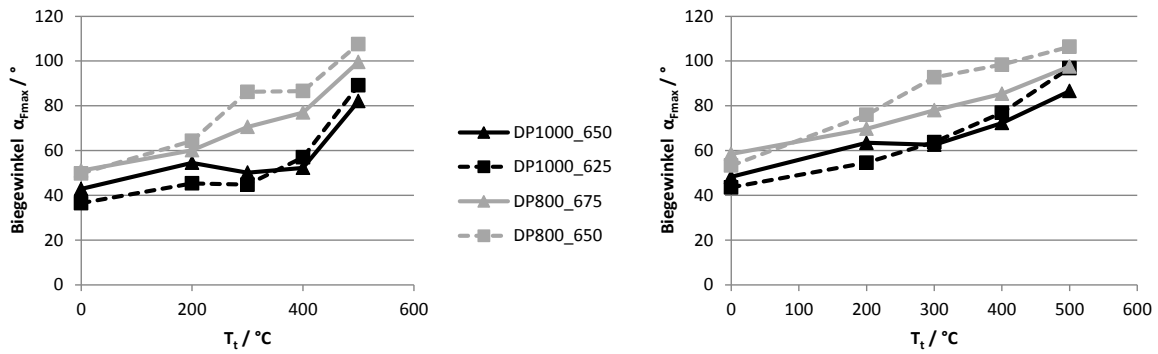


Abb. 147: Biegewinkel bei Kraftmaximum im Dreipunkt-Biegeversuch nach Multipas-Glühungen. Links: Biegeschwert in Walzrichtung; Rechts: Biegeschwert normal zur Walzrichtung. Legende bezeichnet Legierungstyp (DP800/DP1000) und Abschrecktemperatur T_q in °C.

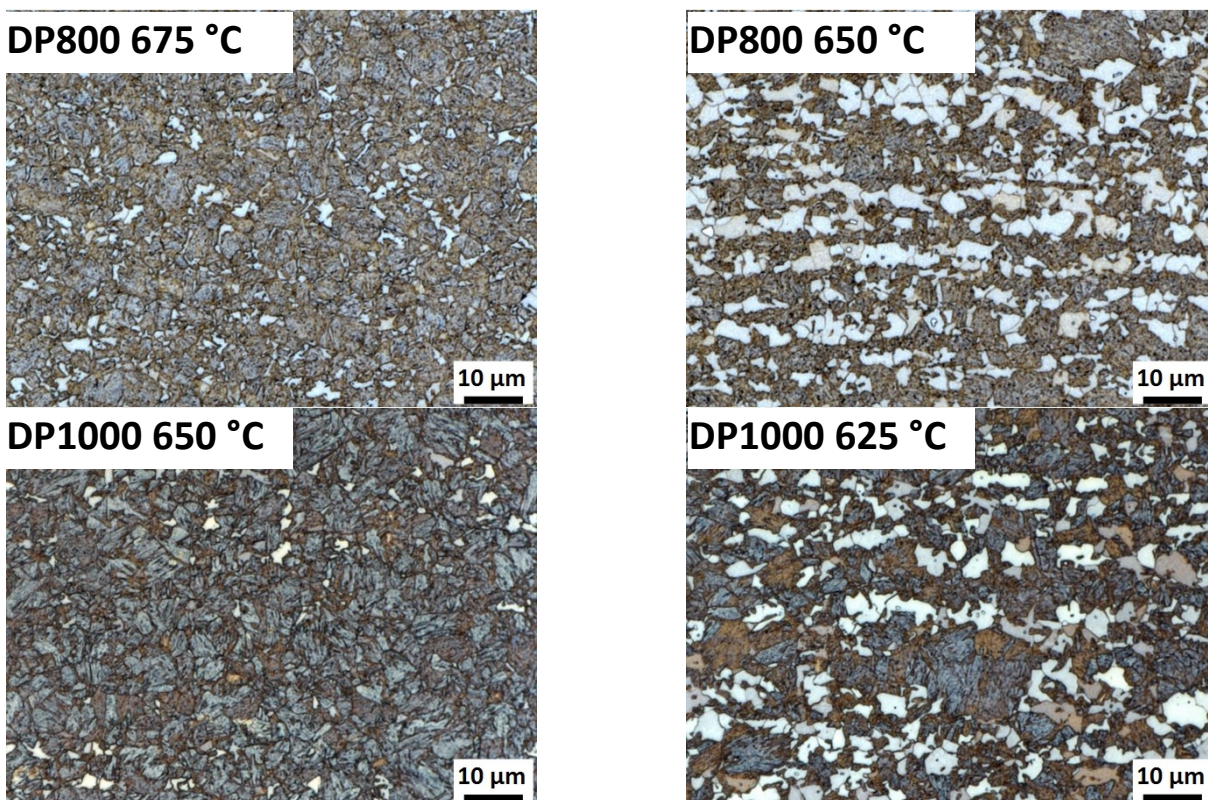


Abb. 148: Mikrostruktur nach Multipas-Glühbehandlungen für die vier Werkstoffzustände (Legierungstyp/Abschrecktemperatur)

In Abb. 148 ist weiters erkennbar, dass bei den jeweils höheren Abschrecktemperaturen ein viel geringerer Ferritanteil im Gefüge vorliegt als im Fall der höheren. Der Ferritanteil der DP800 Glühungen liegt jeweils etwas über jenem der DP1000 Glühungen. Das hat zur Folge, dass beim DP800 bei 650 °C Abschrecktemperatur der Ferrit teilweise netzwerkartig die Matrix aus angelassenem Martensit durchzieht.

Eine Variation der Anlasstemperatur führt im Gefüge nur zu einem anderen Ätzverhalten des Martensits, während die Phasenmengen an Ferrit und Martensit unverändert bleiben. Deshalb wird auf die Darstellung der Mikrostruktur der anderen Anlasstemperaturen verzichtet. In Abb. 148 wurden

beispielhaft die Gefüge der Glühbehandlungen mit 400 °C Anlasstemperatur ausgewählt, weil hier ein besonders hoher farblicher Kontrast zwischen Ferrit und angelassenem Martensit vorliegt.

4.9.2 Untersuchung der Bruchfläche im Zugversuch

Für die Glühvarianten beider Legierungstypen ohne Anlassen ($T_t = 0\text{ °C}$) traten besonders niedrige Dickeneinschnürungen auf. Diese Zugproben zeigten einen umso größeren Bereich mit Normalspannungsbruch, je niedriger die Dickeneinschnürung war. In Abb. 149 ist exemplarisch die Bruchfläche einer Probe dargestellt, die vollständig im Normalspannungsbruch mit void sheeting an der Oberfläche versagte.

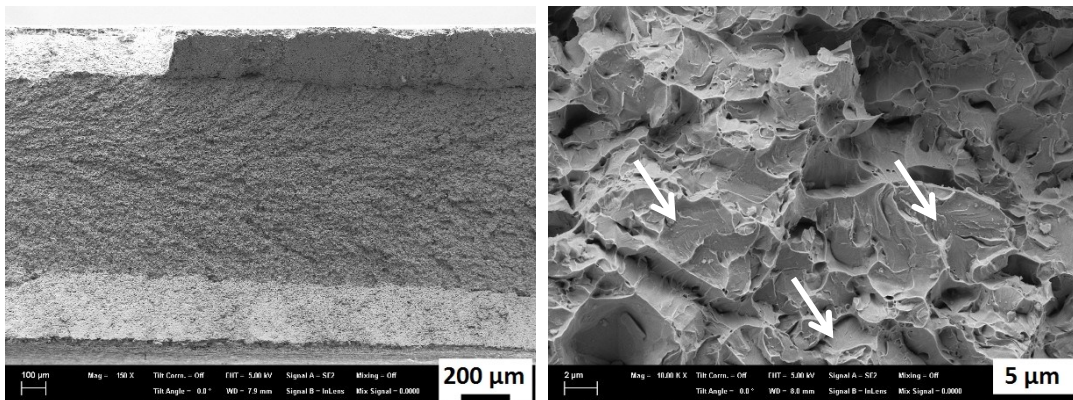


Abb. 149: Bruchfläche einer Zugprobe mit Dickeneinschnürung zehn Prozent. DP1000, T_q 625 °C, T_t 0 °C.

Bei hoher Vergrößerung sind zahlreiche transkristalline Spaltbruchbereiche erkennbar. Trotzdem versagen große Teile der Bruchfläche duktil. Im Bereich des void sheeting war ausschließlich duktile Bruchfläche vorhanden.

4.9.3 Bei Kraftmaximum unterbrochene Biegeversuche

Für die großtechnisch erzeugten Stahlbänder wurde in 4.6.1 festgestellt, dass bei manchen die Bildung von großen Kerben erfolgt, während andere ausgehend von sehr kleinen Kerben Risse bilden. Im Folgenden wird untersucht, wie sich die am Multipas eingestellten Gefügetypen hinsichtlich dieser Schädigungsmechanismen verhalten.

In Abb. 150 sind bei Kraftmaximum unterbrochene Biegeproben der Glühvariante DP1000 / 625 °C Abschrecktemperatur dargestellt, wobei die Anlasstemperatur von links nach rechts ansteigt. In dem jeweils oberen Bild ist die Zunahme des Biegewinkels bei Kraftmaximum sichtbar und die Beurteilung der äußeren Biegerandfaser hinsichtlich einer Abflachung möglich. Bei 0 und 200 °C Anlasstemperatur wird keine deutlich erkennbare Abflachung gebildet, während ab 300 °C eine solche vorhanden ist.

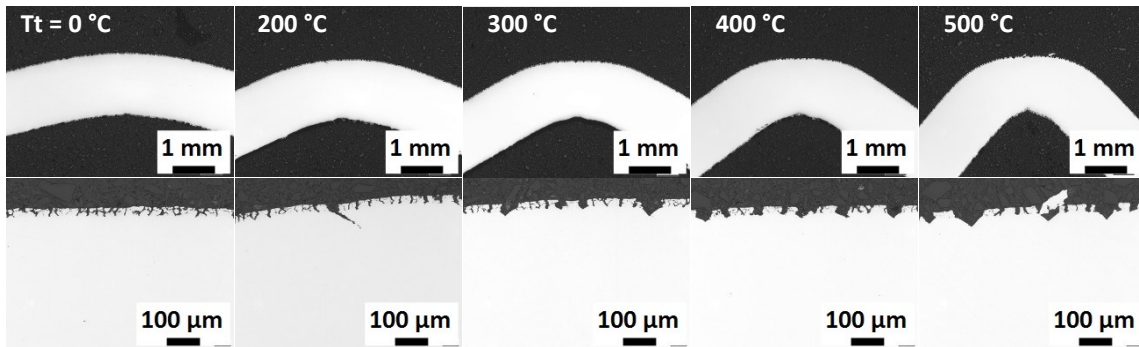


Abb. 150: Lichtmikroskopische Normalschliffe an Biegeproben aus bei Kraftmaximum unterbrochenen Biegeversuchen für verschiedene Anlasstemperaturen der Variante DP1000 T_q 625 °C. Biegeschwert normal zur Walzrichtung.

Die jeweils unteren Abbildungen stellen den Verformungs- und Schädigungsmechanismus an der Randfaser dar. Bei den am Multipas geblühten Proben findet neben einer Schädigung des Grundmaterials oder der Bildung von Kerben immer eine Rissbildung in der ZnFe-Schicht statt, welche durch den Glühbehandlungsprozess aus der Zinkschicht des Ausgangsmaterials entsteht.

Ausgehend von diesen Anrissen werden bei 0 und 200 °C Anlasstemperatur keine großen Kerben gebildet, ab 300 °C hingegen schon. Dabei ist erkennbar, dass zu höherer Anlasstemperatur mehr bzw. größere Kerben gebildet werden.

In Abb. 151 sind unterbrochene Biegeproben des DP800 Legierungstyps bei einer Abschrecktemperatur von 650 °C dargestellt. Wie in Abb. 150 findet auch hier Kerbenbildung ausgehend von den Anrissen in der ZnFe-Schicht und Abflachung nur bei Anlasstemperaturen von 300 °C und höher statt. In diesem Fall sind die Kerben weniger und kleiner als beim DP1000 / 625 °C Abschrecktemperatur.

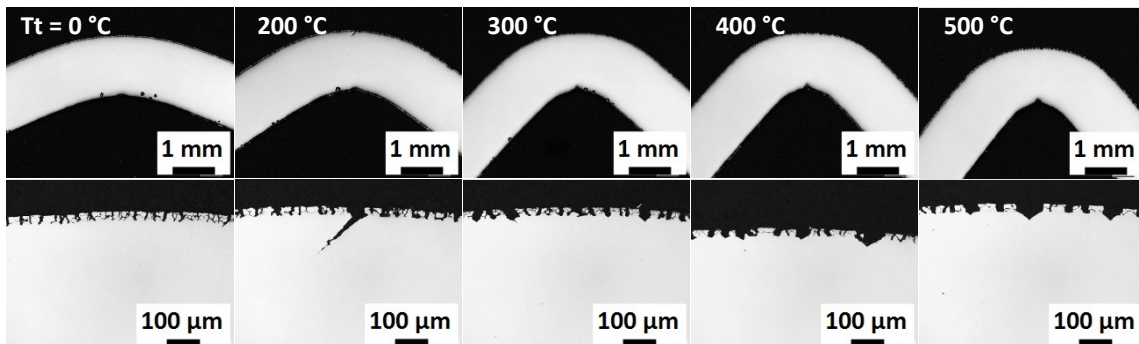


Abb. 151: Lichtmikroskopische Normalschliffe an Biegeproben aus bei Kraftmaximum unterbrochenen Biegeversuchen für verschiedene Anlasstemperaturen der Variante DP800 T_q 650 °C. Biegeschwert normal zur Walzrichtung.

Bei den niedrigeren Anlasstemperaturen (0, 200 °C) geht die Biegeprobe von dem in Abb. 151 ganz links sichtbaren Zustand (vor Initiierung eines makroskopischen Risses, keine großen Kerben, Anrisse in der ZnFe-Schicht) direkt in einen Zustand mit makroskopischem Riss im Grundmaterial über (wie er z.B. im rechts benachbarten Bild sichtbar ist). Auf die Fälle mit Kerbenbildung wird anschließend noch genauer eingegangen.

4.9.4 Kerbentstehung am Beispiel des DP1000

Im Folgenden werden nun bei verschiedenen Winkeln unterbrochene Biegeversuche der Glühvariante DP1000 / 625 °C Abschrecktemperatur bei 300 °C (Abb. 152) und 500 °C Quenchtemperatur (Abb. 153) verglichen. Da hier die Entstehung der ersten Kerben untersucht werden soll, wurde für die unteren Ausschnitte eine höhere Vergrößerung gewählt und die Proben kurz mittels Nitalätzung präpariert, damit die Grenze zwischen ZnFe-Schicht und Grundmaterial erkennbar ist.

Der Biegewinkel bei Kraftmaximum für den in Abb. 152 dargestellten Zustand beträgt 64°. Die drei dargestellten Proben wurden also bis etwa 20 und zehn Grad vor sowie bis Kraftmaximum gebogen. Wie bereits zuvor beschrieben, sind auch hier Risse in der ZnFe-Schicht (nicht angeätzt; weiß) erkennbar. 20° vor Kraftmaximum ist bereits eine Kerbe mit Mikroriss erkennbar, bis Kraftmaximum stellt sich eine größere Kerbtiefe ein. Offenbar schließt die Initiierung von Mikrorissen weiteres Kerbwachstum nicht aus. Gleichzeitig mit dem Vorliegen von Kerben ist auch ab zehn Grad vor Kraftmaximum eine Abflachung an der äußeren Biegerandfaser vorhanden. Es ist außerdem erkennbar, dass die Mehrzahl der Schichtrisse nur bis zur Grenzfläche Schicht-Grundmaterial reicht, und nur wenige Kerben und danach Risse initiieren.

In Abb. 153 sind Proben aus unterbrochenen Biegeversuchen für den DP1000, Abschrecktemperatur 625 °C und eine Anlasstemperatur von 500 °C zu sehen. Der Biegewinkel bei Kraftmaximum für diesen Zustand beträgt 97°.

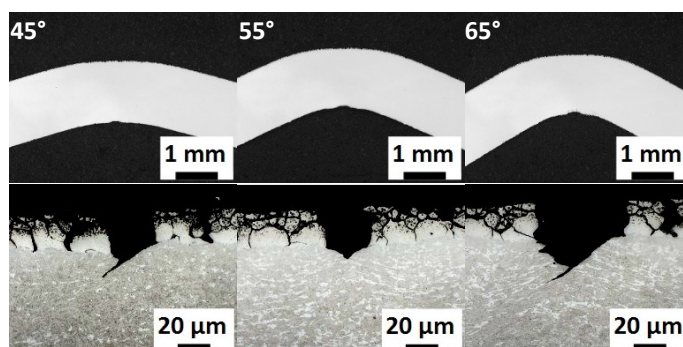


Abb. 152: Lichtmikroskopische Normalschliffe an Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Zinkschichtätzung macht Grenzschicht zwischen Grundmaterial und Schicht sichtbar. DP1000, T_q 625 °C, T_t 300 °C. Biegeschwert normal zur Walzrichtung.

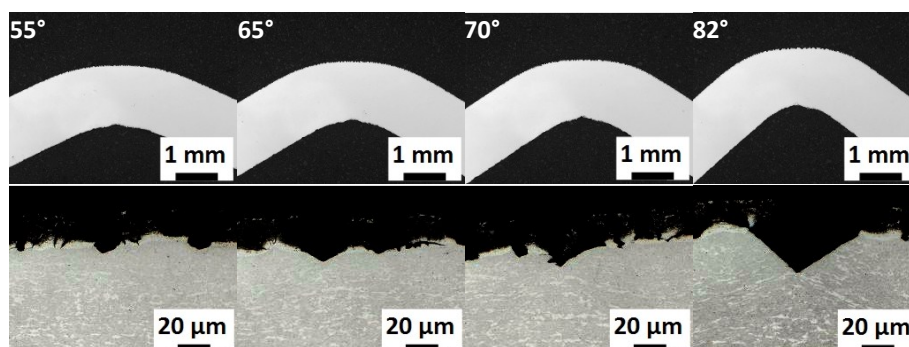


Abb. 153: Lichtmikroskopische Normalschliffe an Biegeproben aus unterbrochenen Biegeversuchen. Zinkschichtätzung macht Grenzschicht zwischen Grundmaterial und Schicht sichtbar. DP1000, T_q 625 °C, T_t 500 °C. Biegeschwert normal zur Walzrichtung.

Bereits über 50° vor Kraftmaximum (Abb. 153 links) sind erste Kerben mit einer Tiefe von unter zehn Mikrometern erkennbar. Beim Vergleich der vier Zustände fällt auf, dass mit zunehmendem Biege-
winkel die Kerbtiefe im jeweils dargestellten Ausschnitt immer mehr ansteigt. Ab 70° ist auch eine deutliche Abflachung erkennbar. Um darzustellen, wie sich beim DP1000 die Entwicklung von Kerben und die Lage des Kraftmaximums im Dreipunkt-Biegeversuch zueinander verhalten, wurde die aus Normalschliffen gewonnene Information über die Entstehung von Kerben, wie in Abb. 152 und Abb. 153 dargestellt, in ein Biege-
winkel-Diagramm für Proben mit Ausrichtung des Biegeschwerts in (Abb. 154 links) bzw. normal zur Walzrichtung (Abb. 154 rechts) eingetragen. Wenn für einen Glühzustand keine Kerben größer als $20\ \mu\text{m}$ bis Kraftmaximum gefunden wurden, ist in dieser Darstellung der kritische Winkel für Kerbbildung auf den Winkel des Kraftmaximums gesetzt. Liegt er vor dem Kraftmaximum, so wurde bei diesem Winkel zumindest eine Kerbe mit einer Tiefe von mindestens $20\ \mu\text{m}$ gefunden.

In der Darstellung in Abb. 154 wird deutlich, dass durch Erhöhung der Anlasstemperatur der kritische Winkel bei Kerbenbildung (oder Rissbildung falls keine Kerben entstehen) nur wenig im Vergleich zum Biege-
winkel ansteigt. Der Großteil der Zunahme des Biege-
winkels bei hohen Anlasstemperaturen ist darauf zurückzuführen, dass bei der Phase der Kerbenentstehung und des -wachstums über die gesamte Probe hinweg deutliche Verformungsreserven ausgeschöpft werden, bevor die Initiierung eines makroskopischen Risses stattfindet und die Biege-
kraft abfällt.

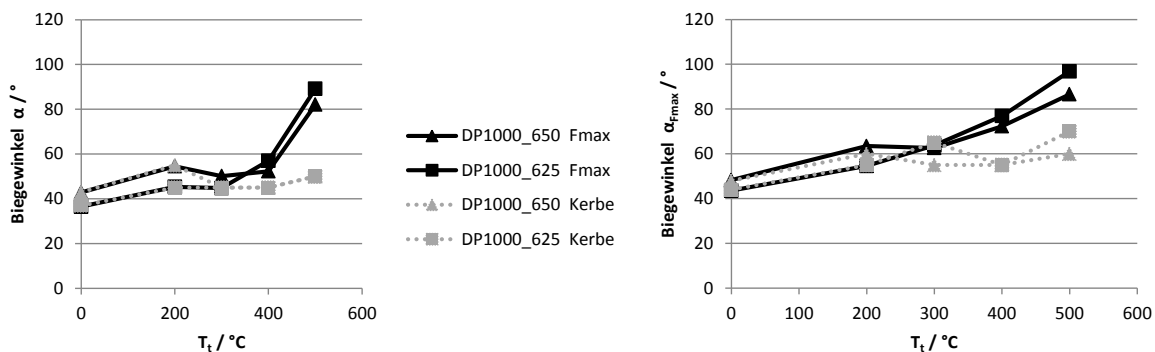


Abb. 154: Biege-
winkel bei Kraftmaximum (schwarz) und Biege-
winkel bei Existenz von Kerben mit einer Tiefe von mindestens $20\ \mu\text{m}$ (grau). Links: Biegeschwert in Walzrichtung; Rechts: Biegeschwert normal zur Walzrichtung.

4.10 Ergebnisse des kleintechnisch hergestellten Maraging Stahls

In dieser Arbeit wurde ein Nickel-Martensit von Böhler auf seine Eigenschaften im Biege-, Zug- und Lochaufweitversuch geprüft, um alternative Möglichkeiten zur Erreichung von höchsten Festigkeiten bei ausreichender Crasheignung im Vergleich zum Kohlenstoff-Martensit aufzuzeigen. Dazu wurde außerdem eine Charakterisierung der Schädigungsentwicklung im unterbrochenen Dreipunkt-Biegeversuch durchgeführt.

Nach einem Lösungsglühprozess (820 °C für eine Stunde) wurden durch Auslagern der kleintechnisch kaltgewalzten Proben für drei Stunden bei unterschiedlichen Temperaturen vier verschiedene Zustände eingestellt. Im Folgenden werden die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit dieser Temperaturvariation dargestellt.

4.10.1 Mechanische Eigenschaften und Mikrostruktur des Maraging-Stahls

In Abb. 155 sind die aus Zugversuchen ermittelten Kennwerte zu sehen. Mit zunehmender Auslagerungstemperatur tritt ein Anstieg in der Streckgrenze und Zugfestigkeit auf, der von einem Rückgang der Bruchdehnung begleitet wird. Die (sehr niedrige) Gleichmaßdehnung bleibt nahezu unverändert. Zwischen 460 und 540 °C Auslagerungstemperatur treten hingegen ein Rückgang von Streckgrenze und Zugfestigkeit sowie eine Zunahme der Bruchdehnung ein.

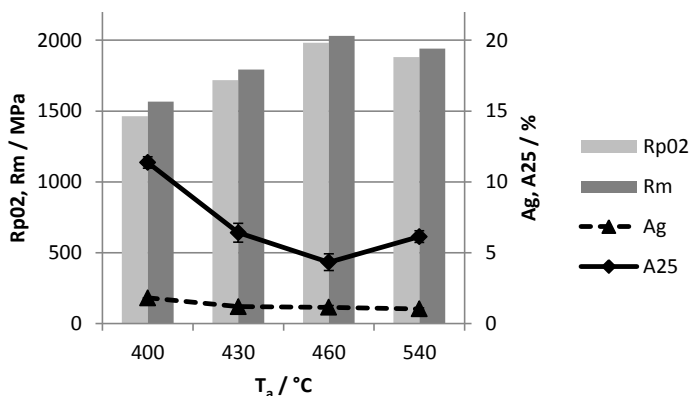


Abb. 155: Kennwerte aus Zugversuchen für Maraging Stahl in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur T_a . Probengeometrie F07, quer zur Walzrichtung.

In Abb. 156 ist erkennbar, dass die Festigkeitszunahme beim Auslagern mit einer Abnahme der Dickeneinschnürung einher geht. Es ist jedoch zu beachten, dass bei 430 °C eine sehr große Streuung in der Dickeneinschnürung vorliegt. Obwohl bei 540 °C die zweithöchste Zugfestigkeit erreicht wird, besitzt der Maraging-Stahl in diesem Zustand die höchste Dickeneinschnürung. Ähnliche Veränderungen wie bei der Dickeneinschnürung sind auch in der Post-Uniform Spannungsabnahme (R_m -

$R_b)/R_m$ zu finden. Die Pre-Uniform Spannungszunahme $(R_m - R_p)/R_m$ korreliert hingegen mit Zugfestigkeit bzw. Bruchdehnung.

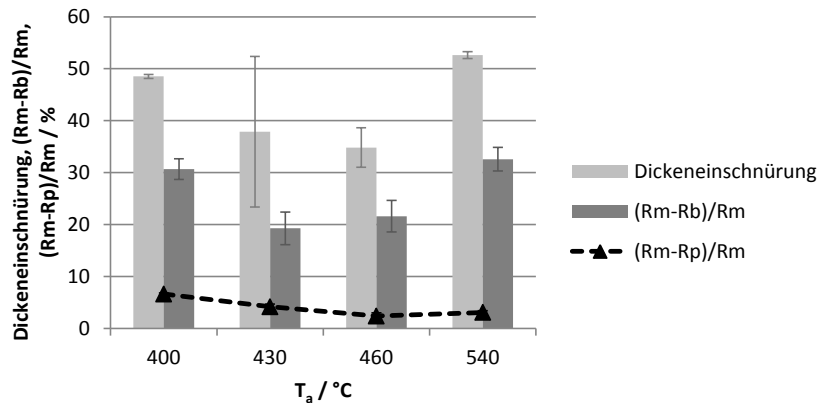


Abb. 156: Post-Uniform Kennwerte des Maraging-Stahls in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur T_a .

Die höchste Lochaufweitung wird für den Zustand mit der niedrigsten Zugfestigkeit bei 400 °C Auslagerungstemperatur erreicht, die niedrigsten für 430 °C und 460 °C (siehe Abb. 157). Die Lochaufweitung im überalterten Zustand (540 °C) liegt dazwischen.

Die röntgenographische Restaustenitbestimmung (siehe Abb. 158) zeigt, dass im Gegensatz zu allen anderen drei Zuständen bei 540 °C Auslagerungstemperatur ein beträchtlicher Anteil an Restaustenit im Gefüge vorliegt.

Die Mikrostruktur des Maraging-Stahls ist in den drei Auslagerungszuständen unter 500 °C sehr homogen, wobei die Korngröße bis etwa zehn Mikrometer beträgt (siehe Abb. 159). Bei 540 °C Auslagerungstemperatur (rechts unten) sind in der Matrix kleine nicht angeätzte Körner erkennbar. Die röntgenographische Phasenbestimmung (Abb. 158) zeigt, dass es sich dabei wahrscheinlich um rückumgewandelten Austenit handelt.

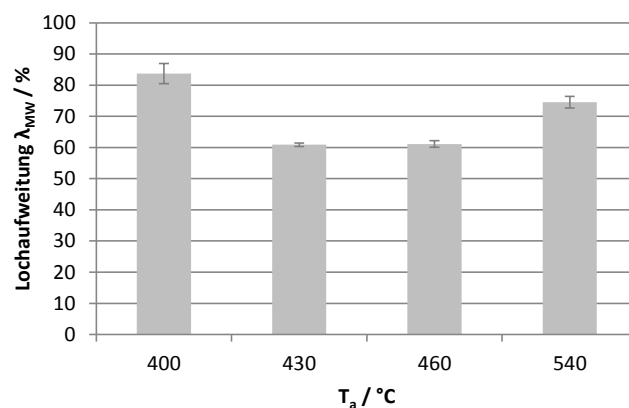


Abb. 157: Lochaufweitungskoeffizienten des Maraging-Stahls in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur T_a .

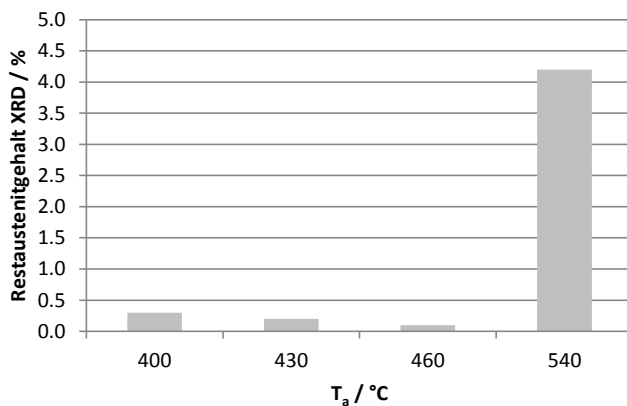


Abb. 158: Röntgenographisch ermittelter Restaustenitanteil des Maraging-Stahls in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur T_a .

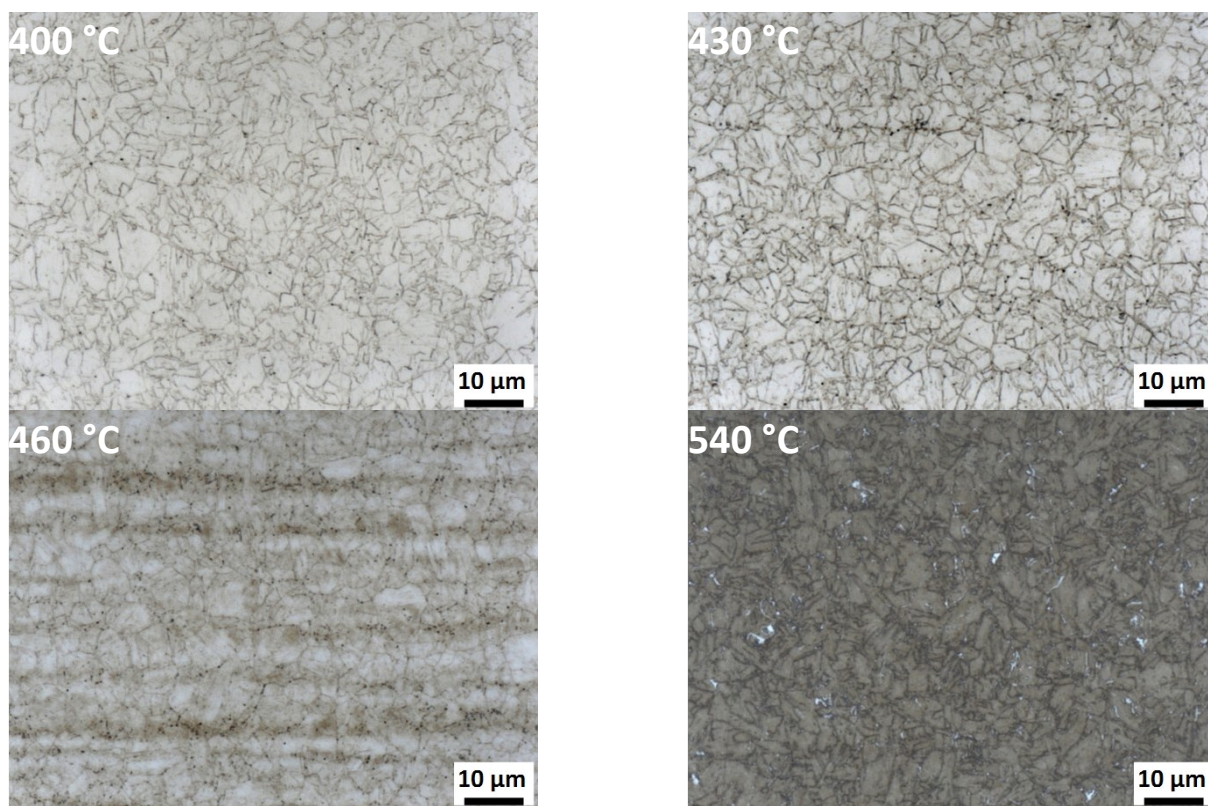


Abb. 159: Mikrostruktur des Maraging-Stahls in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur. Nitalätzung

4.10.2 Dreipunkt-Biegeversuch am Maraging-Stahl

Die Biegebarkeit des Maraging-Stahls liegt auch bei der niedrigsten Festigkeit (knapp über 1500 MPa bei 400 °C T_a) unter 50° und nimmt mit steigender Auslagerungstemperatur weiter ab (siehe Abb. 160). Das Kraftmaximum und der Kraftabfall in der Biegekurve (PUBS) nehmen wie die Zugfestigkeit zuerst zwischen 400 und 460 °C Auslagerungstemperatur zu, danach bei 540 °C wieder ab (Abb. 160).

In Abb. 161 sind die Biegekurven für die vier Auslagerungszustände dargestellt. Während von 400 bis 460 °C Auslagerungstemperatur eine Abnahme des Biegewinkels mit einer höheren Biegekraft und

einem steileren Kraftabfall einhergeht, besitzt der überalterte Zustand zwar den kleinsten Biegewinkel bei Kraftmaximum, aber nicht den steilsten Kraftabfall PUBS. Der Unterschied im Kraftmaximum zwischen den beiden höchsten Temperaturen ist nur minimal.

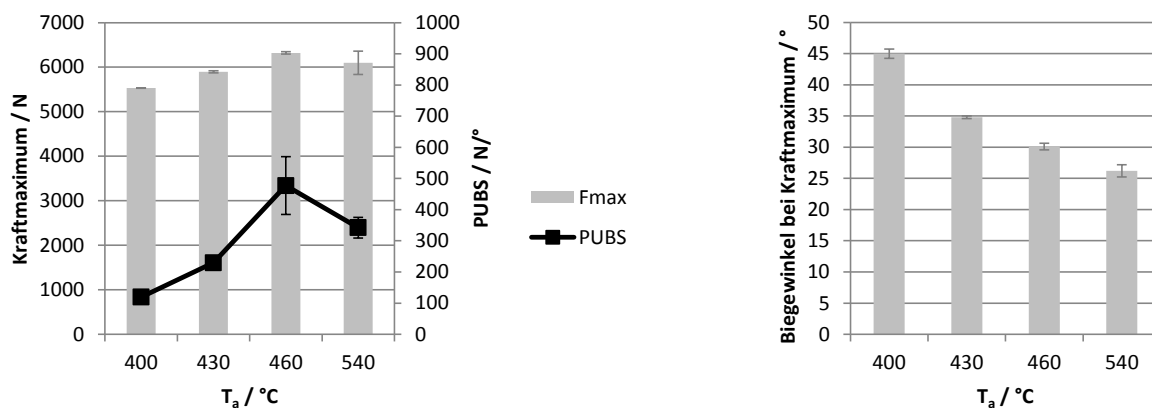


Abb. 160: Kraftmaximum sowie Kraftabfall nach Sekantenmethode (links) und Biegewinkel bei Kraftmaximum (rechts) im Dreipunktbiegeversuch für Maraging-Stahl in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur T_a . Biegeschwert in Walzrichtung.

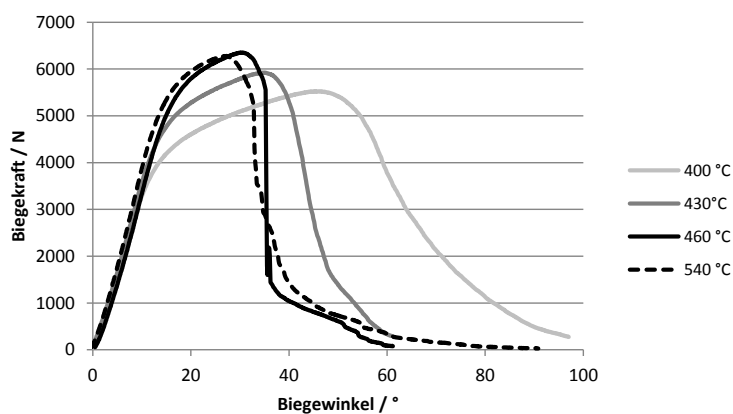


Abb. 161: Auswirkung der Auslagerungstemperatur auf die Biegekurve des Maraging-Stahls im Dreipunkt-Biegeversuch. Biegeschwert in Walzrichtung.

An bei einem Prozent Kraftabfall unterbrochenen Biegeproben wurden Normalschliffe angefertigt (Abb. 162). Es ist erkennbar, dass auch im Fall des Maraging-Stahls ein unter 45° von der Oberfläche ausgehender Scherbruch zum Versagen führt. Bei 400, 430 und 460 °C Auslagerungstemperatur sind kleine Kerben an den Stellen der Rissbildung zu erkennen. Im überalterten Zustand sind an der Oberfläche Oxidbelegungen vorhanden, die durch den Beizprozess nach der Wärmebehandlung nicht entfernt werden konnten.

Bei 400 und 430 °C Auslagerungstemperatur ist außerdem eine Abflachung zu erkennen. Bei den anderen beiden Zuständen lässt sich aufgrund des sehr kleinen Biegewinkels bei Kraftmaximum keine klare Aussage treffen, ob eine Abflachung entsteht oder nicht.

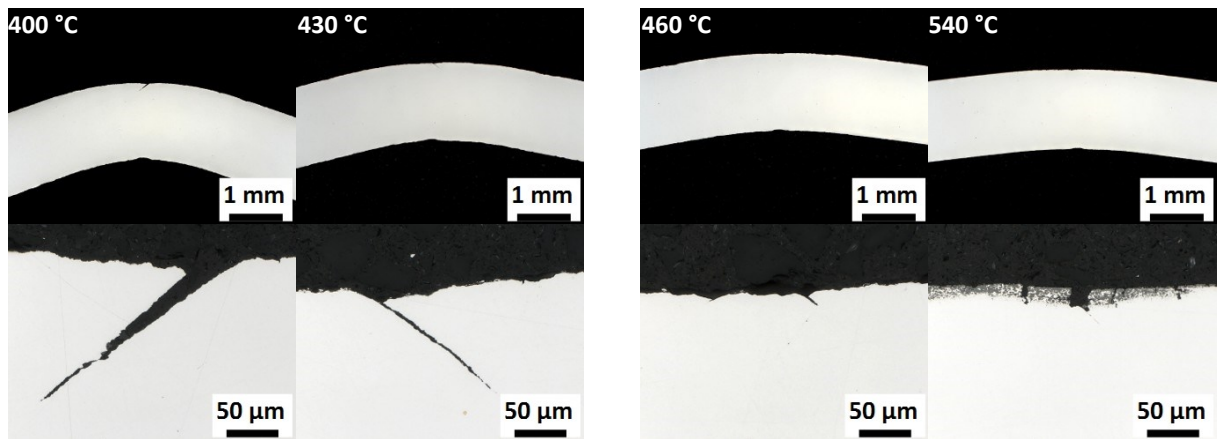


Abb. 162: Normalschliffe an Biegeproben des Maraging-Stahls für verschiedene Auslagerungstemperaturen. Biegeschwert in WR, Versuch unterbrochen bei 1 % Kraftabfall.

5 Diskussion

5.1 Der Versagensmechanismus von höchstfesten Stählen im Biegeversuch

Im Folgenden wird der im Ergebnisteil der Arbeit ausführlich beschriebene Versagensablauf der untersuchten Stahlsorten diskutiert, mit den diesbezüglichen Erkenntnissen aus der Literatur (Kapitel 2.5 bis 2.7) verglichen und insbesondere die Rolle der Mikrostruktur bei der Entstehung der Schädigung genauer betrachtet. Letzteres ist vor allem für das Verständnis der Biegeeigenschaften, gemessen mittels charakteristischer Kennwerte (z.B. kritischer Biegeradius oder Biegewinkel), von wesentlicher Bedeutung und kann auch Zusammenhänge zwischen diesen Biegekennwerten und anderen Materialeigenschaften, die beispielsweise im Zug- oder Lochaufweitungsversuch bestimmt wurden, erklären.

Wie bereits im Literaturteil erwähnt, wurde das duktile Versagen beim Biegeversuch von Akeret [77] so beschrieben, dass sich nach einer Phase der homogenen Verformung an der äußeren Randfaser allmählich eine Rauigkeit der Oberfläche ausbildet. Diese Rauigkeit ist eine Auswirkung der inhomogenen Verformungsverteilung zwischen Körnern oder Phasen an der äußeren Randfaser bzw. oder darunter im Grundmaterial. Die Konzentration der Verformung in Makroscherbändern führt in einem weiteren Schritt zur Entstehung von Kerben an der Oberfläche. Die Initiierung von duktilen Scherbrüchen findet dann entlang der Makroscherbänder statt, und Risswachstum über Probenbreite und –dicke beim Weiterbiegen resultiert im Bruch der Probe.

5.1.1 Inhomogene Verformung und Rauigkeit

Die Entstehung der Oberflächenrauigkeit nach homogener Biegeverformung an der äußeren Randfaser wurde auch für alle Stahlsorten in dieser Arbeit so beobachtet. Es besteht jedoch ein Unterschied zwischen einzelnen Stahlsorten, wie ausgeprägt diese Rauigkeit auftritt. Beispielsweise zeigt Abb. 90 mit Hilfe von stereomikroskopischen Aufnahmen, dass die Stahlsorte CP980 bis 77° Biegewinkel eine

weitaus stärkere Rauigkeit der Oberfläche bildet, als die Stahlsorte CP980HD bei 103° Biegewinkel. Aus Abb. 86 ist abzulesen, dass die beiden Werkstoffe bei diesen Biegewinkeln die gleichen Randfaserdehnungen aufweisen. Weiters wurde in Kapitel 4.2 festgestellt, dass der CP980 einen besonders niedrigen Verfestigungsexponenten besitzt, während dieser beim CP980HD höher liegt. Insofern stimmt dieses Ergebnis überein mit den Erkenntnissen von Becker [79], der eine Verringerung der Oberflächenrauigkeit bei gleicher Dehnung durch Erhöhung des Verfestigungsexponenten in seinen FE-Simulationen mit Kristallplastizität beobachtet hat. Demnach kann die Entstehung von Oberflächenrauigkeit als lokale plastische Instabilität im Polykristall verstanden werden.

Im Kapitel der Detailuntersuchungen zur Bildung von Abflachung und Kerben (4.6.3) oder auch im Kapitel zu den EBSD-Messungen (4.8) ist die Oberflächenrauigkeit von klassischen CP-Stählen bei hohen Vergrößerungen dargestellt. Dort ist erkennbar, dass eine messbare Rauigkeit bereits bei niedrigen Biegewinkeln entsteht (Abb. 128; CP980) und mit einer lokalen Verformungskonzentration in Form von schräg zur Oberfläche verlaufenden Scherbändern einhergeht. Bei Vorhandensein einer Abflachung hat sich eine Struktur aus regelmäßigen Wellen und kleinen Kerben mit einer Rauheitstiefe von unter zehn Mikrometern eingestellt (Abb. 101; CP1180 A).

Bei Stahlsorten mit besonders hohem Verfestigungsexponenten (z.B. DP980, DP980HD) ist in dieser Arbeit nur eine marginale Oberflächenrauigkeit erst knapp vor dem Versagensbeginn im Biegeversuch aufgetreten. Auch hier zeigen sich bei hoher Vergrößerung kleine Kerben und Oberflächenwellen mit unter zehn Mikrometern Tiefe (siehe Abb. 113), aber keine größeren Kerben.

Diesbezüglich herrscht also auf mikroskopischer Ebene derselbe Mechanismus für alle untersuchten großtechnischen Stahlsorten vor, die Phänomene entstehen nur bei unterschiedlichen Dehnungen. Der abrupte Übergang von der Entstehung der Rauigkeit zum makroskopischen Probenversagen infolge von Rissbildung verhindert eine Ausbildung der Abflachung im Fall der stärker verfestigenden Stahlsorten.

5.1.2 Bildung makroskopischer Kerben und Scherbänder

Nicht alle in dieser Arbeit untersuchten Stahlsorten bilden große Kerben und Scherbänder, wie von Akeret in [77] beschrieben. Dieses Phänomen ist auf jene Stahlsorten begrenzt, die sowohl eine homogene Matrix aus angelassenem Bainit oder Martensit als auch einen niedrigen Verfestigungsexponenten besitzen (CP-Stähle, PHS1500). Diese Stahlsorten können sich bei Auftreten von mikroskopischen (Rauigkeit) oder makroskopischen Instabilitäten (Scherbänder/Kerben) noch beträchtlich weiter verformen, bevor es zur Initiierung von Schädigung kommt. Gleichzeitig mit dem Wachstum von Kerben findet die Ausbreitung der Makroscherbänder in Breiten- und Längsrichtung (bezogen auf die Lage des Scherbands im Normalschliff) statt. Bei Vorliegen einer Kerbe mit knapp 20 µm Tiefe ist dabei das Scherband bis über 160 µm unter der Oberfläche erkennbar (siehe Abb. 143).

Im Gegensatz zum Zugversuch können auch an der Randfaser entstehende makroskopische Instabilitäten nicht ohne weitere Verformung der gesamten Probe zum Versagen führen, weil der Dehnungsgradient über die Dicke verhindert, dass sich diese Scherbänder über die gesamte Probendicke ausbreiten. Der Zeitpunkt des Versagens, betrachtet als globale kritische Verformung (Biegeradius, Bie-

gewinkel), wird daher nicht vom erstmaligen Auftreten einer Instabilität gesteuert, sondern von der Schädigung in den höchst verformten Bereichen innerhalb der Scherbänder und dem Übergang von der mikroskopischen Schädigung zu einem makroskopischen Riss.

Mithilfe der EBSD-Messungen konnten weitere Erkenntnisse über den Verformungszustand innerhalb der Makroscherbänder gewonnen werden. Aufgrund der lokalen Orientierungsänderungen innerhalb des Messvolumens bei der Rückstreuung von Elektronen werden in diesen Bereichen die Werte für den Bandcontrast und den Bandslope sehr niedrig. Gleichzeitig bewirkt der größer werdende Orientierungsunterschied von Messpunkt zu Messpunkt einen Anstieg der lokalen Misorientierung, die in dieser Arbeit als KAM gemessen wurde. So wurde anhand des Band-Contrast und der inversen Polfiguren sichtbar, dass hohe Verformung zu starken Orientierungsunterschieden oder sogar zur Bildung von Subzellen innerhalb von Körnern führt (Abb. 131, Abb. 133). Das bedeutet, dass innerhalb mancher Körner bereits dynamische Erholung aufgrund der hohen Versetzungsdichte stattfindet. Die ursprüngliche (unverformte) Kornstruktur ist dann in den Darstellungen des Bandcontrast nicht mehr erkennbar. Außerhalb der Scherbänder ist das Gefüge zwar ebenfalls stark verformt und daher im Vergleich zum unverformten Zustand verzerrt, jedoch ist die ursprüngliche Kornstruktur noch klar zu erkennen (Abb. 132).

Sowohl in den größten beobachteten Scherbändern weiter weg von der Oberfläche (Abb. 134) als auch im Bereich der Scherbänder unterhalb von kleineren Kerben (Abb. 132) ist ein Übergangszustand zwischen diesen beschriebenen Bereichen außerhalb der Scherbänder und jenen hochverformten Bereichen nahe an der Oberfläche in großen Scherbändern zu sehen. Dabei sind in manchen Bereichen bereits Subkörner und hohe lokale Orientierungsunterschiede vorhanden, die ursprüngliche Kornstruktur ist jedoch noch erkennbar.

Etwa 100 μm unter der Oberfläche zeigt die Darstellung des Bandslopes einer bis Kraftmaximum gebogenen Biegeprobe des CP980, dass auch hier schräg verlaufende Scherbänder zu finden sind (Abb. 130). Ein so abrupter Übergang des Bandslope wie an der Grenze der Makroscherbänder im Bereich der Kerbspitzen ist hier allerdings nicht zu finden (vgl. Abb. 131).

Die diskutierten Beobachtungen zum Verformungszustand innerhalb der Scherbänder legen die Vermutung nahe, dass die höchste Verformung im Bereich der Kerbflanken direkt unter der Oberfläche auftritt, diese bei Wachstum des Scherbands in Tiefenrichtung immer weiter zunimmt und zu jedem Zeitpunkt entlang des Scherbands immer weiter weg von der Oberfläche abnimmt. Der Bereich senkrecht unter der Kerbspitze erfährt durch die Konzentration der Verformung in den beiden schräg verlaufenden Scherbändern besonders wenig Verformung (siehe dazu Abb. 141). Diese Beobachtungen an höchstfesten Stählen stimmen mit den Untersuchungen von Akeret zum Verformungsfeld unterhalb von Kerben an Aluminiumwerkstoffen überein, die im Literaturteil dargestellt sind (Abb. 16).

Beim Vergleich des Defektwachstums an der Oberfläche und der Verteilung der Verformung in der Mikrostruktur anhand der REM- und EBSD-Ergebnisse zwischen CP980 und DP980 wird deutlich, dass der Mehrphasenaufbau des DP980 die Bildung von Makroscherbändern verhindert. Die hohe Verfestigung des Werkstoffs führt zu einer diffusen Verteilung der Verformung um an der Oberfläche ent-

standene Defekte und damit eher zu einer Langwelligkeit als großen Kerben (vgl. Abb. 137). Auf der Ebene der Korngröße kann in kleinem Maßstab eine scherbandartige Konzentration der Verformung sehr wohl stattfinden, wie beispielsweise in Abb. 140 rechts erkennbar. Dies ergibt sich vermutlich aus den von Kapp et al. [36, 37] ausführlich dargestellten Verformungskonzentrationen in Mehrphasengefügen, welche durch Dehnungskonzentrationen aufgrund der Anordnung von weicher und harter Phase entstehen.

Im REM gefundene Defektstrukturen an der Oberfläche von DP-Stählen mit zahlreichen erkennbaren kurzen Gleitstufen, wie beispielsweise in Abb. 114 dargestellt, legen den Schluss nahe, dass bei Martensit-Ferrit-Gefügen zwar Scherbänder auftreten können, diese jedoch durch Martensit- oder Restaustenitinseln an ihrem weiteren Wachstum behindert werden, sodass bei weiterer Verformung wiederum Scherbänder in anderen Richtungen aktiviert werden. Auch Hayashi et al. [91] kamen zu dem Ergebnis, dass Scherbänder in Martensit-Ferrit-Phasenstrukturen an den Phasengrenzen ausgelöst werden und zu hohen Dehnungskonzentrationen im Ferrit führen.

Die Untersuchung eines Normalschliffs einer Biegeprobe des CP1180 im Bereich der Abflachung hat ergeben, dass dort Oberflächenrauigkeit und zahlreiche kleine Kerben vorhanden sind (Abschnitt 4.6.3). Diese Phänomene kann die FE-Simulation aufgrund der im Vergleich zu diesen Defekten großen Finiten Elemente nicht abbilden. Eine gezielte Auswertung der Krümmung von Biegeproben an der äußeren Randfaser (siehe Abschnitt 4.5.3) konnte jedoch zeigen, dass die Abflachung des CP1180 A auch in der Simulation abgebildet wird. Beim DP980 bilden sich höhere Krümmungen, die außerdem mit steigendem Biegewinkel zunehmen. Im Bereich der Abflachung ist eine niedrigere Krümmung vorhanden, die sich außerdem über einen weiten Bereich von Biegewinkeln nicht verändert. Das Maximum der äquivalenten plastischen Randfaserdehnung nimmt während dieser Phase jedoch um ein Vielfaches zu. Damit wird deutlich, dass für Werkstoffe mit Abflachung das Biegemodell, das plastische Dehnungen mit den Radien der Biegung verknüpft, hier versagen muss.

Die Simulation liefert die Abflachung als Ergebnis, obwohl dort keine Kerben und Scherbänder abgebildet werden. Demnach wird die Abflachung nicht durch die Entstehung von makroskopischen Scherbändern und Kerben ausgelöst, sondern sie wird aufgrund der Biegegeometrie und der niedrigen Verfestigung mancher Stahlsorten gebildet.

5.1.3 Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen

Bei allen Stahlsorten, an denen Bruchflächen untersucht wurden, wiesen diese ein ausschließlich duktileres Versagensbild mit Poren an der Bruchfläche auf. Demnach sind für das Verständnis der Initiierung und des Wachstums von Rissen die Bildung und das Wachstum von Poren in den untersuchten Stahlsorten genauer zu betrachten. Natürlich ist auch die zuletzt diskutierte Verteilung der Verformung vor der Rissbildung relevant.

Die ersten Poren, die im Biegeversuch gefunden wurden, und die auch vor der Rissinitiierung bereits weiter weg von der Oberfläche vorhanden waren, sind jene an großen nichtmetallischen Einschlüssen. Mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche sinken die auftretenden Dehnungen, die Initiie-

rung solcher Poren findet also bei viel niedrigeren Dehnungen statt als die Porenbildung in der Matrix. Das wurde laut Thomason in einigen experimentellen Untersuchungen gefunden [17]. Beispiele aus der vorliegenden Arbeit für solche Poren an Mangansulfiden oder Aluminiumoxiden sind in Abb. 125 und Abb. 126 dargestellt. Selbst beim makroskopischen Risswachstum sind solche großen Poren wenn, dann nur in äußerst geringen Dichten vorhanden (siehe Abb. 112: CP; Abb. 116: DP). Diese geringe Verteilungsdichte spricht prinzipiell für einen geringen Einfluss dieser Poren auf den Bruchvorgang. Auf eine Ausnahme wird im Folgenden eingegangen.

Bei den Stahlsorten mit homogener Matrix konnten mehrmals große Poren in Makroscherbändern an nichtmetallischen Einschlüssen beobachtet werden (so z.B. an Titanitriden in Abb. 108 oder in Abb. 129). In diesem Fall ist eine signifikante zusätzliche Konzentration der Scherverformung zwischen Pore und Kerbe nicht auszuschließen, wodurch die Initiierung von Rissen von der Porenbildung an diesen nichtmetallischen Einschlüssen mit gesteuert würde. Vor allem eine zeitliche Verteilung der Einschlüsse (im Fall Abb. 108 in Richtung normal zur Bildebene) könnte diesen Vorgang begünstigen. Dadurch wäre die Anisotropie in der Rissinitiierung bzw. Biegebarkeit erklärbar, die beispielsweise auch von Benedyk et al. [5] beobachtet wurde. Dort wurde jedoch keine wesentliche Verzögerung der Rissinitiierung festgestellt, wenn die Abbindung von Stickstoff anstelle von Titan mit Aluminium durchgeführt wurde, sodass anstelle der großen Titanitride signifikant kleinere Aluminiumnitride auftraten. Diese Beobachtung widerspricht der Vermutung, dass die Titanitride einen wesentlichen Einfluss auf die Initiierung eines makroskopischen Risses bei diesen Stahlgüten mit homogener Matrix (klassische CP-Stähle, presshärtende Stähle) besitzen.

5.1.4 Rissinitiierung und Risswachstum

Während im Zuge der Phase des Scherband- und Kerbenwachstums bei CP- und PHS-Stählen glatte Kerbflanken und eine einzige Kerbspitze zu beobachten waren (Abb. 91, Abb. 95, Abb. 98, Abb. 108), wurden bei der Untersuchung der darauf folgenden Rissinitiierung am CP980 im Bereich der Kerbspitze mehrere kurze Gleitstufen und Poren an Zementitausscheidungen des Bainits/angelassenen Martensits gefunden (Abb. 110). Es wurde bereits festgestellt, dass in diesem Bereich des Scherbands besonders hohe Dehnungen auftreten, während senkrecht unterhalb der Kerbspitze viel weniger Verformung vorhanden ist. Interessant ist, dass auch in dem stark verformten Bereich innerhalb des Scherbands keine hohe Porosität zu erkennen ist. Daher kann festgehalten werden, dass die Initiierung der Scherbrüche nicht primär durch Porenbildung, -wachstum und -koaleszenz stattfindet, sondern vermutlich nach der Initiierung von kleinen Poren im Matrixmaterial zuerst lokale Instabilitäten zwischen der Kerboberfläche und den Poren auftreten. Die dadurch ausgelöste Abscherung des Materials in diesem Bereich führt schließlich zur Entstehung von Bruchfläche.

Bei den DP-Stählen wurden Poren an Phasengrenzen Ferrit-Martensit knapp unter der Oberfläche bereits in jenem Stadium beobachtet, bei dem nur eine geringe Rauigkeit von etwa einem Mikrometer Tiefe an der Oberfläche vorhanden ist (Abb. 115). In Umgebung etwas größerer Defektstrukturen mit mehreren kürzeren Gleitstufen (Abb. 114) wurden in einigen Fällen Poren entlang der Verlängerung von Gleitstufen ins Grundmaterial gefunden. Diese Beobachtung unterstützt die Theorie, dass

bei Ferrit-Martensit-Gefüge lokale Scherbänder in der weichen Phase entstehen, deren Spannungs- und Dehnungskonzentrationen im Bereich der Phasengrenzen Martensit-Ferrit schnell zur Porenbildung führen. Die Überlegung passt auch mit den Erkenntnissen von Kapp zusammen, wonach die Konzentration der Verformung in der weichen Phase Hot Spots in der Dehnungsverteilung hervorruft, an welchen Porenbildung erstmals beginnt. Im Unterschied zum Zugversuch liegt beim Biegeversuch ein Dehnungsgradient über die Dicke und eine Konzentration der Defekte an der äußeren Randfaser vor, wodurch die Schädigung nicht wie im Zugversuch zuerst im Inneren der Probe startet, sondern schrittweise von der äußeren zur inneren Randfaser fortschreitet. Dabei treten dem hier erläuterten Mechanismus zufolge abwechselnd Spannungs- und Dehnungskonzentrationen durch lokale Scherbänder ausgehend von einer Kerb-/Risspitze und Porenbildung auf. Dieser Prozess verhindert auch die Entstehung von großen Scherbändern vor der Initiierung von Rissen.

Dass auch während des Risswachstums derselbe Prozess an der Risspitze abläuft, ist sehr gut in Abb. 117 zu sehen. Dort hat die lokale Scherbandbildung zwischen einer Pore (A) und der Risspitze (B) bereits stattgefunden, und die Bildung und das Wachstum von Poren dazwischen haben schon beinahe einen durchgehenden Risspfad bis zur Pore geschaffen, in den das elektrolytisch aufgebraachte Nickel eingedrungen ist. Links unten im rechten Bild ist ebenfalls eine größere Pore (C) vorhanden, und die beginnende Scherverformung zwischen dieser Pore und der Pore B wird bei weiterer Erhöhung des Biegewinkels hier ebenfalls zur Porenbildung und weiterem Risswachstum führen.

Die Prozesse, die zuletzt anhand der Ferrit-Martensit-Mikrostruktur erläutert wurden, treten nach demselben Schema auch bei Stahlsorten mit Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit und größeren Anteilen an Restaustenit auf (DP1180HD, CP980HD, CP1180HD).

Im Lichtmikroskop wurden bei diesen Stahlsorten vor der Initiierung von makroskopischen Rissen keine großen Kerben beobachtet (Abb. 93, Abb. 96). Kleine Kerben mit lokaler Scherverformung im Grundmaterial darunter sowie Porenbildung in diesen Bereichen sind in Abb. 118 und Abb. 119 dargestellt. Die Bildung eines Scherbands vor einer Risspitze und Porenbildung an Zementit und Restaustenitkörnern beim Risswachstum sind in Abb. 120 und Abb. 121 zu sehen.

Im Zugversuch wurde besonders hohe Restaustenitstabilität für die Stahlsorten DP980HD, DP1180HD, CP980HD und CP1180HD festgestellt. Im Biegeversuch wurde die Restaustenitstabilität von drei dieser vier Stahlsorten mittels XRD-Messungen und Untersuchungen an der Mikrostruktur geglühter Biegeproben untersucht. Es wurde festgestellt, dass bei diesen Stahlsorten bei der Initiierung der Schädigung im relevanten Bereich der Biegeprobe keine nennenswerten Anteile an Restaustenit mehr vorhanden sind. Stattdessen liegen sehr harte Martensitinseln in einer weicheren Matrix vor. Dass der Zustand also jenem des Dualphasen-Gefüges qualitativ ähnlich ist erklärt, wieso auch bei den Stahlsorten mit Restaustenit und Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit die gleichen Vorgänge der Dehnungslokalisierung und Porenbildung wie bei den Dualphasenstählen ablaufen.

Bei der Stahlsorte CP1180HD LY mit niedrigerem Restaustenitanteil und geringerer Restaustenitstabilität (siehe Abb. 43 und Abb. 58) können die beobachteten Kerben eine Größe von über 20 μm erreichen (vgl. Abb. 97), sodass sie zwar deutlich im Lichtmikroskop erkennbar sind, aber nicht so groß

werden wie bei den klassischen CP-Stählen. Auch was die Verfestigung und den Restaustenitanteil betrifft liegt der CP1180HD LY zwischen den klassischen und den High-Ductility-CP-Stählen.

Besonders günstig für die Entstehung von lokalen Dehnungskonzentrationen in Form von Scherbändern, also besonders ungünstig für gute Biegebarkeit, ist offensichtlich die Anwesenheit von großen oder sogar netzwerkartig verzweigten Martensitbereichen im Gefüge. Dies ist bei der Stahlsorte CP1180HD ZF A der Fall. Es resultieren lange Poren entlang von Phasengrenzen, wie in Abb. 123 zu sehen ist. Die Bildung von großen Kerben wird dabei durch die harten, netzwerkartig verzweigten Martensitinseln verhindert.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Abwesenheit von großen makroskopischen Scherbändern bei den Dualphasenstählen und High-Ductility-Güten mit hohem Anteil an harter Phase auf zwei Arten erklärt werden kann: Erstens werden die lokalen Scherbänder durch die harten Martensit/Restaustenitinseln in ihrer Ausbreitung behindert, wodurch wahrscheinlich lokal hohe Spannungs- und Dehnungskonzentrationen an den Phasengrenzen zwischen harter und weicher Phase auftreten. Zweitens begünstigen die Dehnungskonzentrationen in der weichen Matrix die Initiierung von Poren bei niedrigen globalen Verformungen. Aus den genannten Gründen kann sich eine vorhandene mikroskopische Lokalisierung der Verformung also nicht auf weitere Gefügebereiche ausdehnen, ohne durch Porenbildung zuvor bereits Rissbildung und -wachstum auszulösen. Makroskopisch betrachtet bildet sich dann ein Riss ausgehend von einer wenig vorgeschädigten Oberfläche. Die zugrunde liegenden Vorgänge (Lokalisierung der plastischen Verformung und Porenbildung) sind jedoch dieselben.

5.1.5 Versagensmechanismus der pressgehärteten Stähle

Die drei untersuchten pressgehärteten Stähle besitzen alle eine homogene Matrix aus teilweise leicht angelassenem Martensit und eine Zink-Eisen-Schicht, die durch den Diffusionsprozess von Eisen in die Zinkschicht während der Austenitisierung und der Umformung bei Temperaturen oberhalb des Schmelzpunkts von Zink stattfindet. Der Diffusionsprozess verhindert auch das Aufschmelzen des Zinks an der Blechoberfläche, das stattdessen höher schmelzende Mischphasen mit dem darunter liegenden Eisen bildet [117]. In Abb. 152 ist zu erkennen, dass zahlreiche kleine Risse in der Zink-Eisen-Schicht auftreten, noch bevor makroskopische Risse im Grundmaterial entstehen.

Für den PHS1500 wurde mittels EBSD herausgefunden, dass sich diese Risse bevorzugt an den Korngrenzen des kubisch-raumzentrierten FeZn-Mischkristalls bilden und an diesen Stellen Makroscherbänder im Grundmaterial auftreten, möglicherweise aufgrund von Spannungs- und Dehnungskonzentrationen in der Umgebung der Risspitzen an der Phasengrenzfläche (siehe Abb. 142 und Abb. 143). Ähnlich wie bei den klassischen Complexphasenstählen können diese Scherbänder beim PHS1500 vor der Initiierung makroskopischer Risse im Grundmaterial beträchtlich wachsen, wodurch im Lichtmikroskop große Kerben erkennbar sind (Abb. 115).

Die Bildung von makroskopischen Scherbändern und Kerben vor der Rissinitiierung im Grundmaterial und duktilem Scherbruch der Probe (Abb. 98) findet bei den höchstfesten presshärtenden Stählen

PHS1800 und PHS1900 aufgrund der viel höheren Randfaserspannungen nicht statt, obwohl hier ebenfalls eine homogene Matrix aus Martensit vorliegt. Dieser Sachverhalt kann entweder mit instabilem Risswachstum aufgrund der hohen Randfaserspannungen oder mit der höheren Verfestigung dieser beiden Stahlsorten im Vergleich zum PHS1500 erklärt werden. Ersteres ist an der sehr hohen Biegekraft in Abb. 73, Letzteres an der niedrigeren Post-Uniform Spannungszunahme in Abb. 51 zu erkennen.

5.1.6 Versagensmechanismus des Maraging-Stahls

Die Variation der Auslagerungstemperatur bei der Wärmebehandlung des Maraging-Stahls zeigt trotz des signifikanten Einflusses auf andere mechanische Eigenschaften keine erkennbare Auswirkung auf den Versagensmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch (Abb. 162). Der Beizvorgang nach den Auslagerungsglühbehandlungen bedingt eine höhere Oberflächenrauigkeit der Bänder im unverformten Zustand. Im Normschliff bei Kraftmaximum ist für alle drei Auslagerungstemperaturen die Bildung von flachen Kerben und Rissbildung ausgehend von diesen Kerben erkennbar, es sind jedoch keine großen Unterschiede zwischen den Zuständen vorhanden. Bei der Variante mit der höchsten Auslagerungstemperatur ist eine etwa 20 μm dicke Oxidschicht vorhanden, die mit verschiedenen Beizmethoden (Salzsäure, Salpetersäure) nicht entfernt werden konnte. Bei diesem Zustand liegt also eine komplett andere Oberflächenstruktur vor.

5.2 Der Einfluss der Verfestigung auf den Schädigungsmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch

Benedyk et al. [5, 6] haben in ihrer Arbeit einen Einfluss des Verfestigungsexponenten auf den Versagensmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch festgestellt. Große Scherbänder und Kerben traten dabei nur bei Stahlsorten mit sehr niedrigem Verfestigungsexponenten auf.

Im vorigen Kapitel wurde der Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur und dem Versagensmechanismus anhand der in der vorliegenden Arbeit untersuchten großtechnisch hergestellten Multiphasenstähle beschrieben. Gefüge mit Phasen stark unterschiedlicher Härte verhindern demnach die Entstehung makroskopischer Scherbänder großer Ausdehnung. Fischmeister und Karlsson [35] haben festgestellt, dass ein solches Gefüge im Vergleich zum homogenen Werkstoff aufgrund der hohen Verfestigung der weichen Phase insgesamt eine große Zunahme der Fließspannung mit steigender Dehnung erfährt. Diese beiden Sachverhalte haben die Korrelation des Versagensmechanismus im Dreipunkt-Biegeversuch mit dem Verfestigungsexponenten zur Folge.

So besitzt beispielsweise der CP980 in der Gruppe der großtechnisch erzeugten Stahlgüten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit den mit Abstand kleinsten differentiellen Verfestigungsexponenten im Zugversuch (siehe Abb. 55), und bildet als einziger dieser vier Stahlsorten große Scherbänder und Kerben vor der Rissinitiierung im Dreipunkt-Biegeversuch. Die beiden Dualphasenstähle DP980 und

DP980HD besitzen höhere Verfestigungsexponenten und bilden keine großen Scherbänder/Kerben. Beim Werkstoff CP980HD erhöht die dehnungsinduzierte Umwandlung von Restaustenit den differentiellen n -Wert bis zur Gleichmaßdehnung beträchtlich. Diese Umwandlung ist vor dem Versagen im Biegeversuch an der äußeren Randfaser bereits so weit abgeschlossen, dass für die Betrachtung des Versagensmechanismus ein Zweiphasengefüge ähnlich jenem der Dualphasenstähle vorliegt, nämlich mit einer Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit und harten Martensitinseln – jedoch tendentiell mit geringerem Phasenanteil dieser Inseln. Ist die Verfestigung aufgrund der Zweiphasigkeit dann noch hoch genug, werden keine makroskopischen Scherbänder und große Kerben gebildet.

Bei der Betrachtung der differentiellen Verfestigungsexponenten in Abb. 56 fällt auf, dass die beiden klassischen CP-Stähle CP1180 A und B zwar bei sehr niedrigen Dehnungen relativ hohe Verfestigungsexponenten besitzen, diese jedoch bereits bei einer plastischen Dehnung von nur 0.01 auf die niedrigsten Werte in dieser Abbildung gesunken sind. Die beiden HD-Güten CP1180HD und DP1180HD besitzen bei niedrigen Dehnungen einen niedrigen Verfestigungsexponenten, der jedoch mit steigender Dehnungen aufgrund des TRIP-Effekts stark ansteigt und so viel höhere Gleichmaßdehnungen zur Folge hat.

Die Untersuchung des Versagensmechanismus im Biegeversuch hat ergeben, dass die klassischen CP-Stähle dieser Gruppe große Scherbänder und Kerben bilden, die HD-Güten hingegen nur kleine Kerben bis wenige Mikrometer Größe. Es wird also deutlich, dass bei dem Vergleich des Verfestigungsexponenten mit dem Schädigungsmechanismus im Biegeversuch bevorzugt die Verfestigung bei hohen Dehnungen zu betrachten ist. Das leuchtet auch insofern ein, als zum Zeitpunkt der Schädigung im Biegeversuch sehr hohe Dehnungen an der Randfaser vorliegen. Bei Vorliegen einer Umwandlungsplastizität liefert dann der differentielle n -Wert bei hohen Dehnungen einen Zusammenhang mit den Härteunterschieden im Gefüge zum Zeitpunkt des Versagens im Biegeversuch.

Weiters wurden in der vorliegenden Arbeit Anlassglühversuche eines Gefüges mit martensitischer Matrix und verschiedenen Anteilen an Ferritinseln am Multiphas in Anlehnung an Benedyk et al. [5, 6] durchgeführt, wobei sich (siehe Abb. 148) mit steigender Anlasstemperatur bis 400 °C eine Verringerung der Verfestigung ergab. Dies ist an der Veränderung von Streckgrenze und Zugfestigkeit in Abb. 144 für alle vier Glühvarianten erkennbar und an einer speziellen Glühvariante in Abb. 145 detailliert in Form der differentiellen Verfestigung und des differentiellen Verfestigungsexponenten dargestellt.

Bei diesen kleintechnischen Glühungen liegt wie bei den presshärtenden Stählen eine Zink-Eisen-Schicht an der Oberfläche vor, die bereits vor jeder Schädigung im Grundmaterial Risse bildet. Mit steigender Anlasstemperatur und fallender Verfestigung wird auch bei diesen Biegeproben die Bildung von makroskopischen Scherbändern vor der Initiierung von Rissen immer ausgeprägter. Dies wurde anhand von bei Kraftmaximum unterbrochenen Biegeversuchen im Normalschliff für zwei der vier Glühvarianten gezeigt (Abb. 149, Abb. 150). Das entspricht dem Verhalten der großtechnischen Dual- und Complexphasenstähle.

5.3 Zur Quantifizierung der Biegebarkeit von höchstfesten Stählen

Bis jetzt wurde das Verhalten der untersuchten Stahlsorten im Dreipunkt-Biegeversuch ausschließlich qualitativ untersucht und der Einfluss von Mikrostruktur und mikromechanischen Eigenschaften auf das Versagen erklärt. Dabei wurden die Bildung von Oberflächenrauigkeit und inhomogener Verformungsverteilung im Gefüge in Form von Makroscherbändern sowie Rissinitiierung und Rissfortschritt durch lokale Scherprozesse und Porenbildung für unterschiedliche Multiphasenstähle beschrieben. Sowohl die Lokalisierung von plastischer Verformung als auch das duktile Versagen (Porenbildung, Rissbildung) bestimmen also die Biegebarkeit von Multiphasenstählen. Beide Phänomene werden in vielen Fällen als Funktion der plastischen Dehnung beschrieben. Beispiele dafür sind unter anderem die Gleichmaßdehnung und Dickeneinschnürung im Zugversuch, Lochaufweitungskoeffizienten oder kritische Dehnungen zur Poreninitiierung oder -koaleszenz in Modellen zur duktilen Schädigung an nichtmetallischen Einschlüssen (siehe Kapitel 2.2.2).

Für die Bewertung von unterschiedlichen Werkstoffen ist die Quantifizierung der Biegebarkeit wesentlich. Dabei ist auch wichtig zu bedenken, dass beim Biegeversuch Spannungs- und Dehnungszustände inhomogen sind und sowohl von der Biegegeometrie als auch vom Verformungsverhalten des Materials beeinflusst werden. Dies wurde bereits im Literaturteil dieser Arbeit erläutert. Dieses Kapitel diskutiert deshalb als ersten Schritt für diese Arbeit wichtige Aspekte des Verformungsverhaltens ausgewählter Stahlsorten im Biegeversuch. Darauf folgend werden unterschiedliche Kriterien zur Bestimmung der Biegebarkeit verglichen und deren Abhängigkeit vom beschriebenen Versagensmechanismus erläutert.

Die gängigsten Kennwerte zur Quantifizierung einer Biegeumformung sind der kritische Biegewinkel (bei Kraftmaximum) und der kritische Biegeradius, wobei letzterer meist als Verhältnis Radius zu Blechdicke betrachtet wird (vgl. Abschnitt 2.4). Die in dieser Arbeit verwendete Methode zur Berechnung des Biegewinkels verwendet ein Scharniermodell als Näherung für die Probenverformung. Es wird vernachlässigt, dass sich das Blech im Realfall nicht ideal an den Biegestempel anschmiegt, sondern sich bei scharfem Biegeschwert an der Stempelseite ein Biegeradius größer als der Stempelradius einstellt.

Mit Hilfe der FE-Simulation konnte in dieser Arbeit gezeigt werden, dass bei den untersuchten Stahlsorten die äquivalente plastische Dehnung an der Randfaser bei einem bestimmten Biegewinkel vom Verfestigungsverhalten des Werkstoffs und von der Blechdicke abhängt. Dabei entsteht für stärker verfestigende Stähle bei gleichem Biegewinkel ein niedrigeres Maximum in der äquivalenten plastischen Dehnung in der Ebene des Biegeschwerts, dafür werden Bereiche weiter außerhalb dieser Ebene stärker gedehnt. Bei niedriger Verfestigung bildet sich ein schärferes Maximum nahe dieser Ebene, und die Dehnung fällt rascher ab als im ersten Fall. Es konnte auch gezeigt werden, dass bei größerer Dicke ein höheres Maximum in der äquivalenten plastischen Dehnung auftritt. Damit ergibt sich bei Annahme der gleichen Versagensdehnung an der Randfaser eine Abhängigkeit des kritischen Biegewinkels von der Blechdicke. Diese Abhängigkeit wurde mit Hilfe von FE-Simulationen

unterschiedlicher Blechdicken untersucht. In Abb. 163 ist diese Veränderung des kritischen Biege­winkels mit der Blechdicke für die beiden Stahlsorten DP980 und CP980 dargestellt.

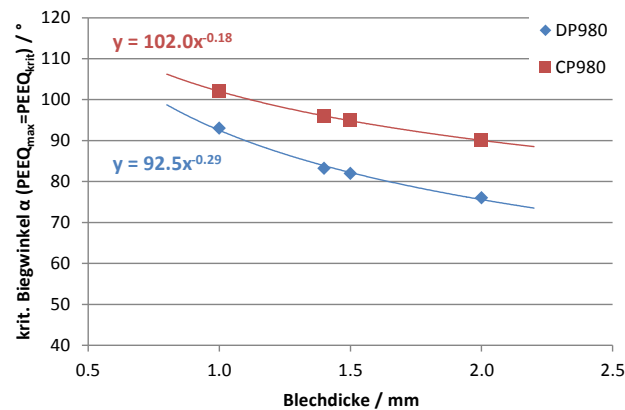


Abb. 163: Dickenabhängigkeit des kritischen Biege­winkels bei Annahme gleicher (kritischer) Versagensdehnung aus FE-Simulationen

Eine stärkere Abhängigkeit ergibt sich für den DP980 mit einem Exponenten von -0.29, jener des CP980 liegt bei -0.18. Benedyk hat für PHS-Stähle beim Dreipunkt-Biegen mit abgeschliffenen Biege­proben bei Regression mit einer Exponentialfunktion einen Exponenten von -0.32 festgestellt, wenn das Biegeschwert, wie hier, in Walzrichtung zeigte [5].

Weiters wird die Biegebarkeit im Gesenk-Biegeversuch oft als kritisches Verhältnis aus Stempelradius und Blechdicke beschrieben, obwohl bekannt ist, dass die tatsächlichen Innenradien am Blech bei diesem Versuch kleiner sein können als der Stempelradius (Dachbildung). Es wurde bis jetzt noch nicht untersucht, inwiefern das Fließverhalten des Werkstoffs, also beispielsweise die Verfestigung, diesen Vorgang der Dachbildung beeinflussen. Auch wenn der Innenradius der Blechprobe jenem des Stempels entspricht, hat eine Verschiebung der neutralen Faser zur Folge, dass die maximalen Dehnungen nicht mehr mit R/t korrelieren, wie das bei einem einfachen Biegemodell mit neutraler Faser in Blechmitte der Fall wäre [14, 65].

5.3.1 Bewertungskriterien für die Biegebarkeit

Ein oft verwendetes Kriterium zur Bestimmung der Biegeumformbarkeit ist die Bedingung, dass an der äußeren Randfaser keine Risse auftreten dürfen. In manchen Fällen findet die Beurteilung optisch an der Oberfläche der Biegeprobe statt (z.B. in dieser Arbeit beim Gesenkbiegeversuch), in anderen mit Hilfe einer Kraftaufzeichnung im Biegeversuch.

Die letztgenannte Methode wird beim Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA238-100 verwendet. Dazu wird die im Stempel wirkende Kraft mit Hilfe einer Kraftmessdose während des Versuchs aufgezeichnet. Entsprechend der stetigen Abnahme des Auflagerabstands aufgrund der rollenförmigen Auflager und der Verfestigung des Werkstoffs mit zunehmender Verformung wird angenommen, dass die Biege­kraft dabei immer weiter zunimmt, bis an der äußeren Randfaser die Bildung eines makroskopischen Risses stattfindet. Die FE-Simulationen haben gezeigt, dass bei geringer Verfestigung und gro-

ßen Blechdicken eine Abnahme der Biegekraft stattfinden kann, auch wenn keine Schädigung an der Randfaser der Probe auftritt (Abb. 83).

Weil an mehreren Normalschliffen von Biegeproben der klassischen CP-Stähle keine Risse gefunden wurden (Abb. 164), obwohl die Versuche erst nach Kraftmaximum unterbrochen worden waren (vgl. Abb. 166), wurde eine detaillierte Untersuchung der Initiierung eines duktilen Bruchs für den CP980 durchgeführt (Kapitel 4.6.2). Diese hat zu dem Ergebnis geführt, dass auch beim CP980 bei Kraftmaximum die Initiierung eines duktilen Risses stattfindet. Jedoch hat sich der Riss zu diesem Zeitpunkt noch nicht über die gesamte Probenbreite ausgebreitet, weshalb in manchen Normalschliffen noch kein Riss zu sehen ist. Mit zunehmendem Biegewinkel breitet sich der Riss immer weiter aus und bewirkt so einen Krafrückgang im Stempel bei weiterer Erhöhung des Stempelwegs.

Für alle anderen untersuchten Stahlsorten wurden nach Kraftmaximum in den Normalschliffen der Biegeproben zumindest kurze, duktile Scherbrüche gefunden. Die Untersuchungen zur Rissbildung zeigen demnach eine Übereinstimmung mit den FE-Simulationen, denen zufolge ein Krafrückgang ohne Initiierung von Schädigung bei der verwendeten Biegegeometrie für die untersuchten Stahlsorten und Blechdicken nicht zu erwarten ist.

Die Untersuchungen zur Lokalisierung der plastischen Verformung beim Dreipunkt-Biegeversuch in dieser Arbeit haben unter anderem gezeigt, dass bereits vor Kraftmaximum mit freiem Auge sichtbare Rauigkeit und Kerbenbildung an der äußeren Randfaser stattfinden können; etwa beim CP980 schon bei 66 Grad Biegewinkel (siehe Abb. 90; Abb. 165; Abb. 166).

Bei Begutachtung der Oberfläche im Bereich der Biegekante unter niedriger Vergrößerung, wie im Stereomikroskop oder Lichtmikroskop, kann nicht festgestellt werden, ob nur Kerben vorliegen oder duktile Anrisse (vgl. dazu Abb. 165). Deshalb wird in diesem Fall beim Auftreten von Makroscherbändern im Biegeversuch nicht Rissbildung, sondern Initiierung der Makroscherbänder als Versagenskriterium bewertet. Es ergibt sich folglich eine schlechtere Biegebarkeit als bei Anwendung des Kraftmaximum-Kriteriums. Für Werkstoffe, die keine großen Makroscherbänder und erst kurz vor Kraftmaximum mikroskopische Scherlokalisierungen und duktile Anrisse bilden (z.B. DP980) wird die Biegebarkeit in den beiden Fällen gleich bewertet.

Der beschriebene Sachverhalt zur Bildung von Makroscherbändern, Rissen und der Beurteilung der Biegebarkeit ist in dieser Arbeit beim Vergleich der Gesenk-Biegeprüfung mit dem Dreipunkt-Biegeversuch nach VDA ausschlaggebend.

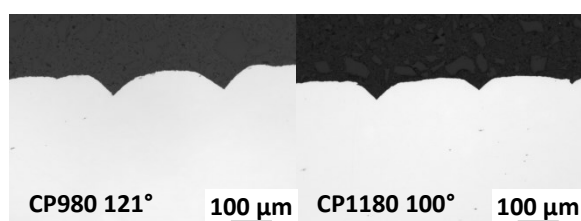


Abb. 164: Dreipunkt-Biegeproben unterbrochen nach Kraftmaximum ohne Riss im betrachteten Normalschliff. Biegewinkel ist in Abb. 166 mit grauen Pfeilen dargestellt.

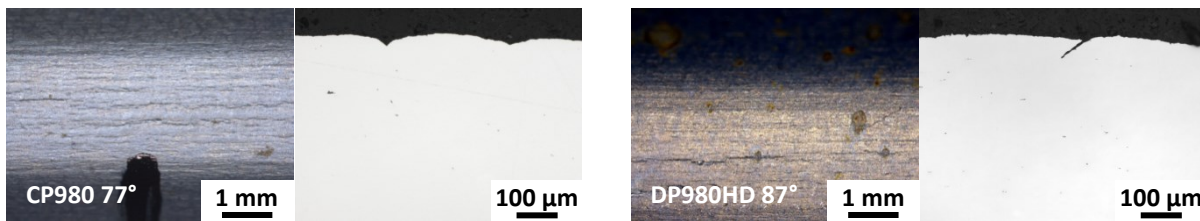


Abb. 165: Aussehen von Kerben und Anrissen im Stereomikroskop und Normalschliff. Biegewinkel ist in Abb. 166 mit schwarzen Pfeilen dargestellt.

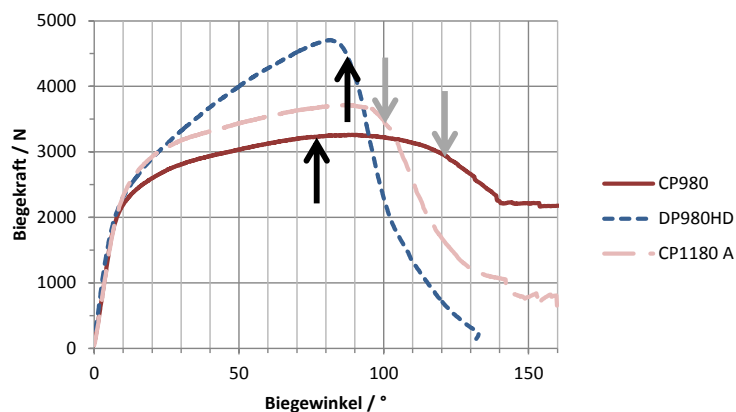


Abb. 166: Biegewinkel der unterbrochenen Biegeproben in Abb. 164 (grau) und Abb. 165 (schwarz) und Biegekurven von vollständig gebogenen Proben der jeweiligen Stahlsorte

5.4 Zusammenhang der Biegsbarkeit mit anderen Materialeigenschaften

Auf Basis des diskutierten Versagensmechanismus können zwei wesentliche Parameter identifiziert werden, die aus Sicht des Grundwerkstoffs die Biegsbarkeit von höchstfesten Stählen beeinflussen. Auf der einen Seite bestimmt die Verfestigung des Werkstoffs, wie Dehnungen im freien Biegevorgang verteilt werden. Außerdem nimmt sie Einfluss auf die Entstehung von Oberflächenrauigkeit und Makroscherbändern sowie Kerben. Auf der anderen Seite beeinflusst der Widerstand des Werkstoffs gegen Initiierung und Wachstum von Poren, bei welchen Biegewinkeln oder makroskopischen Dehnungen Risse gebildet werden und wie rasch diese mit weiterer Erhöhung der Verformung wachsen. Dabei ist auch die mikroskopische Verteilung der Verformung im Gefüge ausschlaggebend.

Aufgrund dieser Beobachtungen wurden in dieser Arbeit weitere Untersuchungen zur Verfestigung und zur Porenbildung für die großtechnisch hergestellten AHSS und UHSS durchgeführt. Die Quantifizierung der Porenbildung im Biegeversuch ist nicht möglich, weil Poren nur sehr lokal im Gefüge im Bereich von Mikroscherbändern oder direkt vor einer Risspitze beobachtet werden können. Im Zugversuch ergibt sich hingegen ein größeres Volumen im Bereich der lokalen Einschnürung, in dem die Porenbildung untersucht werden kann.

5.4.1 Verfestigungsverhalten und Umwandlungsplastizität

Bezüglich der Verfestigung wurden die Stabilität des in manchen Stahlsorten in größeren Mengen vorkommenden Restaustenits sowie der differentielle Verfestigungsexponent bestimmt.

Die differentielle Verfestigung bei Fließbeginn wird stark beeinflusst vom relativen Unterschied zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit [118]. Liegen sehr weiche und härtere Gefügebestandteile vor, so tritt in der weichen Phase besonders bei Fließbeginn eine hohe Versetzungsvervielfachung durch die Erzeugung geometrisch notwendiger Versetzungen auf. Im Zuge der Verformung erhöht sich die Fließspannung in höher verformten Bereiche der inhomogenen Mikrostruktur stärker als in anderen, wodurch der Effekt der Verfestigerung durch Zweiphasigkeit ohne Umwandlungsverfestigung rasch abnimmt.

In Abb. 167 ist die Umwandlungsrate des Restaustenits bei plastischer Verformung in Abhängigkeit des Restaustenitanteils für Stahlsorten mit höheren Anteilen an Restaustenit dargestellt. Es kann festgehalten werden, dass die Stahlsorten mit höherem Restaustenitanteil tendenziell auch eine höhere Restaustenitstabilität, also eine geringere Umwandlungsrate, aufweisen. Daher wird das Maximum der Verfestigungsrate bei diesen Stahlsorten (CP980HD, DP980HD, CP1180HD, DP1180HD) besonders weit zu höheren Dehnungen verschoben (siehe Abb. 55 und Abb. 56; Seite 60 f.). Stahlsorten mit weniger Restaustenitanteil und höherer Umwandlungsrate oder solche mit sehr niedrigem Restaustenitanteil (z.B. DP980, klassische CP-Stähle) besitzen ein Maximum in der differentiellen Verfestigung bei sehr niedrigen plastischen Dehnungen, und weisen eine stetige Abnahme der differentiellen Verfestigung mit steigender plastischer Dehnung auf. Bemerkenswert ist, dass beim DP980 und DP980HD diese Abnahme geringer ausfällt als bei den anderen Stahlsorten in dieser Gruppe. Das könnte an der niedrigen Fließspannung der ferritischen Matrix liegen, wodurch sich die lokale Fließspannung in Bereichen der Dehnungskonzentrationen in der Matrix erst bei höheren Dehnungen so weit an jene der Martensit-/Restaustenitinseln angleicht, dass der Effekt der Verfestigung des Mehrphasenverbunds verloren geht.

In Abb. 168 ist eine Extrapolation des Restaustenitanteils auf Basis der magnetischen Messungen an gereckten Zugproben unter Verwendung des Ludwigson-Berger-Modells für die Stahlsorten DP980HD und CP980HD dargestellt. Die röntgenographischen Messungen an Biegeproben sind ebenfalls eingetragen, wobei hier der Biegewinkel der gemessenen Proben anhand der FE-Simulationen in plastische äquivalente Dehnung umgerechnet wurde.

Die Abweichung zwischen der extrapolierten Kurve und den XRD-Messungen kann mit der unterschiedlichen Messmethode begründet werden. So nimmt wegen der Entfernung eines Halbraums um das gemessene Volumen durch die Schliiffpräparation die Verformungsbehinderung ab, sodass möglicherweise Restaustenit teilweise in Martensit umklappt. Es ist auch denkbar, dass die höhere Spannungsachsigkeit in der Biegeprobe im Vergleich zum Zugversuch einen sehr raschen Abfall des Restaustenitanteils bei niedrigen plastischen Dehnungen verursacht. Die Untersuchungen an Normalschliffen von Biegeproben des DP980 und des CP1180HD (ebenfalls höhere Stabilität als CP980HD; siehe Abschnitt 4.6.4) stimmen mit den röntgenographischen Messungen überein, welche

ebenfalls die Abwesenheit von nicht umgewandeltem Restaustenit an der Randfaser bei Schädigungsbeginn zeigen. Die Umwandlungsverfestigung kann jedoch sehr wohl einen Einfluss auf das Risswachstum haben, weil in Dickenmitte der Biegeproben nur geringe plastische Dehnungen bis zur Schädigung entstehen, wodurch in diesem Bereich noch signifikante Anteile an Restaustenit zu erwarten sind.

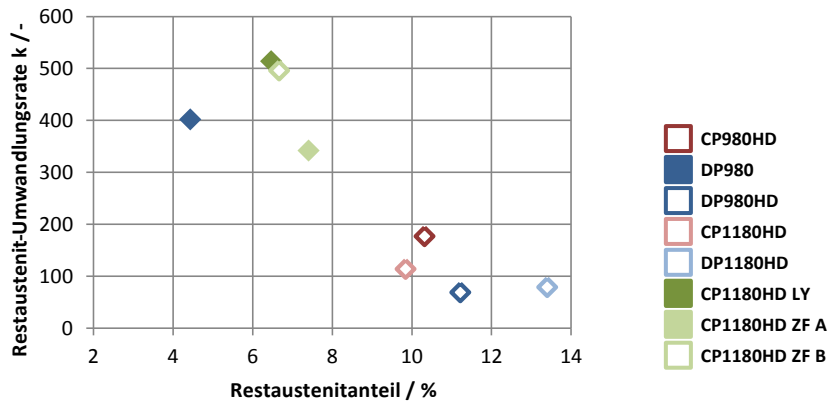


Abb. 167: Zusammenhang zwischen Restaustenitanteil und Restaustenit-Umwandlungsrate für großtechnische AHSS mit Restaustenitanteilen ab vier Prozent

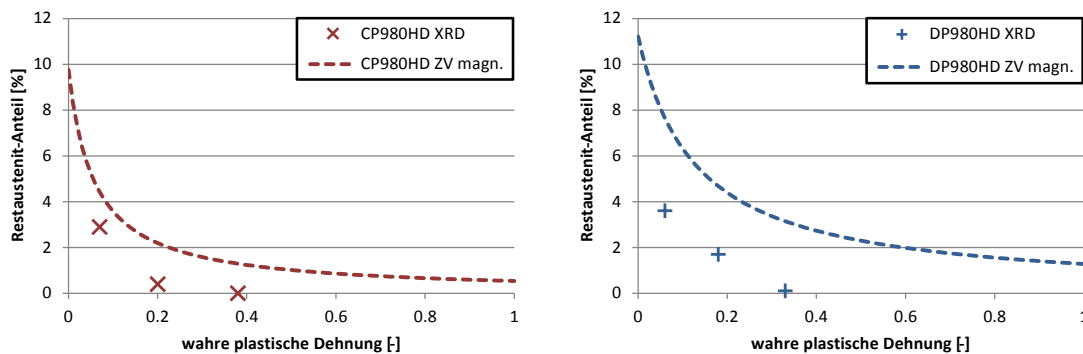


Abb. 168: Restaustenitumwandlung bestimmt mittels XRD-Messungen an Biegeproben (Punkte) und Extrapolation der magnetischen Messungen an gereckten Zugproben auf Basis des Ludwigson-Berger-Modells

5.4.2 Versagen durch Porenbildung

Qualitativ wurde die Porenbildung im Gefüge auch für den Zugversuch untersucht. Dabei wurden die Ergebnisse aus dem Biegeversuch bestätigt, wonach bei Werkstoffen mit Härtegradienten die Poren an den Phasengrenzen in der weichen Phase oder in Ausnahmefällen durch Bruch größerer Martensitinseln entstehen. In Gefügen mit Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit wurden Poren hingegen an Zementitteilchen gefunden. Die Dichte der Poren an nichtmetallischen Einschlüssen war auch im Zugversuch bei allen untersuchten Stahlsorten sehr gering.

In Abschnitt 4.3.1 wurde die Porenbildung im Gefüge quantitativ als Funktion des Abstands von der Bruchfläche bestimmt. In Abb. 169 sind dazu Dichte und Flächenanteil der Poren über der Dickenverformung der jeweiligen Position im Normalschliff der Zugprobe dargestellt. Es ist erkennbar, dass Gefüge mit Ferrit-Martensit-Mikrostruktur bei weitaus niedrigeren plastischen Dehnungen Po-

ren bilden, und die Porendichte bei weiterer Verformung stärker ansteigt als bei Stahlsorten mit homogener Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit.

Bemerkenswert ist, dass beim CP980 im Gegensatz zu den anderen drei untersuchten Stahlsorten auch im Zugversuch hohe Porendichten nur sehr lokal auftreten. Bereits wenige Mikrometer von der Bruchfläche entfernt sind Poren nur mehr an nichtmetallischen Einschlüssen in sehr geringen Dichten zu finden (Abb. 112). Das Versagen wird bei dieser Stahlsorte also viel stärker von der Dehnungsüberhöhung durch Lokalisierung der Verformung an einer sehr dünnen Schicht gesteuert, als durch Porenbildung in einem größeren Volumen der Zugprobe.

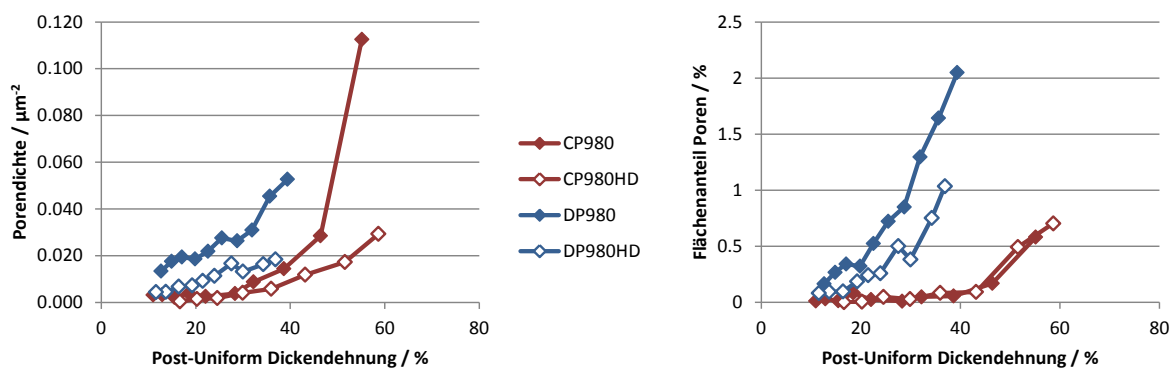


Abb. 169: Porenbildung im Zugversuch als Funktion der Post-Uniform Dickendehnung für die Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit

Für Werkstoffe mit hohen Härtegradienten tritt mikroskopisch eine inhomogene Dehnungsverteilung auch schon bei niedrigen Verformungen auf. Zusätzlich trägt im Zugversuch die Porenbildung an den Phasengrenzen im weiteren Verformungsverlauf zu einer zunehmenden Lokalisierung von Spannungen und Dehnungen bei, wodurch trotz der duktileren Matrix (Ferrit statt Bainit) viel niedrigere makroskopische Versagensdehnungen vorliegen.

Während im Zugversuch im ersten Schritt in einem relativ großen Volumen Poren entstehen und wachsen, bevor es zur Lokalisierung der Verformung dazwischen und zur Bildung eines Bruchs in der Mitte der Zugprobe kommt, wird im Biegeversuch durch den selben Vorgang schrittweise Rissverlängerung ermöglicht. Ein wesentlicher Unterschied besteht darin, dass die Poren beim Biegevorgang nicht aufgrund eines globalen hydrostatischen Zugspannungszustands im gesamten Volumen unter der Oberfläche entstehen [119], sondern nur lokal an Stellen von Gleitvorgängen gebildet werden (vgl. Abb. 107). Der darauf folgende Schritt der Dehnungslokalisierung bis zur Rissbildung zwischen mehreren Poren, Pore und Risspitze oder Pore und Oberfläche sind hingegen in den beiden Fällen identisch.

Die Verbesserung des Widerstands gegen Porenbildung beim DP980HD gegenüber dem DP980 ist mit dem höheren Anteil an Bainit in der Matrix erklärbar, wodurch die Dichte der Bereiche mit Härtegradienten im Gefüge abnimmt. Es ist auch anzunehmen, dass die Fließspannung im unverformten Ferrit bei der HD-Variante höher liegt als beim klassischen DP980, weil sich der höhere Siliziumgehalt der Legierung einen Beitrag zur Mischkristallhärtung liefert. Aufgrund der ausgeprägten Umwandlungs-

verfestigung durch den TRIP-Effekt erreicht der DP980HD trotz der nicht so ausgeprägten Härteunterschiede im Gefüge eine höhere Gleichmaßdehnung als der klassische DP980.

5.5 Biegebarkeit der 980er Güten

Im Folgenden wird die Biegebarkeit der großtechnische hergestellten Stahlgüten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit diskutiert und mit der Anfälligkeit auf Porenbildung bei starker Verformung sowie dem Verfestigungsverhalten dieser Werkstoffe verglichen. In einem weiteren Schritt wird die Biegebarkeit für alle untersuchten großtechnischen Stahlsorten beschrieben und mit der Gleichmaßdehnung als Maß für die Verfestigung sowie mit der Dickeneinschnürung im Zugversuch als Maß für die Porenbildung korreliert werden.

5.5.1 Dreipunkt-Biegeversuch

Die bessere Biegebarkeit von klassischen Complexphasenstählen im Vergleich zu Dualphasenstählen war bereits Thema mehrerer Untersuchungen [5, 8]. In Kapitel 4.4 ist zu sehen, dass dieser Sachverhalt gleichermaßen für das Defektkriterium an der Oberfläche im Gesenk-Biegeversuch wie für das Maximalkraftkriterium im Dreipunkt-Biegeversuch gilt.

Der CP-Stahl weist einen höheren Biegewinkel, einen höheren Lochaufweitungskoeffizienten und eine höhere Dickeneinschnürung im Zugversuch auf. In allen drei Fällen beeinflusst die Bildung von Poren den ermittelten Kennwert. Der große Unterschied im Widerstand gegen Porenbildung zwischen CP- und DP-Stählen hat zur Folge, dass andere Effekte (wie beispielsweise der Verfestigungsexponent) beim Vergleich der beiden Stahlsorten nicht tragend werden.

Wird die Betrachtung aber auf die beiden High-Ductility-Varianten CP980HD und DP980HD ausgeweitet, so ergibt sich in jeweils beiden Fällen eine höhere Biegebarkeit der HD-Güte im Vergleich zur klassischen Variante. Für den DP980HD stimmt das überein mit der höheren Dickeneinschnürung im Vergleich zum DP980. Als mögliche Gründe dafür wurden bereits der höhere Bainitanteil im Gefüge und Mischkristallhärtung durch höheren Siliziumanteil beim DP980HD genannt. Auch der Lochaufweitungskoeffizient der HD-Variante ist etwas höher als jener des klassischen DP980.

Der viel niedrigere Lochaufweitungskoeffizient des CP980HD könnte mit der Umwandlung von Restaustenit im Bereich der Stanzkante beim Stanzvorgang des Lochs erklärbar sein. In der Folge kann hier die durch den TRIP-Effekt akkumulierte Dehnung nicht mehr zur lokalen Versagensdehnung beim Hole Expansion Test beitragen, im Biege- und Zugversuch hingegen schon.

Der CP980HD erreicht einen deutlich höheren Biegewinkel als der CP980, obwohl die Porenbildung im Zugversuch bei den beiden Stahlsorten bei gleichen Dehnungen beginnt (vgl. Abb. 169) und auch gleiche Werte für die Dickeneinschnürung vorliegen.

Ebensowenig ist nur aufgrund der Porenbildung erklärbar, wieso der DP980HD und der CP980 beinahe den gleichen Biegewinkel erreichen, obwohl der CP980 weitaus mehr Widerstand gegen Porenbildung zeigt und eine um etwa 50 % höhere Dickeneinschnürung erreicht als der DP980HD.

Bei Berücksichtigung der Verfestigung der vier Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit wird schließlich erkennbar, dass sich die hohe Verfestigung der HD-Güten positiv auf den Biegewinkel auswirkt. Eine mögliche Erklärung für diesen Effekt wurde im Zuge der FE-Simulation gefunden: Aufgrund der geringeren maximalen plastischen äquivalenten Randfaserdehnung (im Folgenden kurz max. Randfaserdehnung) von Stahlsorten mit hohem Verfestigungsexponenten ergibt sich bei diesen eine Verbesserung des Biegewinkels, auch wenn die Mikrostruktur wegen hohen Härtegradienten anfällig auf Porenbildung ist. In Tab. 6 ist so beispielsweise zu sehen, dass der höhere Biegewinkel des CP980HD im Vergleich zum CP980 rein aufgrund der veränderten Dehnungsverteilung an der Randfaser erklärbar ist. Bei den gemessenen Biegewinkeln bei Kraftmaximum liegen für beide Werkstoffe entsprechend der Simulation gleiche maximale Randfaserdehnungen bei Rissbildung von 0.76 vor.

Ein zweiter möglicher positiver Einfluss der Verfestigung liegt in der Verhinderung von makroskopischen Scherbändern und Kerben an der äußeren Randfaser. In Kapitel 4.8 wurde gezeigt, dass in Makroscherbändern hohe Verformungskonzentrationen auftreten, die bei gleicher Versagensdehnung zu einem niedrigeren Biegewinkel führen können. Dieser Effekt der Verzögerung von Verformungslokalisierung kann ebenfalls einen höheren Biegewinkel des CP980HD im Vergleich zum CP980 erklären.

Auch der (trotz der ungünstigen Mikrostruktur) fast gleich große Biegewinkel des DP980HD im Vergleich zum CP980 leuchtet ein, wenn der Unterschied in der max. Randfaserdehnung mit berücksichtigt wird: Beim Biegewinkel bei Kraftmaximum von 80 Grad für den DP980HD liegt eine Randfaserdehnung von nur 0.50 vor, beim CP980 (89 Grad Biegewinkel) hingegen 0.80.

Aufgrund der verringerten Dehnungskonzentration in der Ebene des Biegeschwerts durch die hohe Verfestigung können Dualphasenstähle also trotz der Ferrit-Martensit-Mikrostruktur einen hohen Biegewinkel erreichen, wenn das Gefüge wie beim DP980HD hinsichtlich Porenbildung optimiert wird.

5.5.2 Gesenk-Biegeversuch

Im Gesenk-Biegeversuch (Abb. 76) ergibt sich für die großtechnischen Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit ein ähnliches Verhältnis ihrer Biegebarkeiten wie im Dreipunkt-Biegeversuch. So erreicht der DP980 nur das größte Verhältnis R/t ohne Anriss, während der CP980HD am besten abschneidet. DP980HD und CP980 liegen genau gleich auf, obwohl der CP980 im Dreipunkt-Biegeversuch den etwas höheren Biegewinkel erreicht. Es wurde bereits darauf hingewiesen, dass beim Gesenk-Biegeversuch nur Defekte an der Oberfläche der Biegung beurteilt werden, wodurch beim CP980 auch Kerben als Anrisse gedeutet werden können und damit die Bewertung etwas schlechter ausfallen dürfte als bei Beurteilung des Kraftmaximums im Dreipunktbiegeversuch.

Wird mit den kleinsten Stempelradien von 0.5 mm gebogen (siehe Abb. 77), so weisen beide DP-Typen makroskopische Risse auf, während dies bei beiden CP-Typen nicht der Fall ist. Der CP980HD besitzt aufgrund der Verhinderung der Kerben- und Scherbandbildung bei diesem Radius noch eine glatte Oberfläche mit einzelnen kurzen Rissen, während beim CP980 eine starke Rauigkeit der Ober-

fläche zu erkennen ist. Dieses Bild stimmt überein mit dem in den Biegekurven des Dreipunkt-Biegeversuchs sichtbaren Kraftabfall nach Kraftmaximum. Dabei fällt die Kraft aufgrund des Risswachstums bei den Dualphasenstählen rasch auf Null ab, während beide Complexphasenstähle auch bei höchsten Biegewinkeln noch nicht vollständig versagt haben. Dieses Verhalten korreliert außerdem mit der Dickeneinschnürung im Zugversuch (über 60 % für beide CP-Typen, knapp über 40 % für den DP980HD und unter 40 % für den DP980).

5.6 Korrelationen zur Biegebarkeit

Während im ersten Teil der Diskussion qualitative Aussagen über den Einfluss der Mikrostruktur und die Aufklärung von Verformungs- und Schädigungsmechanismen im Biegeversuch im Fokus standen, wird im Folgenden ein Zusammenhang zwischen der Biegebarkeit mit anderen mechanischen Eigenschaften, im Speziellen mit Kennwerten aus dem Zugversuch, hergestellt. Ziel der Untersuchung ist eine Aussage darüber, ob mit Hilfe dieser Kennwerte eine Abschätzung der Biegebarkeit einer Stahlsorte möglich ist.

5.6.1 Dreipunkt-Biegeversuch

Bereits in der Einleitung der Arbeit wurde erwähnt, dass die Entwicklung neuer Stahlsorten mit immer höherer Zugfestigkeit eine Herausforderung darstellt, wenn ein für die Herstellung von Bauteilen erforderliches Mindestmaß an Umformbarkeit gegeben sein muss. In Abb. 170 ist die Veränderung des Biegewinkels bei Kraftmaximum in Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m für die untersuchten großtechnischen Stahlsorten dargestellt. Einerseits kann in diesem Diagramm eine Abnahme des höchsten möglichen Biegewinkels mit zunehmender Festigkeit festgestellt werden, andererseits treten bei fast identischer Zugfestigkeit auch stark unterschiedliche Biegewinkel bei den verschiedenen Multiphasenstählen auf.

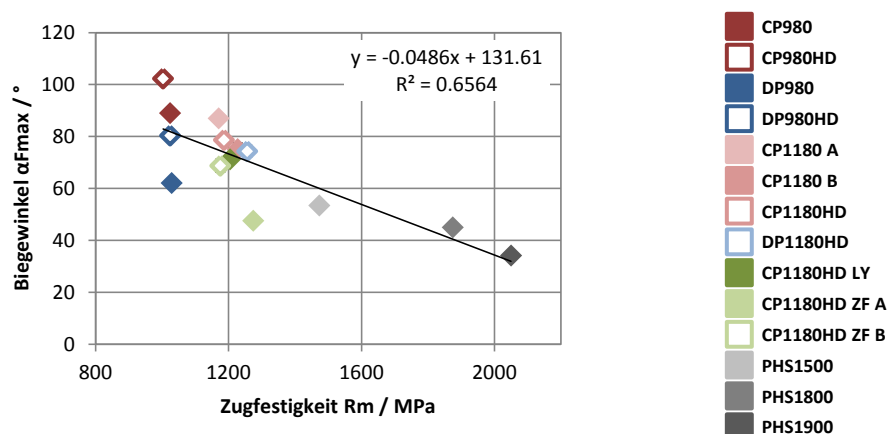


Abb. 170: Abhängigkeit des Biegewinkels bei Kraftmaximum von der Zugfestigkeit für großtechnisch hergestellte Stahlsorten

Die relative Spannungszunahme zwischen Fließbeginn und Zugfestigkeit liefert eine Aussage über die in der Mikrostruktur vorhandenen Härteunterschiede, weil die Streckgrenze stark auf das Vorhandensein von Phasen mit niedriger Fließspannung reagiert, die Zugfestigkeit aber aufgrund der raschen Sättigung der Verfestigung durch den Härtekontrast nur wenig.

Da bei der Untersuchung des Versagensmechanismus festgestellt wurde, dass duktile Schädigung durch lokale Härteunterschiede im Gefüge die kritischen Dehnungen zur Porenbildung negativ beeinflussen, wurde der Biegewinkel in Abhängigkeit dieser relativen Spannungszunahme dargestellt (Abb. 171).

Es ist erkennbar, dass besonders die Biegebarkeit der Stahlsorten mit Zugfestigkeiten von 1180 MPa und höher gut mit $(R_m - R_p)/R_m$ korreliert. Dies kann dahingehend interpretiert werden, dass für diese Stahlsorten Härtegradienten im Gefüge vorgeben, wann die Bildung von duktilen Scherbrüchen ausgehend von der äußeren Randfaser stattfindet. Eine für ihre pre-uniform Spannungszunahme sehr hohe Biegebarkeit erreichen die drei Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit und hohem Verfestigungsexponenten. Der DP1180HD erreicht andererseits gleich hohe Verfestigung bei hohen Dehnungen und eine ähnliche Gleichmaßdehnung wie der CP980HD (siehe Abb. 78). Wenn hier die Dickeneinschnürung ausschlaggebend wäre, so wäre zwar der Unterschied im Biegewinkel zwischen DP1180HD und CP980HD erklärbar, nicht jedoch wieso CP1180 B, CP1180HD und DP1180HD fast den selben Biegewinkel erreichen. Abweichungen vom Trend in Abb. 171 können also weder allein mit der Dickeneinschnürung noch allein mit der Gleichmaßdehnung erklärt werden.

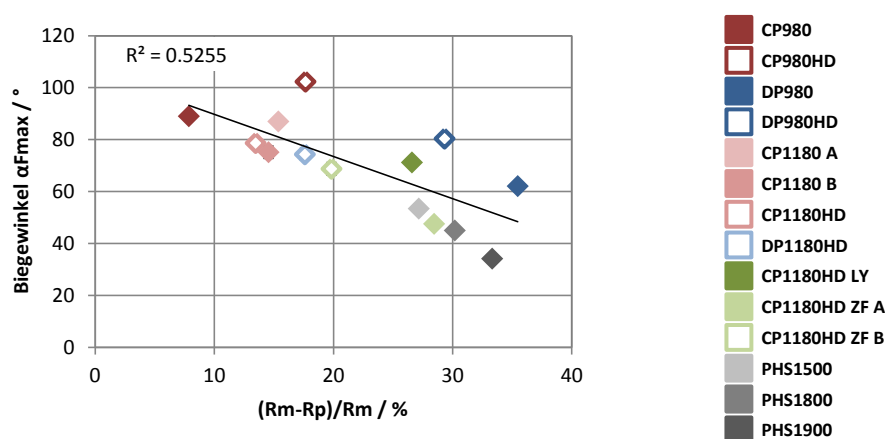


Abb. 171: Abhängigkeit des Biegewinkels bei Kraftmaximum von der Post-Uniform-Spannungszunahme für großtechnisch hergestellte Stahlsorten

Die Biegebarkeit als kritisches R/t und als maximaler Biegewinkel wurden von einigen Autoren mit der lokalen Bruchdehnung im Zugversuch in Zusammenhang gebracht (vgl. Kapitel 2.6). Bisher konnte in dieser Arbeit gezeigt werden, wie die Dickeneinschnürung im Zugversuch und die Initiierung von makroskopischen Rissen im Biegeversuch mit der Porenbildung für die untersuchten Stahlsorten zusammenhängen. Auch ein Einfluss der Verfestigung wurde festgestellt und erklärt.

In Abb. 172 links ist der Zusammenhang zwischen der an gerissenen Zugproben gemessenen Dickeneinschnürung und dem Biegewinkel bei Kraftmaximum im Dreipunkt-Biegeversuch dargestellt. Tendenziell erreichen Stahlsorten mit niedriger Dickeneinschnürung auch nur einen niedrigen Biegewin-

kel. Beim Vergleich der beiden Diagramme in Abb. 172 fällt auf, dass besonders jene Stahlsorten mit hohen Gleichmaßdehnungen für ihre Dickeneinschnürung größere Biegewinkel als erwartet erreichen (Stahlsorten, die oberhalb der eingezeichneten Trendlinie liegen, liegen im Diagramm rechts ebenfalls weit oben).

Daher wurde eine multilineare Regression des Biegewinkels in Abhängigkeit von Dickeneinschnürung und Gleichmaßdehnung entsprechend der Formel

$$\alpha_{Fmax,Reg} = k_1 \cdot \varepsilon_{tB} + k_2 \cdot A_g + d \quad (5.1)$$

aufgestellt. Für die Definition der Dickeneinschnürung wird auf Kap. 3.4.1 verwiesen. Die Koeffizienten dieser Korrelation sind für die 14 Stahlsorten in Tab. 8 zu finden. In Abb. 173 ist der im Biegeversuch bestimmte tatsächliche Biegewinkel als Funktion des berechneten Biegewinkels $\alpha_{Fmax,Reg}$ dargestellt. Die Korrelation sagt voraus, dass sich der Biegewinkel in dem betrachteten Bereich der Variablen ε_{tB} und A_g durchschnittlich um etwa 1.6° pro Prozent Dickeneinschnürung und um etwa 3.9° pro Prozent Gleichmaßdehnung ändert. Die Dickeneinschnürung der untersuchten Stähle variiert von 30 bis über 60 %, und die Gleichmaßdehnung liegt zwischen drei und elf Prozent. Der Einfluss der Dickeneinschnürung ist also für die betrachteten Stahlsorten deutlich größer als jener der Gleichmaßdehnung.

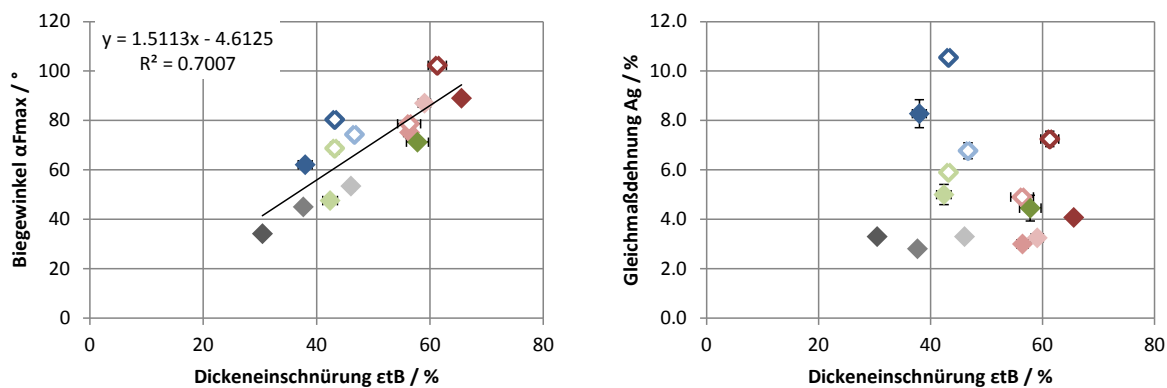


Abb. 172: Einfluss der Dickeneinschnürung im Zugversuch auf den Biegewinkel bei Kraftmaximum und die Gleichmaßdehnung. Legende siehe Abb. 173.

Tab. 8: Ergebnisse der multilinearen Regression des Biegewinkels entsprechend Formel (5.1)

	Wert	Standardfehler
k1	1.62	0.16
k2	3.85	0.73
d	-30.1	9.2

Eine Optimierung der Biegebarkeit bei der Werkstoffentwicklung kann demnach durch die gleichzeitige Maximierung von Gleichmaßdehnung und Dickeneinschnürung (bei gegebener Festigkeit) erreicht werden. Das Optimum bei den betrachteten Stahlsorten mit 980 MPa Mindestzugfestigkeit liegt beim CP980HD, der eine höhere Gleichmaßdehnung, aber keine niedrigere Dickeneinschnürung als der CP980 besitzt.

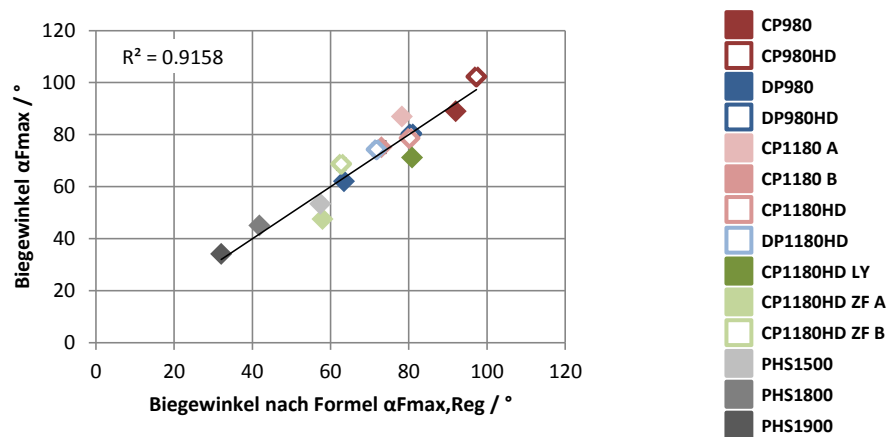


Abb. 173: Darstellung der Abweichung der experimentell bestimmten Biegewinkel bei Kraftmaximum von den mit Hilfe der Regression (5.1) berechneten Biegewinkeln

5.6.2 Kritische Dehnungen im Dreipunkt-Biegeversuch

Für jene Stahlsorten, deren Verformungsverhalten im Dreipunkt-Biegeversuch mittels FE-Simulation charakterisiert wurde, können kritische äquivalente Dehnungen anstatt von Biegewinkeln angegeben werden. Diese Dehnungen wurden an der Stelle des Maximums der Dehnungsverteilung an der Randfaser bestimmt.

In Abb. 174 ist anhand der Korrelationskoeffizienten der Ausgleichsgeraden zu sehen, dass sich die Korrelation der Biegebarkeit mit der Dickeneinschnürung verbessert, wenn anstatt kritischer Biegewinkel bei Rissbildung kritische Dehnungen herangezogen werden. In der unteren Abbildung liegt der Korrelationskoeffizient bei 0.79 anstatt nur 0.53 in der oberen Abbildung. Das spricht dafür, dass die wesentlichste Wirkung der Verfestigung tatsächlich jene auf die Dehnungsverteilung entlang der Randfaser ist.

Bezüglich der Abflachung ist keine große Veränderung der Korrelation feststellbar, wenn anstatt der Biegewinkel Dehnungen aufgetragen werden. Eine Einschätzung ist hier schwierig, weil nur für drei Werkstoffe mit ausgeprägter Abflachung FE-Simulationen durchgeführt wurden.

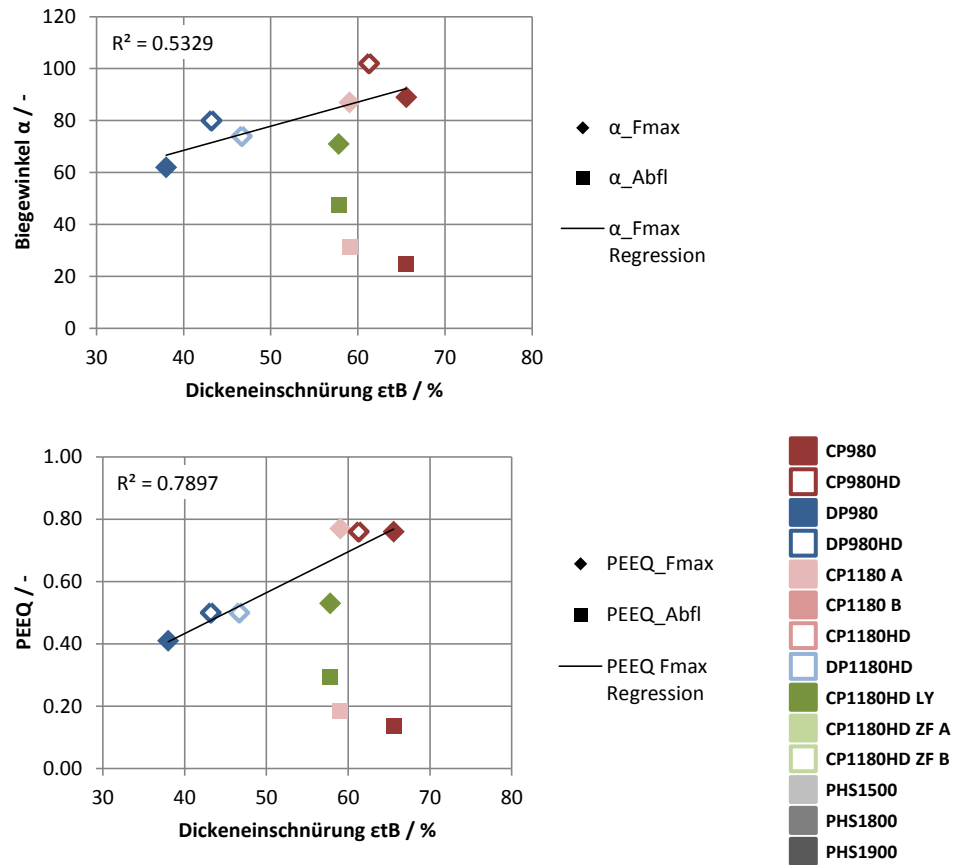


Abb. 174: Vergleich kritischer Biege winkel (oben) und kritischer Dehnungen (unten) für Stahlsorten, deren Verformung im Biegeversuch mit FE-Simulation bestimmt wurde. Das Kraftmaximum entspricht der Rissbildung (Rauten), die Abflachung wurde mit Rechtecken dargestellt.

5.6.3 Gesenk-Biegeversuch

Bei den Auswertungen zum Gesenk-Biegeversuch wird angenommen, dass sich das Blech innen an den Stempel anschmiegt und keine starke Dachbildung stattfindet. Bei den Gesenk-Biegeversuchen wurden unter anderem kritische R/t bestimmt, bei denen erstmals an einer von drei Parallelproben Anrisse (bzw. Kerben) im Stereomikroskop zu erkennen waren. Dieses experimentell bestimmte kritische Verhältnis aus R/t ist in Abb. 175 in blau dargestellt.

Zusätzlich können, wie in Abschnitt 2.6 beschrieben, kritische R/t aus Überlegungen zur Instabilität an der Randfaser nach Kals und Veenstra [95] und zur Versagensdehnung an der äußeren Randfaser nach Datsko und Yang [94] berechnet werden. Akeret [77] hatte für Aluminiumlegierungen festgestellt, dass experimentell bestimmte kritische R/t dem Modell von Datsko und Yang gehorchen, dabei jedoch eine relativ hohe Streuung auftritt (siehe Abb. 21). Das Modell nach Kals und Veenstra stellt hingegen eine untere Schranke für die Biegebarkeit dar. Die entsprechend den Modellen von Datsko und Yang bzw. Kals und Veenstra berechneten kritischen R/t -Werte sind in Abb. 175 in rot bzw. grün dargestellt. Für den Verfestigungsexponent im Modell von Kals und Veenstra wurde dabei die momentane Verfestigung bei der Gleichmaßdehnung n_{Ag} eingesetzt, für die Einschnürung im Modell von Datsko und Yang die gemessene Dickeneinschnürung ϵ_{tB} .

Die experimentell bestimmten kritischen R/t liegen zwischen jenen, die das Modell nach Kals/Veenstra und Datsko/Yang jeweils vorhersagen. Für die untersuchten höchstfesten Stahlgüten stellt also das Modell nach Kals/Veenstra ebenfalls eine untere Schranke für die Biegebarkeit dar, jenes nach Datsko/Yang eine obere Schranke. Bei den HD-Varianten der 980er Stahlgüten wirkt sich im Vergleich zu den klassischen Güten die höhere Verfestigung verzögernd auf die Instabilität an der äußeren Randfaser aus. Die experimentell gemessenen R/t korrelieren deshalb beim Vergleich von klassischen und HD-Stahlsorten der 980er Gruppe jeweils mit dem Modell nach Kals/Veenstra. Beim Vergleich der DP mit den CP-Stählen aus dieser Festigkeitsklasse überwiegt jedoch der im Modell von Datsko und Yang abgebildete Effekt der Dickeneinschnürung über die Verfestigung. Dieser Zusammenhang wurde in dieser Arbeit auch für den Dreipunkt-Biegeversuch beobachtet und mit den Dehnungskonzentrationen und der erleichterten Porenbildung im Ferrit-Martensit-Gefüge korreliert.

Bei den Stahlgüten mit Mindestzugfestigkeit 1180 MPa korrelieren die experimentell ermittelten R/t bis auf zwei Ausnahmen mit dem Kriterium nach Kals/Veenstra. Diese beiden Ausnahmen sind der CP1180HD ZF A und der CP1180HD. Sie erreichen nur einen höheren kritischen R/t , als aufgrund der Gleichmaßdehnung zu erwarten wäre.

Für den CP1180HD ZF A bewirken die hohe Dehnungskonzentration große Martensitinseln und manchmal deren Bruch eine Schädigung bei niedrigen makroskopischen Dehnungen, wodurch einerseits eine sehr niedrige Dickeneinschnürung und andererseits ein (auch relativ zum Verfestigungsexponent) hohes kritisches R/t vorliegt. Auch der Biegewinkel im Dreipunkt-Biegeversuch liegt für diese Stahlsorte besonders niedrig (vgl. Abb. 173).

Beim CP1180HD wurden im Experiment keine Anrisse sowohl für ein R/t von 3.6 als auch für 1.8 festgestellt (Tab. 5; Abb. 76). Die Proben mit dazwischen liegenden R/t bilden Anrisse. Daraus ergibt sich

der große Streubalken in Abb. 175. Es ist unklar, worauf dieser Effekt zurückzuführen ist. Möglicherweise könnten FE-Simulationen des Gesenk-Biegeversuchs Aufschluss über die tatsächlich vorliegende Dehnungsverteilung an der äußeren Randfaser bei den verschiedenen Stempelradien geben und diesen Effekt erklären. Diese Simulationen wurden im Rahmen dieser Arbeit nicht mehr durchgeführt.

Generell ist festzuhalten, dass eine Vorhersage der kritischen R/t-Werte weder mit dem Modell nach Kals/Veenstra noch mit dem nach Datsko/Yang in befriedigender Genauigkeit möglich ist.

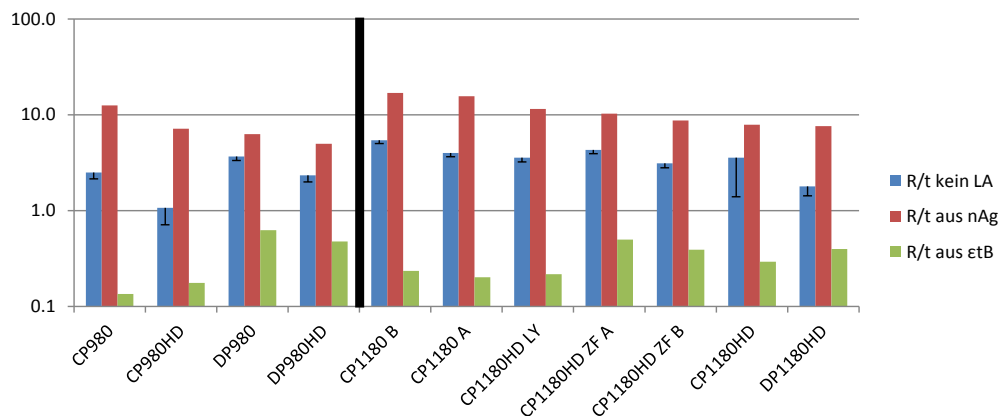


Abb. 175: Kritische R/t für großtechnische hergestellte AHSS berechnet mit Hilfe des Kriteriums nach Kals und Veenstra [95] (rot), Datsko und Yang [94] (grün) und experimentell bestimmte minimale rissfrei darstellbare R/t (kein leichter Anriss LA). nAg ... differentieller Verfestigungsexponent bei Gleichmaßdehnung; etB ... Dickeneinschnürung bei Bruch einer Zugprobe

Bemerkenswert ist auch, dass die DP-HD-Varianten der 1180er Güten beim Gesenk-Biegeversuch die höchste Umformbarkeit zeigen, während im Dreipunkt-Biegeversuch keine klare Tendenz feststellbar ist. Wie beim CP980 bilden auch die beiden CP1180-Stahlsorten große Kerben, die vermutlich das Ergebnis der optischen Beurteilung von Proben nach dem Gesenk-Biegeversuch im Vergleich zum Biegewinkel bei Kraftmaximum negativ beeinflussen.

Beim Gesenk-Biegeversuch der 1180er Güten wirkt sich also ein hoher Verfestigungsexponent auch dann günstig aus, wenn eine etwas niedrigere Dickeneinschnürung vorliegt. Nur bei sehr niedriger Dickeneinschnürung (CP1180HD ZF A) verschlechtert sich das kritische R/t wesentlich.

5.7 Biegebarkeit der kleintechnisch hergestellten Stahlsorten

5.7.1 Einfluss der Anlasstemperatur

Im ersten Teil der Diskussion wurde festgestellt, dass sich bei Multiphasenstählen mit sinkender Verfestigung eine Veränderung des Versagensmechanismus ergibt. Hohe Verfestigung bedingt Rissinitiation ohne vorherige Bildung von makroskopischen Scherbändern und Kerben, bei sinkender Verfestigung ergibt sich ein Versagensablauf mit makroskopischen Scherbändern und großen Kerben (klassische CP-Stähle).

Zwei Legierungsvarianten (DP800, DP1000) wurden so gegläht, dass eine martensitische Matrix mit Ferritinseln vorliegt. In der Mikrostruktur findet durch den Anlassprozess eine Verringerung der Festigkeit der Martensitmatrix [120] und dadurch ein Abbau der Härtegradienten an den Phasengrenzen Ferrit-Martensit statt. Daraus ergeben sich abnehmende Verfestigung und Festigkeit, hingegen ändern sich Streckgrenze und Gleichmaßdehnung nur geringfügig.

Der Abbau der Härtegradienten führt zu einer Verzögerung der Porenbildung, weil die zum Aufbau kritischer lokaler Dehnungen notwendigen makroskopischen plastischen Dehnungen stark zunehmen – das Ausmaß der inhomogenen Dehnungsverteilung nimmt ab.

In Abb. 176 ist der gleichzeitige Anstieg von Dickeneinschnürung und Biegewinkel im Dreipunkt-Biegeversuch für alle durchgeführten Glühvarianten in einem Diagramm dargestellt. In Übereinstimmung mit den Untersuchungen an großtechnischen Stahlsorten kann also auch hier festgestellt werden, dass eine Zunahme der Dickeneinschnürung im Zugversuch eine Verbesserung der Biegsbarkeit bewirkt. Die Biegsbarkeit wird also durch die Versagensdehnung des Werkstoffs bestimmt, während die Verteilung der Dehnung an der Randfaser in Abhängigkeit der Verfestigung eine untergeordnete Rolle spielt.

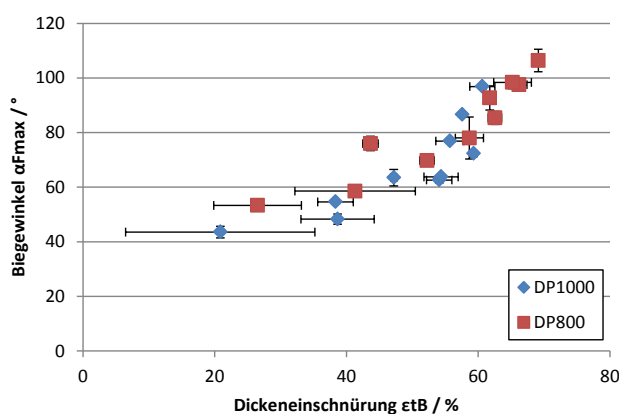


Abb. 176: Abhängigkeit des Biegewinkels bei Kraftmaximum von der Dickeneinschnürung für kleintechnisch hergestellte Stahlsorten entsprechend den Glühzyklen am Multipas

5.7.2 Einflüsse der Legierungsvariante und der Abschrecktemperatur

Aufgrund des höheren Legierungsgehalts an Kohlenstoff, Chrom und Mangan (%C, %Cr, %Mn) liegt beim DP1000 eine höhere Festigkeit der Matrix als bei den DP800-Varianten vor. Bei niedrigerer Abschrecktemperatur T_q ergeben sich aufgrund der langsamen Abkühlung über 600 °C höhere Ferritanteile f_α im Gefüge. Der Kohlenstoffgehalt im umgebenden Martensit steigt durch die Kohlenstoffumverteilung während der ferritischen Umwandlung an. Dadurch entstehen im Vergleich zu den Varianten mit hoher Abschrecktemperatur größere Härtegradienten im Gefüge, weshalb eine höhere Verfestigung vorliegt. Dies ist in den Zugversuchsergebnissen an einem tieferen Streckgrenzverhältnis und höheren Gleichmaßdehnungen zu erkennen. Der höhere Ferritanteil verringert außerdem die Zugfestigkeit dieser Varianten.

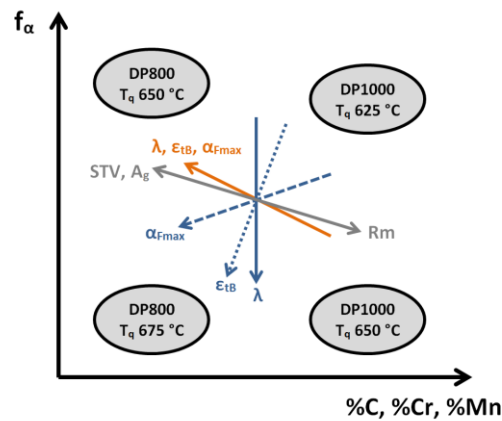


Abb. 177: Veränderung der Kennwerte des Zug-, Biege- und Lochaufweitversuchs in Abhängigkeit des Anteils an Ferrit in der martensitischen Matrix und des Legierungsgehalts. Eine Zunahme des Kennwerts findet in Pfeilrichtung statt, normal dazu ändert sich der Kennwert nicht. Orange: hohe Anlasstemperaturen; blau: kein Anlassen; grau: gilt für hohe Anlasstemperaturen und kein Anlassen. Je geringer der Winkel zwischen zwei Pfeilen ist, umso besser korrelieren die zugehörigen Kennwerte.

Besonders interessant ist die Auswirkung des Ferritanteils und des Legierungsgehalts auf die untersuchten mechanischen Eigenschaften für unterschiedliche Anlass-Temperaturbereiche. Dazu wurde die Skizze in Abb. 177 erstellt, in der die Richtung des stärksten Anstiegs der bezeichneten Kennwerte durch einen Pfeil dargestellt ist. Die zugehörigen Kennwerte und die Mikrostruktur sind in Abb. 144 sowie Abb. 146 bis Abb. 148 zu finden.

So nehmen beispielsweise die Lochaufweitungskoeffizienten λ bei niedrigen Anlassstemperaturen (blau) mit sinkender Ferritmenge f_α zu, und sind unabhängig vom Legierungsgehalt (x-Achse). Bei der Dickeneinschnürung hat dieser bereits einen geringen Einfluss, und der Biege- und Lochaufweitversuch ist nur mehr wenig von der Menge an Ferrit f_α abhängig. Während die Lochaufweitung λ und Dickeneinschnürung ϵ_{tB} bei den niedrigen Anlassstemperaturen nur wenig Korrelation mit der Zugfestigkeit bzw. der Verfestigung (Pre-Uniform Spannungszunahme, Gleichmaßdehnung) zeigt, liegt eine solche beim Biege- und Lochaufweitversuch sehr wohl vor.

Bei hohen Anlassstemperaturen (orange) ist zwar genauso ein niedrigerer Legierungsgehalt positiv für Lochaufweitung, Dickeneinschnürung und Biege- und Lochaufweitversuch, der Einfluss des Ferrits hat sich allerdings umgekehrt. Ein hoher Ferritanteil wirkt sich nun positiv auf die drei genannten Kennwerte aus.

Dieser Gegensatz zwischen den Varianten mit hoher Anlassstemperatur (orange) und jenen ohne Anlassen ($T_t = 0$ °C; blau) zeigt, dass hohe Härtegradienten bei gleichzeitig hohen Spannungen und wenig Duktilität vor allem das Versagensverhalten negativ beeinflussen. Vermutlich sind auch die Sprödbbruchanteile an der Bruchfläche von Zugproben mit besonders niedriger Dickeneinschnürung (vgl. Abschnitt 4.9.2) auf die hohen Härtegradienten zurück zu führen. Für den Biege- und Lochaufweitversuch spielt auch in diesem Fall die zusätzliche Verfestigung durch mehr Ferrit im Gefüge eine Rolle, wodurch die Biegebarkeit der DP800-Varianten höher liegt als jene der DP1000-Varianten.

Bei hohen Anlassstemperaturen (orange) sind die Härteunterschiede abgebaut, es liegt weniger Verfestigung vor und auch die Versagensdehnung der Matrix liegt höher. Hier steigen sämtliche Umformkennwerte (α_{Fmax} , λ , ϵ_{tB} , A_g) mit sinkender Zugfestigkeit. Bei der Abwesenheit von ausgeprägten

Härtegradienten liegt also kein Unterschied zwischen Einschnürverhalten und Schädigungsverhalten vor.

5.8 Biegsbarkeit des kleintechnisch hergestellten Maraging-Stahls

Im Zuge des Alterungsprozesses während der Auslagerung bilden sich im Maraging-Stahl intermetallische Phasen, die mit zunehmender Auslagerungszeit und Temperatur unter etwa 460 °C zu steigender Festigkeit führen. Beim Überaltern vergrößern erstens die intermetallischen Ausscheidungen, zweitens kann sich im Gefüge durch Rückumwandlung des Martensits Restaustenit bilden.

Die Glühparameter in der vorliegenden Arbeit wurden so gewählt, dass die hergestellten Varianten des Maraging-Stahls mit den drei untersuchten PHS-Gütern vergleichbar sind, was ihre Festigkeit betrifft. Alle Varianten weisen eine besonders niedrige Gleichmaßdehnung von ein bis zwei Prozent auf, die technische Bruchdehnung (Messlänge 25 mm) nimmt mit steigender Festigkeit von über zehn Prozent auf etwa fünf ab und liegt bei der höchsten Auslagerungstemperatur bei niedrigerer Festigkeit wieder etwas höher. Beim Vergleich dieser Kennwerte mit jenen der PHS-Gütern fallen die besonders hohen Streckgrenzenverhältnisse und die niedrigen Gleichmaßdehnungen auf. Diese können als Maß für die Verfestigung einer Stahlsorte herangezogen werden. Die Dickeneinschnürungen der Maraging-Varianten liegen tendenziell etwas höher, besonders die überalterte Variante erreicht eine hohe Dickeneinschnürung für ihre Zugfestigkeit (55 % bei 1900 MPa R_m ; PHS1900: 30 % bei knapp über 2000 MPa R_m). Ein extrem großer Unterschied zwischen PHS- und Maraging-Stählen besteht im Lochaufweitungskoeffizienten. Diese liegen bei ersteren unter 30 % und sinken mit steigender Festigkeit auf unter zehn. Die Maraging-Stahlsorten hingegen erreichen ohne Ausnahme über 60 %. Die Variante mit Auslagerungstemperatur 400 °C erreicht bei einer Zugfestigkeit von 1500 MPa Lochaufweitungskoeffizienten von 80 bis 90 %. Unter Berücksichtigung der besonders hohen Bruchzähigkeit von Maraging-Stählen [121] im Vergleich zu Kohlenstoff-Martensiten und den Ergebnissen von Kapp [37], wonach Lochaufweitungskoeffizienten bei gestanzten Löchern mit der Bruchzähigkeit korrelieren, überrascht dieses Ergebnis nicht.

Bei den Multiphasenstählen wurde festgestellt, dass im Dreipunkt-Biegeversuch Härtegradienten den kritischen Biegewinkel negativ beeinflussen. Das lässt den Schluss zu, dass Stahlsorten mit besonders geringen Härteunterschieden und extrem niedrigem Verfestigungsexponent sehr hohe Biegewinkel aufweisen müssten. Andererseits wurde in dieser Arbeit auch ein positiver Einfluss der Verfestigung auf den Biegewinkel nachgewiesen.

In Abb. 178 ist ein direkter Vergleich der Biegekurven zwischen den in dieser Arbeit untersuchten presshärtenden und Maraging-Stählen dargestellt. In allen Fällen erreicht bei gleicher Zugfestigkeit der PHS-Stahl einen höheren Biegewinkel als die entsprechende Maraging-Variante. Der PHS1800 besitzt einen gleich großen kritischen Biegewinkel wie die Maraging-Variante mit nur 1500 MPa Zugfestigkeit, obwohl die maximale Biegekraft viel höher liegt.

Die Maraging-Varianten zeigen tendentiell einen flacheren Kraftabfall als die PHS-Güten. Dieses Verhalten korreliert mit der höheren Lochaufweitung und Dickeneinschnürung der Maraging-Stähle. Für den Biegewinkel hingegen zeigt sich auch hier der positive Einfluss der Verfestigung.

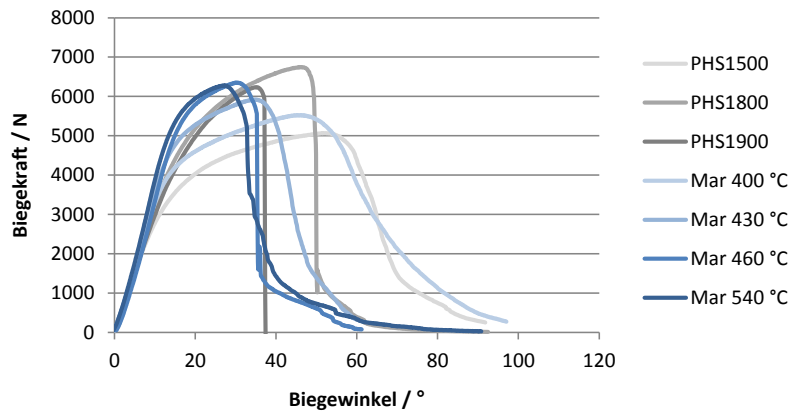


Abb. 178: Vergleich der Biegekurven der Maraging- und PHS-Stähle

Aufgrund der Erkenntnisse zum Biegewinkel des Maraging-Stahls und seinem Versagensmechanismus lässt sich ableiten, dass ein homogenes Gefüge mit extrem geringer Verfestigung nicht automatisch große Kerben bilden und eine hohe Biegebarkeit besitzen muss.

Einerseits verbessert die Verfestigung wahrscheinlich auch hier die Verteilung der Dehnung entlang der Randfaser, sodass keine so hohen Dehnungsspitzen in der Ebene des Biegeschwerts für die PHS-Güten auftreten. Aufgrund der begrenzten Materialmenge und der extrem hohen Festigkeiten konnte diese Vermutung nicht mit Hilfe der FE-Simulation untersucht werden, weil dafür Bulge-Tests notwendig gewesen wären.

Andererseits kann die Bildung duktiler Risse bei sehr hohen Spannungen im Gefüge durch viel geringere (inhomogene) Verformung ausgelöst werden (die kritischen Dehnungen sind geringer). So wurde beispielsweise in mehreren Modellen der Einfluss der hydrostatischen Spannung auf das duktile Versagen beschrieben [17, 30]. Das könnte erklären, wieso bei den Maraging-Stählen keine Bildung von großen Kerben vor der Rissinitiierung stattfindet, weil bei größeren makroskopischen Spannungen auch hydrostatische Spannungsüberhöhungen um Einschlüsse oder andere Inhomogenitäten größer sind.

Schließlich könnte auch die Verfestigung einen Einfluss auf stabile Verformung in Form von Makroscherbändern im Gefüge haben. Damit die Kerbe bzw. das Scherband während der Verformung wachsen kann, muss nicht nur Porenbildung ausbleiben, sondern auch die weitere Konzentration der inhomogenen Verformung in immer kleineren Bereichen verhindert werden. Dieser Vorgang wird von der Verfestigung gesteuert, die innerhalb des Scherbands, wo eine höhere Vergleichsdehnung vorhanden ist als außerhalb, zu einer Zunahme der Fließspannung führt. Dabei kann eine Spannungs-konzentration aufgrund der Kerbe an der Oberfläche erklären, wieso die Dehnung in den bereits höher verformten Bereichen des Scherbands weiter zunimmt. Solange der Effekt der Verfestigung im Scherband höher ist als jener der Spannungs-konzentration, kann das Scherband weiter wachsen. Liegt eine zu geringe Verfestigung vor, so wird sich die Verformung ausgehend von Unebenheiten an

der Oberfläche immer stärker in sehr schmalen Bereichen lokalisieren, wodurch kein starkes Wachstum von Kerben stattfinden kann. Möglicherweise ist dies die Erklärung für die Abwesenheit von großen Kerben bei den Varianten des Maraging-Stahls, die eine noch niedrigere Verfestigung aufweisen als die untersuchten CP-Stähle oder der PHS1500. Die unterschiedliche Verfestigung kann am Besten durch Vergleich der Verhältnisse zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit in Abb. 49 bis Abb. 51 und Abb. 156 überprüft werden.

5.9 Weiterentwicklung bestehender Stahlsorten

Auf Basis der in dieser Arbeit charakterisierten Stahlgüten CP1180HD und CP1180HD LY wurde ein neuer Complexphasenstahl mit Restaustenit und 1180 MPa Mindestzugfestigkeit entwickelt (CP1180HD B).

Wie die beiden anderen Stahlsorten weist auch der CP1180HD B eine Matrix aus Bainit/angelassenem Martensit mit Martensit-/Restaustenitinseln auf. Von diesen Inseln sind im Lichtmikroskop nur die größeren in weiß erkennbar (siehe Pfeile in Abb. 179).

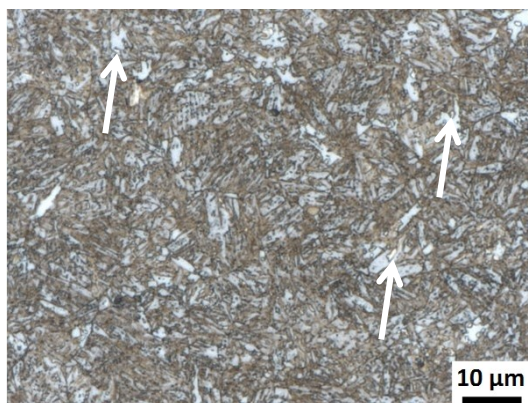


Abb. 179: Lichtmikroskopische Aufnahme nach LePera-Ätzung des CP1180HD B

Die mechanischen Kennwerte der neuen Stahlsorte sind in Tab. 9 mit jenen des CP1180HD und CP1180HD LY verglichen.

Tab. 9: Kennwerte des Zug-, Biege- und Lochaufweitversuchs sowie magnetisch bestimmter Restaustenitanteil der drei Stahlsorten CP1180HD B, CP1180HD und CP1180HD LY

Stahlsorte	Zugversuch							3PB	GB		HET	RA
	Rp02	Rm	Ag	A80	(Rm-Rp)/Rm	(Rm-Rb)/Rm	εtB	αFmax	R/t krit oS	R/t krit uS	λ	fγ
	MPa	MPa	%	%	%	%	%	°	-	-	%	%
CP1180HD B	941	1212	4.4	7.0	22.4	19.5	62.6	82.9	2.17	1.09	60.2	7.6
CP1180HD	1026	1186	4.9	8.0	13.5	18.0	56.3	78.7	3.60	1.43	41.5	9.8
CP1180HD LY	884	1205	4.5	6.9	26.6	20.0	57.8	71.2	3.60	3.24	67.0	6.5

Der CP1180HD LY weist von diesen drei Stahlsorten das tiefste Streckgrenzverhältnis und den geringsten Anteil an Restaustenit auf. Der CP1180HD besitzt das höchste Streckgrenzverhältnis und den größten Anteil an Restaustenit. Während der CP1180HD LY also bei niedrigen Dehnungen eine hohe

Verfestigung zeigt, liegt diese für den CP1180HD bei hohen Dehnungen besonders hoch. Dieser Zusammenhang ist auch an den Kurven des differentiellen Verfestigungsexponenten deutlich zu erkennen (Abb. 56). Der ausgeprägte TRIP-Effekt bedingt, dass der Biegewinkel des CP1180HD höher liegt als beim CP1180HD LY, Dickeneinschnürung und Lochaufweitung wegen der Härteunterschiede zwischen umgewandeltem Restaustenit und der bainitischen Matrix aber niedriger ausfallen. Im Gesenk-Biegeversuch kann der CP1180HD ebenfalls tendenziell mehr Verformung bis zur Bildung von kritischen Defekten an der Oberfläche aufnehmen.

Die neu entwickelte Stahlsorte CP1180HD B besitzt nun ein Streckgrenzverhältnis, einen Restaustenit-Anteil und eine Lochaufweitung, die jeweils zwischen jenen der beiden anderen Stahlsorten liegen. Sie erreicht jedoch die höchste Dickeneinschnürung, den größten Biegewinkel und die kleinsten kritischen Radien im Gesenk-Biegeversuch. Sowohl die besonders tiefe Streckgrenze des CP1180HD LY als auch der niedrige Restaustenitanteil im Gefüge führen zu einer etwas geringeren Biegebarkeit. Gleichzeitig ist zu sehen, dass wie in dieser Arbeit gezeigt weder eine hohe Lochaufweitung (CP1180HD LY) noch eine hohe Verfestigung oder Gleichmaßdehnung im Zugversuch (CP1180HD) alleine eine hohe Biegebarkeit garantieren können. Vielmehr ist es offenbar zielführend, ein Optimum im Verhältnis dieser Kennwerte zu finden. Dieses Optimum ist auch an der großen Dickeneinschnürung des CP1180HD B erkennbar.

6 Zusammenfassung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war die umfassende Charakterisierung und Erklärung der Biegebarkeit von höchstfesten Multiphasenstählen.

Dazu wurde einerseits ein weites Spektrum an großtechnisch produzierten Stahlsorten untersucht, andererseits wurde die Mikrostruktur von verschiedenen Legierungen mit Hilfe von kleintechnischen Wärmebehandlungen variiert.

Die erzielten Erkenntnisse beruhen erstens auf einer Beschreibung der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur der verwendeten Stahlsorten, zweitens auf Untersuchungen zur Verformung der Stahlsorten beim Biegeversuch und schließlich auf der Ermittlung des Versagensmechanismus im unterbrochenen Biegeversuch auf makroskopischer und mikroskopischer Ebene.

Für das Verständnis des Biegeverhaltens sind mehrere Dinge wesentlich. Dazu gehören neben der makroskopischen Verformung der Proben auch die mikroskopische Verteilung der Verformung aufgrund der Mikrostruktur, die daraus entstehende Schädigungsentwicklung und das Kriterium, das letztendlich zur Beurteilung der Biegebarkeit angewendet wird. Auf all diese Faktoren wurde in der Diskussion ausführlich eingegangen.

Mikroskopisch gesehen entsteht nach einer Phase der homogenen Verformung der Biegeprobe eine inhomogene Dehnungsverteilung, die sich in Form von schräg zur Oberfläche verlaufenden Scherbändern zeigt. Diese Scherbänder wurden mit Hilfe von EBSD-Messungen sichtbar gemacht, und sie weisen einen direkten Zusammenhang zu der sich ausbildenden Oberflächenrauigkeit auf. Die Bildung von makroskopischen Kerben hängt nun davon ab, wie weit sich diese Scherbänder vor Beginn der Schädigung (in Form von Rissinitiierung durch Porenbildung) ausbreiten können.

Im Fall einer homogenen Mikrostruktur wird die Ausbreitung der Scherbänder nicht behindert, im Fall von großen Härteunterschieden im Gefüge (Dualphasenstähle) wird dies durch die harten Martensitinseln verhindert, und stattdessen durch erleichterte Porenbildung an den Phasengrenzen Martensit/Ferrit unmittelbar die Initiierung von Anrissen eingeleitet.

Mit Hilfe der EBSD-Messungen konnten außerdem weitere Informationen über die Verteilung der Verformung in makroskopischen Scherbändern gewonnen werden. An den Stellen der späteren Rissinitiierung wurde in diesen Scherbändern dabei eine besonders hohe Verformung festgestellt.

Bei allen untersuchten großtechnisch hergestellten Stahlsorten lag ein duktiles Schädigungsverhalten vor. Der Einfluss von Poren an großen nichtmetallischen Einschlüssen (mehrere Mikrometer) wurde aufgrund der hohen metallurgischen Reinheit dieser Stahlsorten als gering beurteilt. Als wesentliche Schwachstellen in der Mikrostruktur bezüglich Porenbildung wurden bei Werkstoffen mit Phasen unterschiedlicher Härte die Phasengrenzen und brechende Martensitkörner (v.a. jene größer als 10 μm) identifiziert, bei homogenen Stählen aus Bainit / angelassenem Martensit waren dies Zementitteilchen und fallweise Bruch von harten, nicht angelassenen Martensitkörnern. Für Stähle mit größeren Anteilen an Restaustenit wurde gezeigt, dass die dehnungsinduzierte Umwandlung in harte Martensitkörner bei Schädigungsbeginn an der äußeren Randfaser bereits vollständig abgelaufen ist.

Weiters wurde auf Basis des beschriebenen Versagensmechanismus ein Zusammenhang der Biegebarkeit mit anderen mechanischen Eigenschaften erklärt. Wichtige Aspekte zur Definition des Biegekriteriums und des Einflusses der Biegegeometrie sowie der makroskopischen Verformung der Biegeproben wurden ebenfalls diskutiert. So liefern beispielsweise ein Kraftmaximum-Kriterium und eine optische Begutachtung der äußeren Biegekante unterschiedliche Ergebnisse, wenn ein Werkstoff makroskopische Kerben bildet.

Makroskopisch gesehen wird die Dehnungsverteilung entlang der äußeren Biegerandfaser von der Blechdicke und der Verfestigung beeinflusst. Das wurde mit Hilfe der FE-Simulationen beschrieben. Hohe Verfestigung begünstigt demnach beim freien Biegen eine stärkere Verteilung der plastischen äquivalenten Dehnung entlang der Randfaser, wodurch bei gleichem Biegewinkel niedrigere Dehnungsmaxima auftreten. Bezüglich der Blechdicke wurde für Dualphasen- und Complexphasenstähle ein ähnlicher Zusammenhang gefunden wie von Benedyk et al. [5, 6] für presshärtende Stähle.

Entsprechend den Untersuchungen zum Versagensmechanismus und der Verformung von Biegeproben liegt ein Zusammenhang der Biegebarkeit im Dreipunkt-Biegeversuch mit der Verfestigung und dem Widerstand gegen Porenbildung vor. Aus diesem Grund wurden in dieser Arbeit gemessene Biegewinkel mit der Gleichmaßdehnung als Maß für die Verfestigung und der im Zugversuch gemessenen Dickeneinschnürung als Maß für den Widerstand gegen Porenbildung korreliert.

Soll bei der Werkstoffentwicklung aufgrund von Zugversuchsergebnissen auf die Biegebarkeit geschlossen werden, so kann davon ausgegangen werden, dass bei Erreichen des Optimums aus Verfestigung und Dickeneinschnürung die beste Biegeumformbarkeit vorliegt. Für die untersuchten Festigkeitsklassen kann die ermittelte Korrelation dabei als Anhaltspunkt genommen werden.

Auch für kritische Verhältnisse aus Biegeinnenradius R und Blechdicke t beim Gesenkbiegeversuch hat sich gezeigt, dass Dickeneinschnürung und Verfestigungsexponent mit den Grenzen der Biegebarkeit zusammenhängen. Dabei wurde anhand analytischer Modelle festgestellt, dass die aus der Dickeneinschnürung hergeleitete Biegebarkeit eine untere Schranke, die aus dem Verfestigungsexpo-

nenten hergeleitete eine obere Schranke für dieses kritische Verhältnis R/t bei Rissbildung darstellt. Auch hier bestätigen sich also die bereits beim Dreipunkt-Biegeversuch erkannten Zusammenhänge.

In Übereinstimmung mit den Untersuchungen an großtechnischen Stahlsorten konnte auch anhand der kleintechnisch am Multiphas wärmebehandelten Proben festgestellt werden, dass niedrige Verfestigung und hohe Dickeneinschnürung zur Entstehung von großen Kerben beim Dreipunkt-Biegeversuch führen. Besonders interessant sind die Erkenntnisse bezüglich der Auswirkungen des Phasenanteils an Ferrit in der martensitischen Matrix und des Legierungsgehalts der Stahlsorten auf die mechanischen Eigenschaften. Es wird deutlich, dass hohe Härteunterschiede in der Mikrostruktur eine unterschiedliche Auswirkung auf Lochaufweitungskoeffizienten und Dickeneinschnürung auf der einen Seite, und auf Dehnungen im Zugversuch auf der anderen Seite haben. Eine Verbesserung des Biegewinkels findet auch bei diesen kleintechnisch geglähten Biegeproben dann statt, wenn ein Optimum zwischen hoher Gleichmaßdehnung und hoher Dickeneinschnürung im Zugversuch gefunden wird.

Anhand eines Vergleichs des Biegewinkels bei Kraftmaximum im Dreipunkt-Biegeversuch zwischen den Maraging- und den presshärtenden Stählen konnte ein weiteres Beispiel für eine Verbesserung von Biegeeigenschaften mit steigender Verfestigung gefunden werden. Bildung von makroskopischen Kerben beim Dreipunkt-Biegen fand für den Maraging-Stahl nicht statt.

Die in der vorliegenden Arbeit erklärten Zusammenhänge haben zu einem besseren Verständnis des Versagensablaufs beim Biegen und der Biegebarkeit von Multiphasenstählen beigetragen, und schließlich zu einem Ansatz für die weitere Verbesserung Biegeumformbarkeit dieser Gruppe von Stählen aus Sicht der Optimierung des Grundmaterials geführt. Für die Entwicklung einer neuen Variante der Stahlsorte CP1180HD wurde dieser Aspekt am Ende dieser Arbeit beschrieben.

Beim Biegeversuch ist jedoch immer zu beachten, dass externe Einflüsse wie beispielsweise die Biegegeometrie, verschiedene Kriterien der Biegebarkeit oder Oberflächeneffekte generell einen größeren Einfluss haben als beispielsweise beim Zugversuch. Auch die große Zahl unterschiedlicher Biegeverfahren und Normvorschriften erschwert in der Praxis oftmals einen Vergleich von Ergebnissen zur Biegebarkeit.

Literaturverzeichnis

- [1] T. Kurz, P. Larour und E. T. Till, „Crashperformance und Duktilität von presshärtenden Stählen - reicht der Zugversuch zur Beschreibung?“, in *Proceedings 4. Erlanger Workshop für Warmblechumformung*, Erlangen, Germany, 2009.
- [2] T. Laumann, Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtaughigkeit von höchstfesten Stählen, Universität Erlangen-Nürnberg: Dissertation, 2009.
- [3] P. Larour, H. Pauli, T. Kurz und T. Hebesberger, „Influence of post uniform tensile and bending properties on the crash behaviour of AHSS and press-hardening steel grades“, in *Proceedings of the IDDRG 2010*, Graz, Austria, 2010.
- [4] L. Ryde, D. Lindell, A. Pichler, J. G. Ferreno, Y. V. Granborn, E. Werner, A. Fillafer, R. Wesenjak, P. Tsipouridis und A. Nitschke, Micro-scale damage tolerance of AHSS steels as function of microstructure and stress/strain state, RFCS Final Report: European Union, 2008.
- [5] K. Benedyk, Die Versagensmechanismen pressgehärteter Stähle im Dreipunkt-Biegeversuch, Montanuniversität Leoben: Dissertation, 2014.
- [6] K. Benedyk, A. Pichler, T. Kurz und O. Kolednik, „Die Versagensmechanismen pressgehärteter und hochfester Stähle im Dreipunkt-Biegeversuch“, *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 159, S. 122 - 129, 2014.
- [7] M. F. Ashby, „The Deformation of Plastically Non-homogeneous Materials“, *Philosophical Magazine* 21, S. 399-424, 1970.
- [8] T. Hebesberger, A. Pichler, C. Walch, M. Blaimschein und K. Spiradek-Hahn, „Cold-Rolled Complex Phase Steels: AHSS Material with remarkable Properties“, in *von Hagen, I. (editor), Proceedings SCT 2005*, Wiesbaden, 2005.
- [9] S. Scheib, P. Satkulvanich und T. Altan, „Examining edge cracking in hole flanging of AHSS“, *Stamping Journal*, S. 16-23, September 2008.
- [10] S. Upadhya, Investigation of the Crack Sensitivity of Sheared AHSS Edges and Improved Failure Prediction in Forming Simulations through Pre-strain Mapping, TU Dortmund: Master Thesis, 2016.
- [11] H. Schwinghammer, G. Luckeneder, T. Manzenreiter, M. Rosner, P. Tsipouridis und T. Kurz, „Zinc Coated Press Hardening Steel for the Direct Process“, in *Proceedings CHS2 Conference on hot sheet metal forming*, Lulea, Sweden, 2013.

- [12] T. Kurz, H. Schwinghammer, G. Luckeneder, T. Manzenreiter und A. Sommer, „Zinc Coated Press-hardening Steel - Challenges and Solutions“, in *Proceedings CHS2 Conference on hot sheet metal forming*, Toronto, Canada, 2015.
- [13] G. Franz, F. Abed-Meraim und M. Berveiller, „Strain localization analysis for single crystals and polycrystals: Towards microstructure-ductility linkage“, *International Journal of Plasticity* 48, S. 1-33, 2013.
- [14] Z. Marciniak und J. L. Duncan, *The Mechanics of Sheet Metal Forming*, London-Melbourne-Auckland: Edward Arnold, 1992.
- [15] R. Hill, „On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets“, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1, S. 19-30, 1952.
- [16] M. Ben Bettaieb und F. Abed-Meraim, „Investigation of localized necking in substrate-supported metal layers: Comparison of bifurcation and imperfection analysis“, *International Journal of Plasticity* 65, S. 168-190, 2015.
- [17] P. F. Thomason, *Ductile Fracture of Metals*, Oxford: Pergamon Press, 1990.
- [18] F. A. McClintock und Z. M. Zheng, „Ductile Fracture before localized necking in a strip under tension“, *International Journal of Fracture* 64, S. 191-200, 1993.
- [19] V. Tvergaard und A. Needleman, „Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar“, *Acta Metallurgica* 32, S. 157-169, 1984.
- [20] J. Bluhm und R. Morrissey, „Fracture in a tensile specimen“, in *International Conference on Fracture*, Sendai, Japan, 1965.
- [21] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch, Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V..
- [22] J. Wang, T. M. Link und M. J. Merwin, „AHSS Edge Formability in Shear-Edge Tension“, in *Proceedings of the International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Steels*, Orlando, Florida, 2008.
- [23] L. M. Brown und W. M. Stobbs, „The work-hardening of copper-silica v. equilibrium plastic relaxation by secondary dislocations“, *Philosophical Magazine* 34, S. 351-372, 2006.
- [24] A. S. Argon, J. Im und R. Safoglu, „Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture“, *Metallurgical Transactions* 6A, S. 825-837, 1975.
- [25] M. F. Ashby, „Work hardening of dispersion hardened crystals“, *Philosophical Magazine* 14, S. 1157-1178, 1966.

- [26] S. H. Goods und L. M. Brown, „The nucleation of cavities by plastic deformation“, *Acta Metallurgica* 27, S. 1-15, 1976.
- [27] B. Tanaka, T. Mori und T. Nakamura, „Cavity formation at the interface of a spherical inclusion in a plastically deformed matrix“, *Philosophical Magazine* 21, S. 267-279, 1970.
- [28] R. H. Van Stone, T. B. Cox, J. R. Low und J. A. Psioda, „Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture“, *International Metals Reviews* 30, S. 157-179, 1985.
- [29] I. Sabirov und O. Kolednik, „The effect of inclusion size on the local conditions for void nucleation near a crack tip in a mild steel“, *Scripta Materialia* 53, S. 1373-1378, 2005.
- [30] J. R. Rice und D. M. Tracey, „On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields“, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 17, S. 201-217, 1969.
- [31] F. A. McClintock, S. M. Kaplan und C. A. Berg, „Ductile Fracture by Hole Growth in Shear Bands“, *International Journal of Fracture* 2, S. 614-627, 1966.
- [32] X. H. Hu, M. Jain, D. S. Wilkinson und R. K. Mishra, „Microstructure-based finite element analysis of strain localization behavior in AA5754 aluminium sheet“, *Acta Materialia* 56, S. 3187-3201, 2008.
- [33] X. H. Hu, D. S. Wilkinson, S. Jain, P. D. Wu und R. K. Mishra, „The impact of particle distributions and grain-level inhomogeneities on post-necking deformation and fracture in AA5754 sheet alloys during uniaxial tension“, *Materials Science and Engineering A* 528, S. 2002-2016, 2011.
- [34] X. Hu, D. S. Wilkinson, M. Jain und R. K. Mishra, „The influence of particle shape, volume fraction and distribution on post-necking deformation and fracture in uniaxial tension of AA5754 sheet materials“, *International Journal of Solids and Structures* 46, S. 20650-20658, 2009.
- [35] H. Fischmeister und B. Karlsson, „Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe“, *Zeitschrift für Metallkunde* 68, S. 311-327, 1977.
- [36] M. Kapp, T. Hebesberger und O. Kolednik, „The deformation behaviour of multiphase steels on the microscale“, in *Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science*, Kyoto, 2009.
- [37] M. Kapp, *Verformung und Bruch von modernen, hochfesten Multiphasenstählen*, Montanuniversität Leoben: Dissertation, 2011.
- [38] D. Krizan und B. C. De Cooman, „Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti“, *Metallurgical and Materials Transactions* 45A, S. 3481-3492, 2014.

- [39] K. Hausmann, TRIP-assisted Thin Sheet Steel with a Bainitic and/or Martensitic Matrix, TU München: Dissertation, 2014.
- [40] K. S. Choi, W. N. Liu, X. Sun und M. A. Khaleel, „Microstructure-based constitutive modeling of TRIP steel: Prediction of ductility and failure modes under different loading conditions“, *Acta Materialia* 57, S. 2592-2604, 2009.
- [41] J. Serri und M. Cherkaoui, „Constitutive Modeling and Finite Element Analysis of the Formability of TRIP Steels“, *Journal of Engineering Materials and Technology* 130, 2008.
- [42] A. Ramazani, Z. Ebrahimi und U. Prah, „Study the effect of martensite banding on the failure initiation in dual-phase steel“, *Computational Materials Science* 87, S. 241-247, 2014.
- [43] T. Matsuno, D. Maeda, H. Shutoh, A. Uenishi und M. Suehiro, „Effect of Martensite Volume Fraction on Void Formation Leading to Ductile Fracture in Dual Phase Steels“, *ISIJ International* 54, S. 938-944, 2014.
- [44] D. Maeda und O. Kawano, „Effect of martensite fraction on void nucleation behavior and ductility in DP steels“, *Materials Science Forum* 783-786, S. 875-879, 2014.
- [45] K. Park, M. Nishiyama, N. Nakada und T. Tsuchiyama, „Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel“, *Materials Science and Engineering A* 604, S. 135-141, 2014.
- [46] G. Lacroix, T. Pardoen und P. J. Jacques, „The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels“, *Acta Materialia* 56, S. 3900-3913, 2008.
- [47] R. Kasberger, Lokale Verformungsanalyse an einem TRIP-Stahl, Montanuniversität Leoben: Diplomarbeit, 2012.
- [48] R. Pradhan, S. C. Kelley, R. E. Frasley und J. F. Layland, „Some Performance Aspects of Dual-Phase Steels in Comparison to HSLA, C-Mn and TRIP Steels“, in *SAE World Congress*, Detroit, Michigan, 2004.
- [49] A. Karellova, C. Kremaszky, E. Werner, T. Hebesberger und A. Pichler, „Influence of the edge conditions on the hole expansion property of dual-phase and complex-phase steels“, *Materials Science and Technology*, S. 159-169, 2007.
- [50] C. J. Van Tyne und B. S. Levy, „Sheared Edge Stretching - The Role of the Shear Affected Zone (SAZ)“, in *Proceedings of the IDDRG 2012*, Mumbai, India, 2012.
- [51] A. Lara, D. Frometa, S. Molas, J. Rehrl, C. Suppan und D. Casellas, „Relation between Stretch-Flangeability and Fracture Toughness in Advanced High Strength Steels“, in *Proceedings of the IDDRG 2016*, Linz, Austria, 2016.

- [52] Y. Takahashi, O. Kawano, Y. Tanaka und M. Ohara, „Fracture Mechanical Study on Edge Flangeability of High Tensile-strength Steel Sheets“, *Proceedings of Materials Science and Technology*, S. 1317-1328, 2009.
- [53] J. I. Yoon, J. Jung, S.-H. Joo, T. J. Song, K.-G. Chin, M. H. Seo, S.-J. Kim, S. Lee und H. S. Kim, „Correlation between fracture toughness and stretch-flangeability of advanced high strength steels“, *Materials Letters 180*, S. 322-326, 2016.
- [54] T. Hebesberger, A. Pichler, H. Pauli und S. Ritsche, „Dual-Phase and Complex-Phase Steels: AHSS Material for a Wide Range of Applications“, in *Homberg, W. (editor), Proceedings SCT 2008*, Wiesbaden, 2008.
- [55] M. D. Taylor, K. S. Coi, X. Sun, D. K. Matlock, C. E. Packard, L. Xu und F. Barlat, „Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels“, *Materials Science and Engineering A 597*, S. 431-439, 2014.
- [56] P. Tsipouridis, Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, TU München: Dissertation, 2006.
- [57] K. Takashima, Y. Toji und K. Hasegawa, „Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of Dual-Phase Type Cold-rolled Steel Sheets“, *Proceedings of Materials Science and Technology*, S. 201-208, 2013.
- [58] H. Mohrbacher, „Advanced Metallurgical Concepts for DP Steels With Improved Formability and Damage Resistance“, in *International Symposium on New Developments in Advanced High-Strength Steels*, Vail, Colorado, 2013.
- [59] O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii und J. Zhao, „Effect of Retained Austenite on Formability of High Strength Sheet Steels“, *ISIJ International 32*, S. 1110-1116, 1992.
- [60] R. J. Johnson, E. De Moor, N. Fonstein, D. N. Hanlon und A. Pichler, „Retained Austenite Effects on Hole Expansion of Ultra-High Strength Steels“, in *Proc. Int. Symp. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*, Vail, Colorado, 2013.
- [61] DIN 8586. Fertigungsverfahren Biegeumformen, Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2003.
- [62] H. Hoffmann, R. Neugebauer und G. Spur, Handbuch Umformen, München: Hanser, 2012, S. 571 ff..
- [63] A. E. Tekkaya, A. Weinrich, M. M. Gharbi und P. Kommelt, „FOSTA Forschungsvorhaben P 789“, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2011.
- [64] M. Kaupper, Biegen von höchstfesten Stahlblechwerkstoffen - Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit, Universität Erlangen-Nürnberg: Dissertation, 2012.

- [65] D. Rèche, J. Besson, T. Sturel, X. Lemoine und A. F. Gourgues-Lorenzon, „Analysis of the air-bending test using finite-element simulation: Application to steel sheets“, *International Journal of Mechanical Science* 57, S. 43-53, 2012.
- [66] H. Kreulitsch, Formgebung von Blechen und Bändern durch Biegen, Wien: Springer-Verlag, 1995.
- [67] VDA238-100: Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe, Berlin: Verband der Automobilindustrie E.V., 2010.
- [68] E. Doege und B.-A. Behrens, Handbuch Umformtechnik, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2007, S. 376 ff..
- [69] L. R. Morris, L. D. Kenny und M. Ryvola, „A metallographic examination of the failure of thin sheet during bending“, *Microstructural Science* 7, S. 59-67, 1979.
- [70] W. M. Chan, H. I. Chew, H. P. Lee und B. T. Cheok, „Finite element analysis of spring-back of V-bending sheet metal forming processes“, *Journal of Materials Processing Technology* 148, S. 15-24, 2004.
- [71] B. Grizelj, J. Cumin und D. Grizelj, „Effect of Spring-Back and Spring-Forward in V-die Bending of St1403 Sheet Metal Plates“, *Strojarstvo* 52, S. 181-186, 2010.
- [72] A. Kupke, P. Hodgson und M. Weiss, „Experimental and numerical springback investigation in V-Bending of Dual Phase steels“, in *Proceedings of the IDDRG 2016*, Linz, Austria, 2016.
- [73] T. Lim und M. Jain, „Finite Element Simulation of the Bending and Springback Behavior of Advanced High Strength Steels (DP780)“, in *SAE World Congress*, Detroit, Michigan, 2006.
- [74] H. K. Yi, D. W. Kim, C. J. Van Tyne und Y. H. Moon, „Analytical prediction of springback based on residual differential strain during sheet metal bending“, *Journal of Mechanical Engineering and Sciences* 222, S. 117-129, 2008.
- [75] T. Laumann und M. Pfestorf, „Crash behaviour of various modern steels exposed to high deformation rates“, in *Proceedings CHS2 Conference on hot sheet metal forming*, Kassel, Germany, 2008.
- [76] P. Larour, J. Naito, A. Pichler, T. Kurz und T. Murakami, „Side impact crash behavior of press-hardened steels - correlation with mechanical properties“, in *Proceedings CHS2 Conference on hot sheet metal forming*, Toronto, Canada, 2015.
- [77] R. Akeret, „Versagensmechanismen beim Biegen von Aluminiumblechen und Grenzen der Biegefähigkeit“, *Aluminium* 54, S. 117-123, 1978.

- [78] R. Akeret, „Beobachtungen über die Lokalisierung der Verformung in Aluminiumwerkstoffen“, *Aluminium* 54, S. 385-391, 1978.
- [79] R. Becker, „Effects of Strain Localization on Surface Roughening during Sheet Forming“, *Acta Materialia* 46, Bd. 46, Nr. 4, S. 1385-1401, 1998.
- [80] M. R. Stoudt, L. E. Levine, A. Creuziger und J. B. Hubbard, „The fundamental relationships between grain orientation, deformation-induced surface roughness and strain localization in an aluminum alloy“, *Materials Science and Engineering A* 530, S. 107-116, 2011.
- [81] R. Akeret, „Versagen von Aluminiumwerkstoffen bei der Umformung infolge lokalisierter Schiebezonen“, *Aluminium* 54, S. 193-198, 1978.
- [82] J. K. T. R. G. Sarkar, K. T. Conlon, D. S. Wilkinson, J. D. Embury und D. J. Lloyd, „Tensile and bending properties of AA5754 aluminum alloys“, *Materials Science and Engineering A* 316, S. 52-59, 2001.
- [83] A. Davidkov, M. K. Jain, R. H. Petrov, D. S. Wilkinson und R. K. Mishra, „Strain localization and damage development during bending of Al-Mg alloy sheets“, *Materials Science and Engineering A* 550, S. 305-407, 2012.
- [84] H. Takeda, A. Hibino und K. Takata, „Influence of Crystal Orientations on the Bendability of an Al-Mg-Si Alloy“, *Materials Transactions* 51, S. 614-619, 2010.
- [85] S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda und K. Yoshida, „Effects of crystal orientation on bendability of aluminum alloy sheet“, *Materials Science and Engineering A* 528, S. 4050-4054, 2011.
- [86] M. Dao und M. Li, „A micromechanics study on strain-localization-induced fracture initiation in bending using crystal plasticity models“, *Philosophical Magazine A* 81, S. 1997-2020, 2001.
- [87] Y. W. Chang und R. J. Asaro, „An experimental study of shear localization in aluminium-copper single crystals“, *Acta Metallurgica* 29, S. 241-257, 1981.
- [88] A. Saai, I. Westermann, S. Dumoulin und O. S. Hopperstad, „Crystal plasticity finite element simulations of pure bending of aluminium alloy AA7108“, *International Journal of Material Forming*, 2015.
- [89] J. Steninger und A. Melander, „The Relation Between Bendability, Tensile Properties and Particle Structure of Low Carbon Steel“, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 11, S. 55-71, 1982.
- [90] Y. Nagataki, S. Tsuyama und Y. Hosoya, „Effect of Tempering Temperature on the Bendability of Martensitic Steels“, *Tetsu-to-Hagané* 99, S. 71-79, 2013.

- [91] K. Hayashi, K. Miyata, F. Katsuki, N. Kojima und S. Nomura, „Microscopic analysis of bending deformation in ferrite-martensite dual-phase steel sheets“, in *Higashida, K.; Tsuji, N. (editors), Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science*, Kyoto, 2009.
- [92] M. Kaupper, I. Tsoupis, M. Merklein und P. Weidinger, „Characterization of damage and fracture of high strength steels within air bending“, in *Proceedings of the International Conference on Design and Production of Machines and Dies/Molds*, Antalya, Turkey, 2010.
- [93] M. Kaupper und M. Merklein, „Bendability of advanced high strength steels - A new evaluation procedure“, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 62, S. 247-250, 2013.
- [94] J. Datsko und C. T. Yang, „Correlation of bendability of materials with their tensile properties“, *Transactions ASME B: Journal of Engineering for Industry* 82, S. 309-314, 1960.
- [95] J. A. G. Kals und P. C. Veenstra, „On the Critical Radius in Sheet Bending“, *Annals of the CIRP* 23, S. 55-56, 1974.
- [96] D.-K. Leu, „A simplified approach for evaluating bendability and springback in plastic bending and anisotropic sheet metals“, *Journal of Materials Processing Technology* 66, S. 9-17, 1997.
- [97] C. Iacono, J. Sinke und R. Benedictus, „Prediction of Minimum Bending Ratio of Aluminum Sheets From Tensile Material Properties“, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 132, 2010.
- [98] G. Lin, S. J. Hu und W. Cai, „Evaluation of Formability in Bending/Hemming of Aluminum Alloys Using Plane-Strain Tensile Tests“, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 131, 2009.
- [99] J. Lämsä, A. Väisänen, J. Heikkala und A. Järvenpää, „Correlation of tensile test parameters and bendability of high-strength steels“, *Key Engineering Materials* 554-557, S. 12-20, 2013.
- [100] K. Yamazaki, Y. Mizuyama, M. Oka und Y. Tokunaga, „Influence of Microstructure on Bendability of Ultrahigh-Strength Steel Sheet“, *Journal of the JSTP* 36, S. 973-978, 1995.
- [101] K. Yamazaki, „Current situation and properties of ultra-high strength steel for automotive use in Japan“, *La Revue de Métallurgie-CIT*, S. 779-786, 2003.
- [102] F. Hisker, R. Thiessen und T. Heller, „Influence of Microstructure on Damage in Advanced High Strength Steels“, *Materials Science Forum* 706-709, S. 925-930, 2012.
- [103] D. Rèche, T. Sturel, O. Bouaziz, A. Col und A. F. Gourgues-Lorenzon, „Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending“, *Materials Science and Engineering A* 528, S. 5241-5250, 2011.

- [104] D. Rèche, T. Sturel, A. F. Gourgues-Lorenzon und J. Besson, „Damage mechanisms of ultrahigh strength steels in bending - application to a TRIP steel“, in *Proceedings Conference ECF 18*, Dresden, Germany, 2010.
- [105] S. Otani, M. Kozuka, T. Murakami, J. Naito, A. Pichler und T. Kurz, „Metallurgical Controlling Factors for the Ductility of Hot Stamped Parts“, in *Proceedings CHS2 Conference on hot sheet metal forming*, Toronto, Canada, 2015.
- [106] A. Kaijalainen, P. Karjalainen, D. Porter, P. Suikkanen, J. Kömi, V. Kesti und T. Saarinen, „Effect of inclusions on the properties of ultra-high strength low-alloy steel with a martensitic-bainitic microstructure“, in *Proceedings of the 8th International Conference on Clean Steel*, Budapest, Hungary, 2012.
- [107] M. Schwarzenbrunner, Entwicklung von presshärtenden Stählen mit verbesserter Duktilität, FH Oberösterreich: Masterarbeit, 2014.
- [108] DIN EN ISO 16630: Metallic materials - Sheet and strip - Hole expanding test, 2009.
- [109] C. Suppan, Untersuchung des Umwandlungsverhaltens von AHSS beim Galvannealing, Montanuniversität Leoben: Diplomarbeit, 2013.
- [110] DIN EN ISO 16808: Metallic materials - Sheet and strip - Determination of biaxial stress-strain curve by means of bulge test with optical measuring systems, 2014.
- [111] ASM Handbook Vol. 8, Mechanical Testing and Evaluation, Materials Park, Ohio: ASM International, 2000.
- [112] P. Larour und B. Hackl, „Ermittlung der Biegedehnung im 3 Punkt Biegeversuch: Voruntersuchungen“, voestalpine Stahl GmbH, interner Prüfbericht, 2013.
- [113] voestalpine Stahl GmbH, Prüfanweisung Technologischer Faltversuch, 2011.
- [114] H. Vegter, C. H. L. J. ten Horn, Y. An, E. H. Atzema, H. H. Pijlman, T. H. van den Boogaard und H. Huétink, „Characterisation and modelling of the plastic material behaviour and its application in sheet metal forming simulation“, in *Proceedings of the VII International Conference on Computational Plasticity*, Barcelona, Spain, 2003.
- [115] J. Rehl, Interne Untersuchung zum Ätzverhalten von Medium-Mangan-Stählen, voestalpine, 2014.
- [116] E. Siebel und S. Schwaigerer, „Zur Mechanik des Zugversuchs“, *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Bd. 19, S. 145 - 152, 1948.

- [117] K. Knezar, T. Manzenreiter, J. Faderl und K. M. Radlmayr, „Formhärten von feuerverzinktem 22MnB5: Ein stabiler und reproduzierbarer Prozess“, in *Proceedings des 2. Erlanger Workshop für Warmblechumformung*, Erlangen, 2007.
- [118] D. K. Matlock, G. Krauss und F. Zia-Ebrahimi, in *ASM Materials Science Seminar*, St. Louis, USA, 1982.
- [119] P. W. Bridgman, „The stress distribution at the neck of a tension specimen“, *Transactions of the ASM* 42, S. 553-572, 1944.
- [120] G. Krauss, „Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures“, *Metallurgical and Materials Transactions* 32A, S. 861-877, 2001.
- [121] ASM Handbook Vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Materials Park, Ohio: ASM International, 1990.
- [122] I. Tamura, Y. Tomota und H. Ozawa, in *Proceedings of the 3rd International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, Cambridge, 1973.