

Montanuniversität Leoben

Dissertation

**Verformung und Bruch von modernen,
hochfesten Multiphasenstählen**

Marianne Kapp

Leoben, November 2011

The financial support is received under the frame of the Austrian COMET Competence Centre Programme (K2 Competence Centre on Integrated Research in Materials, Processing and Product Engineering, Project A4.4)

Copyright © 2011 by Marianne Kapp. All rights reserved.

Erich Schmid Institute of Materials Science
Austrian Academy of Sciences
Jahnstrasse 12
A-8700 Leoben

This thesis was typeset by the use of KOMA-Script and L^AT_EX.

Affidavit

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die hier vorliegende Arbeit selbst verfasst habe, und dass ich nur die angegebene Literatur verwendet habe.

Leoben, November 2011

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Prof. Otmar Kolednik, der stets zu Diskussionen bereit war, entscheidende Ideen hatte und mich während der Doktorarbeit ausgezeichnet betreut hat. Herzlichen Dank auch an Dr. Thomas Hebesberger, der stets für Auskünfte und Diskussionen Zeit fand.

Viele Mitarbeiter des Erich Schmid Instituts waren an der Durchführung dieser Arbeit beteiligt. Mein Dank gilt besonders den Herren aus der Werkstatt und der Prüfhalle (Franz Hubner, Günter Aschauer, Christian Scheiner und Peter Kutlesa) und den Damen aus der Metallographie (Edeltraud Haberz, Silke Modritsch, Gabi Moser) sowie Herwig Felber.

Zahlreiche Mitarbeiter, Freunde und Kollegen, am Erich Schmid Institut, bei der voestalpine und am MCL standen mir stets mit Rat, Tat und Diskussionen zu Seite. Dabei möchte ich vor allem Christian Rehrl, Kurt Matoy, Oliver Renk, Hannes Zechner, Stefan Wurster, Christian Motz, Wolfgang Grosinger und Prof. Reinhard Pippan, aber auch allen anderen Kollegen die mich bei dieser Arbeit unterstützt haben, danken.

Bei Karl-Heinz Kunter, Megan Cordill, Thomas Schöberl, Stefan Marsoner, Manfred Wießner, Christian Windhaber und Mario Panholzer möchte ich mich für experimentelle Unterstützung und bei Sepp Kreith für LaTeX-Problembewältigung bedanken.

Herzlichen Dank vor allem auch meinen studentischen Mitarbeitern, Roland Kasberger und Riccarda Rust, die stets motiviert ihre Arbeit erledigten und neue Ideen einbrachten.

Meinen Schwestern, Eltern, Stephan und meinen Freunden danke ich für Rückhalt und Freundschaft.

Wege entstehen dadurch, dass man sie geht.

Franz Kafka

Inhaltsverzeichnis

Affidavit	III
Danksagung	V
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	1
1.2 Literaturübersicht	2
1.3 Ziel der Arbeit	4
2 Methoden	7
2.1 Mikrostrukturelle Untersuchungen	7
2.1.1 Metallographie	7
2.1.2 Quantitative Gefügeanalyse	8
2.1.3 Kontiguität	8
2.1.4 Rasterelektronenmikroskopie	8
2.1.5 Härte	9
2.2 Zugversuch	9
2.3 Schwertbiegversuch	10
2.4 Lochaufweitungsversuch	11
2.5 Lochzugversuch	11
2.5.1 Probenherstellung	11
2.5.2 Versuchsauswertung	13
2.6 Bestimmung der Bruchzähigkeit	13
2.6.1 J-Integral	15
2.6.2 Bestimmung von $J - \Delta a$ Kurven	15
2.6.3 Bestimmung der Rissverlängerung Δa	17
2.6.4 Rissöffnungsverschiebung	18
2.6.5 Energiedissipationsrate	19
2.6.6 Probenherstellung	20
2.6.7 Versuchsdurchführung	22
2.6.8 Bestimmung der plastischen Grenzlast	23
2.7 Lokale Verformungsanalyse	23
2.7.1 Probenherstellung	26
2.7.2 Versuchsdurchführung	26
3 Materialcharakterisierung	31
3.1 Dualphasenstähle	31
3.1.1 DP 1000	31
3.1.2 DP 600	34

3.2	Complexphasenstähle	37
3.2.1	CP 1000	37
3.2.2	CP1200	41
4	Bruch- und Verformungsverhalten in konventionellen mechanischen Prüfungen	45
4.1	Zugversuch	45
4.1.1	Parameter aus dem Spannungs-Dehnungsdiagramm	45
4.1.2	Wahre Bruchdehnung	47
4.1.3	Bruchfläche und Porenbildung	47
4.2	Lochaufweitungsversuch	61
4.3	Schwertbiegeversuch	61
4.4	Lochzugversuch	61
4.4.1	Spannungs-Dehnungsdiagramm	61
4.4.2	„Hole opening displacement“	62
5	Bestimmung der Bruchzähigkeit	65
5.1	Bruchinitiierungszähigkeit J_C	65
5.1.1	Erfüllung der Gültigkeitskriterien	66
5.1.2	DP 1000	67
5.1.3	CP 1000	67
5.1.4	DP 600	71
5.1.5	CP 1200	71
5.2	Korrelationen von J_C	75
5.3	Energiedissipationsrate	84
5.4	Analyse der Bruchfläche, des Rissverlaufs und der Porennitiierung	90
5.4.1	Allgemeine Beobachtungen	90
5.4.2	DP 1000	90
5.4.3	CP 1000	91
5.4.4	DP 600	95
5.4.5	CP1200	95
5.5	Einfluss der Walzrichtung auf das Aussehen der Bruchfläche	101
5.5.1	DP 1000	101
5.5.2	CP 1000	102
6	Lokales Verformungsverhalten	105
6.1	In-situ Zugversuch	105
6.1.1	DP 1000	106
6.1.2	CP 1000	120
6.1.3	Direkter Vergleich von DP 1000 und CP 1000	130
6.1.4	DP 600	133
6.1.5	CP 1200	142
6.1.6	Vergleich von DP 600 und CP 1200 mit den Referenzstählen DP 1000 und CP 1000	148
6.2	In-situ Bruchmechanikversuch	148
6.2.1	DP 1000	150
6.2.2	CP 1000	150
6.2.3	Weitere Belastungsschritte	151

7	Diskussion: Verformung und Bruch in hochfesten Multiphasenstählen	153
7.1	Der Unterschied im Verformungs- und Bruchverhalten von DP- und CP-Stählen - eine Vorwegnahme	153
7.2	Allgemeines zu Bruch und Schädigung in duktilen Materialien	155
7.3	Bruchmechanismen	156
7.3.1	Allgemeine Beobachtungen	156
7.3.2	Grundlegende Erkenntnisse bezüglich der Bruchmechanismen in DP- und CP-Stählen am Beispiel von DP 1000 und CP 1000	156
7.3.3	Weitere Erkenntnisse zum Bruchmechanismus anhand DP 600 und CP 1200	159
7.4	Bruchinitiierungszähigkeit	160
7.4.1	Allgemeine Bemerkungen zur Bruchinitiierungszähigkeit	160
7.4.2	Unterschied zwischen Dual- und Complexphasenstählen	160
7.4.3	Gibt die Bruchzähigkeit das beobachtete Verhalten während der Umformung wieder?	161
7.4.4	Womit die Bruchzähigkeit korreliert	161
7.4.5	Warum korreliert das beobachtete Verhalten während der Umformung mit der Bruchzähigkeit und nicht mit Parametern aus dem Zugversuch?	162
7.5	Lokales Verformungsverhalten	162
7.5.1	Allgemeines zum Verformungsverhalten	162
7.5.2	Grundlegende Erkenntnisse bezüglich des lokalen Verformungsverhaltens in DP- und CP-Stählen am Beispiel von DP 1000 und CP 1000	163
7.5.3	Weitere Erkenntnisse über das lokale Verformungsverhalten durch den Vergleich mit DP 600 und CP 1200	164
7.5.4	Wo entstehen Dehnungskonzentrationen?	165
7.6	Die perfekte Mikrostruktur	166
8	Zusammenfassung	167
	Literaturverzeichnis	175

1

Einleitung

1.1 Motivation

Multiphasenstähle sind metallische Kompositwerkstoffe, die Ferrit, Bainit, Martensit oder Restaustenit beinhalten. Die Idee zu diesen Stählen wurde schon in den frühen siebzigern aufgegriffen [1, 2, 3, 4]; zu beträchtlicher industrieller Bedeutung fanden sie allerdings erst 20 - 30 Jahre später als Bleche in der Automobilindustrie.

Seitens der Politik wurden zu dieser Zeit Forderungen nach einer Senkung der CO₂ Emissionen immer lauter und inzwischen gibt es dafür rechtlich bindende Vorschriften. Eine Möglichkeit zur Senkung der CO₂ Emissionen ist die Verringerung des Fahrzeuggewichtes durch die Verwendung dünnerer Bleche. Bei immer strenger werdenden Sicherheitsbestimmungen im Crash kann dies nur mit einer Festigkeitserhöhung der verwendeten Stähle einhergehen. Konventionelle Möglichkeiten der Festigkeitssteigerung, wie Mischkristall-, Ausscheidungshärtung und Kaltverfestigung erlauben allerdings kaum Festigkeiten über 600 MPa. Darum wurden neue Werkstoffkonzepte auf Basis der Multiphasenstähle entwickelt.

Die bedeutendste Gruppe unter den Multiphasenstählen sind die Dualphasenstähle. Sie bestehen aus Ferrit und Martensit und weisen eine sehr gute Kombination von Festigkeit und Dehnung auf [1, 3, 5, 6]. Es wird die hohe Festigkeit des Martensits mit der guten Dehnung des Ferrits kombiniert. Eine wichtige Rolle spielen dabei sowohl die geometrisch notwendigen Versetzungen, die durch die Verformungsinkompatibilität von Martensit und Ferrit entstehen [1], als auch die Lastüberführung zwischen den Phasen .

Es zeigte sich allerdings, dass Dualphasenstähle („DP-Stähle“), trotz ihrer guten Festigkeit und hohen Dehnung im Zugversuch, während der Umformung und im Crashtest zur frühen Rissbildung neigen. Speziell bei der Verformung von Teilen mit gestanzten Kanten und engen Radien kommt es verstärkt zur Rissbildung. Dieses Problem ist vor allem ab einer Festigkeit von 800 MPa ausgeprägt.

Es wurden daher Stähle entwickelt, die in diesen Situationen bessere Eigenschaften aufweisen: Complexphasenstähle, kurz „CP-Stähle“ [7]. Sie bestehen aus mehreren Phasen ähnlicher mechanischer Eigenschaften, wobei meist Bainit als Matrixphase dient. Sie zeigen im Zugversuch zwar etwas geringere Dehnungswerte als DP-Stähle, sind aber widerstandsfähiger gegen Rissbildung an engen Radien und Kanten.

Obwohl die beiden Stahlfamilien bei Umformung und im Crashtest ein sehr unterschiedliches Verhalten zeigen, können Spannungs-Dehnungs-Kurven aus dem Zugversuch sehr ähnlich sein. Somit reicht die Dehnung aus dem Zugversuch alleine nicht mehr zur Beurteilung der Umformbarkeit aus.

Der Grund für das unterschiedliche Verhalten der beiden Stahlfamilien trotz ähnlicher Spannungs-Dehnungs-Kurven und der Zusammenhang zwischen Mikrostruktur und Umformbarkeit ist nicht klar. Es ist aber unbedingt notwendig dies zu verstehen.

1.2 Literaturübersicht

Grundlagen Der Grundlagen zu Multiphasenstählen wurden schon in den frühen Siebzigern untersucht [1, 2, 3, 4]. Ashby [1] führte als einer der ersten die hohe Verfestigung von DP-Stählen auf geometrisch notwendige Versetzungen zurück. Sie entstehen im Unterschied zu den statistisch gespeicherten Versetzungen durch die Inkompatibilität zwischen harten und weichen Phasen während der Verformung und dienen zur Akkommodation von Dehnungsgradienten. Gerbase et al. [3] untersuchten die Rolle von Eigen- und Rückspannungen und den Einfluss der plastischen Verformungsinkompatibilität auf das Fließverhalten im Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Für hohe Dehnungen bestimmten sie den differentiellen Verfestigungskoeffizienten. Sie fanden ein überlegenes Verhalten in puncto Kombination von hoher Festigkeit bei gleichzeitig hoher Dehnung von DP- gegenüber HSLA-Stählen bei kleinen (vor Erreichen der Gleichmaßdehnung), aber nur einen geringen Unterschied bei hohen Dehnungen (nach Erreichen der Gleichmaßdehnung). Dabei wiesen sie auf den „Wettkampf“ zwischen Verformung und Schädigung und den hydrostatischen Spannungsanteil bei hohen plastischen Dehnungen hin.

Uggowitzer et al. [2] untersuchten für DP-Stähle den Einfluss von Gefügeparametern des Martensits auf die Streckgrenze und den Verfestigungsbereich. Sie stellten fest, dass der Martensit sich umso stärker verformt je höher sein Volumenanteil, seine Kontiguität/Kontinuität und je niedriger das Streckgrenzenverhältnis ist.

Poreninitiierung In jüngerer Zeit beschäftigten sich viele Studien mit dem Schädigungsverhalten von Dualphasenstählen.

Avramovic-Cingara et al. [8, 9] untersuchten das Schädigungsverhalten zweier DP-Stähle mit einer Festigkeit von 600 (20% Martensit) mit unterschiedlichen Martensitmorphologien. Sie fanden das der Hauptporeninitiierungsmechanismus die Ablösung an der Ferrit/Martensit Grenzfläche ist. Die Poren wachsen dabei bevorzugt in die Hauptdehnungsrichtung. Bei Auftreten von durchgängigen Martensitbändern trat der (fragmentierte) Bruch dieser Bänder als zweiter Initiierungsmechanismus in den Vordergrund. Kadkhodapour et al. [10] berichten für einen DP 800 zwei prinzipielle Schädigungsmechanismen. Der erste ist Poreninitiierung an Ferrit/Ferrit Korngrenzen die sich in unmittelbarer Nähe zu Martensitkörnern befinden. Diese Poren wachsen in länglicher Form entlang der Korngrenze mit der Längsseite parallel zur Hauptbelastungsrichtung. Der zweite Mechanismus ist die Ablösung von Ferrit/Martensit Grenzflächen. Diese Poren sind eher rund.

Poruks et al. [11] fanden für einen CP-ähnlichen, ferritsch-bainitischen (FB)/martensitischen Stahl die FB/Martensit Grenzflächenablösung als dominanten Poreninitiationsmechanismus. Sie fanden allerdings auch das die Porenbildung auch an nichtmetallischen Einschlüssen stattfindet. Die Grenzflächenfestigkeiten gaben sie in der folgender aufsteigender Reihen-

folge an: Nichtmetallischer Einschluss/Ferrit, Karbid/Ferrit, Martensit/Ferrit.

Das Einsetzen von plastischer Verformung für Ferrit und Martensit in einem DP 1000 (32% Martensit) wurde von Jia et al. [12] röntgenographisch bestimmt. Den Einfluss der Korngröße untersuchten Calcagnotto et al. [13]. Sie fanden eine Hall-Petch-Typ Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit bei einem nur geringen Abfall der Gleichmaß- und Bruchdehnung.

Maire et al. [14] untersuchten Porenentstehung und -wachstum in DP-Stählen röntgenographisch.

Bruchzähigkeit Über die Bruchzähigkeit von Multiphasenstählen gibt es einige Studien, wobei allerdings meist der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} an konventionellen Bruchmechanikproben bestimmt wurde. Lediglich Lacroix et al. [15] und Jaques et al. [16] bestimmten das kritische J -Integral J_{IC} . Lacroix et al. [15] fanden für 1 mm dicke DP-Bleche (35-40% Martensit) J_{IC} Werte von 50-70 kJ/m². Jaques et al. [16] bestimmten J_{IC} für einen DP-Stahl mit 19% Martensit und 6% Restaustenit ebenfalls für ein 1 mm dickes Blech mit 350 kJ/m². Alle weiteren Werte wurden an konventionell breiten Proben bestimmt. Für höher martensithältige Stähle (40-60% Martensitanteil) wurden von Bayram et al. [17] je nach Morphologie des Gefüges Werte von 33-56 MPa \sqrt{m} gefunden. Dies entspricht einem J_C von 5 - 15 kJ/m².

Asim-Bag et al. [18] fanden für einen DP-Stahl mit 0,45% Martensit eine Bruchzähigkeit K_{IC} von 105 - 131 MPa \sqrt{m} (entspricht J_{IC} von 50-80 kJ/m²).

Für bainitische (CP-ähnliche) Stähle wurden je nach Morphologie K_{IC} -Werte von 30-80 MPa \sqrt{m} (entspricht J_{IC} 5-30 kJ/m²) gefunden [19, 20, 21]. Zhang et al. [20] stellten einen beträchtlichen Einfluss der Karbidgröße auf die Bruchzähigkeit fest, wobei diese mit zunehmender Karbidgröße sank.

Die Bruchzähigkeit von angelassenem Martensit liegt höher als jene von Bainit (K_{IC} 90 MPa \sqrt{m} , entspricht circa J_{IC} von 40 kJ/m²) [20, 22]. Die Bruchmodi in diesem Fall waren sowohl spröd als auch duktil.

Mischgefüge aus Bainit und Martensit weisen abhängig von Anteil und Art der Phasen eine Bruchzähigkeit K_{IC} von 30 - 90 MPa \sqrt{m} auf (entspricht J_{IC} 5-40 kJ/m²) [20, 22]. K_{IC} von bainitischen Ferrit beträgt je nach Umwandlungstemperatur und Legierungselementzusatz 40 - 160 MPa \sqrt{m} [23].

In Untersuchungen von Kolednik et al. [24] an ferritisch-austenitischen Duplexstählen konnten grundsätzliche Prinzipien von Verformung und Bruch in einem Multiphasengefüge beschrieben werden. Sie fanden einen starken Einfluss der Phasenordnung auf die Bruchzähigkeit. Neville et al. [25] wiesen eine grundlegend hohe Streuung in den Bruchzähigkeitswerten von Multiphasenstählen nach.

Ergebnisse zu weiteren mechanische Prüfmethode Das Bruch- und Verformungsverhalten von Multiphasenstählen ist auch mit einigen technologischen Prüfmethode untersucht worden. So werden der Lochaufweitungsversuch [26], der Biege- [27] und Biegezugversuchen [28] und Forming Limit Diagrammen [29] zur Charakterisierung verwendet.

Verformungsverhalten Seit einigen Jahren wird das Prinzip der digitalen Bildkorrelation für die Bestimmung lokaler Verformungen genutzt [30, 31, 32, 33]. Tatschl et al. [34] untersuchten die lokale Dehnungsverteilung in polykristallinem Kupfer und fanden eine inhomogene Dehnungsverteilung innerhalb der Körner. Dies wurde auch von Kolednik et al.

[35] und Unterweger et al. [36] für Metal-Matrix-Verbunde beobachtet. Sie wandten das System der lokalen Verformungsanalyse (eine Kombination aus digitaler Bildkorrelation und Dehnungsberechnung) an und fanden eine inhomogene Verteilung der Dehnung in Form von Verformungsbändern, deren Struktur von Größe und Anordnung der Inklusionen beeinflusst ist.

Im Bereich der Multiphasenstähle bestimmten Kang et al. [37] und Tasan et al. [38] die lokalen Dehnungen in DP 600. Sie fanden auf mikrostruktureller Ebene eine heterogene Dehnungsverteilung. Kang et al. zeigten, dass Ferrit höhere Dehnungen als Martensit aufweist und stellten eine Verbindung der Anwesenheit von Martensit und der Entstehung von Dehnungskonzentrationen fest. Weiters konnten sie unterschiedliche Anlassbehandlungen mit Unterschieden im Verformungsverhalten korrelieren. Tasan et al. [38] untersuchten weiters den Einfluss der Bänderung auf das Verformungsmuster. Sie konnten einen Zusammenhang der Bandmorphologie mit der Entstehung von Dehnungskonzentrationen feststellen. Gadheigi et al. [39] untersuchten das lokale Verformungsverhalten eines DP 1000. Sie stellten eine heterogene Dehnungsmuster in Form 45° geneigter Bänder fest und wiesen auf Dehnungskonzentrationen nahe Martensit/Ferrit Grenzflächen fest. Mehrere Arbeiten befassen sich mit der Dehnungspartition bezogen auf die Phasen Martensit und Ferrit [40].

In mehreren numerischen Arbeiten wurde das Verformungs- und Schädigungsverhalten von Multiphasenstählen untersucht. Mehrere Arbeiten fanden ein netzwerkartiges Verformungsmuster [41],[42]. Sun et al. untersuchten die Art des lokalen Versagensmechanismus (Scherbruch bzw. Bruch normal zur Belastungsrichtung), wobei sie eine Abhängigkeit vom Spannungszustand feststellten [41] und den Einfluss des Martensitgehalts auf das Versagen [42]. Krempasky et al. [43] und Kadhkodapour et al. [44] konnten Positionen von Dehnungskonzentrationen berechnen. Tekoglu et al. [45] entwickelten ein Schädigungsmodell für Kompositwerkstoffe auf der Basis des Gurson-Modells.

1.3 Ziel der Arbeit

Zielsetzung dieser Arbeit ist es, die Unterschiede im Verformungs- und Bruchverhalten von DP- und CP-Stählen herauszuarbeiten, zu verstehen und mit den spezifischen Mikrostrukturen zu korrelieren. So können Hinweise auf ein verbessertes Gefügedesign bezüglich optimierter Festigkeit, Duktilität und Umformverhalten gefunden werden.

Dies soll über zwei Ansätze erfolgen:

- Charakterisierung des bruchmechanischen Verhaltens
- Charakterisierung des lokalen Verformungsverhaltens mittels der am ESI entwickelten Methode der lokalen Verformungsanalyse

Durch ein besseres Verständnis der Zusammenhänge zwischen Mikrostruktur und Bruchigenschaften können Schlüsse auf den Einfluss der Mikrostruktur auf die Umformbarkeit getroffen werden. Mittels der lokalen Verformungsanalyse soll die Verformung auf mikrostruktureller Ebene in Zusammenhang mit dem Gefüge und den vorhandenen Phasen, ihrer Größe, Form und Verteilung gebracht werden. So können schädigungsanfällige Phasenkonstellationen identifiziert werden.

Weiters sollen geeignete Parameter zur wirklichkeitsgetreuen Abbildung des Materialverhaltens gefunden werden.

Durch die Kombination der beiden Ansätze und Ergänzungen aus Mikrostrukturanalysen

und Daten aus konventionellen und technologischen Materialtests soll ein umfassendes Verständnis zum Bruch- und Verformungsverhaltens in Multiphasenstählen entwickelt werden. Die Beschreibung der angewendeten Methoden und untersuchten Materialien erfolgt in den Kap. 2 und 3. Die Ergebnisse zu den konventionellen mechanischen und technologischen Tests sind in Kap. 4 dargestellt. Kap. 5 zeigt die Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen und Kap. 6 jene der lokalen Verformungsanalyse. Die Ergebnisse werden in Kap. 7 diskutiert.

2

Methoden

2.1 Mikrostrukturelle Untersuchungen

2.1.1 Metallographie

Es wurden zwei Ätzungen angewandt:

Le Pera Ätzung Dies ist eine Farbdeckschichtätzung. Die Farbgebung ist wie folgt [46]: Ferrit erscheint blau bis braunblau, nicht angelassener Martensit und Restaustenit sind weiß, angelassener Martensit ist braun. Bainit weist ein ins gräulich gehendes braun auf. Die Farbe ist nicht gleichmäßig sondern meliert. Bainit und angelassener Martensit weisen eine ähnliche Farbgebung auf.

Elektrolytische Ätzung In der elektrolytischen Ätzung wird Material selektiv abgetragen. Die Stärke der Abtragung wird von der Position der Phasen in der elektrochemischen Spannungsreihe bestimmt. Ferrit ist am unedelsten und wird am stärksten abgetragen, unangelassener Martensit und Austenit am wenigsten. Letztere sind glatt und erhaben. Karbide werden ebenfalls nicht angegriffen. Oberer Bainit ist bis auf seine Karbide stark abgetragen. Er scheidet wenige große Karbide zwischen den Platten aus. Unterer Bainit weist zahlreiche, feine Karbide innerhalb der Platten auf. Angelassener Martensit zeigt eine erhabene und zerfurchte Oberfläche, die aufgrund zahlreicher, feiner und unterschiedlich orientierter Karbide entsteht. Angelassener Martensit und unterer Bainit sind sich sehr ähnlich [47]. Die Proben wurden zuerst mechanisch geschliffen und poliert. Für reguläre REM Bildaufnahmen folgte sowohl elektrolytische Polierung als auch Ätzung, für EBSD Aufnahmen wurde nur elektrolytisch poliert. Für optimale Ergebnisse mussten Strom, Spannung und Ätzzeit an den jeweiligen Stahl, die Größe der Probe und die Elektrolytqualität angepasst werden.

Die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse ist bei beiden Methoden stark von den verwendeten Ätzparametern beeinflusst. Die elektrolytische Ätzung ist vor allem bei den CP Stählen anfällig für Niederschlagsbildung.

2.1.2 Quantitative Gefügeanalyse

Phasenanteile wurden mittels quantitativer Gefügeanalyse bestimmt. Hierzu wurden die Phasen vorab mittels unterschiedlicher Farben gekennzeichnet. Daraus wurden in Analysis die jeweiligen Flächenanteile bestimmt. Dies war nur in den Dualphasenstählen möglich. In den CP-Stählen sind die Unterschiede der einzelnen Phasen zu gering, um sie in verlässlicher Weise unterscheiden zu können.

2.1.3 Kontiguität

Die Kontiguität gibt an zu welchem Grad Körner oder Teilchen identer Phasen zusammenhängen beziehungsweise sich berühren. Als Grundlage dienten hier lichtmikroskopische Bilder. In ihnen wurden vertikale und horizontale Linien gezogen und die Anzahl der Ferrit/Ferrit und Ferrit/Martensit Korngrenzen bestimmt. Die Ferritkontiguität wurde wie folgt berechnet:

$$C^{FF} = \frac{2S^{FF}}{2S^{FF} + C^{FM}} \quad (2.1)$$

wobei C^{FF} die Ferritkontiguität, $2S^{FF}$ die Anzahl der Ferritkorngrenzen und C^{FM} die Anzahl der Ferrit-Martensit Korngrenzen angibt. Im Fall, dass $C^{FF} = 0$, ist der Ferrit vollkommen isoliert und unzusammenhängend. Ist $C^{FF} = 1$, ist er vollkommen agglomeriert und durchgehend zusammenhängend.

2.1.4 Rasterelektronenmikroskopie

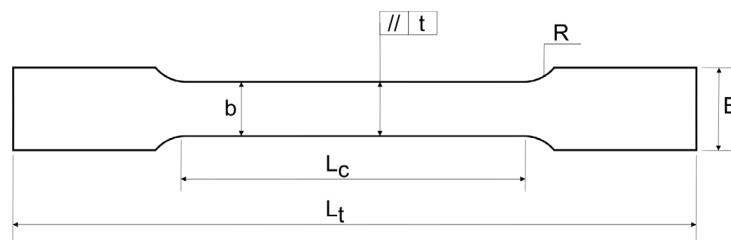
Für reguläre Bildaufnahmen wurde eine Spannung von 10 kV und je nach erforderter Genauigkeit die 30 oder 20 μm Blende verwendet.

Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Es wurde eine Spannung von 30kV und je nach erforderlicher Genauigkeit eine 120 oder 60 μm Blende verwendet. Es wurde mit High Current gearbeitet. Der Arbeitabstand betrug circa 12 mm. Die Schrittweite lag zwischen 80 und 150 nm. Es wurde mit Belichtungszeiten bis 0.5s gearbeitet. Um Aufladungseffekte zu vermeiden wurde auf einen guten Kontakt der Probe mit dem Probenstisch geachtet. Es war starke Kohlenstoffkontamination zu verzeichnen. Dadurch war es unmöglich, zwei Analysen derselben Stelle durchzuführen.

Inverse Polfiguren Die Karten zur der inversen Polfiguren zeigen die Kornebenenorientierung in Normal-, Walz- und Transversalrichtung.

Kernel Average Misorientation Die Kernel Average Misorientation (KAM) gibt die Orientierungsabweichung eines Messpunktes zu seinen nächsten Nachbarn an. Die Ebenenorientierung ändert sich nicht nur von einem Korn zum nächsten, sondern auch innerhalb eines Kornes. Diese Änderungen werden durch den Einbau von Versetzungen oder anderen gitterverzerrenden Mechanismen verursacht. Die Zuordnung der KAM zu den jeweiligen Körnern erfolgte mittels Image Quality Karten desselben Bereiches.



Bezeichnung	mm	Tol.[mm]
Probendicke	0.3 bis <3	
Probenbreite	b	20
Kopfbreite	B	30
Radius	R	35
Versuchslänge	Lc	120
Gesamtlänge	Lt	250
Parallelitätstoleranz	t	0.05

Abbildung 2.1: A₈₀ Norm-Zugprobe [48]

Image Quality Die Karten der Image Quality (IQ) werden durch die Qualität der Kikuchi Linien bestimmt. Diese ist von der Oberflächenqualität (Kontamination, Qualität der Ätzung), Gitterstörungen (elastische Verzerrungen, Versetzungen, Korngrenzen) und der Phase an und für sich abhängig. Die Einteilung erfolgt über eine Grauskala. Martensit weist üblicherweise große Gitterverzerrungen auf und aufgrund der wechselnden Platten- oder Lanzettenorientierung kleine Einheiten gleicher Orientierung. Er ist daher schwer indizierbar und dunkelgrau bis schwarz. Ferrit ist im allgemeinen gut indizierbar, weist wenig Gitterstörungen auf und ist daher hellgrau. Die Grauwerte von Bainit und angelassenem Martensit befinden sich zwischen diesen beiden Extrema. In diesen Phasen ist meist eine Subkornstruktur zu erkennen.

2.1.5 Härte

Es wurde die Mikrohärtigkeit als Durchschnitt aus 5 Messungen bestimmt. Die Eindrücke wurden über den Blechquerschnitt gleichverteilt.

2.2 Zugversuch

Die Zugversuche wurden bei voestalpine Stahl in Linz an A₈₀ Normproben (Abb. 2.1) durchgeführt. Es wurden die Parameter Streckgrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g , Bruchdehnung A_{80} , Verfestigungsexponent n und E-Modul E bestimmt.

Es wurden die Proben mit der Zugachse längs, quer und diagonal zur Walzrichtung hergestellt (Abb. 2.2). Die diagonal orientierten Proben wurden nicht näher untersucht. Die Proben werden fortan „längsorientierte Probe“ oder „Längsprobe“ und „querorientierte Probe“ oder „Querprobe“ genannt.

Wahre Bruchdehnung Es wurde die wahre Bruchdehnung $\epsilon_{Bruch,wahr}$ aus der Probeneinschnürung der gebrochenen Probe bestimmt:

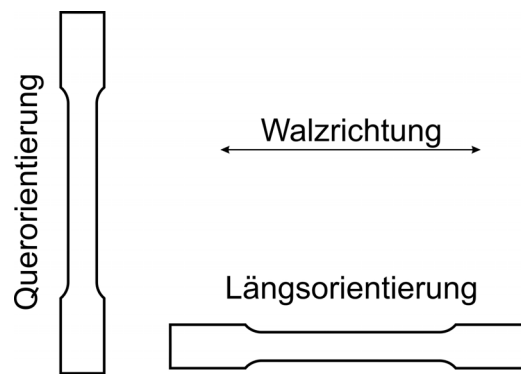


Abbildung 2.2: Definition von Längs- und Querorientierung

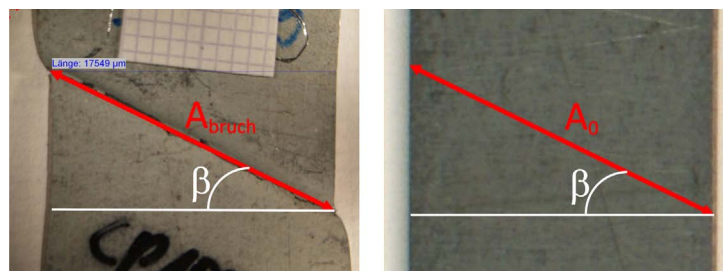


Abbildung 2.3: Definition der Bruchfläche A_{Bruch} und der ursprünglichen Fläche A_0 . Die Bestimmung erfolgte unter dem Bruchwinkel β

$$\epsilon_{Bruch,wahr} = \ln \left(\frac{A_0}{A_{Bruch}} \right) \quad (2.2)$$

Die Flächen A_0 und A_{Bruch} wurden gemäß Abb. 2.3 bestimmt. Der Bruch verläuft in einem Winkel zwischen 20° und 30° über die Probenbreite b . Daher wurden A_0 und A_{Bruch} unter diesem Winkel bestimmt.

2.3 Schwertbiegversuch

Der Schwertbiegeversuch ist ein technologischer Versuch, bei dem ein auf zwei Rollen gelagertes Blech über ein Schwert gebogen wird (Abb.2.4(a)). Der kritische Biegewinkel wird mittels des Kraft-Biegewinkel Diagramms bestimmt (Abb.2.4(b)). Dieses zeigt nach einem anfänglichen nicht-linearen Anstieg einen längeren linearen Verlauf. Bei beginnender Schädigung weicht die Kurve von diesem linearen Verhalten ab und erreicht einen Krafthöchstwert. Daraus wird auf den kritischen Biegewinkel zurückgerechnet. Im Fall, dass bis zum Erreichen des Schwertradius kein Bruch auftritt, wird der zu diesem Zeitpunkt erreichte Winkel als kritischer Biegewinkel definiert. Die Versuche wurden bei der voestalpine Stahl in Linz durchgeführt.

Es wurden ein Rollenradius von 15 mm, ein Schwertradius von 0.2 mm und ein Rollenabstand von 16.7 mm verwendet.

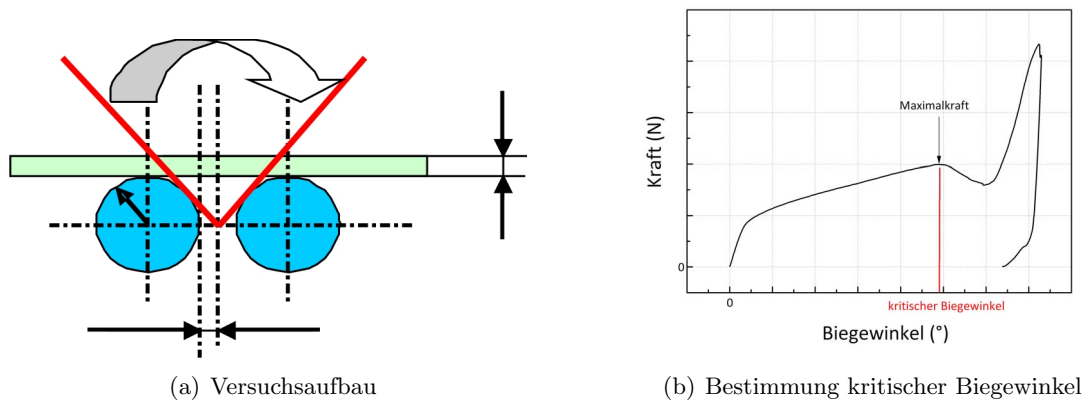


Abbildung 2.4: Schwertbiegeversuch [48]

2.4 Lochaufweitungsversuch

Der Lochaufweitungsversuch ist ein technologischer Versuch für Blechwerkstoffe, mit dem die Schädigungsanfälligkeit von Kanten getestet wird. Hierzu wird in ein quadratisches Blech mittels Fräsen oder Stanzen ein Loch eingebracht. Durch dieses Loch wird ein Kegel getrieben, wodurch sich dieses weitet, bis Schädigung einsetzt und ein durchgehender Riss gebildet wird (Abb. 2.5). Bei Detektion des ersten durchgängigen Risses wird der Versuch abgebrochen. Aus dem zu diesem Zeitpunkt erreichten Radius wird die kritische Lochaufweitung bestimmt. Die Lochaufweitungsversuche wurden bei der voestalpine Linz durchgeführt. Die kritische Lochaufweitung λ_{max} wird wie folgt berechnet:

$$\lambda_{max} = \frac{D_h - D_0}{D_0} \quad (2.3)$$

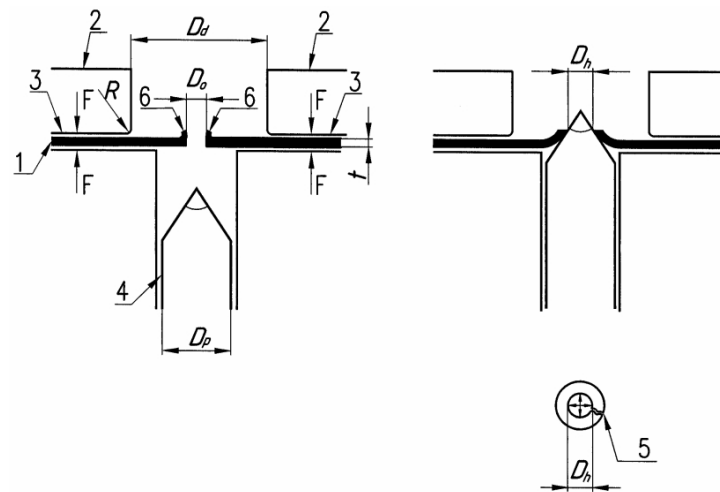
Die Herstellungsart des Loches hat einen großen Einfluss auf die kritische Lochaufweitung. Sowohl beim Fräsen als auch beim Stanzen wird Schädigung in Form von Kaltverfestigung und Mikrorissen eingebracht. Es wird angenommen, dass beim Fräsen die Schädigung geringer ist als beim Stanzen. Weitere Einflussfaktoren sind die Versuchsgeschwindigkeit, das Schmiermittel und der Kegelradius.

2.5 Lochzugversuch

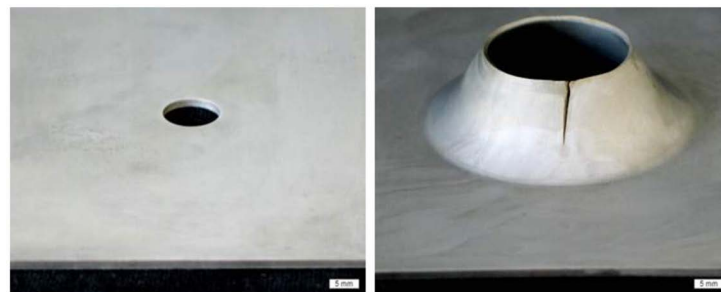
Der Lochzugversuch ist ein einfach durchzuführender Versuch zur Abbildung des Materialverhaltens bei inhomogener Belastung. Getestet wird eine Zugprobe in die in Probenmitte ein Loch eingebracht wird (Abb. 2.6(a)). Dieser Versuch wird für bereits für dünnwandige Compositstrukturen [49] und Aluminiumbleche [50] im Flugzeugbau verwendet.

2.5.1 Probenherstellung

Es wurden durch eine A_{80} Normzugprobe in Probenmitte Löcher mit einem Durchmesser von 2mm gebohrt oder gestanzt. Während des Versuches wurden Kraft und Weg aufgezeichnet. Es wurden nur Proben in Längsorientierung geprüft.

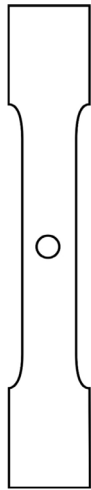


(a) Schema Lochaufweitungsversuch

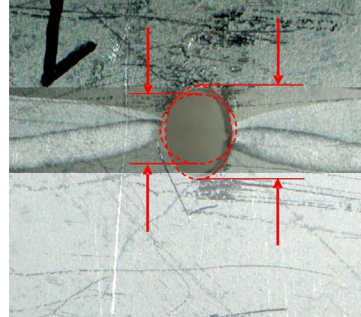


(b) kritische Lochaufweitung

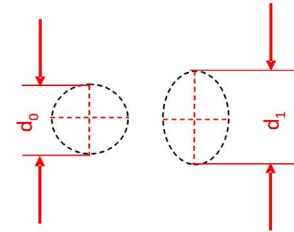
Abbildung 2.5: Lochaufweitungsversuch [48]



(a) Geometrie einer Lochzugprobe



(b) kritische Lochaufweitung

**Abbildung 2.6:** (a) zeigt die Geometrie der Lochzugprobe und (b) die Berechnung von „HOD“

Mit zunehmender Belastung verformt sich die Probe und die anfänglich runde Bohrung wird oval. Das Risswachstum beginnt an der Bohrung und setzt sich mit weiterer Verformung nach außen fort.

2.5.2 Versuchsauswertung

Es werden wie bei einer herkömmlichen Zugprobe Festigkeits- und Dehnungsparameter berechnet. Die Berechnung von R_m^{LZ} und $R_{p0.2}^{LZ}$ erfolgte mit den um den Lochdurchmesser reduzierten Querschnitt. Aus den gebrochenen Teilstücken kann eine Art Rissöffnungsverschiebung („COD“, siehe Kap. 2.6.4) bestimmt werden. In Analogie zu COD, „crack opening displacement“ wurde dies HOD, „hole opening displacement“ genannt. HOD wird wie folgt berechnet:

$$HOD = d_1 - d_0 \quad (2.4)$$

wobei d_0 der ursprüngliche Radius und d_1 die Länge der Hauptachse der Ellipse bei Beginn des Risswachstums.

2.6 Bestimmung der Bruchzähigkeit

Die Beschreibung von Materialtrennungsvorgängen ist Gegenstand der Bruchmechanik. Im Gegensatz zur klassischen Festigkeitslehre, die eine reine Spannungsdimensionierung ist, werden in der Bruchmechanik bei der Berechnung Defekte, wie Risse, berücksichtigt [51]. Durch die Anwendung verschiedener Energie- und Spannungsbetrachtungen können dabei kritische Parameter zur Bewertung der Bruchzähigkeit bestimmt werden (Abb. 2.7).

Je nachdem ob spröder Bruch, Klein- oder Großbereichsfließen vorliegt, werden unterschiedliche Konzepte verwendet. Welches Regime vorliegt, wird von der Größe der plastischen Zone r_{pl} im Vergleich zu den Probenabmessungen a , der Anfangsrisslänge, b , der Ligamentlänge und B , der Probendicke (Abb. 2.8) bestimmt. r_{pl} wird folgendermaßen berechnet:

Bruchkriterien und -konzepte

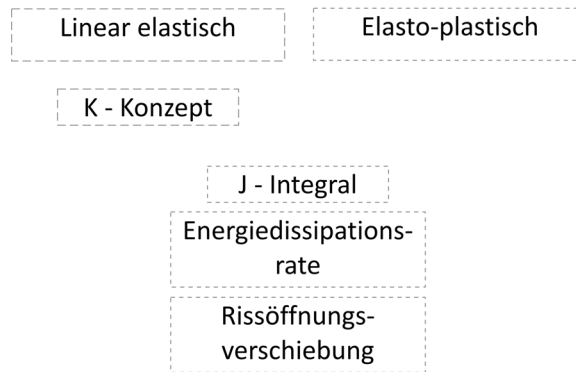


Abbildung 2.7: Bruchkriterien

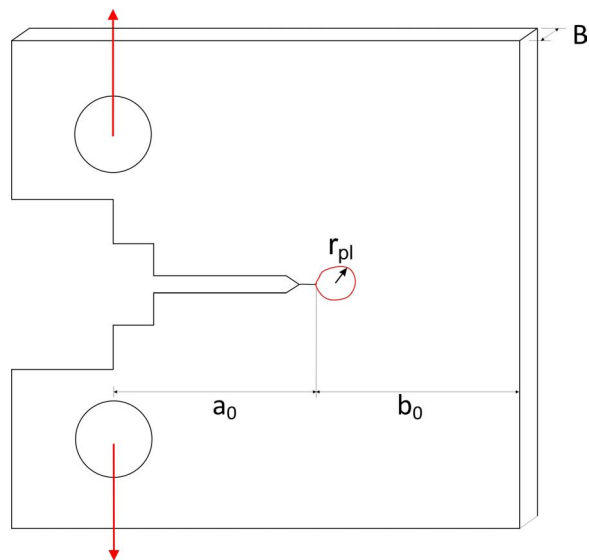


Abbildung 2.8: Probenabmessungen und plastische Zone, a_0 ist die Anfangsrislänge, b_0 Anfangsligament und B Probendicke

$$r_{pl} = \frac{1}{\beta\pi} \frac{K^2}{\sigma_{ys}^2} \quad (2.5)$$

mit $\beta = 2$ für den ebenen Spannungszustand und $\beta = 6$ für den ebenen Dehnungszustand.

K ist die Spannungsintensität und σ_{ys} die Streckgrenze. Kleinbereichsfließen liegt vor, wenn $r_{pl} \ll a, b, B$ und Großbereichsfließen, wenn diese Bedingung nicht erfüllt ist. Für viele technische Anwendungen wird zur Bewertung der Bruchzähigkeit das K -Konzept mit der kritischen Spannungsintensität K_{IC} herangezogen. K_{IC} wird für einen vorwiegend ebenen Dehnungszustand bestimmt und ist nur gültig im Bereich des Kleinbereichsfließen. Um dies zu gewährleisten, muss folgendes Kriterium erfüllt sein:

$$a, b, B \geq 2.5 \frac{K_{IC}^2}{\sigma_{ys}^2} \quad (2.6)$$

K_{IC} ist dabei die kritische Spannungsintensität.

In der vorliegenden Arbeit kann dieses Kriterium nicht erfüllt werden. Das K -Konzept wird daher nicht zur Beschreibung des Probenverhaltens angewendet. Man könnte K_C verwenden, wenn $r_{pl} \ll a, b$, aber $r_{pl} > B$. Diese Bedingung wäre zumindest für den DP 1000 erfüllt.

2.6.1 J-Integral

Während bei (nicht-)linear elastischen Materialverhalten hauptsächlich das K -Konzept angewendet wird, hat sich zur Beschreibung elasto-plastischer Vorgänge das, von J. Rice 1968 eingeführte J -Integral durchgesetzt [52]. Dies ist ein wegunabhängiges Linienintegral um einen Riss, das im elastischen Fall der Energiefreisetzungsrate und somit der risstreibenden Kraft entspricht. In diesem Fall entspricht J auch der Änderung der potentiellen Energie bei einem Inkrement Rissverlängerung.

Die gegenwärtige Arbeit hat elasto-plastisches Materialverhalten zum Gegenstand. In diesem Fall kann das J -Integral nicht im Sinne einer Energiefreisetzungsrate verwendet werden, beschreibt aber wie K die Intensität des Spannungs- und Verformungsfeldes [51] vor einer Rissspitze.

Die analytische Bestimmung von J stimmt ist nur für Sonderfälle möglich, daher wird in der Praxis eine Ersatzgröße (siehe Kap. 2.6.2) berechnet. Mit ihr wird das kritische J -Integral J_{IC} bestimmt. J_{IC} ist ein technischer Kennwert für die Rissinitiierung, der per Definition bei einer Rissverlängerung von 0.2 mm bestimmt wird. Der Kennwert J_i gibt die tatsächliche physikalische Rissinitiierung an.

2.6.2 Bestimmung von $J - \Delta a$ Kurven

Die Versuchsauswertung wurde nach ASTM 1820-08 [53] durchgeführt. Für die Berechnung von J müssen Kraft und Lastlinienverschiebung, für die Bestimmung von Δa die Potentialänderung aufgezeichnet werden.

J wird dabei aus einem „elastischen“ und einem „plastischen“ Teil berechnet:

$$J = J_{el} + J_{pl}, \quad (2.7)$$

Der elastische Anteil ergibt sich durch

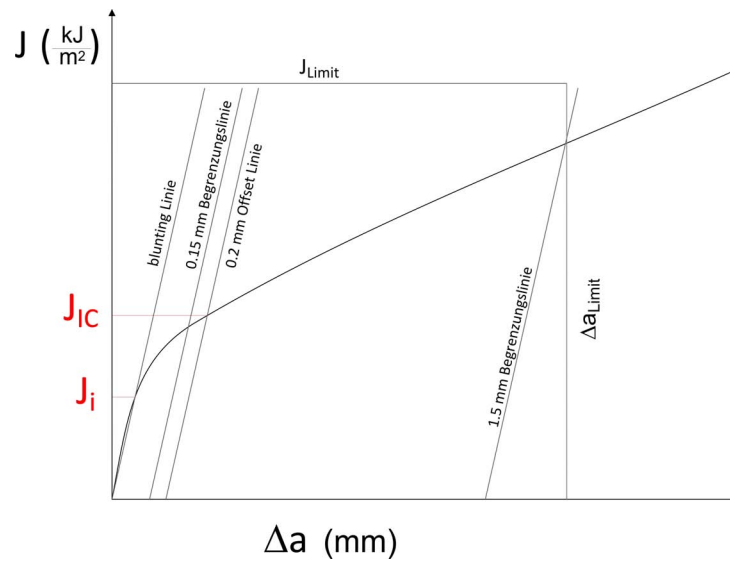


Abbildung 2.9: Bestimmung von J_{IC} (nach ASTM 1820-08 [53]) und J_i

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu)}{E} \quad (2.8)$$

wobei ν die Querkontraktionszahl und E der E-Modul ist. Der plastische Teil wird aus der Fläche A_{pl} unter der Kraft-Weg Kurve berechnet

$$J_{pl} = \frac{\eta^2 A_{pl}}{Bb_0} \quad (2.9)$$

η ist ein Geometrie-beschreibender Faktor. Eine typische J - Δa Kurve ist in Abb. 2.9 dargestellt. Der Beginn der J - Δa Kurve wird durch die Blunting Linie beschrieben. Die Steigung der Blunting Linie ist gegeben durch die Gleichung

$$J = 2\sigma_y \Delta a \quad (2.10)$$

wobei

$$\sigma_y = \frac{R_{p0.2} + R_m}{2} \quad (2.11)$$

ist. Die Blunting Linie beschreibt das Abrunden des Risses vor der ersten tatsächlichen Rissverlängerung. Parallel zur Blunting Linie, wird bei einer Rissverlängerung von $\Delta a = 0.2$ mm eine weitere Linie gezogen. Ihr Schnittpunkt mit der J - Δa Kurve definiert J_{IC} . Die Bestimmung von J_{IC} bei $\Delta a = 0.2$ mm ist ein technisch vernünftig, hat aber keine direkte physikalische Bedeutung.

Die eigentliche, physikalische Rissinitiierung J_i wird durch den Schnittpunkt der Blunting Linie mit der J - Δa angegeben. Hierzu muss die J - Δa Kurve in diesem Bereich sehr genau bestimmt werden. Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung von J_i ist aus der Bruchoberfläche über die Rissöffnungsverschiebung (siehe Kap. 2.6.4).

Der unterste mögliche Wert für J_i , J_{iu} , kann aus der F-v-Kurve eines J -Versuches abgeschätzt werden. J_{iu} wird beim ersten Abweichen vom linearen Verlauf aus der F-v-Kurve berechnet. Hierbei muss bedacht werden, dass das erste Abweichen vom linearen Verlauf nicht notwendigerweise ein Hinweis auf die erste Rissverlängerung, sondern auch auf das

Einsetzen von plastischer Verformung sein könnte.

Die Bestimmung der J - Δa -Kurve kann in einem Mehrproben- oder einem Einprobenversuch erfolgen [53].

Einprobenversuch Die gesamte J - Δa Kurve wird mit nur einer Probe bestimmt. Dazu wird das elektrische Potential während des Versuches mitgemessen. Da der Widerstand mit zunehmender Risslänge steigt, kann Δa bestimmt werden (siehe Kap. 2.6.3).

Mehrprobenversuch Für die Erstellung einer J - Δa Kurve sind mehrere Proben mit gleichen Anfangsrisslängen nötig. Die Proben werden bis zu unterschiedlicher Rissverlängerung belastet. Jede Probe ergibt ein $J - \Delta a$ Wertepaar. Δa wird optisch pro Probe nach Ende des Versuches gemessen. Die direkte Bestimmung von Δa ist ein Vorteil dieser Methode. Δa -Ungenauigkeiten, wie sie bei Bestimmung über das Potential auftreten, können hier ausgeschlossen werden.

Gültigkeitskriterien für C(T) Proben

Als Grundlage für die Gültigkeitskriterien dient ASTM 1820-08 [53].

Es müssen die zulässigen Probenabmessungen und Messparameter eingehalten werden.

Zur Berechnung von J_{IC} dürfen nur $J - \Delta a$ Wertepaare innerhalb der Begrenzungslinien bei 0.15 und 1.5 mm herangezogen werden (Abb. 2.9). Weiters muss gelten $J \leq J_{Limit}$ mit

$$J_{limit} = \frac{b_0 \sigma_y}{7.5} \quad (2.12)$$

und $\Delta a_{min} \leq \Delta a \leq \Delta a_{limit}$, wobei Δa_{min} und Δa_{limit} von unterer und oberer Begrenzungslinie (Abb. 2.9) bestimmt werden. Mindestens 5 $J - \Delta a$ Wertepaare müssen zwischen diesen Grenzen bleiben. Mindestens ein Datenpunkt muss jeweils zwischen der 0.15 Begrenzungslinie und einer Linie parallel dazu bei 0.5 mm und zwischen Letzterer und der 1.5mm Begrenzungslinie liegen.

$J_C = J_{IC}$ wenn die Bedingung

$$b, B > \frac{10 * J_Q}{\sigma_y} \quad (2.13)$$

erfüllt ist. J_Q ist der vorläufigem Bruchinitiiierungswert. Weiters muss an der Stelle Δa_c

$$dJ/da < \sigma_y \quad (2.14)$$

gelten.

In dieser Arbeit wurde auf die Bezeichnung J_{IC} verzichtet, da diese Bezeichnung die Erfüllung aller Gültigkeitskriterien voraussetzt. Die Bruchzähigkeit wird mit J_C bezeichnet.

2.6.3 Bestimmung der Rissverlängerung Δa

Optische Bestimmung der Rissverlängerung Δa wird nach Ende des Versuches bestimmt. Hierzu wird die Probe bei circa 350°C für 15-30 min (je nach Stahl) ausgelagert. Dies führt zu einer bläulichen Deckschichtbildung. Der noch verbundene Teil des Ligaments wird restermüdet. Der Gewaltbruch, der durch die Glühung blau gefärbt wurde, unterscheidet sich deutlich vom gräulichen Restermüdungsbruch und wird ausmessen.

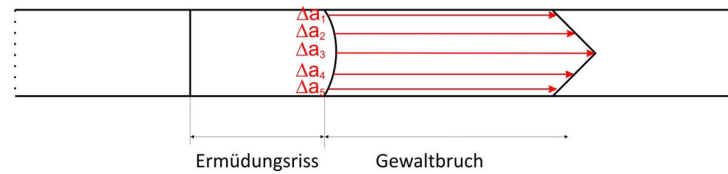


Abbildung 2.10: Die Rissverlängerung wurde anhand 5 äquidanter Linien ausgemessen.

Bestimmung von Δa mittels der Potentialmethode Δa wird während des Versuchs aus dem sich ändernden Potential bestimmt. Hierzu wird ein Gleich- oder Wechselstrom durch an Probenober- und unterseite befestigte Kontaktstifte geleitet. Das Potential wird an der Probenstirnseite abgegriffen. Bedingt durch die hohe Empfindlichkeit der Messung wurde die Probe ist vom Gesamtprüfsystem isoliert.

Das Risswachstum hat eine Abnahme des stromdurchflossenen Querschnitts zur Folge und bewirkt folglich eine Widerstandserhöhung. Dadurch steigt das Potential. Die Potentialänderung hängt mit der Rissverlängerung über die Formel nach Johnson [54] mit der Rissverlängerung zusammen:

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \frac{\cosh\left(\frac{\pi y}{2W}\right)}{\cosh\left[\frac{\phi}{\phi_0} \cosh^{-1} \frac{\cosh\frac{\pi y}{2W}}{\cos\frac{\pi a_0}{2W}}\right]} \quad (2.15)$$

Die Potentialänderung ist materialspezifisch, daher ist eine Kalibrierung der Daten je Materialtypus erforderlich. Hierzu wird Δa einiger Proben direkt optisch ausgemessen und mit der berechneten Δa in Beziehung gesetzt.

Einflussfaktoren auf Δa sind plastische Verformung, Temperaturänderung oder mangelnde elektrische Isolation [55].

2.6.4 Rissöffnungsverschiebung

Die Rissöffnungsverschiebung, englisch crack opening displacement COD, ist ein Maß für die bei der Rissausbreitung geleistete Arbeit und somit für die Bruchzähigkeit. Mittels COD kann das Materialverhalten auch im elasto-plastischen Fall beschrieben werden. Analog zu J kann eine $COD - \Delta a$ - Kurve erstellt und ein Bruchkriterium COD_{IC} ermittelt werden, wobei COD aus der Lastlinienverschiebung während des Bruchmechanikversuches berechnet werden kann [53].

Im Gegensatz zu COD_{IC} gibt COD_i die tatsächliche, physikalische Rissöffnungsverschiebung bei der ersten Rissverlängerung an. Die genaueste Methode COD_i zu messen ist direkt über Bruchfläche mittels Stereophotogrammetrie [56]. Dabei werden aus REM Bildern dreidimensionale Abbildungen von zusammengehörigen Stellen in oberer und unterer Bruchfläche am Anfang des Gewaltbruches erstellt. Durch Vergleich der Wabenstruktur kann derselben Risspfad auf oberer und unterer Bruchfläche identifiziert werden und davon ein Höhenprofil bestimmt werden. Daraus kann COD_i bestimmt werden. Details zur Stereophotogrammetrie können bei Stampfl et al. [57] nachgelesen werden.

Die Definition von COD_i ist in Abb. 2.11 dargestellt. Ausgangspunkt ist ein scharfer Riss. Bei Anlegen einer Belastung baucht der Riss aus. Dies nennt man blunting. In der Prozesszone vor dem Riss werden gleichzeitig Poren initiiert. Der Punkt bei dem die erste Pore vor dem Riss mit dem Riss zusammenwächst, markiert die Initiierung des Risswachstums. An diesem Punkt wird COD_i bestimmt.

COD_i kann über

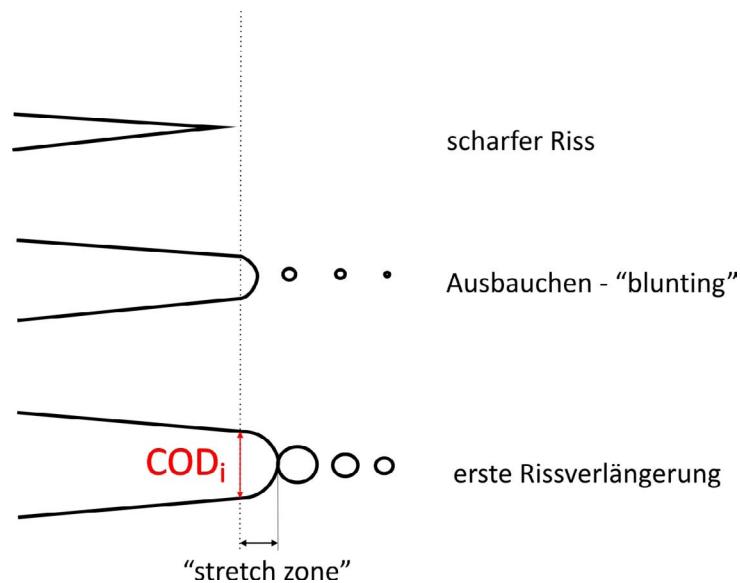


Abbildung 2.11: Stationen des Risswachstums. COD_i („Crack tip opening displacement“) ist die Rissöffnungsverschiebung bei der ersten Rissverlängerung.

$$J_i = m\sigma_y COD_i \quad (2.16)$$

in J_i umgerechnet werden. m ist ein Parameter, der in erster Linie vom Verfestigungsexponenten des Werkstoffes abhängt. Oft wird $m=2$ gesetzt.

2.6.5 Energiedissipationsrate

Die Energiedissipationsrate D , auch der totale Risswiderstand, genannt, entspricht der gesamten nicht-reversiblen Energie, die zur Erzeugung einer Einheitsfläche Riss benötigt wird [58, 59, 60]. Sie ist folgendermaßen definiert:

$$D = \frac{1}{B} \frac{d(U_{non-rev} + \Gamma)}{d(\Delta a)} \quad (2.17)$$

B ist die Probenbreite, $U_{non-rev}$ die nicht-reversible Energie zur Erzeugung der Bruchfläche und Γ die Oberflächenenergie. Im Versuch wird anstatt $d(U_{non-rev} + \Gamma)$ die plastische Energie aus dem J -Versuch $d(A_{pl})$ zur Berechnung von D herangezogen. Es sind Werte von einigen wenigen J/m^2 in perfekt spröden bis zu einigen MJ/m^2 in sehr duktilen Werkstoffen möglich.

Die Energiedissipationsrate liefert keinen Wert für die Bruchzähigkeit, aber Information über den Risswiderstand während des Risswachstums. Es werden Ereignisse, die überdurchschnittlich viel Energie dissipieren als Maxima im Verlauf der Energiedissipationsrate aufgezeichnet. So kann beispielsweise der Zeitpunkt und Energieaufwand der Rissinitiierung in der Mitte und am Rand der Probe bestimmt werden. Prozesse, die während des Risswachstums unterdurchschnittlich viel Energie dissipieren sind als Minimum im Verlauf sichtbar. Es kann weiters der Energieaufwand für die laterale Einschnürung abgeschätzt werden.

Ein typischer Verlauf der Energiedissipationsrate über Δa ist in Abb. 2.12 dargestellt. Zwei Maxima sind ersichtlich: Sie entsprechen der Rissinitiierung in Probenmitte und am Probenrand. Dieser klassische Verlauf ist nur in Proben mit ausreichender Probendicke gegeben.

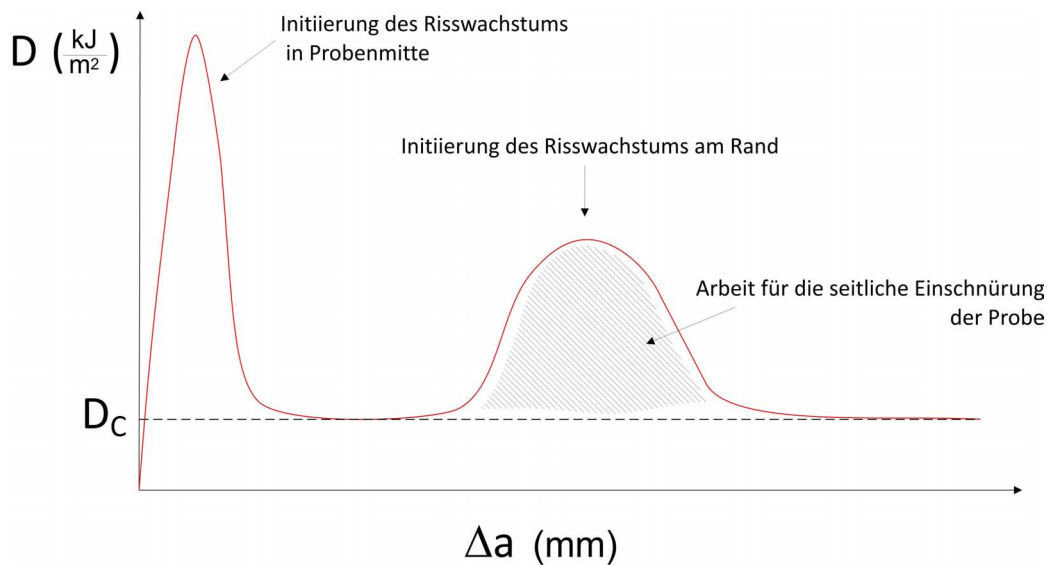


Abbildung 2.12: Typischer Verlauf des Risswiderstandes

Mit abnehmender Probendicke oder zunehmender Bruchzähigkeit wandern die beiden Maxima aufeinander zu und fallen zusammen. Aufgrund der geringen Probendicke in dieser Studie ist letzterer Verlauf zu erwarten.

Einflüsse Die Energiedissipationsrate ist stark geometrieabhängig. Sie sinkt mit abnehmender Ligamentlänge. Einflüsse aus der Reibung der Probe mit dem Ausbeulschutz können nicht ausgeschlossen werden.

Weiters wird die Ableitung der plastischen Energie von Fit-Art und Fit-Parameter beeinflusst.

In dieser Arbeit wurde Δa für die Ermittlung von D mittels Potentialmethode gemessen. Daher sind Abweichungen der aus der Potentialänderung berechneten mit der tatsächlichen Rissverlängerung möglich (siehe Kap. 2.6.3).

2.6.6 Probenherstellung

Es wurden Compact Tension C(T) Proben nach ASTM 1820-08 [53] (Abb.2.13(a)) mittels Fräsen und Drahterosion (voestalpine Stahl) hergestellt. Die Proben wurden in zwei Orientierungen zur Walzrichtung gefertigt (Abb. 2.13(b)). In der „Längsorientierung“ liegt die Hauptbelastungsrichtung längs und der Riss quer zur Walzrichtung, in der Querorientierung trifft das Umgekehrte zu.

Die Probenweite W betrug 50 mm und das Verhältnis Probenbreite zu Anfangsrisslänge $a/W=0.5$.

Die Proben wurden beidseitig geschliffen und poliert. In den Kerb wurde ein Rasierklingschnitt eingebracht. Danach wurden die Proben angeschwungen und ein Ermüdungsriss von rund 2 mm Länge eingebracht. Die Gesamtrisslänge a_0 betrug $\approx 25\text{mm}$. Die Grenzlaster beim Anschwingen wurden gemäß ASTM 1820-08 eingehalten.

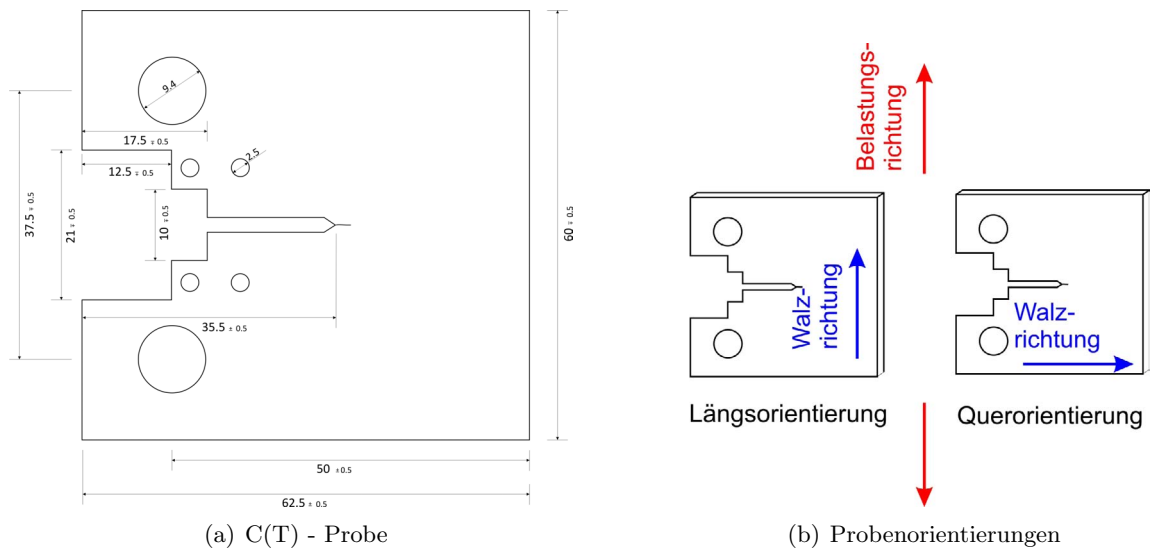


Abbildung 2.13: Abmessungen (a) und Orientierung zur Walzrichtung (b) der Compact Tension Proben. Es wurden Proben in „Längs-“ und in „Querorientierung“ geprüft.

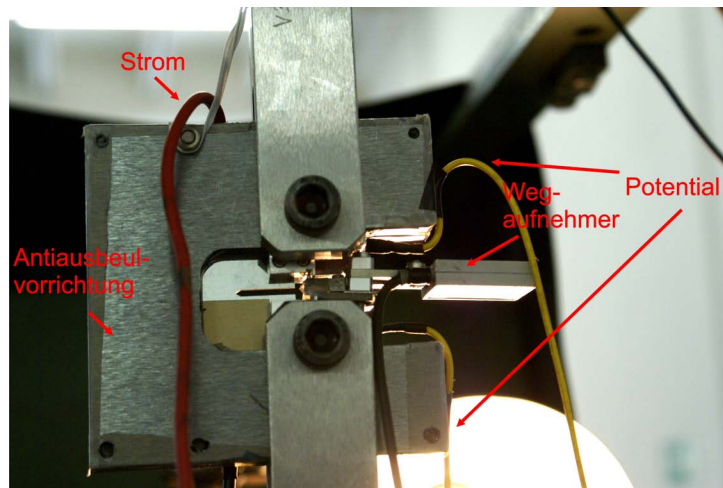


Abbildung 2.14: Messaufbau bruchmechanische Prüfung

2.6.7 Versuchsdurchführung

Die Versuche wurden an einer Zwick Universalprüfmaschine durchgeführt.

Zur Kraftaufzeichnung diente eine HBM Kraftmessdose mit einer Kapazität von 10kN und einer Genauigkeit von $\pm 50\text{N}$. Die Lastlinienverschiebung wurde mittels einem mechanischen Wegaufnehmer der Firma HBM mit einer Genauigkeit von $\pm 5\mu\text{m}$ bestimmt.

Es wurde an Probenober- und -unterseite Kontaktstifte angebracht durch die ein Gleichstrom von 3A geleitet wurde. Dieser wurde mit einer Frequenz von 2 Hz umgepolt. Die Potentialänderung wurde an Kontaktstiften an der Probenstirnseite abgegriffen. Zur Aufzeichnung des Potentials diente ein Keithley 2182 Nanovoltmeter.

Es wurden sowohl Mehrproben- als auch Einprobenversuche durchgeführt.

Messung der Rissverlängerung

Optische Messung Die getesteten Proben wurden bei 350°C für 15 -30 min gegläht und danach restermüdet. Der Riss wurde anhand fünf äquidistanter Linien am Licht- oder Stereomikroskop ausgemessen.

Potentialmethode Für eine korrekte Aufzeichnung der Potentialänderung wurde ein isoliertes System geschaffen. Dies wurde realisiert durch Abkleben der Aufhängung mit Isolierband. Die Isolation wurde vor den Versuchen überprüft. Nichtsdestotrotz wurden während der Messung immer wieder sprunghafte Potentialänderungen, die nicht auf die Rissverlängerung zurückführbar waren, gemessen. Grund hierfür könnten verrutschende Kontaktstifte, Temperaturänderungen oder Kontaktherstellung zwischen Probe und Prüfmaschine aufgrund mangelhafter Isolation sein.

Die Kalibrierung von der, durch die Johnson Formel bestimmte Rissverlängerung $\Delta a_{Johnson}$ wurde nach

$$\Delta a = b * (\Delta a_{Johnson})^c \quad (2.18)$$

vorgenommen. Die Koeffizienten b und c betragen

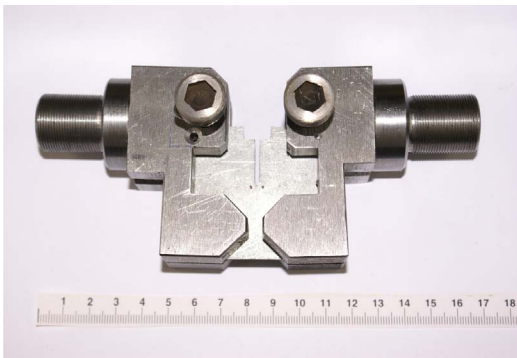
$$b = 0.90659, c = 1.05427 \text{ für DP 1000} \quad (2.19)$$

$$b = 0.59418, c = 1,29331 \text{ für CP 1000, DP 600 und CP 1200.} \quad (2.20)$$

Der Grund für diese Aufteilung ist das unterschiedliche Ausmaß an plastischer Verformung.

Adaptionen aufgrund der geringen Probendicke

Ausbeulschutz In C(T) Proben entstehen bei Belastung am Ligamentende Druckspannungen. Diese können zu einem Ausbeulen der Probe an dieser Stelle führen. Es wurden daher zwei Varianten eines Ausbeulschutzes konstruiert. Mit der Konstruktion in in Abb. 2.15(a) konnte die Probe einfach und direkt geführt werden, als Ausbeulschutz erwies sie sich allerdings als mangelhaft, da sie das Ligamentende zu wenig stützte. Daher wurde eine weitere Vorrichtung in Form von zwei zusammenschraubbaren Platten entworfen (Abb. 2.15(b)). Zwischen den Platten befinden sich Distanzhalter. Zur Verminderung der Reibung wurden sowohl Ausbeulschutz als auch Probe mit Teflonfolie beklebt. Mit einem Reibungskoeffizienten von 0.04 kann somit die Reibkraft vernachlässigt werden.



(a) Ausbeulschutz I



(b) Ausbeulschutz II

Abbildung 2.15: Ausbeulschutz. Mit a) konnte das Ausbeulen am Ligamentende nicht verhindert werden. Es hat allerdings den Vorteil einer einfacheren Handhabung. Mit b) konnte Ausbeulen in hohem Maße verhindert werden.

Stützquader für Messschneiden Normalerweise werden zur Befestigung der Messschneiden Klingen an der Probenstirnseite beispielsweise durch Bohren befestigt. Dies ist hier wegen der geringen Probendicke nur schwer möglich. Es wurden daher seitlich an den in Abb. 2.13(a) ersichtlichen kleinen Bohrungen zwei Stützquader aus Kunststoff befestigt, an denen die Klingen angeklebt wurden.

2.6.8 Bestimmung der plastischen Grenzlast

Die plastische Grenzlast F_G ist die Belastung bei der die Probe über die gesamte Ligamentlänge b durchgehend plastisch verformt ist. Sie wurde folgendermaßen berechnet [61]:

$$F_G = 1.072\eta Bb\sigma_y \quad (2.21)$$

mit

$$\eta = \sqrt{\frac{2a^2}{b} + \frac{4a}{b} + 2 - \left(\frac{2a}{b} + 1\right)} \quad (2.22)$$

2.7 Lokale Verformungsanalyse

Die lokale Verformungsanalyse ist eine Methode, mit der Verformungen und Dehnungen lokal bestimmt werden können.

Der erste Schritt ist ein in-situ Zug-, Biege-, Druck- oder Bruchmechanikversuch. Dieser kann im REM, Stereo- oder Lichtmikroskop bei unterschiedlichen Vergrößerungen durchgeführt werden. Es werden bei jedem Verformungsschritt Bilder derselben Stelle aufgenommen. Diese werden im zweiten Schritt mittels digitaler Bildkorrelation weiterverarbeitet. So wird in dem betrachteten Bild ein Feld von Verschiebungsvektoren generiert. Auf dessen Basis können numerisch in-plane Dehnungen, Scherung, Rotation und Divergenz bestimmt werden.

Digitale Bildkorrelation

Die digitale Bildkorrelation beruht auf dem Prinzip der Identifikation physikalisch identer ("homologer") Punkte in zwei Bildern des gleichen Bereiches bei unterschiedlichen Verfor-

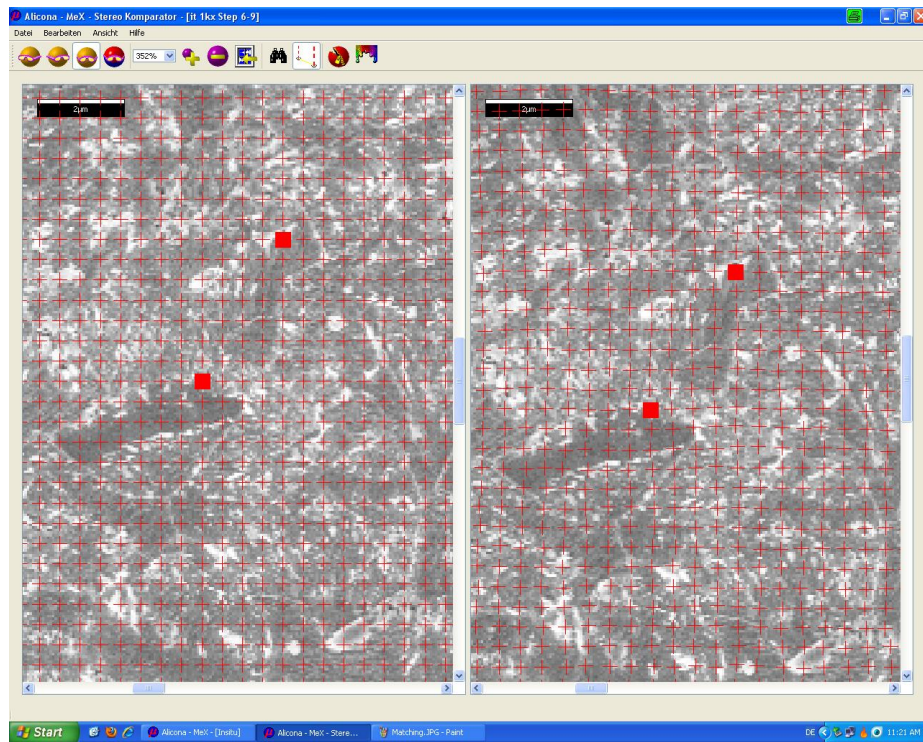


Abbildung 2.16: Beispiel für Matching. Links die unverformte Mikrostruktur, rechts die verformte. Zwei idente, homologe Punkte sind in beiden Bildern angezeichnet.

mungsschritten. Zuerst wird ein Punktraster über das erste (beispielsweise unverformte) Bild gelegt. Diese „homologen“ Punkte werden im zweiten Bild mittels Grauwertkreuzkorrelation und einer hierarchischen Vergleichsprozedur wiedergefunden. Diesen Prozess nennt man „Matching“. Voraussetzung für ein erfolgreiches Matching ist ein ausreichend strukturiertes Oberflächenmuster. Dieses kann durch ein eingeschnittenes oder anderweitig aufgebrauchtes Gitter oder durch Besprühen mit Lack/Farbe erzeugt werden. Eine andere Möglichkeit ist die Benützung der „natürlichen“ Struktur der Oberfläche, z.B.: durch Ätzung der Probe. Hierbei entsteht ein leichtes Oberflächenrelief.

Das Ergebnis ist, je nach Auflösung und lateralem Abstand der homologen Punkte d_0 , ein Feld von 20 000 - 400 000 Verschiebungsvektoren. Der laterale Abstand der homologen Punkte beträgt mindestens 4, maximal 16 Pixel. Aus den Daten des Verschiebungsfeldes können Verschiebungsprofile, Dehnungskarten und statistische Dehnungsverteilungen erstellt werden.

Ein Richtwert für die theoretische Matchinggenauigkeit der homologen Punkte Δu_{th} liegt bei circa 0.02-0.04 Pixel (Matching zweier identer Bilder). Die tatsächliche Genauigkeit Δu wurde von Unterweyer et al. [62] mit 0.11 Pixel bestimmt. Die Abweichung der theoretischen von der tatsächlichen Genauigkeit ist Folge des Signalrauschens während der Bildaufnahme. Dies kann bei niedrigen Dehnungen ($<2\%$) zu Artefakten führen. Die Genauigkeit der Matchingprozedur steigt mit zunehmender globaler Dehnung.

Dehnungsberechnung

Nach Triangulation und Glättung des Verschiebungsfeldes wird dieses numerisch partiell abgeleitet. Die lokalen Dehnungen werden mittels Differenzenquotient angenähert. Die Genauigkeit der lokalen Dehnungswerte steigt linear mit der Match-Genauigkeit Δu und nimmt quadratisch mit dem bei der Triangulation verwendeten Stützstellenabstand d_G zu [62]:

$$\Delta\epsilon = \frac{d_0\Delta u}{(d_G)^2} \quad (2.23)$$

Die Probe wurde so positioniert, dass die x-Richtung der Axial(=Zug)- und die y-Richtung der Transversalrichtung entspricht. Bei kleinen Verformungen gilt für die Axialdehnung

$$\epsilon_{xx} = \frac{\Delta u_x(x, y)}{\Delta x} \quad (2.24)$$

für die Transversaldehnung

$$\epsilon_{yy} = \frac{\Delta u_y(x, y)}{\Delta y} \quad (2.25)$$

und

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta u_x(x, y)}{\Delta y} + \frac{\Delta u_y(x, y)}{\Delta x} \right) \quad (2.26)$$

für die Scherung.

Die Vergleichsdehnung nach von Mises lautet

$$\epsilon_v = \sqrt{\frac{2}{3} (\epsilon_{xx}^2 + \epsilon_{yy}^2 + \epsilon_{zz}^2 + 2(\epsilon_{xy}^2 + \epsilon_{yz}^2 + \epsilon_{xz}^2))} \quad (2.27)$$

Die lokale Verformungsanalyse kann in-plane Dehnungen (in x,y) erfassen, aber nicht die Dehnung in Dickenrichtung (z). Da mit kleinen Verformungsschritten und unter der Gleichmaßdehnung gearbeitet wurde, wurde die Dehnung in Dickenrichtung vernachlässigt. Es wurden daher alle z-beinhaltenen Komponenten in Gleichung 2.27 Null gesetzt.

In dieser Arbeit werden meist die mit der globalen Dehnung normierten, und nicht die absoluten Dehnungen dargestellt. Grund ist die bessere Vergleichbarkeit bei unterschiedlichen Dehnungsintervallen. Die globale Dehnung wird wie folgt aus niedrig vergrößerten Bildern berechnet:

$$\epsilon_{global} = \frac{1}{MN} \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N \epsilon_{xx}(m, n) \quad (2.28)$$

Daraus ergeben sich die normierten Dehnungen mit

$$\kappa_{xx} = \frac{\epsilon_{xx}}{\epsilon_{global}} \quad (2.29)$$

$$\kappa_{yy} = \frac{\epsilon_{yy}}{\epsilon_{global}} \quad (2.30)$$

$$\kappa_{xy} = \frac{\gamma_{xy}}{\epsilon_{global}} \quad (2.31)$$

und

$$\kappa_{rot} = \frac{rot}{\epsilon_{global}} \quad (2.32)$$

Auf Basis der Verschiebungs- und Dehnungsfelder wurden Verschiebungsprofile, Karten der Dehnungsverteilung und statistische Dehnungsverteilungen erstellt.

In Verschiebungsprofilen können Änderungen im Verformungsverhalten sehr genau mikrostrukturellen Gegebenheiten zugeordnet werden (zum Beispiel einer Phasengrenze).

Ein umfassenderes Bild liefern Karten der Dehnungsverteilung. Sie zeigen die Dehnungsverteilung für den gesamten analysierten Bereich.

Statistische Dehnungsverteilung Eine anschauliche Methode zur Beurteilung des Grades der Dehnungskonzentration ist die statistische Dehnungsverteilung in Form von relativen Häufigkeiten. Hierzu werden Histogramme des Axialdehnungsfeldes erstellt. Zur besseren Vergleichbarkeit untereinander werden die normierten Dehnungswerte κ_{xx} herangezogen. Die Breite der resultierenden Kurve gibt Aufschluss über den Grad der Dehnungskonzentration. Je breiter sie ist, umso höher ist der Anteil an hoch und niedrig gedehnten Bereichen und umso stärker ist die Dehnung konzentriert. Im Falle einer ideal homogenen Verteilung würde die Dehnungsverteilung ein Strich sein.

Die in dieser Arbeit verwendete Klassenbreite zur Erstellung des Histogramms betrug $\kappa_{xx}=0.05$.

Einflüsse auf das Ergebnis der lokalen Verformungsanalyse

Einfluss auf das Analyseergebnis haben sowohl Matching- als auch Berechnungsparameter. Bei Erstem spielt der laterale Abstand der homologen Punkte d_0 , bei Zweitem der Stützstellenabstand der Triangulation d^G eine wichtige Rolle. Es wurden bei allen Auswertungen sowohl für Matching als auch für die Dehnungsberechnung die gleichen Parameter verwendet. So wurde d_0 und $d^G = 8$ Pixel gewählt.

Die Größe des Dehnungsschrittes beeinflusst das Ergebnis ebenfalls. Je geringer der Dehnungsschritt umso breiter ist die Dehnungsverteilung (Abb. 2.17).

2.7.1 Probenherstellung

Es wurden Zug- und C(T) Proben gefräst. Die C(T) Proben wurden am Kerb mit einer Rasierklinge eingeschnitten und dann ermüdet. Zug- und C(T)- Proben wurden elektrolytisch poliert und geätzt. Sie sind in Abb. 2.18 dargestellt.

2.7.2 Versuchsdurchführung

Die Versuche wurden auf einem Universalzugmodul der Firma Kammrath und Weiss durchgeführt. Es wurden Kraftmessdosen von 10 und 2 kN zur Aufzeichnung der Kraft und ein induktiver Wegaufnehmer zur Wegmessung verwendet. Gemessen wurde die Querhauptverschiebung. Daher ist im Wegsignal ein Anteil Maschinendehnung enthalten. Eine direkte Wegmessung an der Probe selbst war aus konstruktiven Gründen nicht möglich.

Die Probe wurde fixiert mit einer Kombination aus Kraft- und Formschluss. Es wurde die Probe formschlüssig in die Halterung gelegt, leicht belastet und mit Reibzwischenstücken kraftschlüssig fixiert. Durch eine rein kraftschlüssige Verbindung konnte ein Durchrutschen

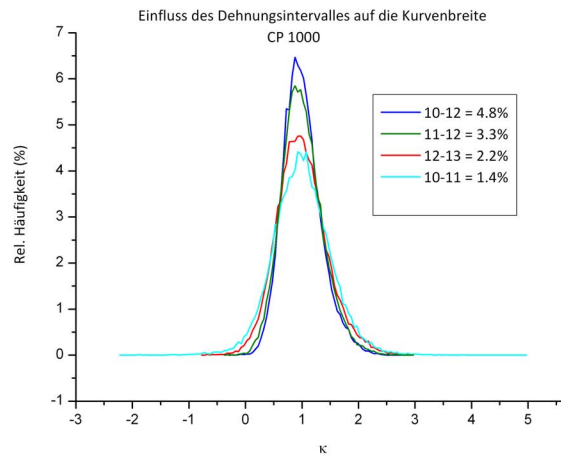


Abbildung 2.17: Einfluss des Dehnungsintervall auf die Kurvenbreite anhand des Beispiels von CP 1000

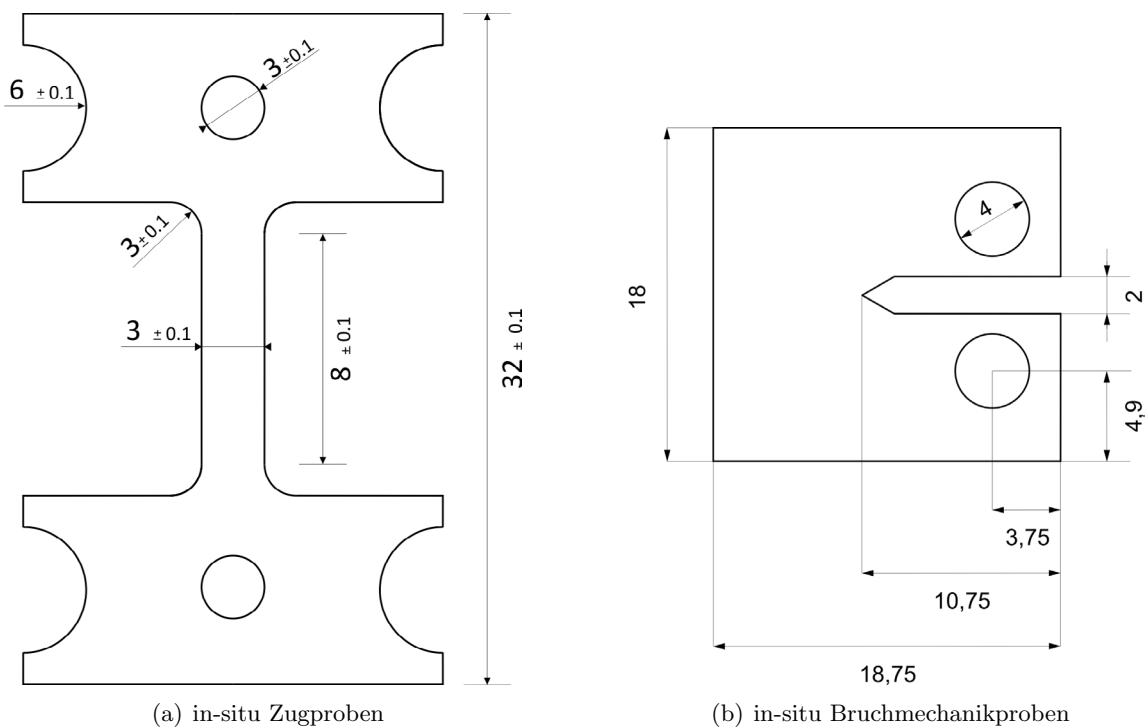


Abbildung 2.18: Geometrie und Abmessungen der in-situ Proben, beide Proben haben Längsorientierung

der Probe nicht verhindert werden.

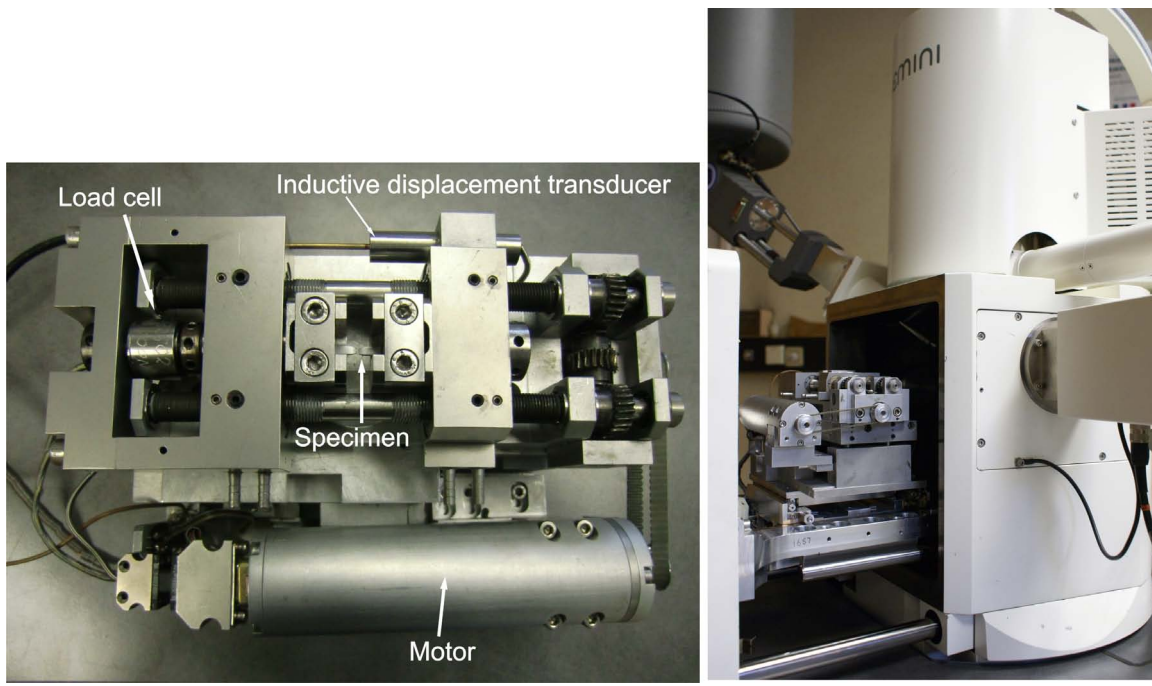
Die Versuche wurden in einem Zeiss Leo 1525 Rasterelektronenmikroskops durchgeführt. Die elektrolytische Ätzung der Probenoberfläche bot ein günstiges Muster für das nachfolgende Matching. Für die Bildaufnahme wurde der Inlens Detektor, eine Beschleunigungsspannung von 10 kV und eine 30 μm Blende verwendet. Die Zugproben wurden in Schritten von 100 - 200 μm gezogen. Abb. 2.19(b) zeigt die Position des untersuchten Bereiches auf der Probenoberfläche. Es handelt sich also um Aufnahmen in der in-plane (x-y) Ebene. Es wurden bei jedem Schritt von derselben Stelle Bilder mit tausendfacher ("niedriger") und fünftausendfacher ("hoher") Vergrößerung aufgenommen. Dies entspricht einem Bildausschnitt von 120 x 90 μm im niedrig vergrößerten und 24 x 18 μm im hoch vergrößerten Bild. Eine höhere Vergrößerung war aufgrund der durch das Zugmodul bedingten Aufladungseffekte und des großen Arbeitsabstandes nicht möglich. Die Bildauflösung betrug jeweils 2048 x 1536 Pixel. In der vorliegenden Arbeit wurde ein lateraler Abstand der homologen Punkte von 8 Pixel gewählt. Dies entspricht bei der oben genannten Bildauflösung 496 nm im niedrig und 96 nm im hoch vergrößerten Bild. Die resultierende Gesamtzahl der homologen Punkte betrug daher circa 40 000 pro Bild.

Die sich mit jedem zusätzlichem Bild aufbauende Kohlenstoffkontamination, die vor allem an Kanten auftritt, konnte nicht verhindert werden.

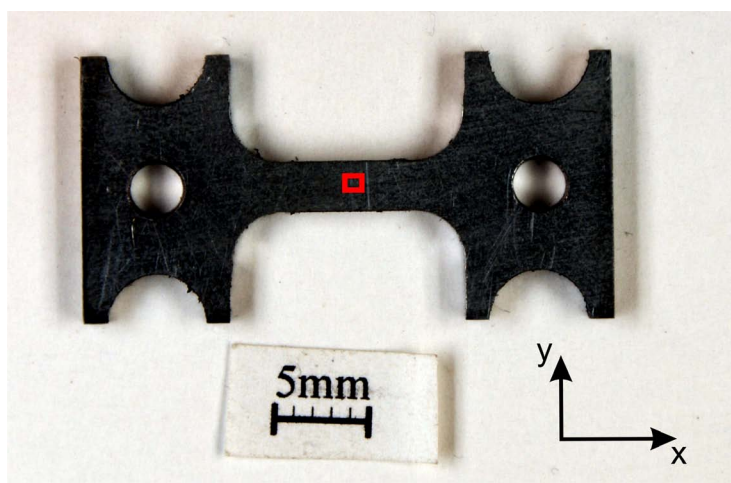
Die Bilder wurden mit der Analysesoftware MeX der Firma Alicona [63] gematcht.

Für die Dehnungsberechnung wurde das Verschiebungsvektorfeld wurde mit einem Stützstellenabstand von 8 Pixeln trianguliert. Die Berechnung und Erstellung der Dehnungskarten erfolgte mit Surfer[64]. Die statistische Dehnungsverteilung wurde in Origin erstellt.

Für weitere Einzelheiten zur lokalen Verformungsanalyse sei auf die Arbeiten von Tatschl et al. [31, 34] verwiesen.



(a)



(b)

Abbildung 2.19: Versuchsaufbau (a) und Position der untersuchten Stelle (b)

3

Materialcharakterisierung

Es wurden zwei Dualphasen (DP)- und zwei Complexphasenstähle (CP) in Form von elektrolytisch verzinkten Blechen mit einer Dicke von 1.5 ± 0.1 mm untersucht.

Als Referenzstähle dienen ein DP- und ein CP-Stahl mit ähnlichen Spannungs-Dehnungs-Kurven im Zugversuch (einer Zugfestigkeit von rund 1000 MPa) und derselben chemischen Zusammensetzung („DP 1000“ und „CP 1000“).

Zusätzlich wurden ein DP-Stahl mit geringerer Festigkeit und ein CP-Stahl höherer Festigkeit untersucht („Dp 600“ und „CP 1200“).

Die Mikrostruktur wurde mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Es wurden auch EBSD Analysen durchgeführt. Die Stähle wurden mittels Le Pera und elektrolytischer Ätzung präpariert.

3.1 Dualphasenstähle

3.1.1 DP 1000

Die chemische Zusammensetzung ist in Tab. 3.1 aufgelistet.

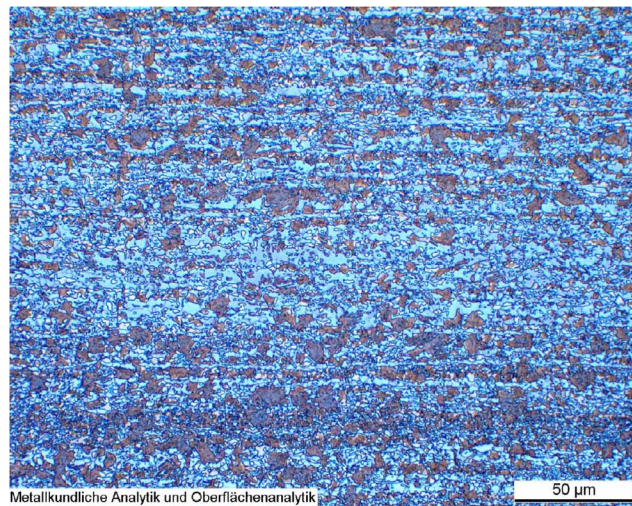
Die Mikrostruktur besteht aus circa 50% Martensit und 50% Ferrit. Dies wurde mittels quantitativer Gefügeanalyse bestimmt.

Abb. 3.1 zeigt Le Pera und elektrolytisch geätzte LIMI und REM Aufnahmen der Mikrostruktur in Blechmitte.

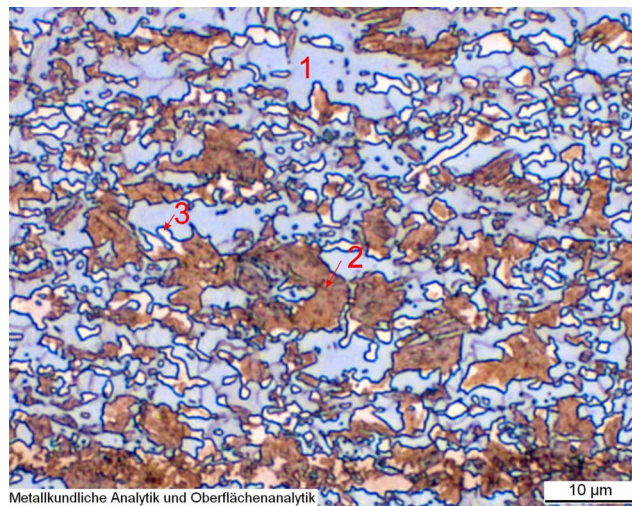
In der Le Pera Ätzung ist Ferrit blau bis blau-braun, angelassener Martensit braun, nicht

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung

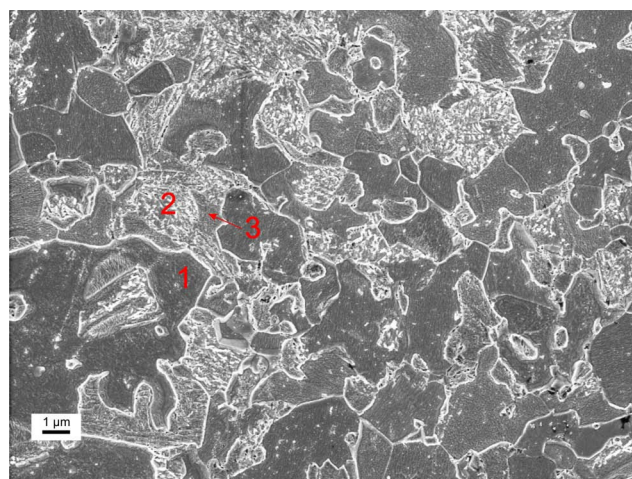
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu
DP 1000	0.154	0.19	2.24	0.012	0.0016	0.057	0.47	0.016	0.002	0.011
CP 1000	0.153	0.19	2.23	0.012	0.0016	0.058	0.47	0.016	0.002	0.011
DP 600	0.075	0.12	1.43	0.0097	0.0035	0.047	0.76	0.023	0.02	0.018
CP 1200	0.145	0.21	2.00	0.0074	0.0009	0.041	0.23	0.015	0.001	0.013



(a) $V = 500x$, Ätzung: Le Pera

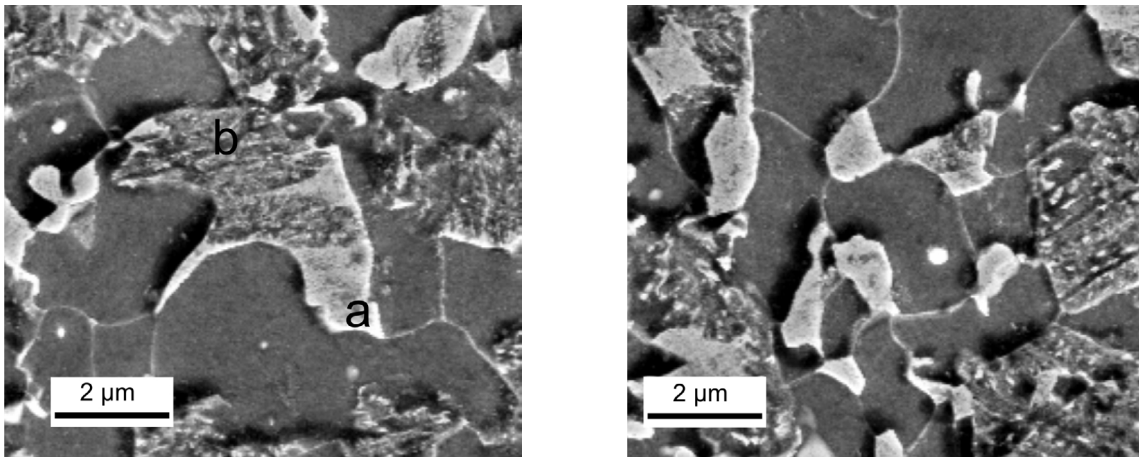


(b) $V = 1000x$, Ätzung: Le Pera



(c) $V = 5000x$, Ätzung: elektrolytisch

Abbildung 3.1: zeigt die Mikrostruktur des DP 1000. In a) ist die Bänderung sichtbar, b) und c) zeigen Form und Verteilung von Martensit und Ferrit. Ferrit ist dabei mit 1 gekennzeichnet, angelassener Martensit mit 2 und nicht angelassener Martensit mit 3.



(a) Nicht angelassener Martensit an den Rändern von angelassenen Martensitkörnern

(b) Nicht angelassener Martensit als kleine, isolierte Körner

Abbildung 3.2: Unterschiede zwischen angelassenem und nicht angelassenem Martensit in DP 1000

angelassener weiß. Restaustenit ist ebenfalls weiß.

In der elektrolytischen Ätzung ist Ferrit stark abgetragen und glatt bis fein-wellig; angelassener Martensit ist weniger abgetragen als Ferrit aber zerfurcht und nicht angelassener Martensit sowie Restaustenit sind erhaben und glatt (kaum abgetragen).

Das Gefüge ist gebändert. Martensit- und Ferritstraßen wechseln in unregelmäßigem Abstand ab. Martensitstraßen können bis über $100\ \mu\text{m}$ lang sein und sind circa $10\ \mu\text{m}$ breit. Sie sind selten über längere Bereiche durchgehend, sondern werden immer wieder von Ferritkörnern unterbrochen.

Die Ferritkontiguität quer und parallel zur Walzrichtung ist unterschiedlich: $C^{\text{FF}} = 0.11$ quer und 0.30 parallel zur Walzrichtung.

Die Form der Ferritkörner ist teilweise polygonal, meist aber unregelmäßig und verzweigt. Viele Körner sind in Walzrichtung länger als quer dazu. Die Ferritkorngröße liegt zwischen 3 und $10\ \mu\text{m}$. Sie wurde mittels EBSD mit $3.6\ \mu\text{m}$ bestimmt, was ein etwas zu geringer Wert erscheint.

Martensit liegt in angelassener und nicht angelassener Form vor. Die Korngröße der Martensitkörner kann aufgrund der nicht erkennbaren Korngrenzen innerhalb martensitischer Bereiche nicht eindeutig bestimmt werden. Angelassener Martensit tritt in Form größerer Körner oder Kornagglomerate auf. Seine Korngröße wird ähnlich jener des Ferrits angenommen. Nicht angelassener Martensit ist als kleines Korn ($1-3\ \mu\text{m}$) sichtbar, das entweder inselhaft im Ferrit liegt oder in den Randbereichen von angelassenem Martensit. Der Unterschied zwischen angelassenem und nicht angelassenem Martensit ist in Abb.3.2 ersichtlich. Es gibt keine großen nicht angelassenen martensitischen Bereiche. Der Restaustenitanteil beträgt 2.1% .

In Abb. 3.3 sind inverse Polfigurkarten eines Längsschliff des DP 1000 zu sehen. In Walzrichtung ist eine Vorzugsorientierung zwischen $[1\ 0\ 1]$ und $[1\ 0\ 0]$ zu erkennen.

Abb. 3.4 zeigt, dass die Phasen aufgrund ihrer unterschiedlichen Missorientierung innerhalb der Körner unterscheidbar sind. Ferrit weist eine niedrige ($<1^\circ$, blau) und angelassener Martensit eine mittlere Missorientierung ($1-2.5^\circ$, grün-gelb) auf. Die Missorientierung im nicht angelassenen Martensit ist am höchsten ($>5^\circ$, rot). Oft wechseln hohe und nied-

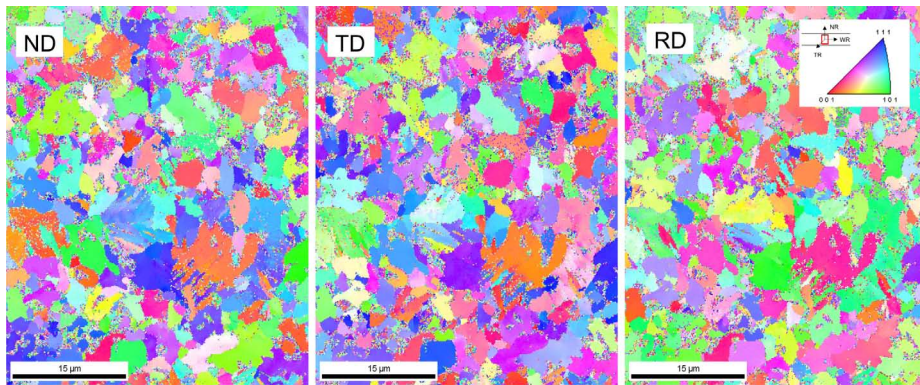


Abbildung 3.3: Inverse Polfiguren von DP 1000

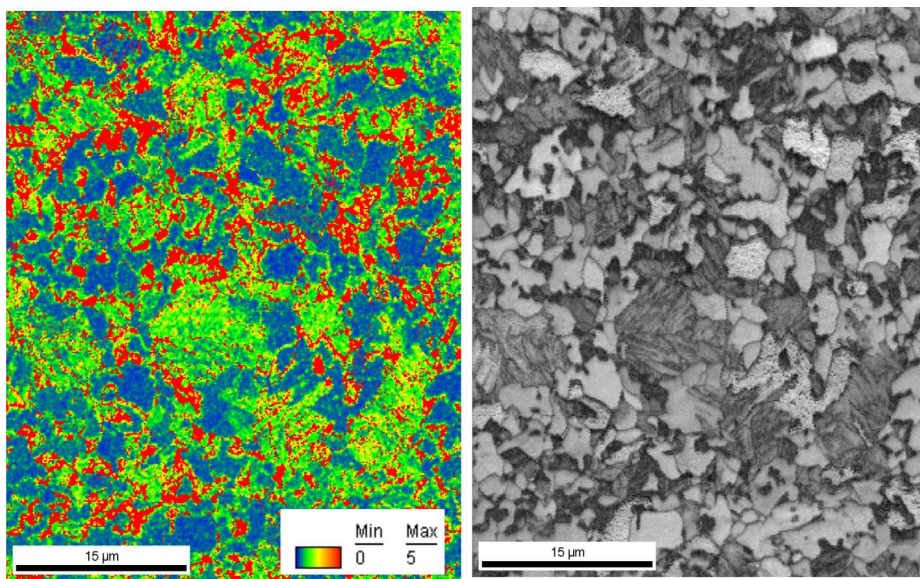


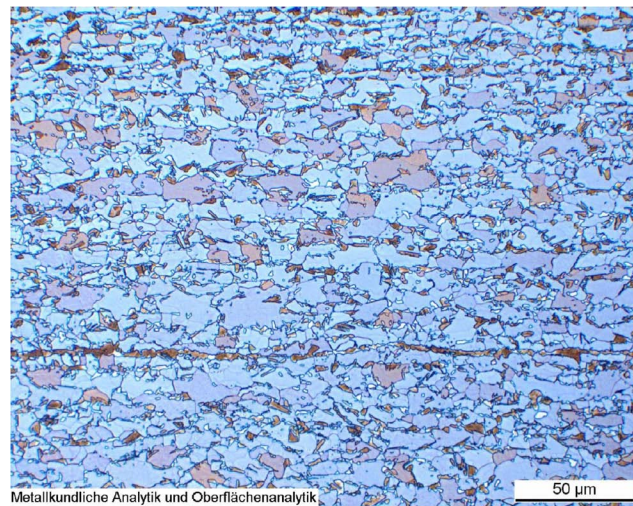
Abbildung 3.4: KAM und IQ Karten von DP 1000, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.3

rige Missorientierung abrupt ab. Dazwischen gibt es schmale Übergangsbereiche mittlerer Missorientierung (1-2.5°, grün-gelb). Die IQ Karte zeigt eine Substruktur des angelassenen Martensits.

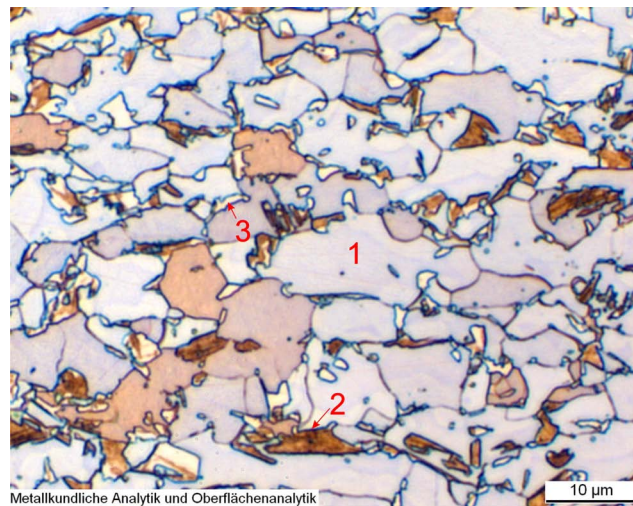
Der DP 1000 weist eine Härte von 322 HV auf.

3.1.2 DP 600

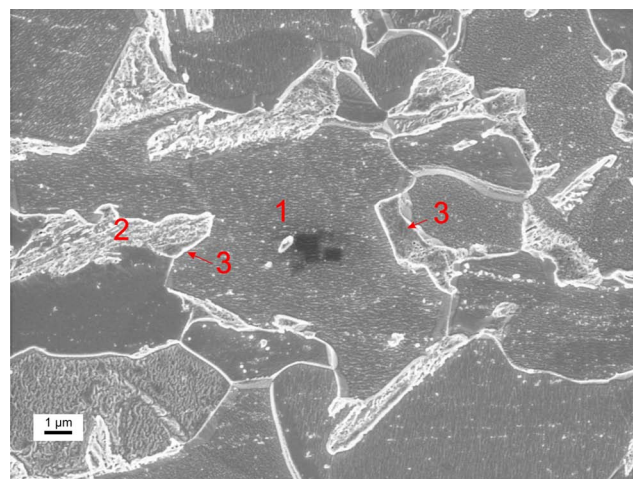
Die chemische Zusammensetzung des DP 600 ist in Tab. 3.1 nachzulesen. Abb. 3.5 zeigt Le Pera und elektrolytisch geätzte Aufnahmen der Mikrostruktur. Sie besteht aus Martensit und Ferrit zu Anteilen von 20 und 80%(bestimmt mittels quantitativer Gefügeanalyse). Es ist ersichtlich das das Gefüge eine Bandstruktur aufweist. Es sind dünne ($<10\mu\text{m}$) und mehr als $100\mu\text{m}$ lange, zusammenhängende Martensitbänder sichtbar. Daraus ergibt sich eine leicht unterschiedliche Ferritkontiguität quer und parallel zur Walzrichtung. Sie beträgt $C^{\text{FF}} = 0.39$ quer und $C^{\text{FF}} = 0.42$ parallel zur Walzrichtung. Ferrit tritt in Form polygonaler bis in Walzrichtung länglicher Körner auf. Seine Korngröße beträgt $10 - 25\mu\text{m}$. Sie wurde mittels EBSD als $8.3\mu\text{m}$ bestimmt, wobei dieser Wert zu klein erscheint.



(a) Vergrößerung $V = 500x$, Ätzung: Le Pera



(b) $V = 1000x$, Ätzung: Le Pera



(c) $V = 5000x$, Ätzung: elektrolytisch

Abbildung 3.5: zeigt die Mikrostruktur des DP 600. In a) ist die Bänderung sichtbar, b) und c) zeigen Form und Verteilung von Martensit und Ferrit. Ferrit ist dabei mit 1 gekennzeichnet, angelassener Martensit mit 2 und nicht angelassener Martensit mit 3.

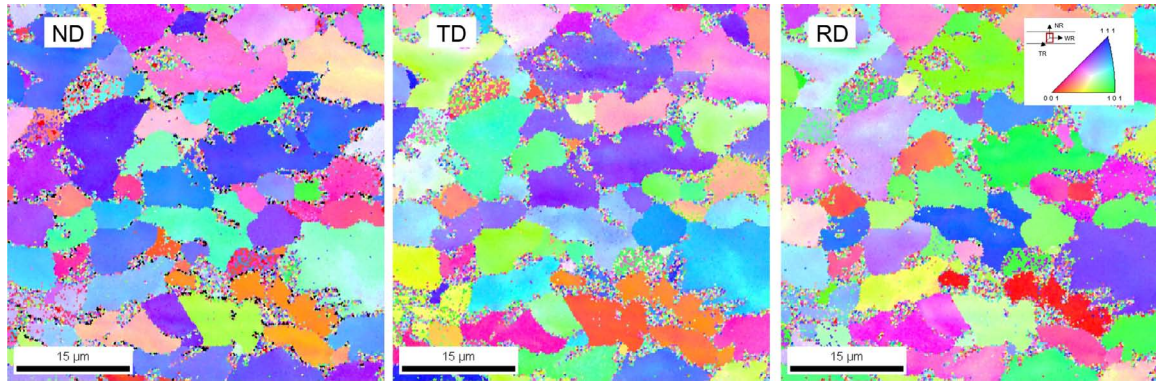


Abbildung 3.6: Inverse Polfiguren von DP 600

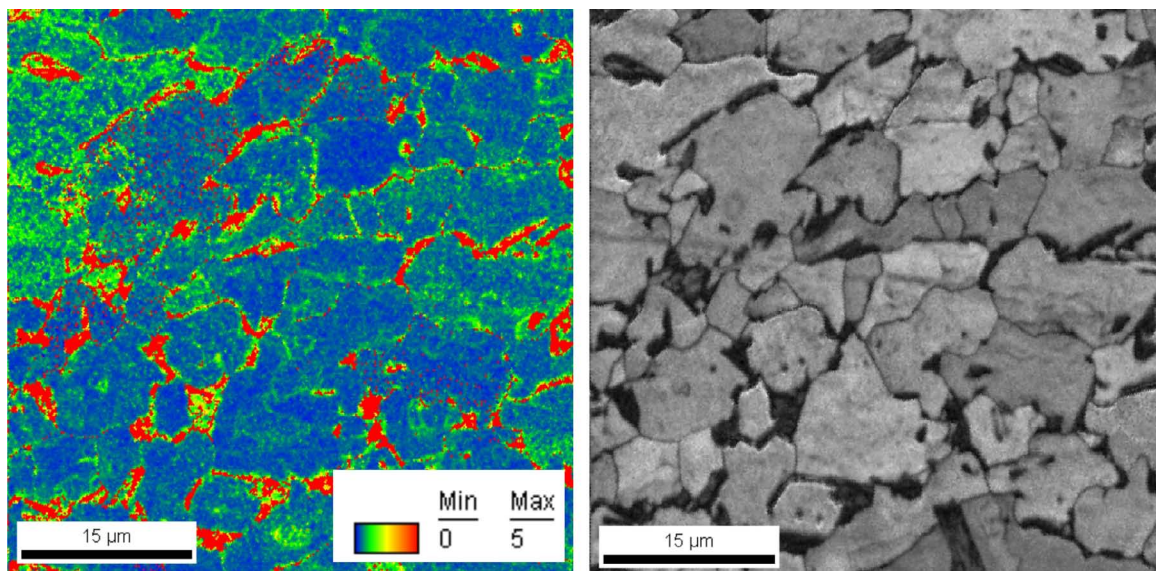


Abbildung 3.7: KAM und IQ Karten von DP 600, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.6

Martensit tritt in angelassener und nicht angelassener Form auf. Angelassener Martensit weist eine unregelmäßige Kornform auf. Die Körner sind in Walzrichtung meist länger als normal dazu und oft verzweigt. Die Korngröße liegt bei 1-10 μm . Angelassener Martensit ist entweder in Ferrit/Ferrit Korngrenzen positioniert oder wächst ausgehend von einer Ferritkorngrenze in ein Ferritkorn hinein. Selten ist er als Inklusion innerhalb eines Ferritkornes zu sehen. Die gleichen Grundsätze bezüglich der Position gelten für nicht angelassenen Martensit. Seine Korngröße ist allerdings kleiner und überschreitet kaum 5 μm .

Es sind 0.5% Restaustenit vorhanden.

Abb. 3.6 zeigt die inversen Polfigurkarten von DP 600. Es ist eine Vorzugsorientierung in Walzrichtung zwischen [001] und [101] zu erkennen. In Abb. 3.7 sind der Unterschied der Missorientierung und Karten der Image Quality dargestellt. Ferritische und martensitische Bereiche können nach den gleichen Prinzipien wie im DP 1000 unterschieden werden. Ferrit weist eine geringe Missorientierung $<1^\circ$ auf und Martensit eine hohe (5°). Die Übergänge zwischen Martensit und Ferrit sowie Korngrenzen sind Bereiche erhöhter Missorientierung (1°).

Weiters wurde die Härte von DP 600 bestimmt: Sie beträgt 181 HV.

3.2 Complexphasenstähle

3.2.1 CP 1000

Die chemische Zusammensetzung ist identisch wie jene des DP 1000, siehe Tab. 3.1.

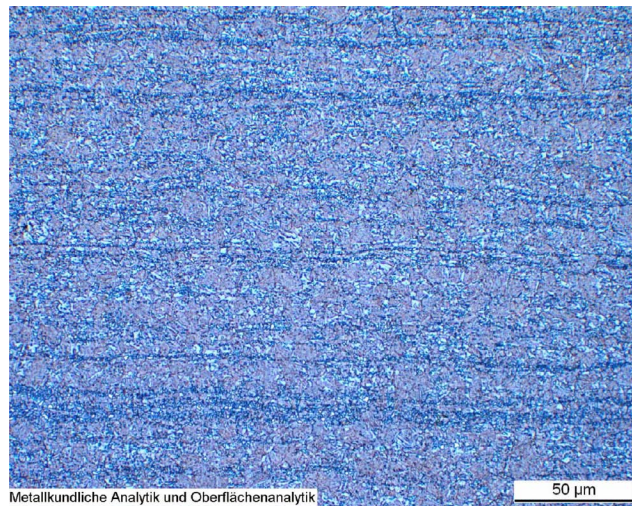
In Abb. 3.8 zeigt die Mikrostruktur des CP 1000 in Form von Le Pera und elektrolytisch geätzten Gefügeaufnahmen. Es ist eine Bänderung der Mikrostruktur ersichtlich, wenn auch nicht so klar ersichtlich wie im DP 1000.

Der Hauptbestandteil des CP 1000 ist Bainit. Er liegt in verschiedenen Morphologien vor. Oberer Bainit bildet eine plattenförmige Substruktur mit groben Karbiden an den Plattengrenzen. Unterer Bainit bildet feine Karbide innerhalb der Platten. In karbidfreiem Bainit sind gar keine Karbide ausgeschieden. Der Kohlenstoff befindet sich hier in feinen Restaustenitschichten an den Rändern der Bainitplatten [47]. Weiters sind geringe Mengen an Ferrit, nicht angelassenem Martensit und Restaustenit vorhanden.

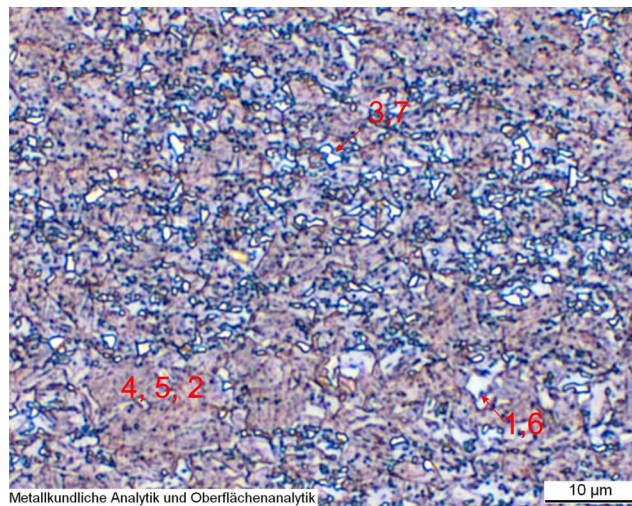
In der Le Pera Ätzung sind die unterschiedlichen Bainite kaum zu unterscheiden. Oberer und unterer Bainit haben eine blau-grau-braune Farbgebung. Sie ist meliert und stukturiert und kann kaum von jener angelassenen Martensits unterschieden werden. Ferritischer Bainit und Ferrit sind blau bis blau-braun und nicht angelassener Martensit und Restaustenit weiß.

In der elektrolytischen Ätzung sind Lage, Form und Verteilung der Karbide das maßgebliche Unterscheidungskriterium (siehe oben). Diese werden gerichtet und in Ebenen ausgeschieden. In einem einzelnen Schliff wird nur eine willkürliche Ebene betrachtet, in der die Karbide zufällig liegen oder nicht (beispielsweise, weil sie $1\mu\text{m}$ darunter liegen). Dies ist daher nur bedingt aussagekräftig bezüglich der Art des Bainits [19]. Schwierigkeiten treten auch in der Unterscheidung von unterem Bainit und angelassenem Martensit auf, da ihre Karbidstrukturen sehr ähnlich sind und zwischen Ferrit und ferritischem/oberen Bainit. Die genaue Bestimmung der Phasenanteile war daher nicht möglich.

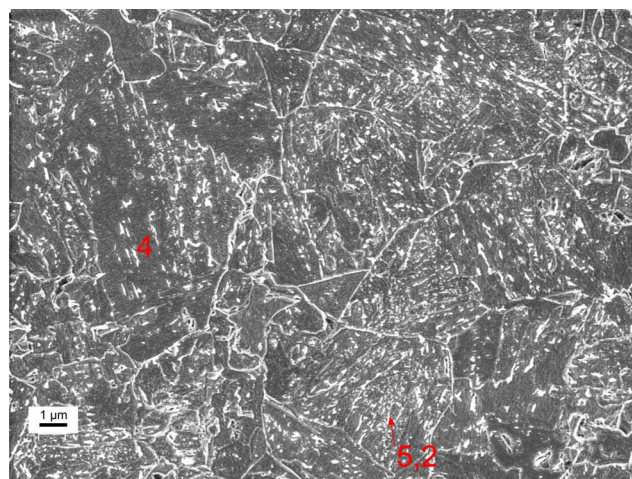
In Abb. 3.8(c) ist eine Korngröße zwischen 3 und 10 μm festzustellen. Sie wurde mittels EBSD als 3 μm bestimmt. Sie sollte damit ähnlich wie jene des DP 1000 sein. Bei Betrachtung der IQ Karte (Abb. 3.10) wird allerdings ersichtlich, dass das Gefüge aus kleineren Einheiten besteht. In den meisten Körnern ist eine Subkornstruktur mit Einheiten $<<10$



(a) $V = 500x$, Ätzung: Le Pera



(b) $V = 1000x$, Ätzung: Le Pera



(c) $V = 1000x$, Ätzung: elektrolytisch

Abbildung 3.8: zeigt die Mikrostruktur des CP 1000. In a) ist die Bänderung sichtbar. In b) und c) sind mögliche Interpretationen der Ätzungen dargestellt. Die Zahlen stehen für folgende Phasen: 1 Ferrit, 2 angelassener, 3 nicht angelassener Martensit, 4 oberer, 5 unterer Bainit, 6 karbidfreier Bainit, 7 Restaustenit

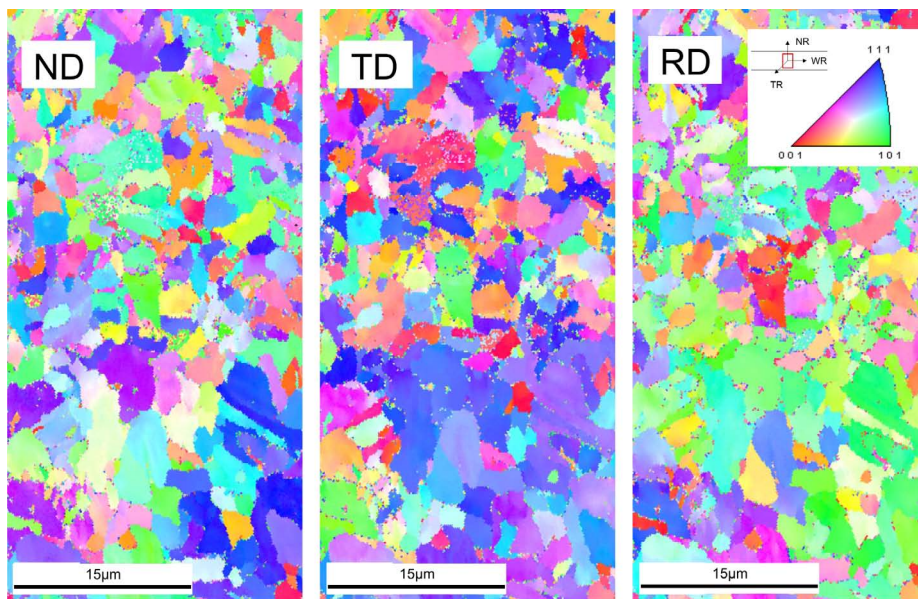


Abbildung 3.9: Inverse Polfiguren CP 1000

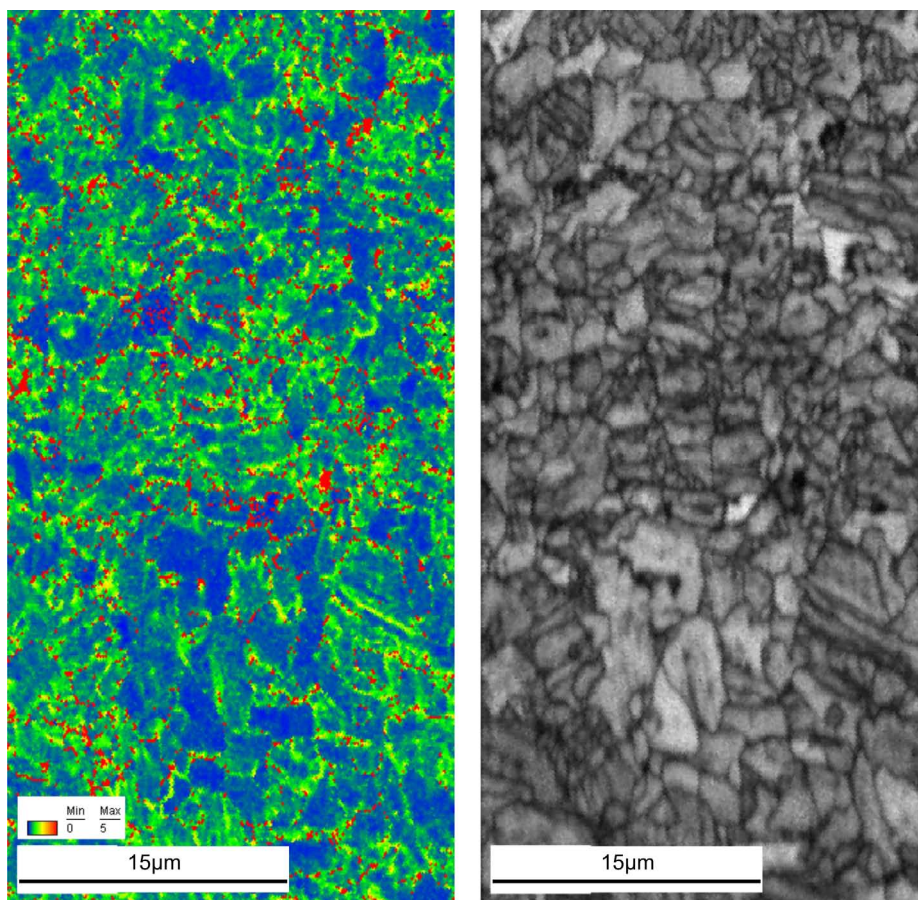
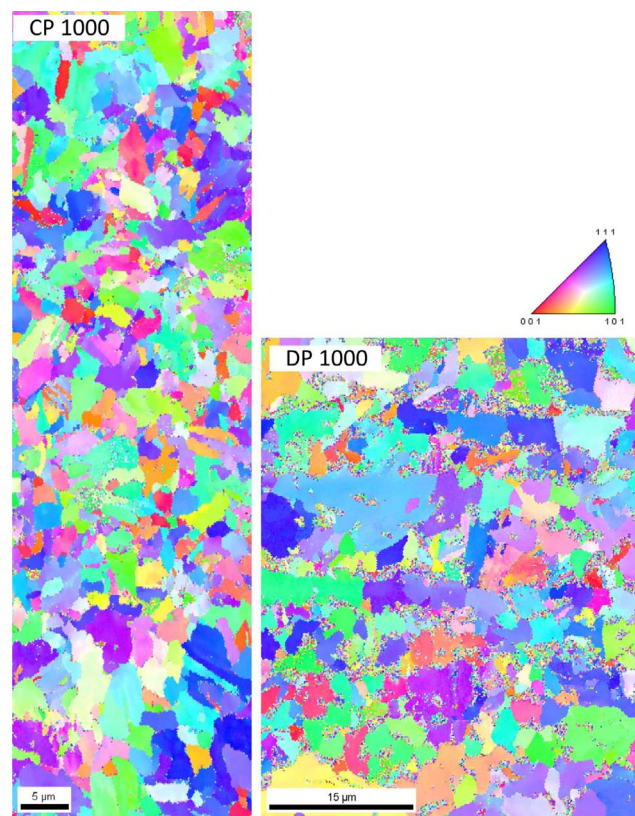
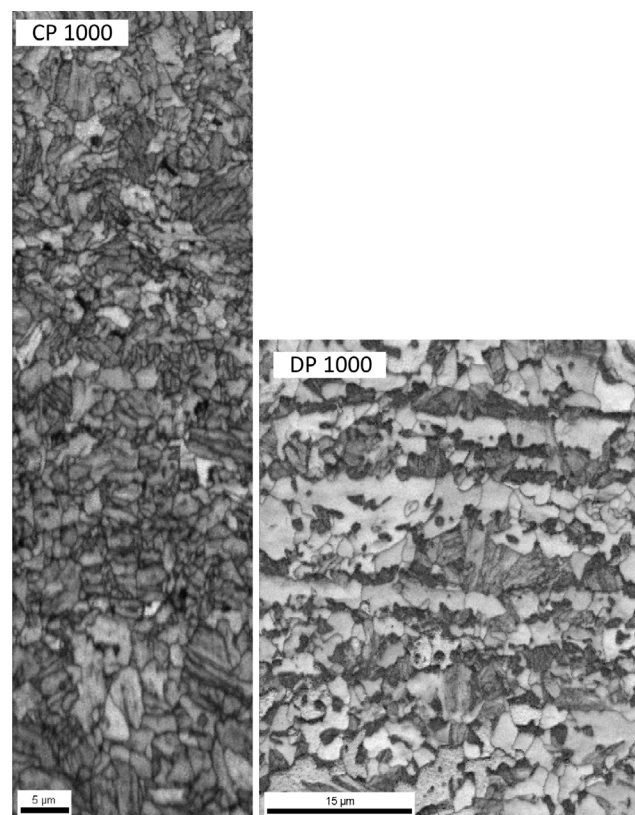


Abbildung 3.10: KAM und IQ Karten von CP 1000, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.9



(a)



(b)

Abbildung 3.11: Direkter Vergleich von Polfigur- und Image Quality Aufnahmen von DP 1000 und CP 1000

μm zu sehen. Diese dürften zum Großteil den Bainitplatten entsprechen.

Die Karte der inversen Polfiguren zeigt in Walzrichtung eine leichte Vorzugsorientierung zwischen $[1\ 0\ 0]$ und $[1\ 0\ 1]$.

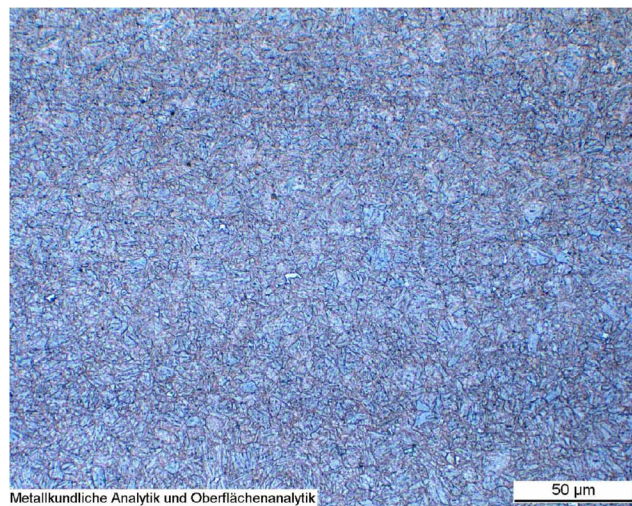
Die Missorientierung ändert sich von 0 bis circa 3° (Abb. 3.10). Höher missorientierte Bereiche sind kaum vorhanden. Die Regionen niederer und mittlerer Missorientierung sind durchmischt und ineinander übergehend. Scharfe Übergänge von hoher zu niedriger Missorientierung, wie im DP 1000, sind nicht vorhanden. Bereiche mit ausgeprägter Substruktur zeigen eine höhere Missorientierung als Bereiche ohne Substruktur.

In Abb. 3.11 ist der direkte Vergleich der Kornstruktur von DP 1000 und CP 1000 erkennbar. Der DP 1000 zeigt eine etwas größere durchschnittliche Korngröße. Die Härte des CP 1000 beträgt 310 HV.

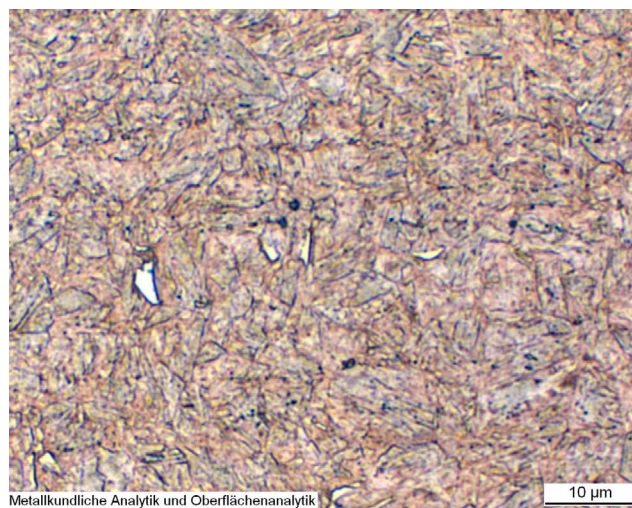
3.2.2 CP1200

Die chemische Zusammensetzung ist in Tab. 3.1 aufgelistet. Der CP 1200 besteht hauptsächlich aus angelassenem Martensit. Geringe bainitische Anteile sind nicht ausgeschlossen. Diese sind allerdings schwer von angelassenem Martensit zu unterscheiden. Die Le Pera Ätzung bildet die Kornstruktur schlecht, die elektrolytische Ätzung etwas besser ab. Hier sind regelmäßig, polygonale Körner mit einer Korngröße von 5 - $15\mu\text{m}$ sichtbar. Sie zeigen keine Verlängerung in Walzrichtung. Die genaueste Darstellung der Mikrostruktur liefert die IQ Karte in Abb. 3.13. Hier sind die Martensitlanzetten klar zu erkennen. Die KAM-Karte zeigt mittlere Missorientierungen von $1-3^\circ$.

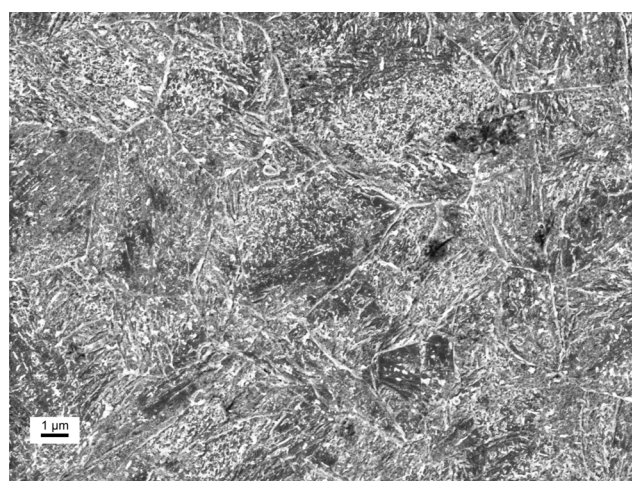
Der CP 1200 weist eine Härte von 389 HV auf.



(a) $V = 500x$, Ätzung: Le Pera



(b) $V = 1000x$, Ätzung: Le Pera



(c) $V = 5000x$, Ätzung: elektrolytisch

Abbildung 3.12: Der CP 1200 besteht hauptsächlich aus angelassenem Martensit.

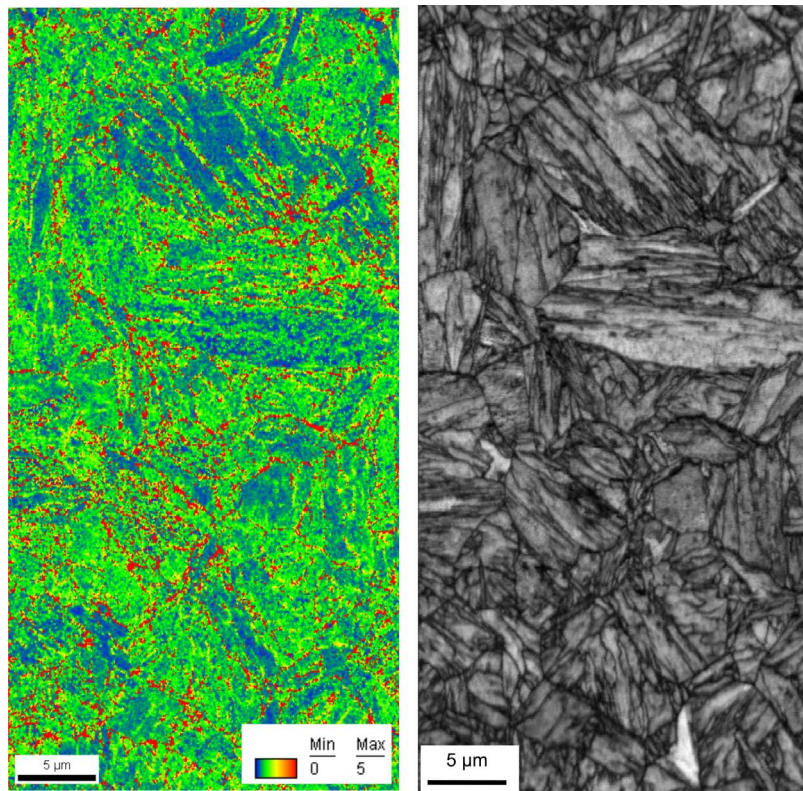


Abbildung 3.13: KAM und IQ Karten von CP 1200

4

Bruch- und Verformungsverhalten in konventionellen mechanischen Prüfungen

4.1 Zugversuch

Der Zugversuch weist bis zu Beginn der Probeneinschnürung einen einachsigen Spannungszustand auf. Die Spannungsdreiaxialität ist sowohl vor als auch nach Beginn der Probeneinschnürung gering.

Es werden Längs- und Querproben besprochen.

4.1.1 Parameter aus dem Spannungs-Dehnungsdiagramm

Es wurden pro Orientierung mindestens vier Versuche durchgeführt. In Tab. 4.1 sind die durchschnittlichen mechanischen Kennwerte für die Längs- und Querorientierung dargestellt. Die für beide Orientierungen gemittelten Werte sind Tab. 4.2 angegeben.

Allgemein kann festgestellt werden, dass die längsorientierten gegenüber den querorientierten Proben tendenziell höhere Dehnungen (A_g, A_{80}) aufweisen. Die Festigkeiten zeigen diesbezüglich keinen klaren Trend.

Tabelle 4.1: Kennwerte aus dem Zugversuch, Unterschied Längs- und Querorientierung

	DP 1000	CP 1000	DP 600	CP 1200
	Längs/Quer	Längs/Quer	Längs/Quer	Längs/Quer
R_{p02} (MPa)	750/703	812/839	380/381	1086/1070
R_m (MPa)	1049/1049	962/970	611/612	1239/1237
A_g (%)	7.95/7.73	7.07/6.40	14.82/14.58	3.35/3.03
A_{80} (%)	12.10/12.58	12.13/10.53	26.55/26.25	5.93/5.03
n_{2-4}	0.121/0.120	0.091/0.81	0.178/0.173	0.047/ -
n_{4-6}	0.102/0.098	0.085/0.083	0.167/0.163	-
$\epsilon_{Bruch,wahr}$ (%)	74/-	112/-	102/-	89/-

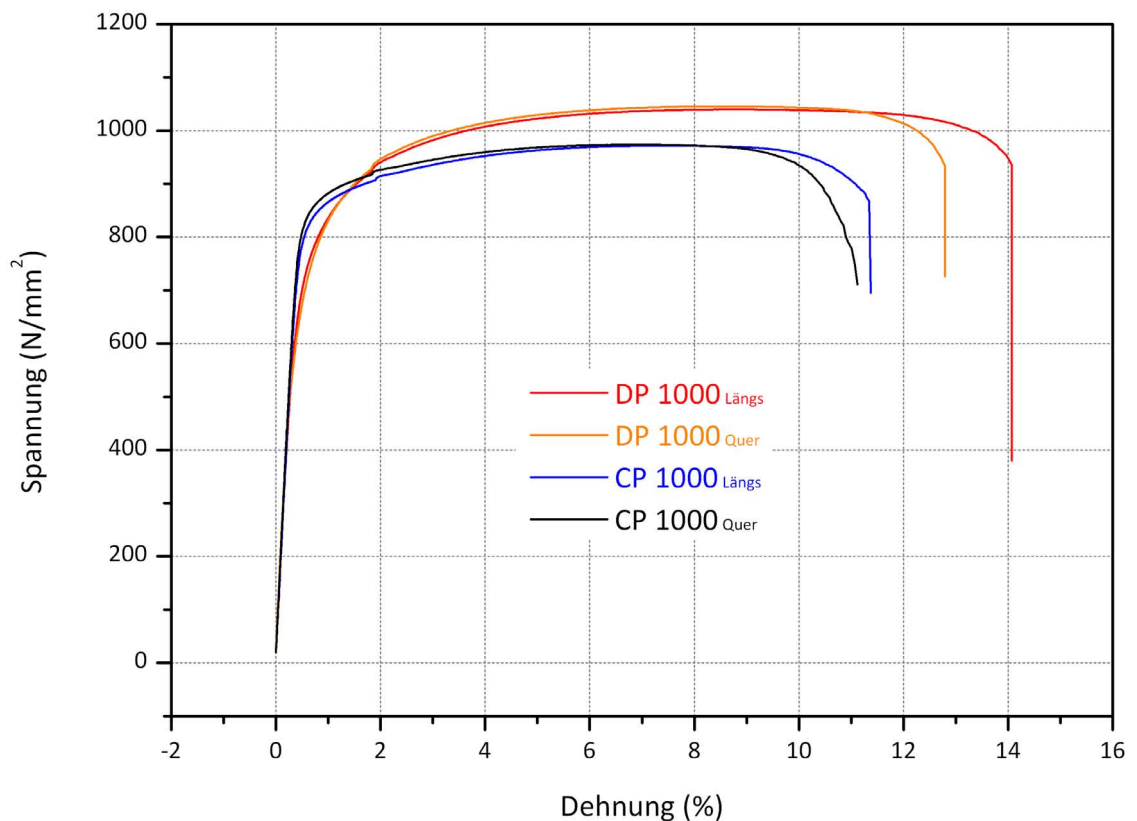


Abbildung 4.1: Spannungs- Dehnungsdiagramm von DP 1000 und CP 1000

Wird im Folgenden bei Wertebeschreibungen die Probenorientierung nicht explizit erwähnt, sind die über beide Orientierungen gemittelten Werte gemeint.

DP 1000

Der DP 1000 weist eine Streckgrenze $R_{p0.2}$ von 724 MPa und eine Zugfestigkeit R_m von 1045 MPa auf. Die Gleichmaßdehnung A_g beträgt 7.9% und die Bruchdehnung A_{80} 12.4%. Abb. 4.1 zeigt Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Längs- und Querorientierung.

CP 1000

Der CP 1000 weist mit 821 MPa eine um 100 MPa höhere Streckgrenze auf als der DP 1000. Die Zugfestigkeit beträgt 962 MPa und ist somit um fast 100 MPa geringer als jene des DP 1000.

Die Gleichmaßdehnung A_g ist mit 6.7% wesentlich, die Bruchdehnung A_{80} mit 11.3% unwesentlich geringer als die jeweiligen Werte des DP 1000.

Abb. 4.1 zeigen Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Längs- und Querorientierung.

Tabelle 4.2: Kennwerte aus dem Zugversuch, Durchschnitt aus Längs- und Querorientierung

	DP 1000	CP 1000	DP 600	CP 1200
$R_{p0.2}$ (MPa)	724	821	382	1077
R_m (MPa)	1045	962	612	1237
A_g (%)	7.9	6.7	14.7	3.2
A_{80} (%)	12.4	11.2	26.5	5.6
n_{2-4}	0.1222	0.0862	0.1758	0.0465
n_{4-6}	0.1012	0.0875	0.1660	-

DP 600

Der DP 600 zeigt mit $R_{p0.2}=382$ MPa die niedrigste Streckgrenze und mit $R_m=612$ MPa die niedrigste Zugfestigkeit von allen untersuchten Stählen. A_g und A_{80} zeigen mit 14.7% und 26.5% die höchsten Werte aller Stähle.

CP 1200

Die höchsten Werte für $R_{p0.2}$ und R_m von allen untersuchten Stählen zeigt der CP 1200 mit 1077 und 1237 MPa. Gleichmaß- und Bruchdehnung liegen bei 3.2% und 5.6%.

4.1.2 Wahre Bruchdehnung

Es wurde die wahre Bruchdehnung $\epsilon_{Bruch,wahr}$ aus der Bruchfläche der gebrochenen Probe bestimmt. Sie ist in Tab.4.1 aufgelistet.

Die größten Wert für $\epsilon_{Bruch,wahr}$ besitzt der CP 1000 gefolgt vom DP 600 und dem CP1200. Den schlechtesten Wert zeigt DP 1000. Diese Reihung korreliert mit der Problemanfälligkeit bei der Umformung.

Bemerkenswert ist, dass die wahre Bruchdehnung nicht mit der Bruchdehnung A_{80} korreliert. Beispielsweise sind die A_{80} -Werte von DP 1000 und CP 1000 ähnlich, $\epsilon_{Bruch,wahr}$ ist aber beim CP 1000 um 50% höher als beim DP 1000. CP 1200 zeigt eine etwas höhere wahre Bruchdehnung als DP 1000, obwohl der A_{80} -Wert nur etwa halb so groß ist.

Kang et al. [30] geben eine wahre Bruchdehnung von 102% für einen DP 600 an.

4.1.3 Bruchfläche und Porenbildung

Die Bruchfläche, Längs- und Normalschliffe (Abb. 4.2) wurden von mehreren Zugproben pro Stahl untersucht. Die Schliffe wurden in etwa in der Mitte der Probenbreite und der Probendicke gefertigt, also circa bei $b/2$ im Längsschliff und $B/2$ im Normalschliff. Aufgrund der ätzbedingten Abrundung der Bruchkante konnte der direkte Rissverlauf an dieser Stelle nicht beobachtet werden.

Allgemeines

Die Stähle brechen in einem Winkel α über die Probenbreite und einem Winkel β über die Probendicke. Die Definitionen der Winkel sind in Abb.4.3 angegeben.

α ist abhängig vom Stahl und wird in den jeweiligen Abschnitten besprochen.

β beträgt immer 60°. Die Bruchform über die Probendicke tritt in 3 Varianten auf (Abb.4.3(b)):

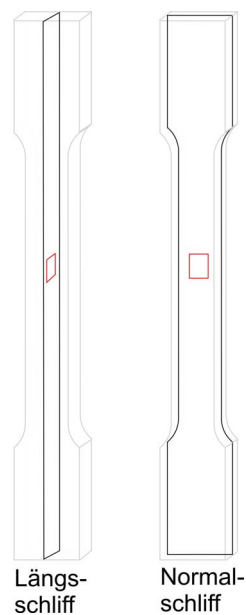


Abbildung 4.2: Schlifflagen

durchgehend schräg (Variante 1), aufgestellter oder liegender „Cup and Cone“ Bruch (Varianten 2 und 3). Der durchgehend schräge Bruch und die Seitenflanken des Cup and Cone weisen dabei den Winkel β auf. Das Auftreten der Varianten 1-3 hängt von α ab. Bei $\alpha = 0$ wurden alle drei Varianten beobachtet, bei $\alpha \neq 0$ wurden nur Varianten 2 und 3 festgestellt. Alle Stähle brechen mikroduktil und es wurden keine Sprödbbruchanteile beobachtet (Abb. 4.4). Die Wabenform in der Mitte der Proben unterscheidet sich von jener am Rand der Proben. In der Mitte der Probe, bei $B/2$ sind die Waben näherungsweise polygonal und tief. Zum Rand hin werden sie langgezogener und flacher (Abb. 4.7). Unmittelbar neben dem Rand schert das Material annähernd ohne Porenbildung.

Bruch und Porenbildung wird zuerst an den beiden Referenzstählen DP 1000 und CP 1000 beschrieben werden. Danach folgen DP 600 und CP 1200, wobei auf Gemeinsamkeiten und Unterschiede zu ihren jeweiligen Familienmitgliedern aufmerksam gemacht werden soll. Abb.4.4 zeigt einen direkten Vergleich der Bruchflächen aller Stähle. Während die DP Stähle eine gleichmäßige Bruchfläche mit homogener Wabengröße aufweisen, zeigen die CP Stähle deutliche mehrere Generationen von Waben.

DP 1000

Bruchfläche Die Brucheinschnürung des DP 1000 beträgt 48% des Anfangsquerschnittes in der Längsorientierung und 57% in der Querorientierung.

Der DP 1000 bricht über die Probenbreite meist in drei Abschnitten (Abb. 4.5). In den äußeren Probenrandbereichen beträgt $\alpha \approx 23^\circ$, während sich in Probenmitte, also bei $b/2$, ein unterschiedlich großer (1-5mm) Bereich normal zur Hauptbelastungsrichtung ($\alpha = 0$) befindet. In einigen Proben wechselt α noch weitere Male zwischen diesen zwei Werten. Die quer-orientierten Proben zeigen diese Wechsel häufiger als die längs-orientierten. Dies führt zu einer unregelmäßigeren Bruchoberfläche der quer-orientierten Proben.

Die Bruchform über die Probendicke ändert sich mit α wie im Abschnitt „Allgemeines“ beschrieben.

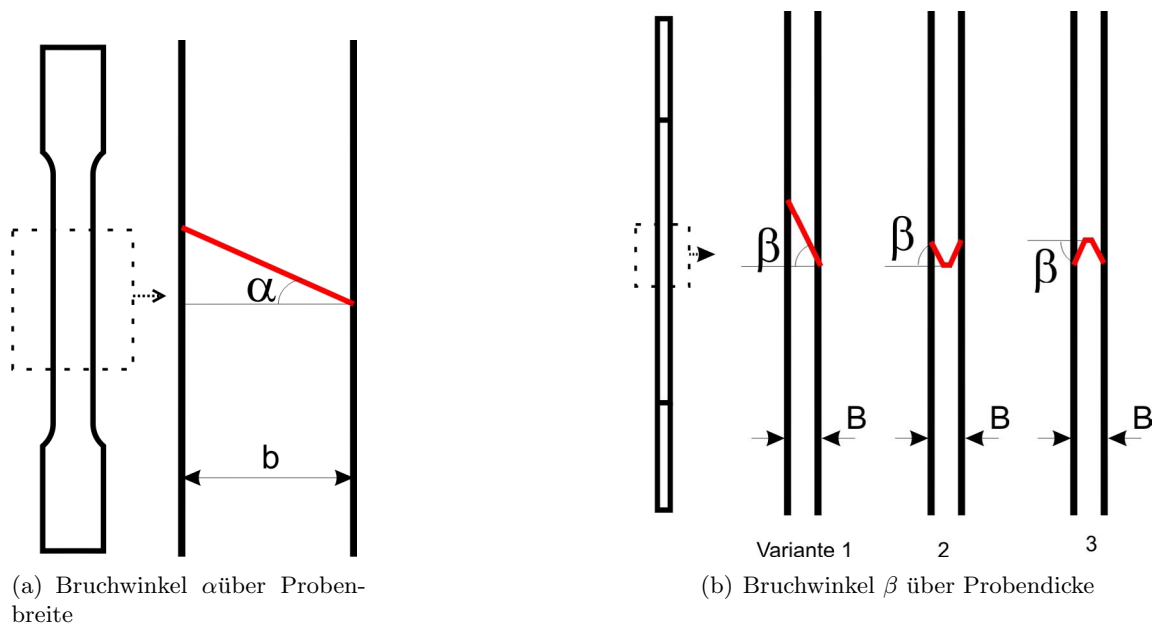


Abbildung 4.3: Darstellung der Bruchwinkel α und β

Abb. 4.6 zeigt ein Querpanorama von Probendickemitte bis zum Rand. Es ist klar eine Zeiligkeit zu erkennen. Die Wabenform ändert sich mit zunehmenden Abstand zur Mitte von tiefen, polygonalen zu langgestreckten, flachen Waben. Dies ist im Detail in Abb. 4.7 ersichtlich. Die Wabengröße ist generell $< 10\mu\text{m}$, wobei ein beträchtlicher Anteil kleiner als $2\mu\text{m}$ ist. Die kleinen Waben treten gehäuft an Kanten auf. Vereinzelt wurden auf der Bruchfläche Einschlüsse gefunden.

Porenbildung Abb. 4.8 zeigt typische Porenpositionen unter der Bruchfläche. Sie entstehen vor allem dort, wo Ferrit an einer oder mehreren Seiten von Martensit begrenzt wird. Bevorzugt sind Positionen mit eng beieinanderliegenden oder sich teilweise berührenden Martensitkörnern. Ferritzwickel innerhalb Martensitkornagglomeration gehören ebenfalls zu den anfälligen Bereichen. Es sind vor allem normal zur Belastungsrichtung liegenden Martensit-Ferrit Grenzflächen betroffen. Aufgrund der gebänderten Martensit-Ferrit Verteilung sind die Poren nicht willkürlich verteilt sondern treten in Straßen auf. Nichtmetallische Einschlüsse wurden im Schliff selten beobachtet.

CP 1000

Bruchfläche Die Brucheinschnürung des CP 1000 beträgt 65% in den längs-orientierten und 62% in den quer-orientierten Proben. Die Einschnürung ist damit um durchschnittlich 35% größer als im DP 1000.

Der CP 1000 bricht über die Probenbreite unter einem Winkel $\alpha = 25^\circ$ (Abb. 4.9). Im Unterschied zum DP 1000 ändert sich α nicht. Die Bruchform ist „Cup and Cone“ / dachförmig (Abb. 4.9(b)). Die Orientierung des Daches wechselt in einer Probe häufig über den Bruchverlauf. In Probenmitte geschieht dies in besonders kurzen Abständen. In den quer-orientierten ist häufiger als in den längsorientierten Proben ein Orientierungswechsel des „Cup and Cone“ zu verzeichnen.

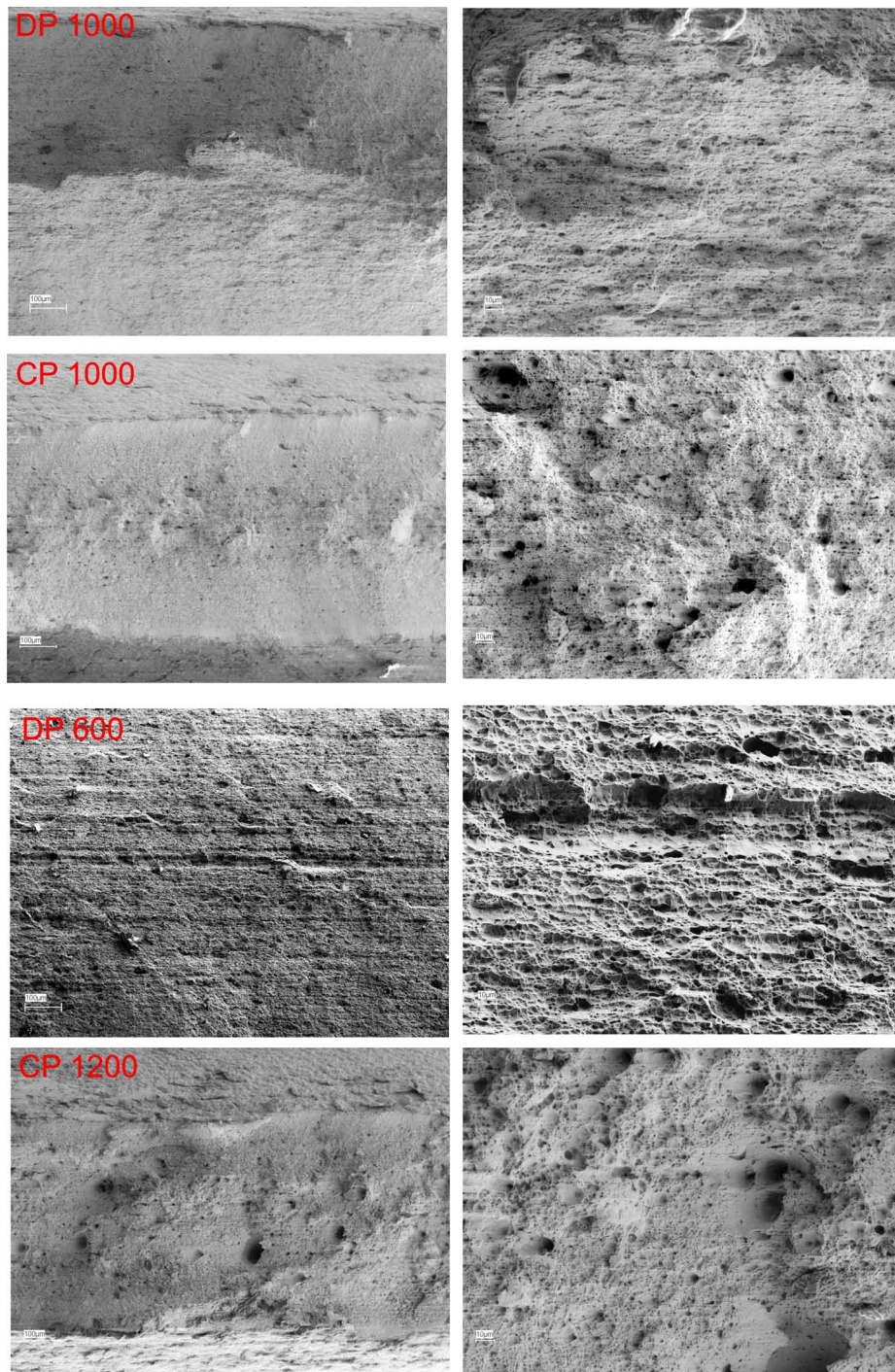


Abbildung 4.4: Vergleich der Bruchflächen aller Zugproben bei unterschiedlicher Vergrößerung (Längsproben)

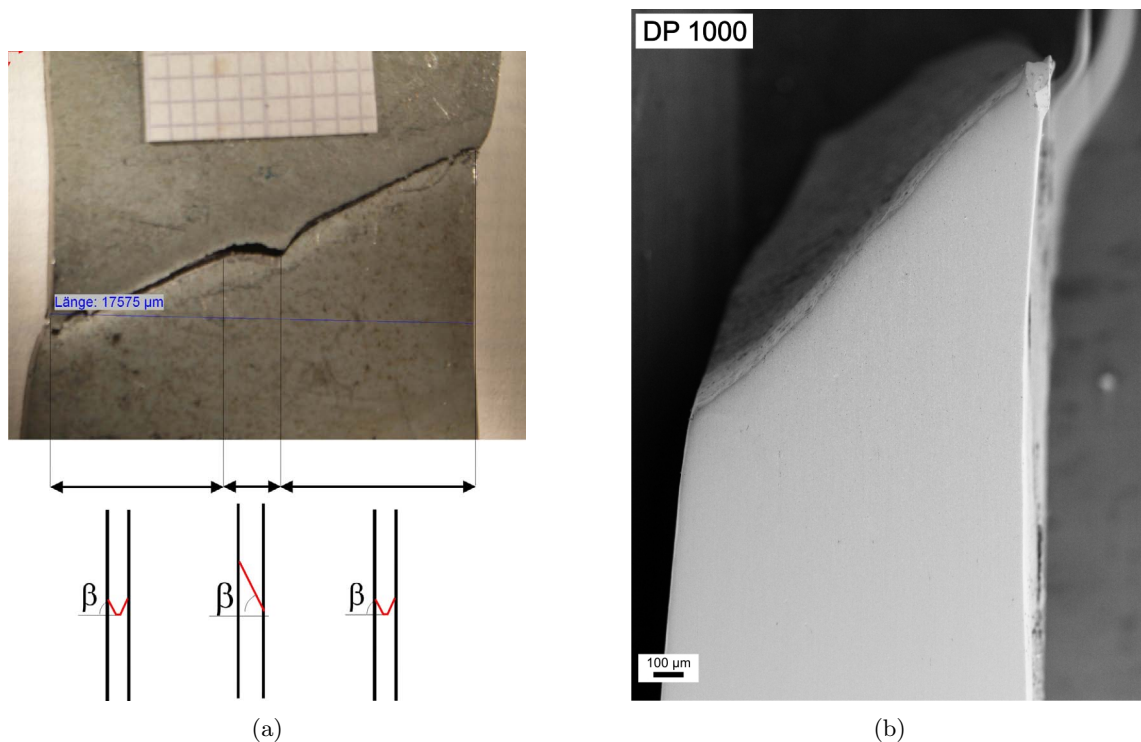


Abbildung 4.5: Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im DP 1000 (Längsprobe)

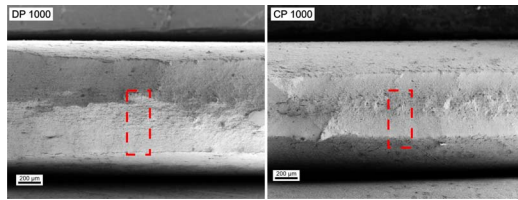
Die Bruchfläche weist beträchtliche Unterschiede zum DP 1000 auf. Es gibt im CP 1000 mindestens zwei Generationen von Poren/Waben. Größere Waben von 10-20 µm sind umgeben von kleinen <math><10\mu\text{m}</math>. Letztere haben eine ähnliche Größe wie jene im dem DP 1000. Die Diskrepanz der Wabengrößen ist vor allem in Probenmitte stark ausgeprägt. Gegen den Rand hin überwiegen die kleinen Waben. Anders als im DP 1000 ist die Zeiligkeit in der Bruchfläche wesentlich schwächer ausgeprägt.

Porenbildung Es sind unter der Bruchfläche wesentlich weniger Poren als im DP 1000 vorhanden. Sie sind außerdem kleiner. Sie entstehen meist an großen härteren Teilchen, wie Martensitkörnern oder großen Karbiden und sind meist direkt an den Grenzflächen normal zur Belastungsrichtung positioniert (Abb. 4.10(a)). Auffallend ist die große Anzahl von Poren an nichtmetallischen Einschlüssen (Abb. 4.10(b)). Sie treten meist aneinandergereiht auf. Die nichtmetallischen Einschlüsse sind von der Matrix abgelöst und wenig verformt.

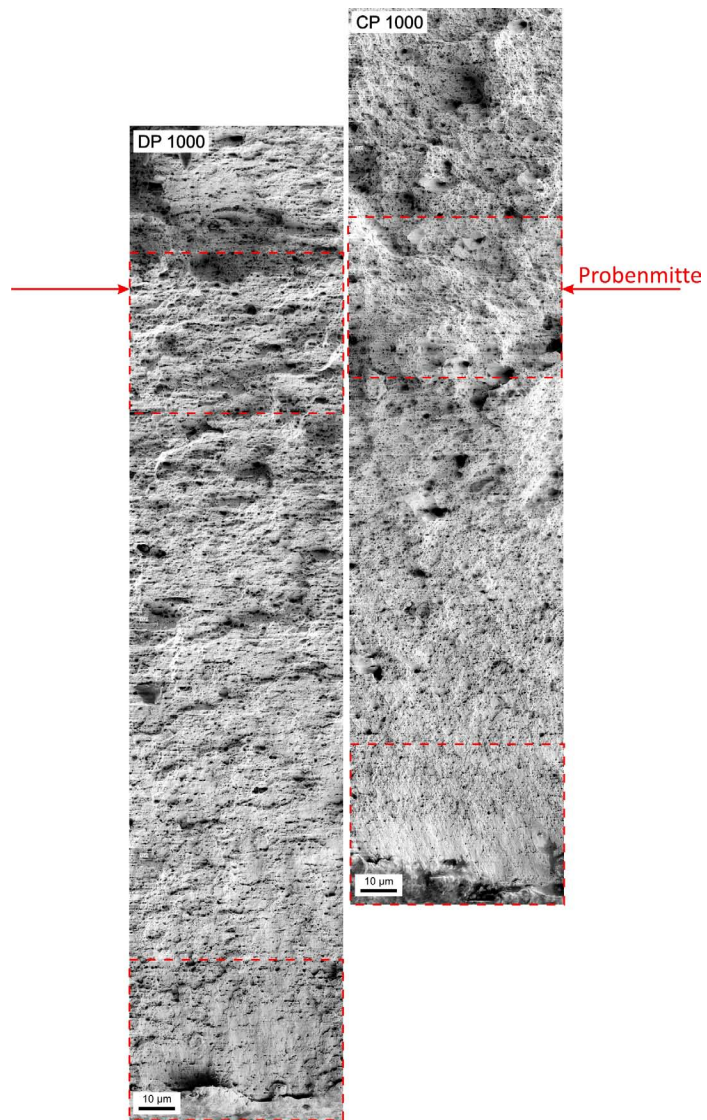
DP 600

Bruchfläche Der DP 600 zeigt sowohl in längs- als auch quer-orientierten Proben eine Brucheinschnürung von 60%.

Bezüglich des Bruchs über die Probenbreite wurden im DP 600 zwei Mechanismen festgestellt. Im ersten Fall liegt die Bruchfläche annähernd normal zur Hauptbelastungsrichtung (Abb. 4.11). Hierbei reißt die Probe bei $b/2$, also in Probenmitte zuerst auf, während die Randbereiche noch zusammenhängen. Die Probe dehnt sich weiter, bis sich auch die Seiten



(a) Übersicht



(b) Detail

Abbildung 4.6: Vergleich der Bruchflächen von DP 1000 und CP 1000 mit Details von Probenmitte bis Probenrand

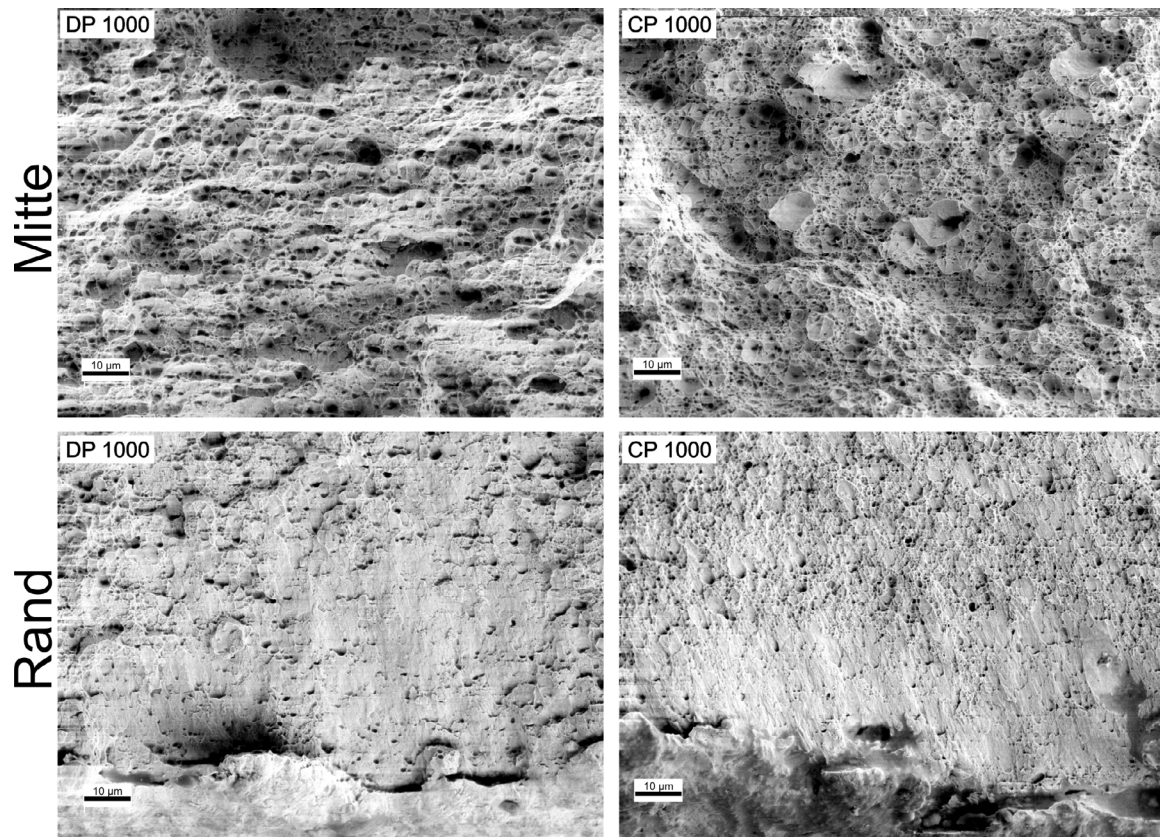


Abbildung 4.7: Ausschnitt der Bruchfläche von Probenmitte und Probenrand, Vergleich von DP 1000 und CP 1000

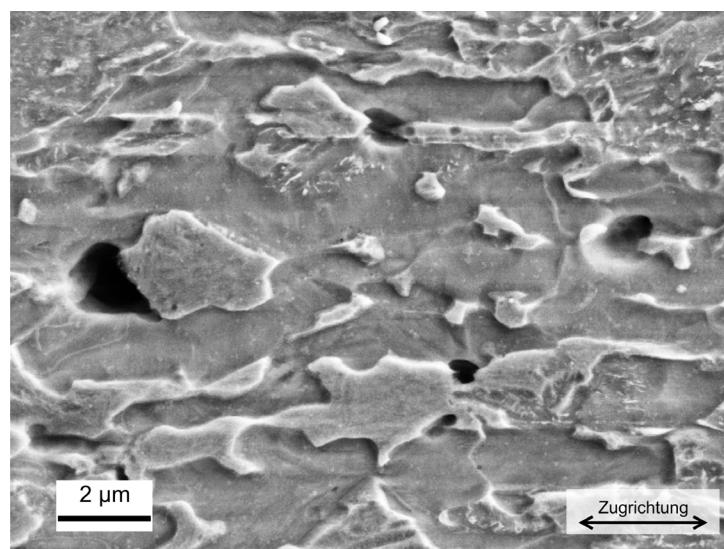


Abbildung 4.8: Porenpositionen in DP 1000 (Längsprobe)

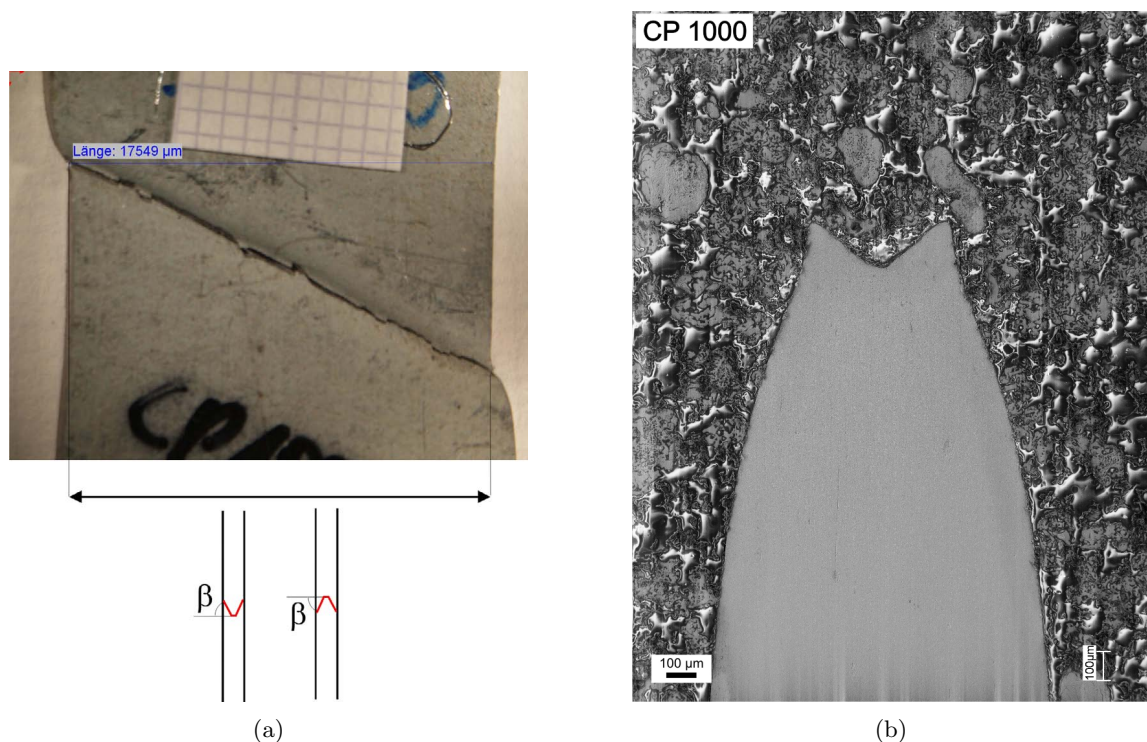


Abbildung 4.9: Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von CP 1000 (Längsprobe)

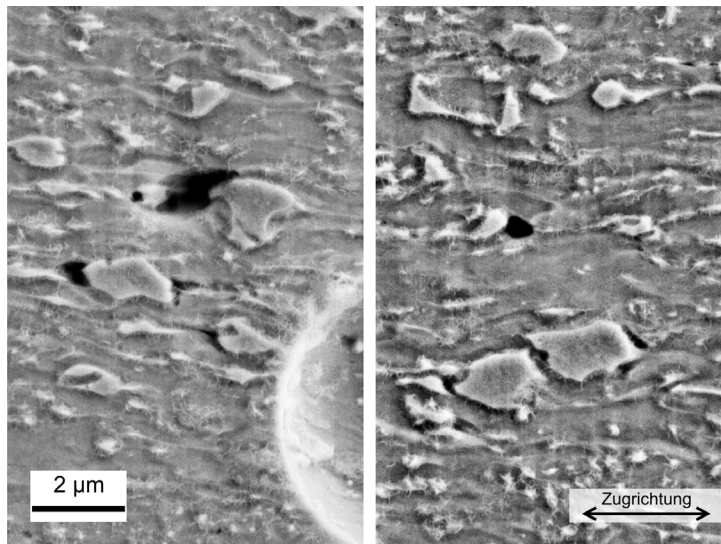
trennen. Die gebrochenen Teilstücke passen daher nicht mehr zusammen. Ausnahmsweise treten an den Probenrandbereichen durchgehend schräge Scherlippen (Variante 1 in Abb. 4.3(b)) unter $\alpha \approx 0$ auf. Ansonsten gelten bezüglich der Bruchform über die Probendicke die gleichen Überlegungen wie im Abschnitt „Allgemeines“ beschrieben.

Im zweiten Fall verläuft der Bruch ähnlich wie im DP 1000 dreigeteilt. An den Probenrändern weist er einen Winkel $20 < \alpha < 23^\circ$ auf und in Probenmitte befindet sich ein unterschiedlich großer Bereich mit $\alpha=0$.

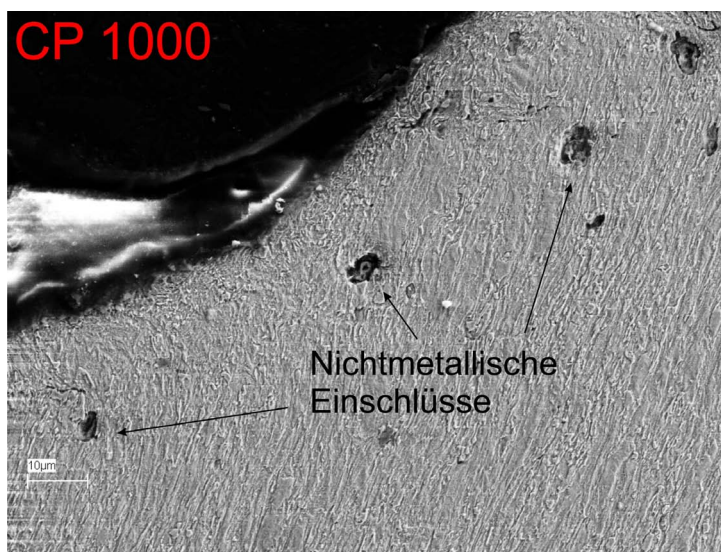
In den längs-orientierten Proben treten beide Fälle auf, in den quer-orientierten dominiert der zweite Fall.

Im DP 600 sind die Waben durchschnittlich größer als die anderen Stähle (Abb.4.12). Ihre Größe ist sehr homogen. Es wurden nicht mehrere Generationen von Waben beobachtet. Auffällig ist die starke Zeiligkeit in der Bruchfläche.

Porenbildung Poren entstehen im Allgemeinen direkt an oder in der Nähe von Martensit/Ferrit Grenzflächen oder zwischen Martensitkörnern (Abb. 4.13(a)). Es sind die Grenzflächen normal zur Zugrichtung betroffen. Es wurde öfters beobachtet, dass Poren von einer Martensit/Ferrit Grenzfläche ausgehen und dann entlang Ferrit/Ferrit Korngrenzen wachsen. Diese Poren haben eine längliche, schmale Form. Die Poren sind in Straßen parallel zur Zugrichtung angeordnet, wobei hier ein Zusammenhang mit den Martensitstraßen der Mikrostruktur gefunden werden kann. Auch hier wurden von der Matrix abgelöste nicht-metallische Einschlüsse beobachtet.



(a) Porenpositionen im CP 1000



(b) Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen

Abbildung 4.10: Porenpositionen in CP 1000 (Längsorientierung)

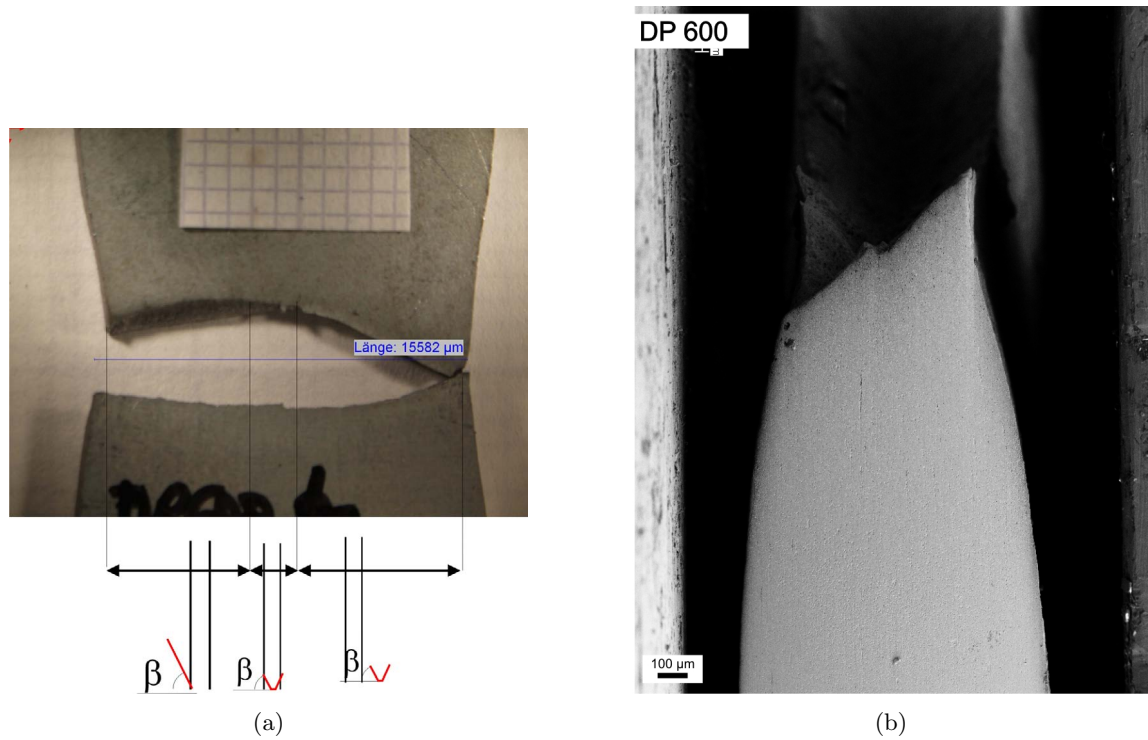


Abbildung 4.11: Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im DP 600 (Längsprobe)

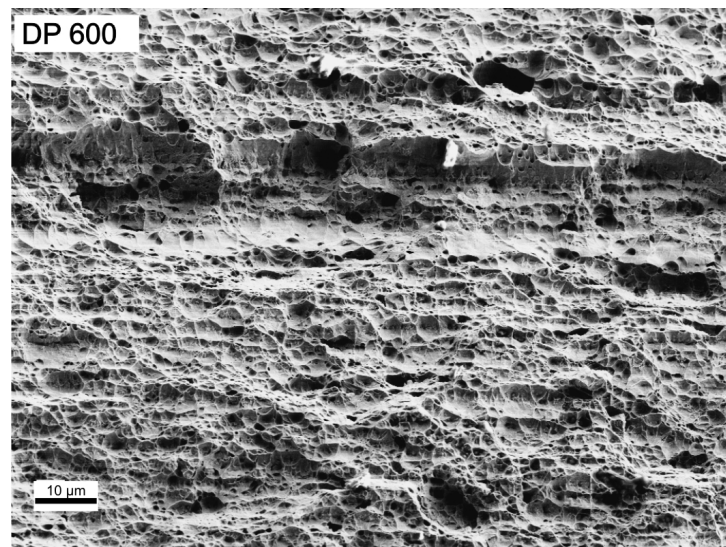
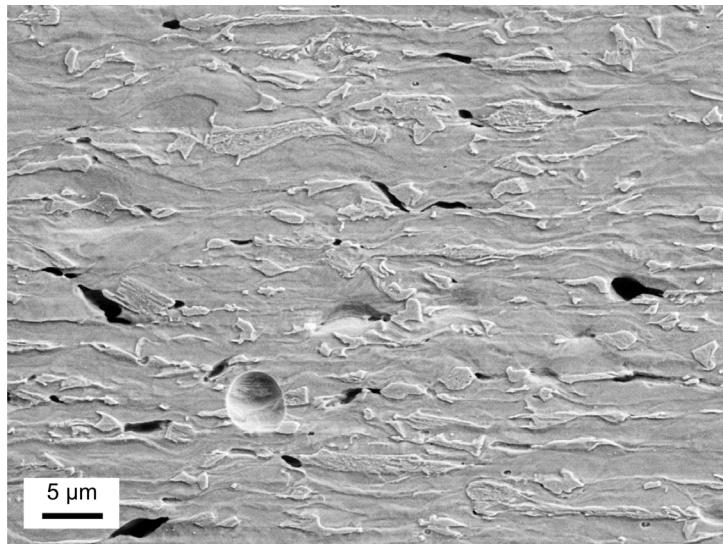
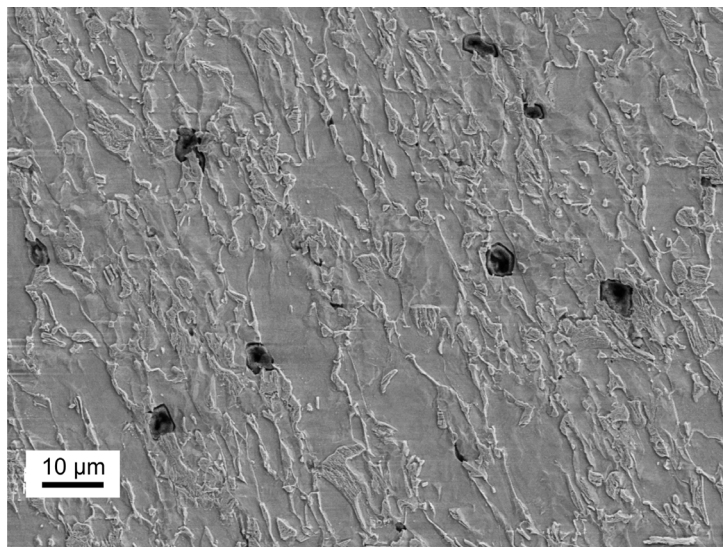


Abbildung 4.12: Bruchfläche von DP 600 in Probenmitte (Längsprobe)



(a)



(b) Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen

Abbildung 4.13: Porenpositionen in DP 600 (a) und nichtmetallische Einschlüsse in der Nähe der Bruchfläche (Längsprobe)

CP 1200

Bruchfläche Die maximal Einschnürung des CP 1200 beträgt 60% in der Längsorientierung und 57% in der Querorientierung.

Ähnlich dem CP 1000 bricht der CP 1200 über die Probenbreite konstant unter $\alpha=25^\circ$. Abweichungen von diesem Winkel wurden nicht beobachtet. Die Bruchform ist meist Cup and Cone/dachförmig in häufig, mit einem Abstand $<500\mu\text{m}$ wechselnder Orientierung (Varianten 2 und 3 in Abb.4.3(b)). Durchgehend schräger Bruch wurde ebenfalls beobachtet. Es gibt eindeutig mehrere Generationen von Poren (Abb.4.15). Die Größten erreichen bis zu $100\mu\text{m}$ Durchmesser. Sie sind umgeben von kleinen Waben, die im Größenbereich der kleinen Waben von DP 1000 und CP 1000 liegen.

Die größten Unterschiede im Wabendurchmesser findet man in der Mitte der Probe.

Porenbildung Der CP 1200 weist unter der Bruchoberfläche äußerst wenige Poren auf. Sie sind sehr klein ($<2\mu\text{m}$) (Abb. 4.16). Poren um nichtmetallische Einschlüsse sind vorhanden.

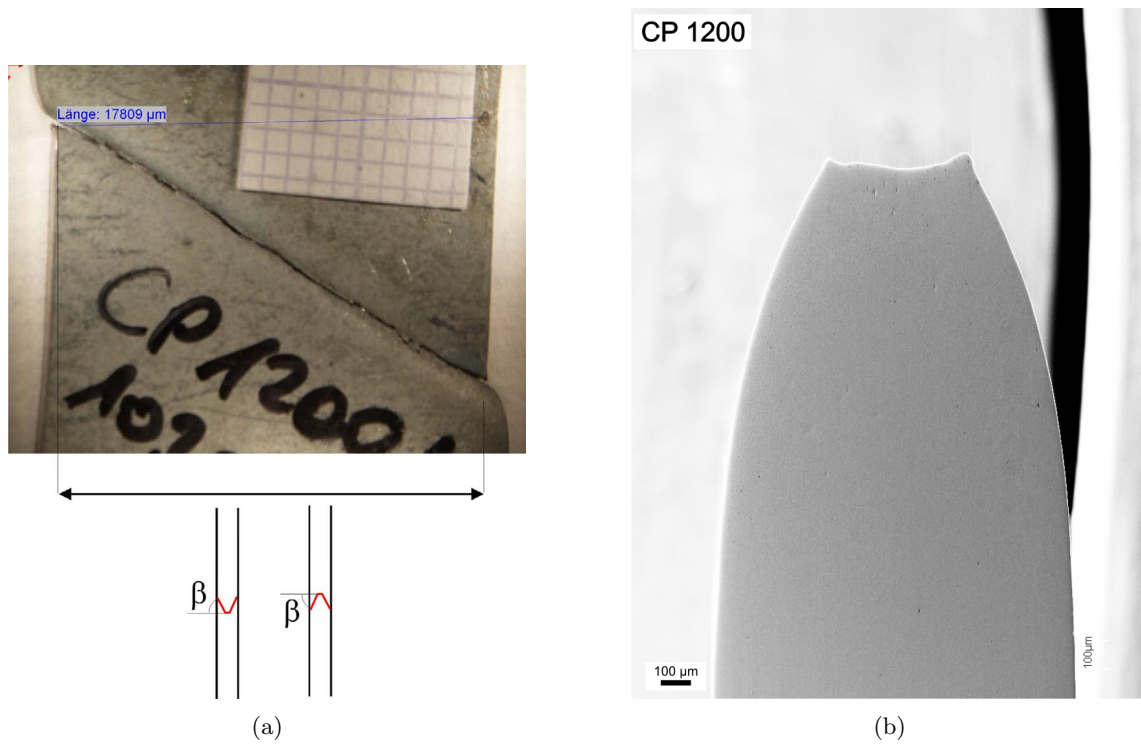


Abbildung 4.14: Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im CP 1200 (Längsprobe)

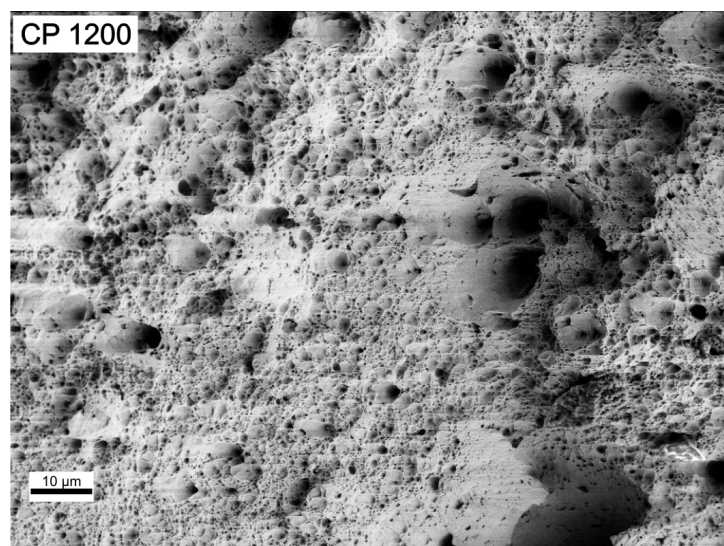
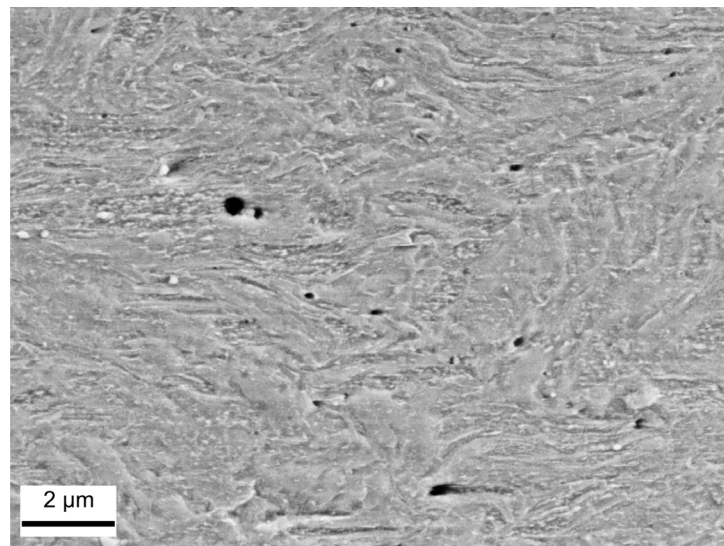
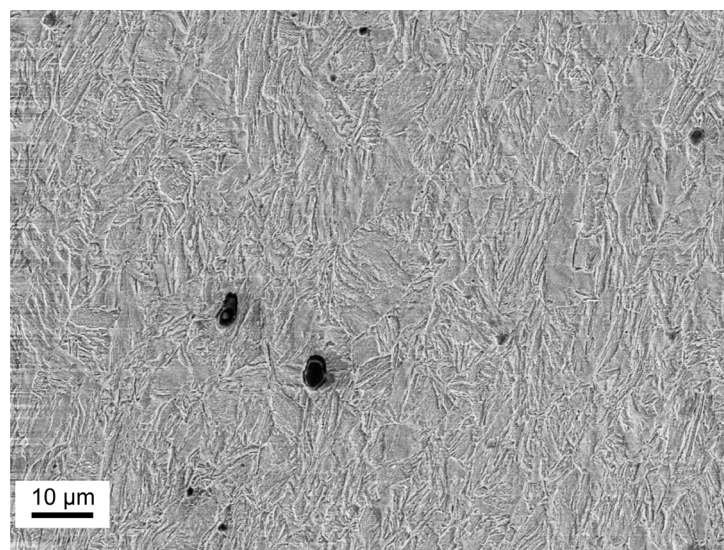


Abbildung 4.15: Bruchfläche von CP 1200 in Probenmitte (Längsprobe)



(a)



(b) Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen

Abbildung 4.16: Porenpositionen in DP 1200 (a) und nichtmetallische Einschlüsse in der Nähe der Bruchfläche (Längsprobe)

4.2 Lochaufweitungsversuch

Die kritische Lochaufweitung λ_{max} wurde für gefräste und gestanzte Löcher bestimmt. Das Ergebnis ist in Tab. 4.3 dargestellt.

Die kritische Lochaufweitung ist unterschiedlich, je nachdem ob ein gefrästes oder gestanztes Loch betrachtet wird. Die Lochaufweitung für ein gefrästes Loch beträgt ein Vielfaches der Lochaufweitung eines gestanzten Loches (Abb. 4.17). Grund hierfür ist vermutlich die durch das Stanzen größere Vorschädigung in Form von Mikrorissen. $\lambda_{max,gestanzt}$ beträgt nur ein Viertel bis ein Drittel von $\lambda_{max,gefraest}$.

Für gefräste Löcher zeigt der DP 600 den höchsten Wert vor dem CP 1200. Für gestanzte Löcher weist der CP 1000 den besten Wert vor dem DP 600 auf. In beiden Fällen zeigt der DP 1000 die geringste Lochaufweitung.

Abb. 4.17 zeigt Lochaufweitungsproben mit gestanzten Löchern im Moment des ersten durchgängigen Risses.

4.3 Schwertbiegeversuch

Die kritischen Biegewinkel sind in Tab. 4.4 dargestellt.

DP 600 erreicht den maximal versuchstechnisch möglichen Biegewinkel, ohne ein äußeres Anzeichen von Schädigung. Auf ihn folgt der CP 1000 und CP 1200. DP 1000 weist den niedrigsten kritischen Biegewinkel auf.

Schädigung

In Abb. 4.18 ist zu sehen, dass der DP 600 bei der maximal möglichen Durchbiegung als einziger Stahl keine Schädigung zeigt. CP 1000 weist einen Anriss bis etwa in Probenmitte auf. DP 1000 und CP 1200 brechen vollständig durch.

4.4 Lochzugversuch

4.4.1 Spannungs-Dehnungsdiagramm

Es wurden Spannungs-Dehnungsdiagramme von allen Stählen für Lochzug- und Standard-Zugproben in Längsorientierung erstellt. In Abb. 4.19 sind exemplarisch die Spannungs-Dehnungsdiagramme der Referenzstähle dargestellt. Es zeigt sich eine wesentliche Verringerung der Dehnung der Lochzugproben im Vergleich zu den Standardzugproben. Auffallend ist der große Unterschied in der Einschnürdehnung A_E^{LZ} . Sie ist folgendermaßen definiert:

Tabelle 4.3: Kritische Lochaufweitung

	gefärestes Loch	gestanztes Loch	Verhältnis
	$\lambda_{max,gefraest}$ (%)	$\lambda_{max,gestanz}$ (%)	$\frac{\lambda_{max,gestanz}}{\lambda_{max,gefraest}}$
DP1000	66.52	18.85	0.28
CP 1000	134.425	46.75	0.35
DP 600	174.9	42.5	0.24
CP 1200	139.525	35.9	0.26

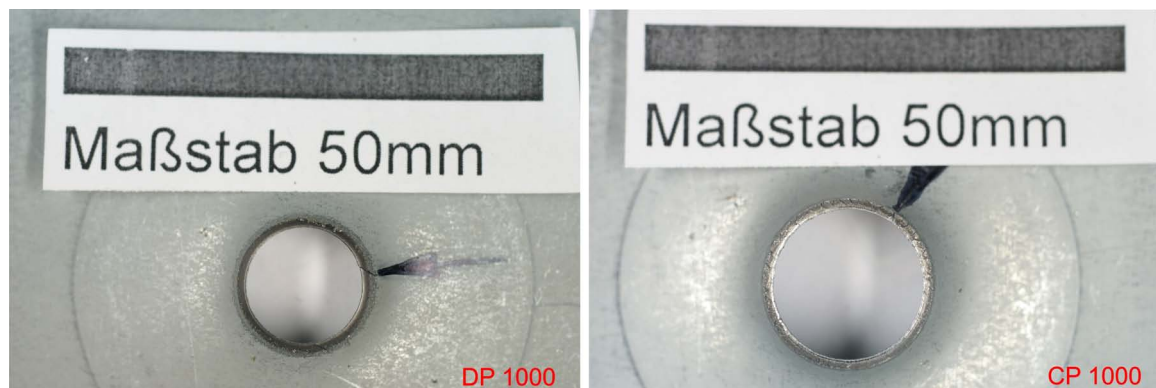


Abbildung 4.17: Lochaufweitung der gestanzten Lochzugproben für DP 1000 und CP 1000

Tabelle 4.4: Kritischer Biegewinkel

	Kritischer Biegewinkel	Kritischer Biegewinkel
	Biegeachse parallel zu Walzrichtung (°)	Biegeachse quer zu Walzrichtung (°)
DP1000	47.3	59.7
CP 1000	77.7	98.3
DP 600	145.7	<i>kein Wert vorhanden</i>
CP 1200	63.5	79.8

$$A_E^{LZ} = A_{80}^{LZ} - A_g^{LZ} \quad (4.1)$$

Tab. 4.5 zeigt die Werte für A_E^{LZ} .

4.4.2 „Hole opening displacement“

Es wurde HOD für alle Stähle bestimmt. Die Werte sind in Tab.4.5 nachzulesen. Für ein gestanztes Loch zeigt der DP 600 die größte Lochöffnung HOD , gefolgt von CP 1000 und CP 1200. Den schlechtesten Wert zeigt DP 1000. Die Werte für die Proben mit gebohrten Löchern zeigen bis auf DP 600 und CP 1000 die gleiche Reihenfolge. HOD ist für die gebohrten Proben für den CP 1000 etwas höher als für den DP 600.

Tabelle 4.5: Kennwerte aus dem Lochzugversuch

	A_E	A_E	HOD	HOD
	gebohrtes Loch (%)	gestanztes Loch (%)	gebohrtes Loch (μm)	gestanztes Loch (μm)
DP1000	0.2	0.8	518	213
CP 1000	3.2	2.6	934	400
DP 600	2.6	2.5	713	501
CP 1200	1.5	1.5	569	386

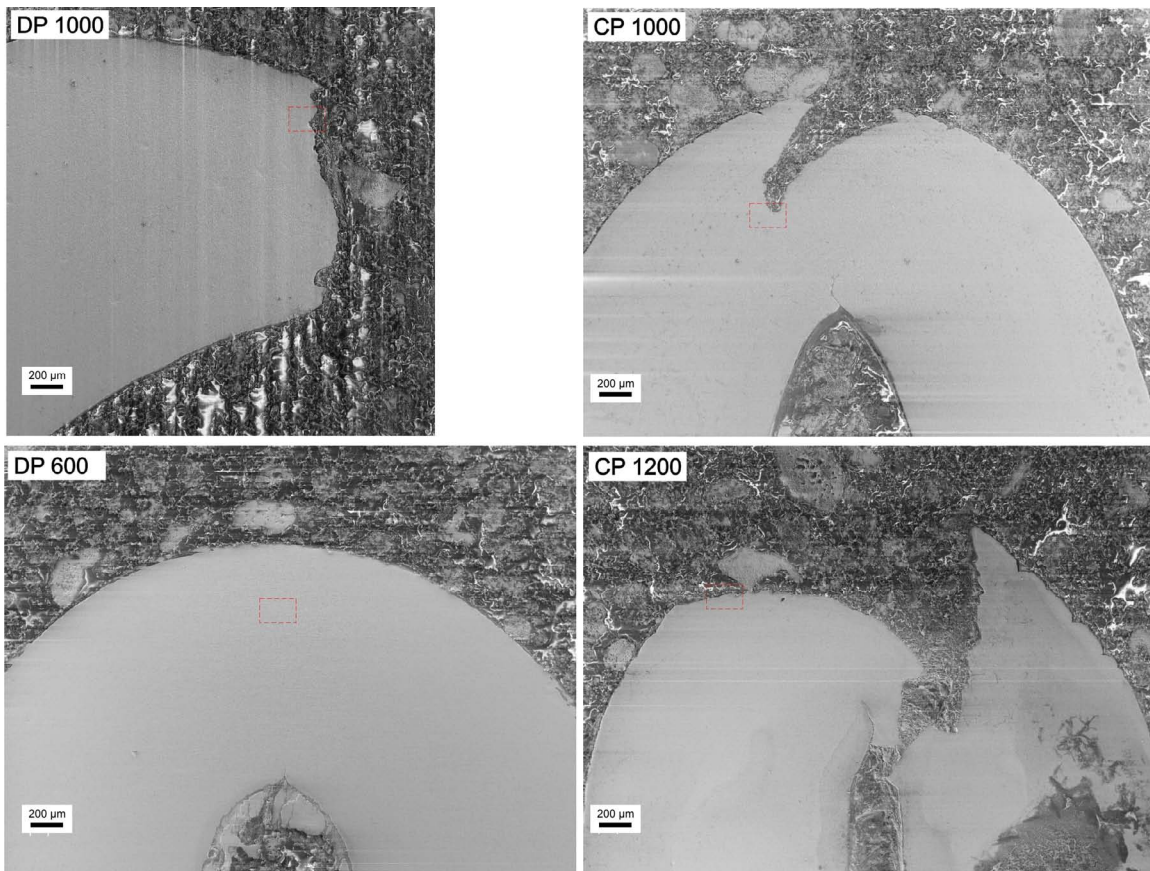
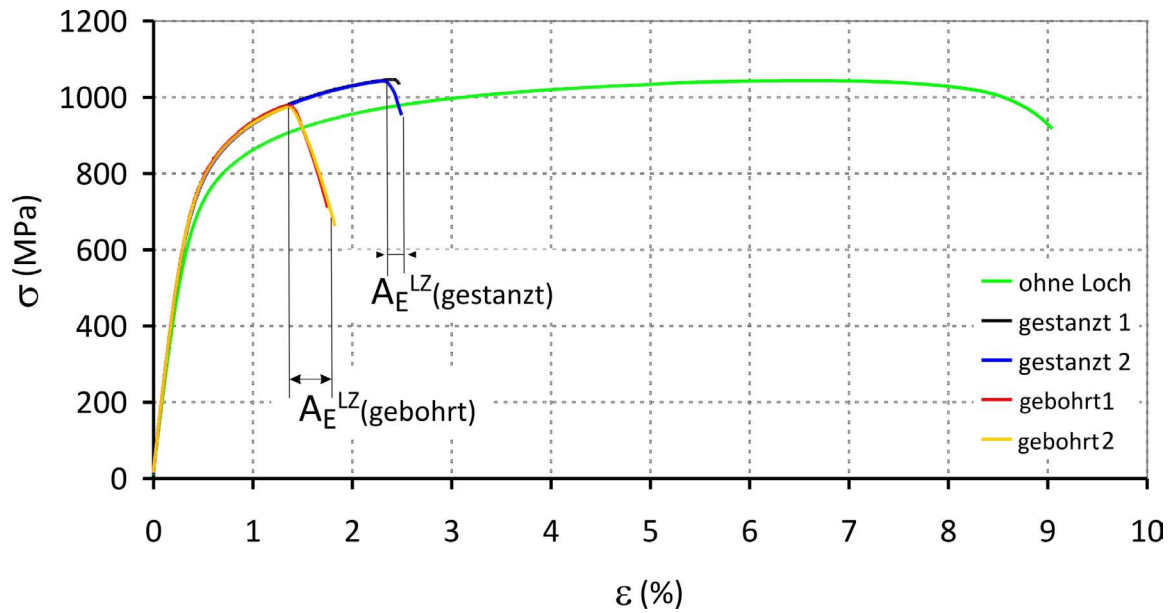
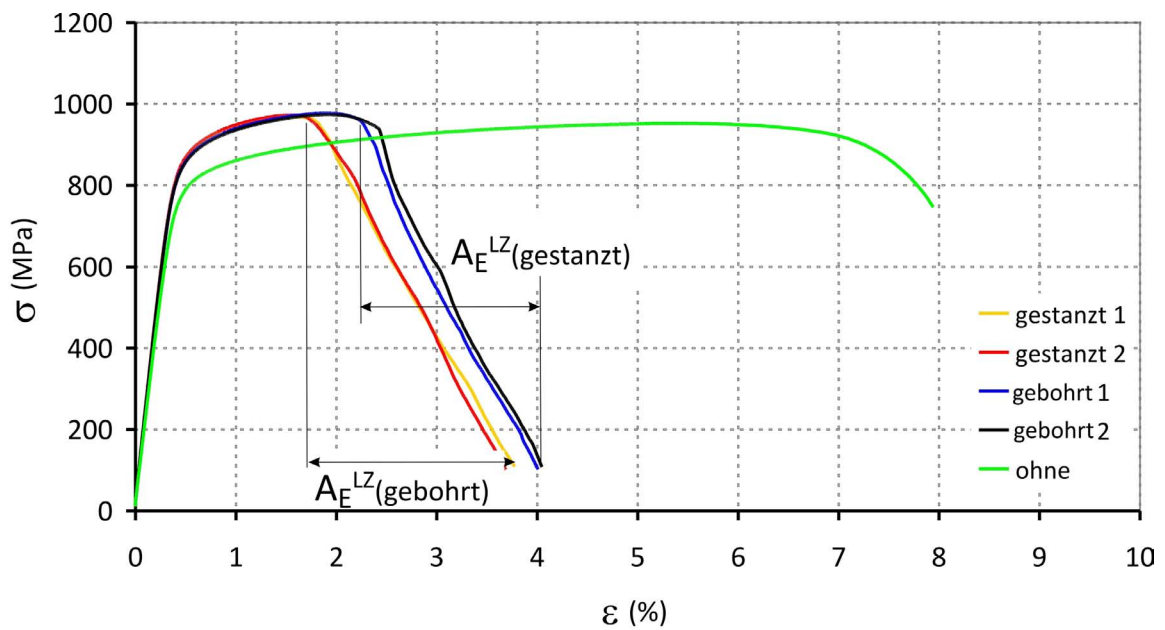


Abbildung 4.18: Bruch in Schwertbiegeproben



(a) DP 1000



(b) CP 1000

Abbildung 4.19: Vergleich von DP 1000 und CP 1000: Spannungs-Dehnungsdiagramm. Die Werte für A_E^{LZ} sind im CP 1000 wesentlich höher als im DP 1000.

5

Bestimmung der Bruchzähigkeit

5.1 Bruchinitiierungszähigkeit J_C

Zur Bestimmung von J_C in Längsproben wurden Ein- und Mehrprobenversuche, zur Bestimmung in Querproben nur Einprobenversuche durchgeführt.

Die physikalische Rissinitiierungszähigkeit J_i konnten nicht aus den $J - \Delta a$ -Kurven bestimmt werden. Daher wurde für DP 1000 und CP 1000 COD_i mittels Stereophotogrammetrie ermittelt und in J_i umgerechnet. Die J_i Werte liegen deutlich unter den J_C Werten.

Es wurde außerdem für alle Stähle F_{iu} aus den F-v-Kurven als unterste mögliche Grenze für Rissinitiierung abgeschätzt. Hieraus wurde ein Wert J_{iu} berechnet.

Die Werte für J_C sind in Tab. 5.1 und die Werte für J_i in Tab. 5.2 aufgelistet.

In konventionellen Bruchmechaniktests wird oft die kritische Spannungsintensität K_{IC} bestimmt. In Tab. 5.3 sind die in dieser Arbeit ermittelten J_C Werte gemäß

$$K = \sqrt{JE} \quad (5.1)$$

in K_C umgerechnet. Daraus wurde der Radius der plastischen Zone gemäß Glg. 2.5 ermittelt. K_C und r_{pl}^C sind allerdings als Abschätzung zu verstehen, da die Umrechnungen

Tabelle 5.1: Bruchzähigkeit

	J_C Längsorientierung Mehrprobenversuch kJ/m ² ± 20	J_C Längsorientierung Einprobenversuch kJ/m ²	J_C Querorientierung Einprobenversuch kJ/m ²
DP 1000	64	64 ± 14	71 ± 14
CP 1000	288	260 ± 14	225 ± 14
DP 600	270	247 ± 36	200 ± 36
CP 1200	172	203 ± 21	-

Tabelle 5.2: J_{iu} bestimmt F_i , für die Längsorientierung

	J_i aus COD_i kJ/m ²	J_{iu} aus F_{iu} kJ/m ²
DP 1000	17	20
CP 1000	50	55
DP 600	-	20
CP 1200	-	-

Tabelle 5.3: Umrechnung von J_C auf K_C und Berechnung von r_{pl} unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes, Längsorientierung

	J_C kJ/m ²	K_C MPa√m	r_{pl}^C mm
DP 1000	64	116	2.7
CP 1000	288	246	12.2
DP 600	260	233	35.2
CP 1200	172	189	4.3

genaugenommen nur bei Kleinbereichsfließen gelten. Liegt kein Kleinbereichsfließen vor, erlauben sie gute Abschätzungen.

In Tab. 5.4 ist die plastische Grenzlast vergleichend der maximal erreichten Versuchskraft gegenübergestellt. Sie zeigt an, ob der Probenquerschnitt durchplastifiziert ist.

r_{pl}^C und F_G können über die Ligamentlänge b verglichen werden. Ist $2r_{pl}^C > b$ kann davon ausgegangen werden, dass das Restligament vollständig plastifiziert ist und $F_{max} \geq F_G$. Dies zeigen CP 1000 und DP 600. Ist $2r_{pl}^C < b$ sollte das Restligament nicht vollständig plastifiziert und damit $F_{max} < F_G$ sein. Dies ist der Fall für DP 1000 und CP 1200.

Es werden zuerst die Ergebnisse der Referenzstähle DP 1000 und CP 1000 besprochen und dann jene von DP 600 und CP 1200.

5.1.1 Erfüllung der Gültigkeitskriterien

Qualifikation von $J_Q = J_{IC}$ Die ermittelten J_Q -Werte sind gemäß ASTM 1820-08 [53] für CP 1000, DP 600 und CP1200 nicht gültig (Tab.5.5). Es wurden die Mindestprobenabmaße nicht eingehalten. Es wurde daher auf die Bezeichnung J_{IC} verzichtet. Stattdessen wurden

Tabelle 5.4: Plastische Grenzlast F_G unter ebenem Spannungszustand und tatsächliche Maximalkraft F_{max}

	F_G (N)	F_{max} (N)
DP 1000	5809	4267
CP 1000	5699	5647
DP 600	3156	3279
CP 1200	7344	6039

Tabelle 5.5: Qualifikation $J_Q = J_{IC}$

	b_0 (mm)	B (mm)	$\frac{10J_Q}{\sigma_y}$ (mm)	σ_y (MPa)	dJ/da (mm)
DP 1000	25	1.52	0.7	891	250
CP 1000	25	1.5	3.3	891	311
DP 600	25	1.48	5.2	497	250
CP 1200	25	1.4	1.5	1157	300

die ermittelten Werte mit J_C bezeichnet.

5.1.2 DP 1000

In Abb. 5.1 ist für die Längsorientierung die mittels Mehrprobenversuch ermittelte $J - \Delta a$ -Kurve für den DP 1000 und die Bestimmung von J_C dargestellt.

Der DP 1000 zeigt für die Längsorientierung eine Bruchzähigkeit J_C von 64 kJ/m². Dieser Wert stimmt gut mit dem im Einprobenversuch ermittelten Wert (Durchschnitt aus 7 Messungen) zusammen. Abb. 5.2 zeigt beispielhaft die $J - \Delta a$ Kurve in rot für einen Einprobenversuch. J_C für die Querorientierung beträgt 71 kJ/m².

COD_i beträgt 10 μm (Abb. 5.3), was umgerechnet $J_i=17$ kJ/m² entspricht.

Abb. 5.4 zeigt ein typisches Kraft-Weg Diagramm während eines Versuches. F_{iu} zeigt das erste Abweichen vom linearen Verlauf an. Hieraus wird die unterste Grenze für Rissinitiierung J_{iu} berechnet. Sie beträgt circa 20 kJ/m².

Der Zusammenhang von Kraft und Weg mit dem Potential wird in Abb. 5.5 dargestellt. Gleichzeitig mit dem Abweichen von der Linearität in der Kraft-Weg Kurve, weicht auch die Kraft-Potential und Weg-Potential Kurve vom linearen Verlauf ab. Die Abweichungspunkte sind im Kraft-Weg Diagramm ungefähr an derselben Stelle wie im Weg-Potential und Kraft-Potential Diagramm.

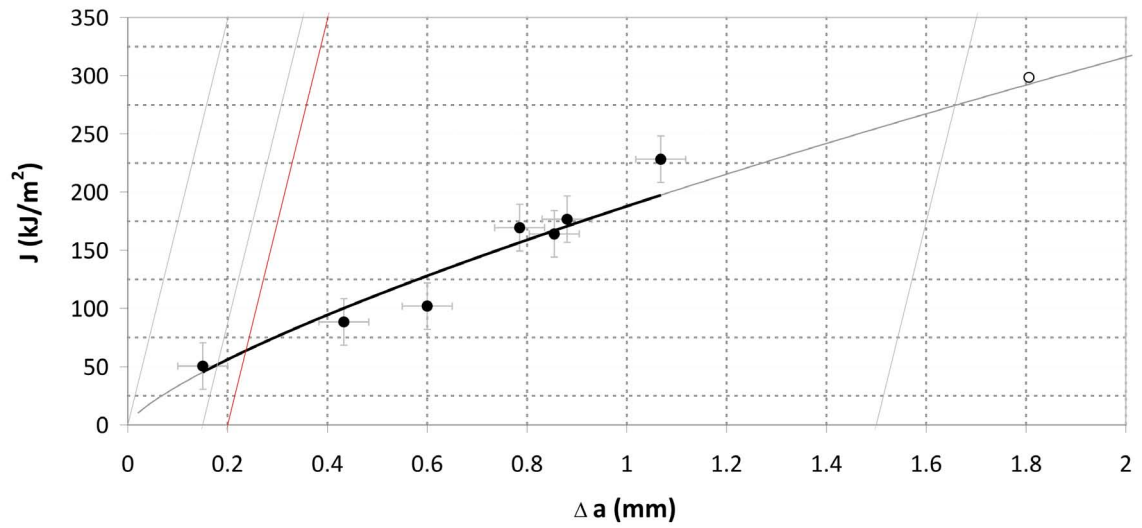
In Abb. 5.4 ist ersichtlich, dass die plastische Grenzlast für den DP 1000 (siehe Tab. 5.4) nicht erreicht wurde. r_{pl}^C beträgt 3.2 mm.

Vergleichswerte in der Literatur sind nur spärlich vorhanden. Lacroix et al. [15] fanden in Versuchen mit DENT Proben an einem DP 800 in 1 mm dicken Blech Werte von 50-75 kJ/m². In einer weiteren Studie wurde die Bruchzähigkeit aus konventionellen Charpy-V-Notch Proben bestimmt [18]. Umgerechnet auf J , wurden hier für einen Stahl mit circa 50/50% Ferrit/Martensit Verteilung, Werte zwischen 45 und 80 kJ/m² erhalten.

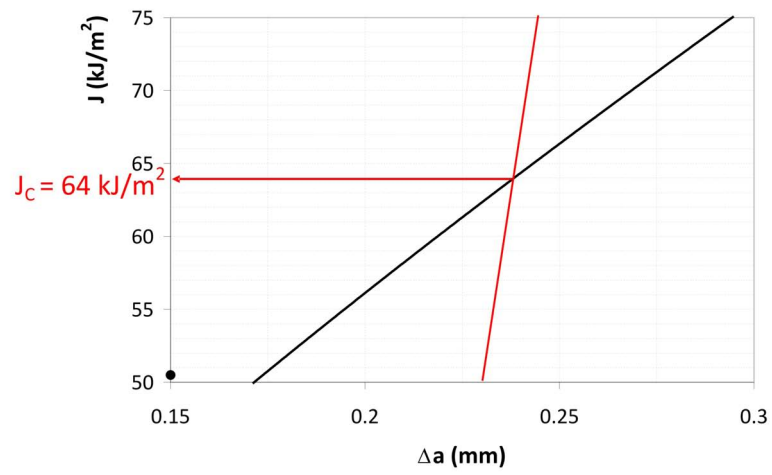
5.1.3 CP 1000

Der CP 1000 weist für die Längsorientierung eine Bruchinitiierungszähigkeit $J_C = 288$ kJ/m² auf. Sie ist somit fast 4.5 mal so hoch wie jene des DP 1000. J_C aus den Einprobenversuchen (Durchschnitt aus 7 Messungen) liegt etwas unter J_C aus dem Mehrprobenversuch (Abb.5.2). J_C für die Querorientierung ist um 13% geringer als J_C für die Längsorientierung.

Abb. 5.7 zeigt die Rissöffnungsverschiebung COD_i von CP 1000 (Längsprobe) in Probenmitte. COD_i beträgt 50 μm . Dies entspricht $J_i = 89$ kJ/m². Die J -Werte des CP 1000 unterscheiden sich von jenen des DP 100 sowohl für J_C als auch J_i um einen Faktor 4-5. J_{iu} aus F_{iu} in Abb. 5.8 beträgt 55 kJ/m². F_C liegt im Bereich der plastischen Grenzlast.



(a)



(b)

Abbildung 5.1: DP 1000: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung

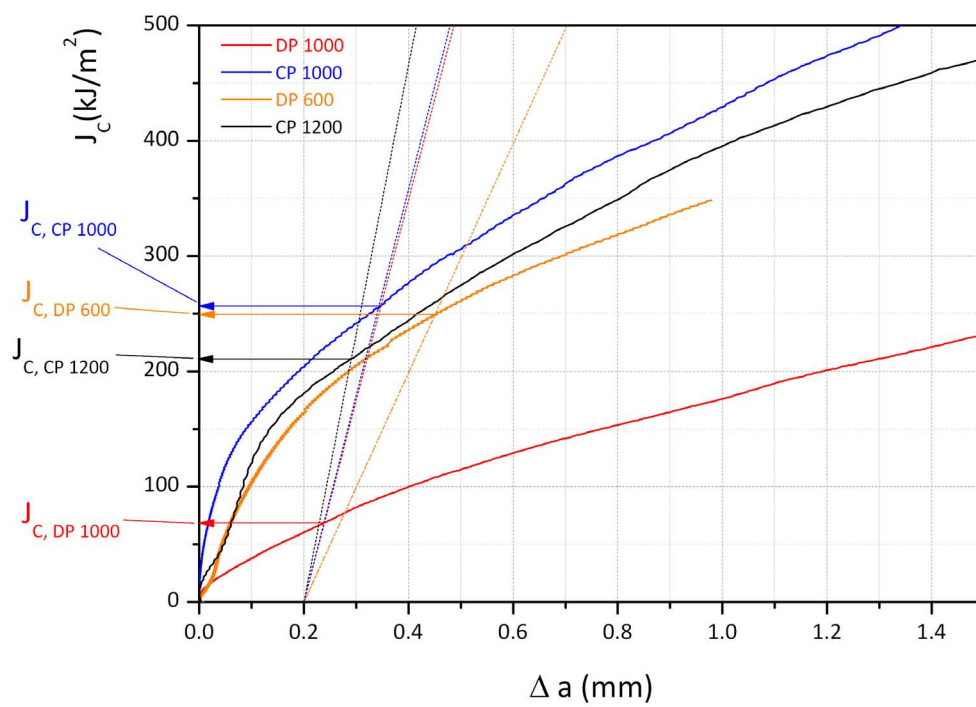
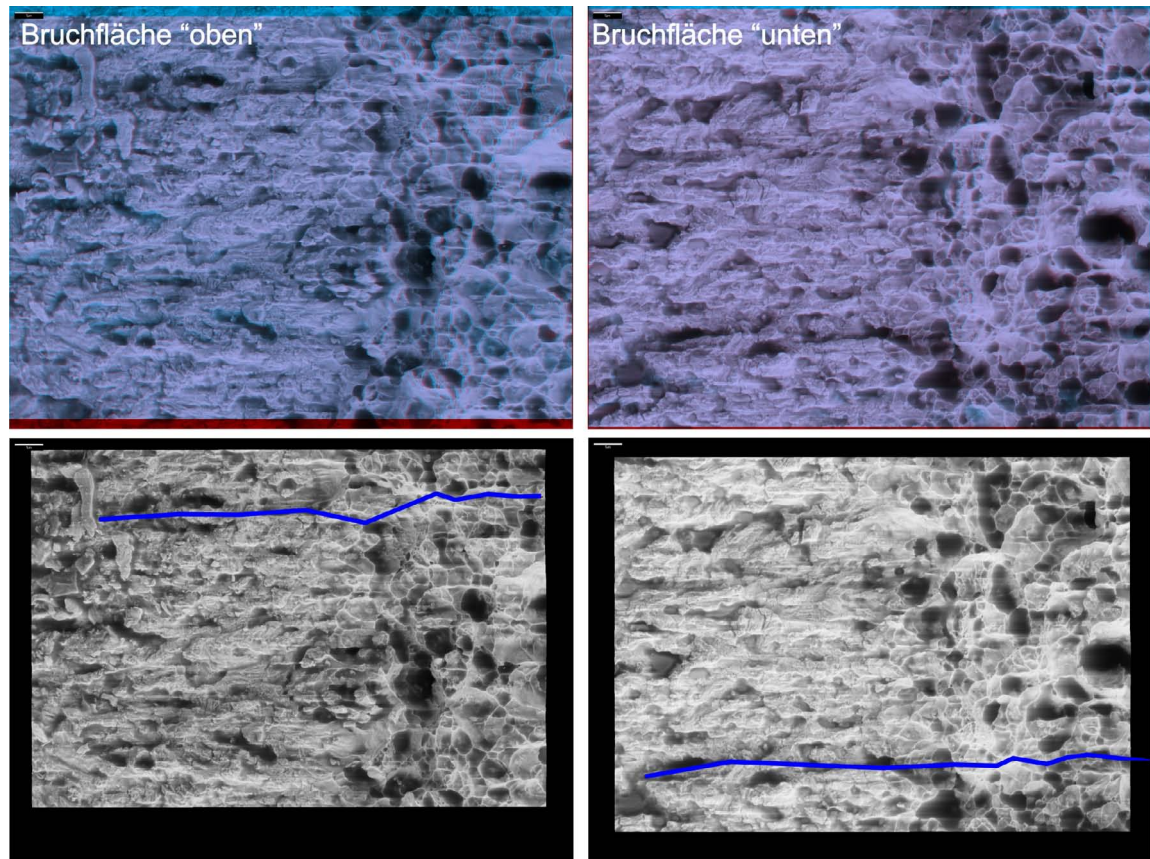
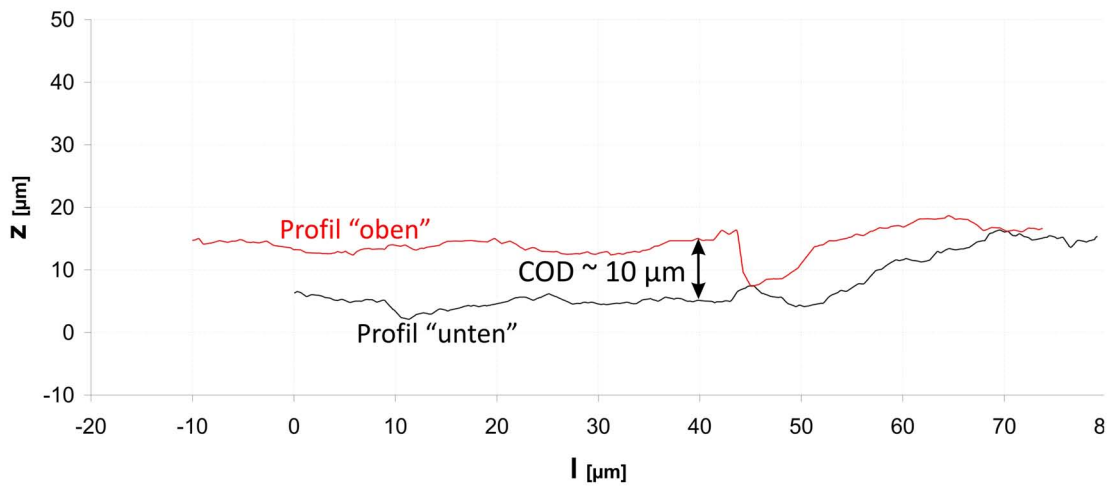


Abbildung 5.2: J- Δa Kurven bestimmt in Einprobenversuchen für längsorientierte Proben



(a)



(b)

Abbildung 5.3: DP1000: COD_i bestimmt in Probenmitte, Längsprobe. (a) zeigt 3D-Rekonstruktionen von zusammengehörigen Stellen auf oberer und unterer Bruchfläche an der Stelle der Rissinitiierung und zwei zusammengehörige Risspfade. (b) zeigt die Höhenprofile für die Risspfade. Daraus wird COD_i bestimmt.

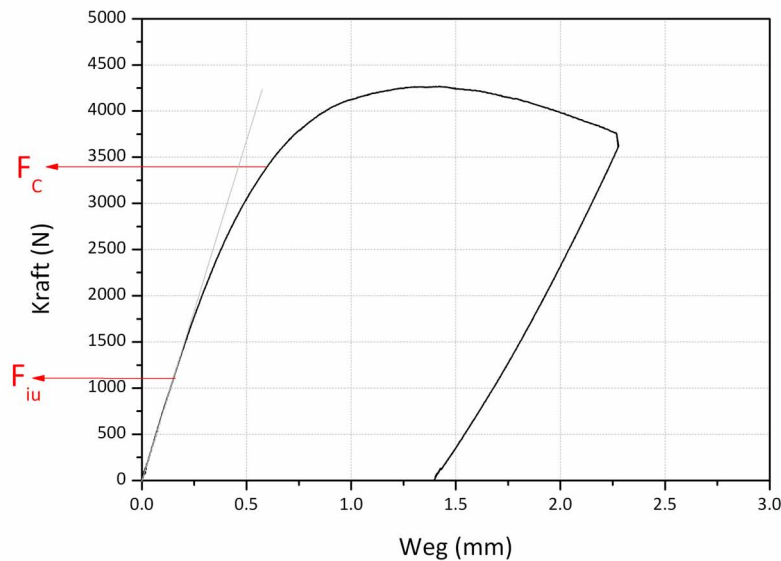


Abbildung 5.4: DP 1000: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.

r_{pl}^C beträgt 12.2mm.

Die Bruchzähigkeit von bainitischen Stählen wurde schon häufig bestimmt. Da Bainit je nach Herstellungsparametern und chemischer Zusammensetzung in sehr unterschiedliche Morphologien auftreten kann, weisen auch die Bruchzähigkeitswerte eine große Bandbreite auf. Es wurden in konventionellen Tests und Kerbschlagbiegeversuchen Werte von 20 bis circa $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ berichtet [19, 20, 21], was umgerechnet einigen wenigen bis circa 120 kJ/m^2 . Diese Werte sind gering im Vergleich zu den in dieser Arbeit bestimmten Bruchzähigkeitswerten.

5.1.4 DP 600

J_C des DP 600 beträgt 270 kJ/m^2 für die längsorientierten Proben im Mehrprobenversuch. J_C bestimmt aus dem Einprobenversuch (Durchschnitt aus 5 Messungen) liegt etwas darunter. J_C für den DP 600 ist somit etwas niedriger wie J_C für den CP 1000 und viermal so hoch wie J_C für den DP 1000. J_C für die Querorientierung ist geringer als J_C für die Längsorientierung. J_{iu} berechnet aus F_{iu} (Abb. 5.10) beträgt nur 20 kJ/m^2 . F_C liegt annähernd bei F_{max} und somit im Bereich der plastischen Grenzlast.

r_{pl}^C gibt einen Wert von 35 mm.

Bezüglich Vergleichswerte sei auf den Abschnitt „DP 1000“ verwiesen.

5.1.5 CP 1200

Der CP 1200 zeigt für seine hohe Festigkeit eine hohe Bruchzähigkeit von $J_C = 172 \text{ kJ/m}^2$ für die Längsorientierung. In diesem Fall ist J_C bestimmt mittels Einprobenmethode etwas höher. J_C des CP 1200 ist mehr als doppelt so hoch wie J_C des DP 1000. J_C für die Querorientierung konnte nicht bestimmt werden, da die Rissverlängerung aufgrund zu hoher Schwankungen und Sprünge im Potential nicht berechnet werden konnte. J_{iu} aus F_{iu}

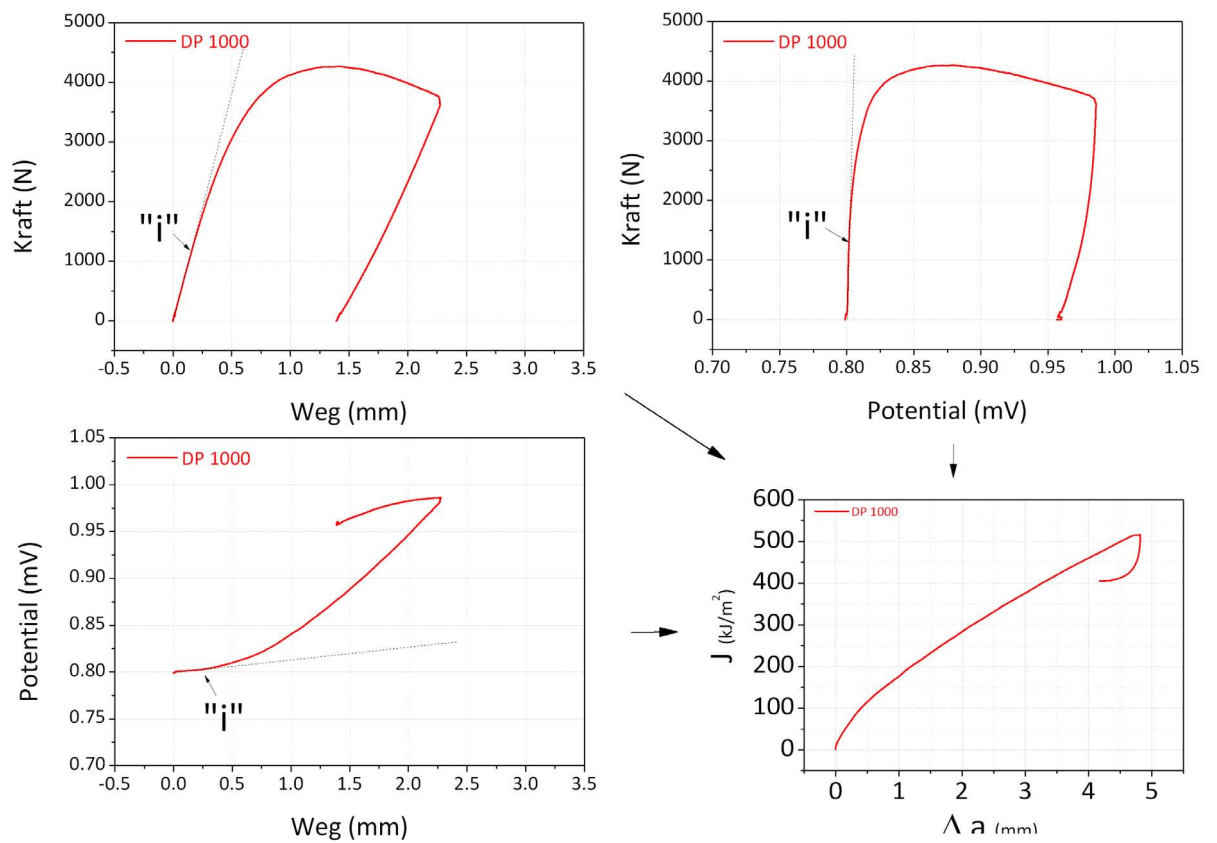
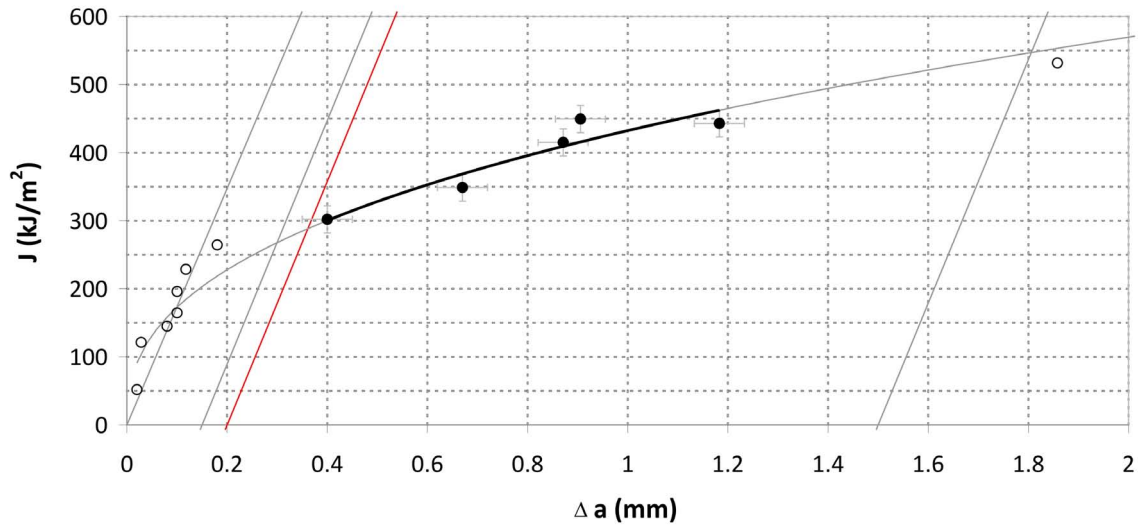
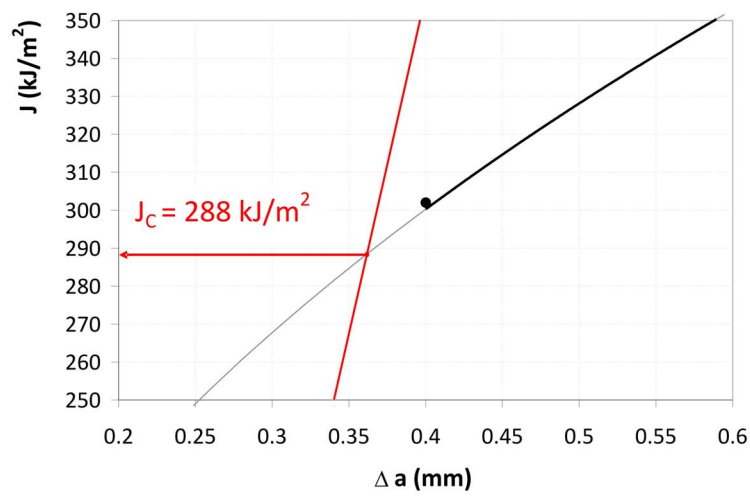


Abbildung 5.5: DP 1000: Zusammenhang der Messgrößen während eines Einprobenversuches. Das Abweichen vom linearen Verlauf der jeweiligen Messgröße zeigt die unterste mögliche Grenze für Rissinitiierung an.

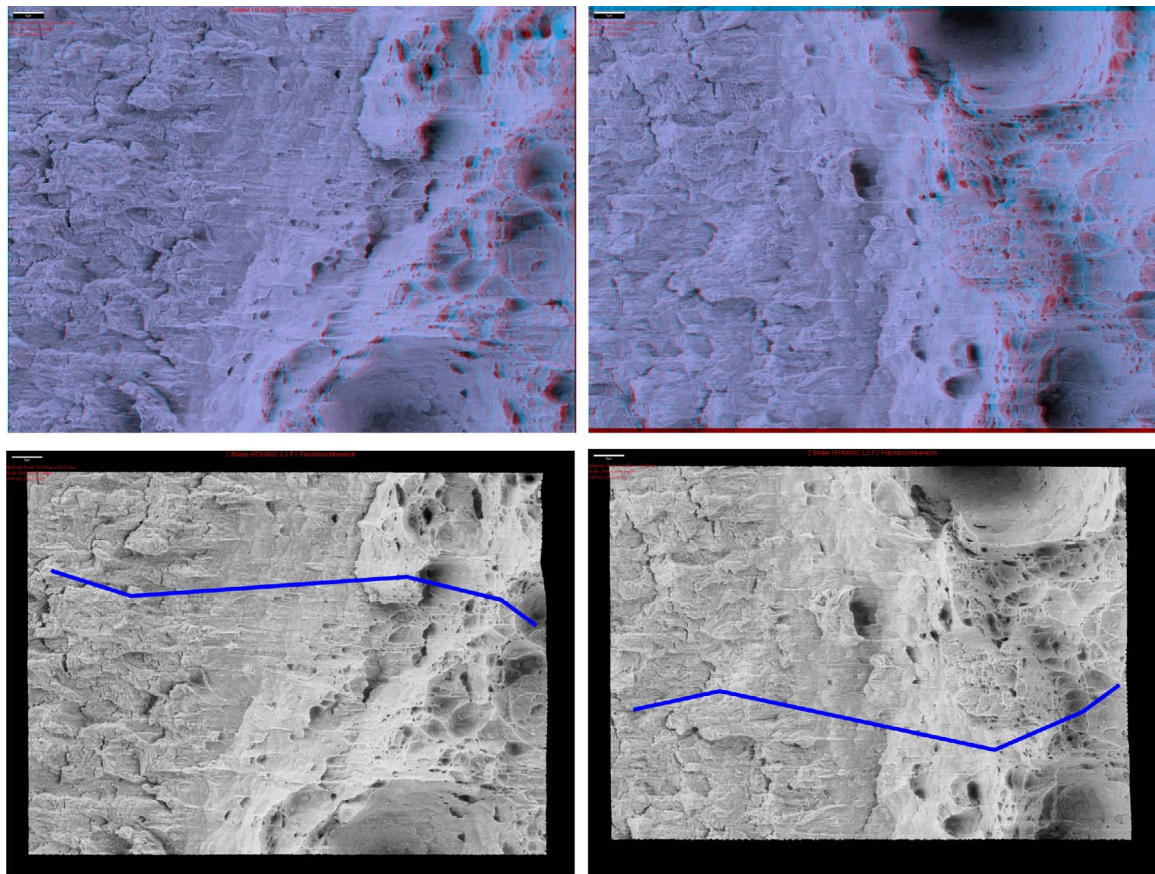


(a)

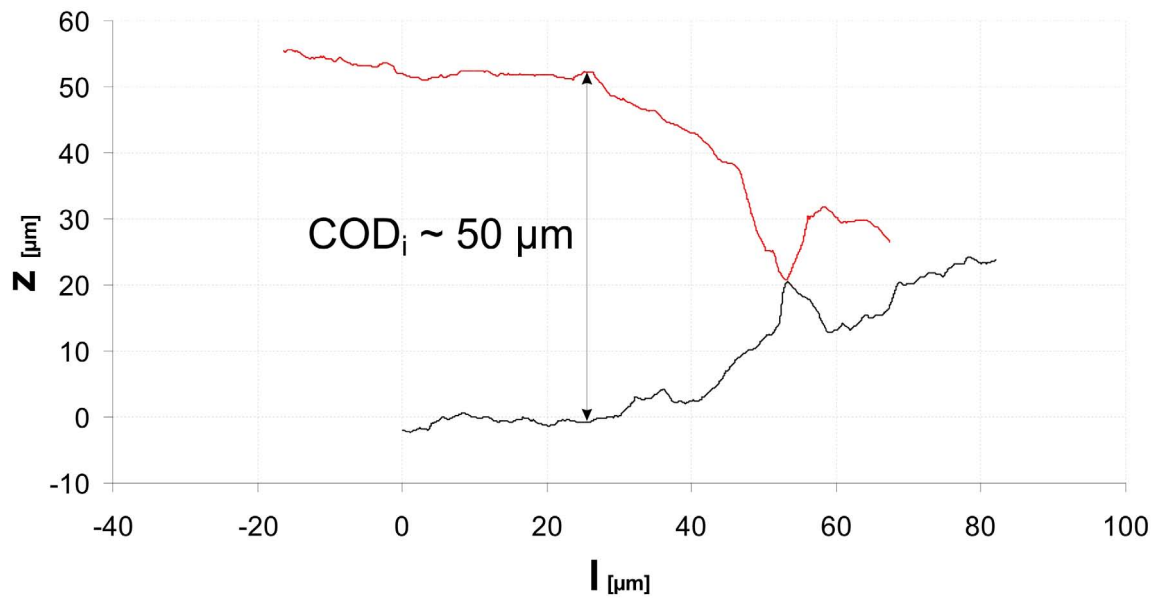


(b)

Abbildung 5.6: CP 1000: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung.



(a)



(b)

Abbildung 5.7: CP1000: COD_i bestimmt in Probenmitte, Längsorientierung. (a) zeigt 3D-Rekonstruktion der Bruchoberflächen und zwei zusammengehörige Risspfade, (b) das zusammengesetzte Höhenprofil der Risspfade. Daraus wird COD_i bestimmt.

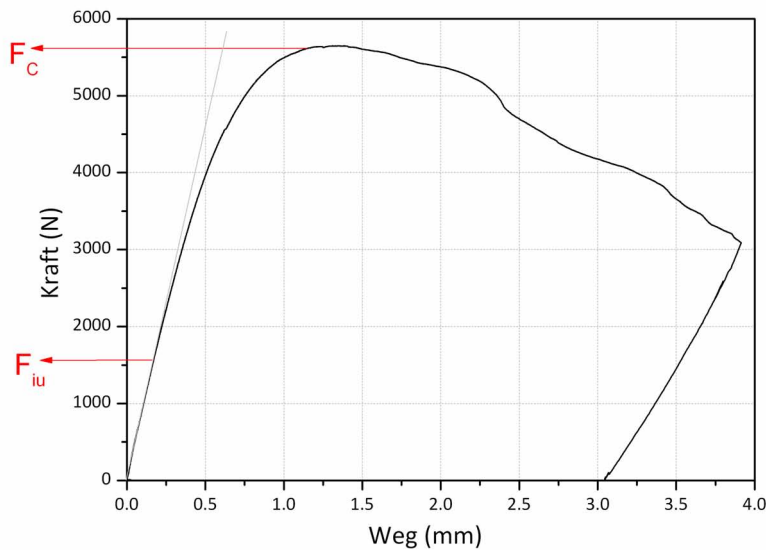


Abbildung 5.8: CP1000: Kraft-Weg Kurve eines Versuchs. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.

berechnet, ergibt 44 kJ/m^2 . F_C liegt unter der plastischen Grenzlast.

r_{pl}^C wurde mit 4.3 mm berechnet.

Die Bruchzähigkeit für getemperten Martensit wird in der Regel um die $100 \text{ MPa}\sqrt{m}$ angegeben [20, 22]. Dies entspricht einem J-Wert von circa 100 kJ/m^2 .

5.2 Korrelationen von J_C

Die Bruchzähigkeit J_C wurde mit Parametern aus konventionellen und technologischen Prüfungen korreliert. Die Parameter mit direkter Korrelation sind von besonderem Interesse, da sie eine Voraussage des Bruchverhaltens erlauben. Es wurden nur die Ergebnisse der längsorientierten Proben in Korrelation gesetzt.

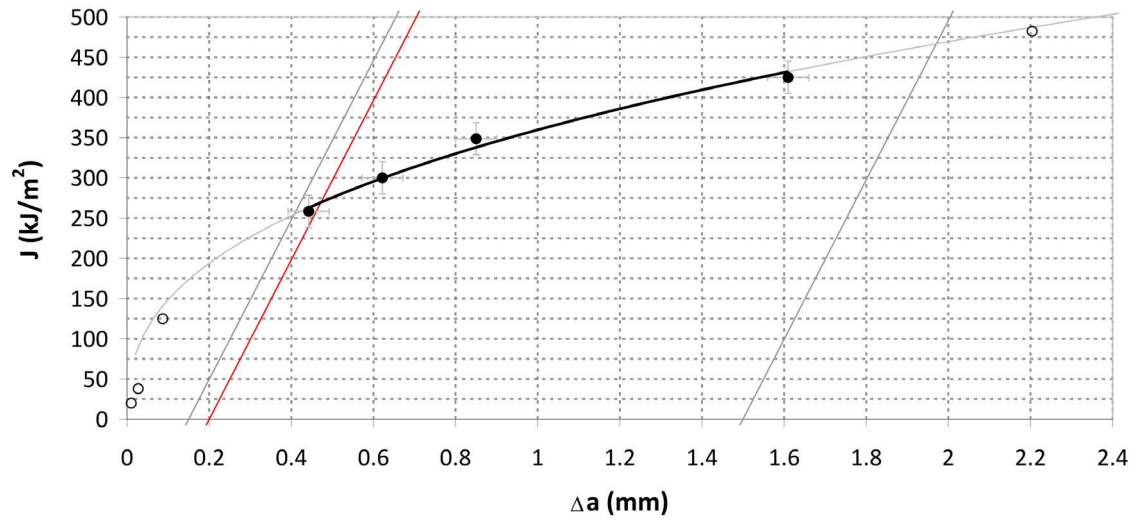
J_C - Zugversuchsdaten

Innerhalb der gleichen Werkstoffgruppe besteht zwischen der Bruchzähigkeit und der Festigkeit grundsätzlich ein indirekt proportionaler und mit der Dehnung ein direkt proportionaler Zusammenhang.

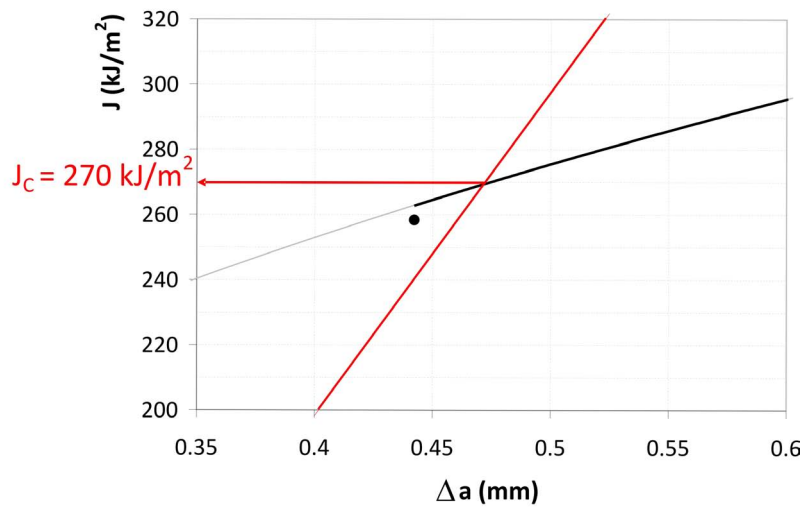
In Abb. 5.13 und 5.14 ist ersichtlich, wie die Dehnungen und Festigkeiten der untersuchten Stähle mit J_C korrelieren. Sie zeigen ein „Zwei-Familien-Verhalten“, das sich folgendermaßen vereinfachen lässt:

- Dualphasenstähle: niedrige Bruchzähigkeit
- Complexphasenstähle: hohe Bruchzähigkeit

Der Sachverhalt wird am Vergleich von DP 1000 und CP 1000 am deutlichsten. Der DP 1000 weist eine ähnliche Streckgrenze, Zugfestigkeit, Gleichmaß- und Bruchdehnung wie



(a)



(b)

Abbildung 5.9: DP 600: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsprobe.

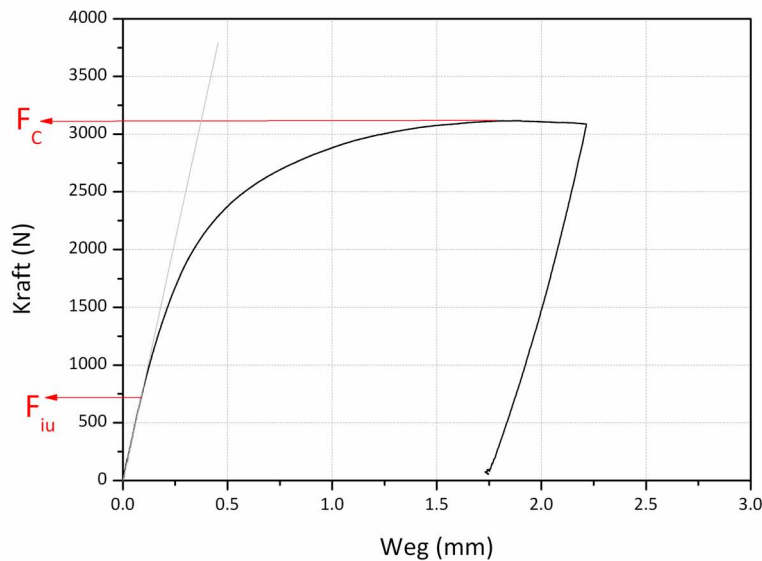


Abbildung 5.10: DP 600: Kraft-Weg Kurve eines Versuchs. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.

der CP 1000 auf, seine Bruchzähigkeit, gemessen in J_C , beträgt allerdings weniger als ein Viertel jener des CP 1000.

Umgekehrt weist der DP 600 zwar eine ähnlich hohe Bruchzähigkeit wie der CP 1000 auf, aber seine Streckgrenze beträgt weniger als die Hälfte jener des CP 1000 und seine Bruchdehnung ist mehr als doppelt so hoch.

Auch CP 1200 weist, angesichts seiner hohen Festigkeit und geringen Dehnung, eine hohe Bruchzähigkeit auf. Sie ist mehr als doppelt so hoch wie jene des DP 1000, obwohl er eine wesentlich höhere Streckgrenze und nur einen Bruchteil der Dehnungswerte des DP 1000 aufweist.

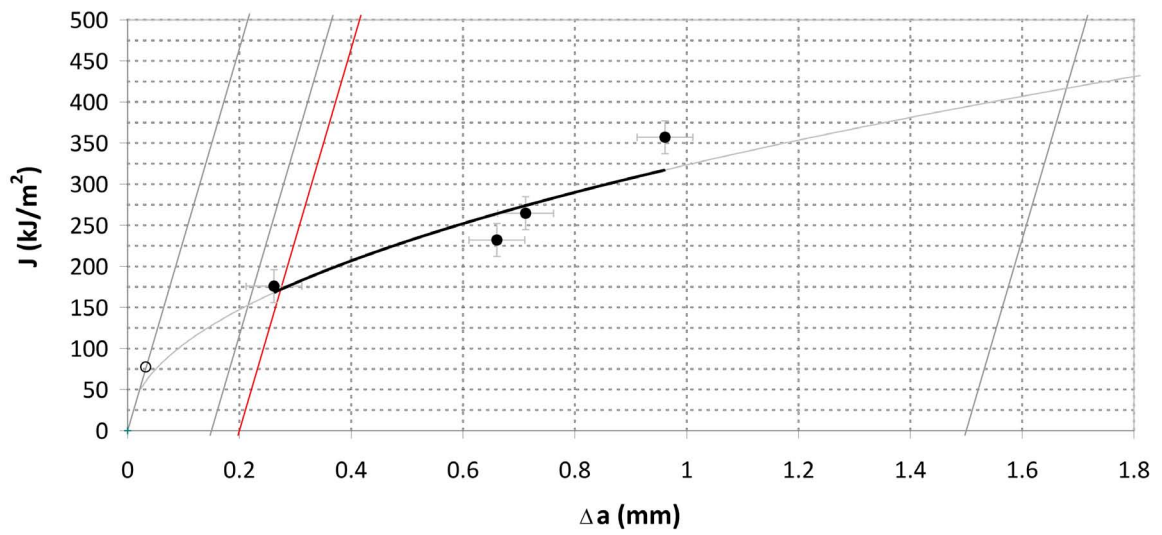
Um aus den konventionellen Parametern des Zugversuches Schlüsse auf das bruchmechanische Verhalten ziehen zu können, muss also die Familienzugehörigkeit bekannt sein.

Wahre Bruchdehnung Interessant ist die Korrelation der wahren Bruchdehnung mit J_C . Sie korreliert unabhängig von der „Familienzugehörigkeit“ direkt mit der Bruchzähigkeit (Abb. 5.15).

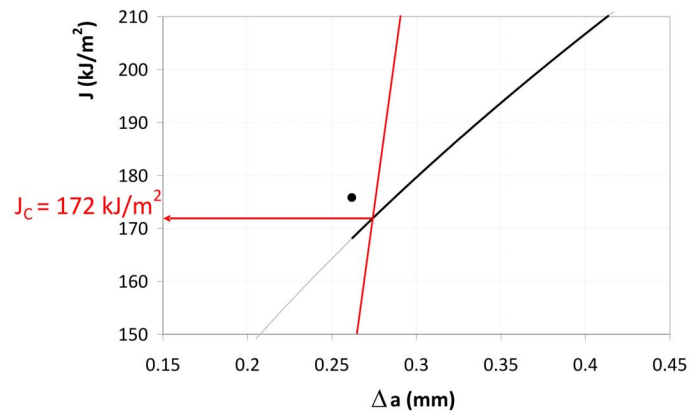
Dies ist ungewöhnlich, da dieser Zusammenhang meist nicht besteht. Es wird vermutet, dass hier, ausgelöst durch die geringe Probendicke die teilweise vollständige Durchplastifizierung des Probenquerschnitts ausschlaggebend ist.

J_C - Schwertbiegeversuch

Bei Korrelation des maximalen Biegewinkels mit der Bruchzähigkeit findet man keinen eindeutigen Zusammenhang (Abb.5.16).



(a)



(b)

Abbildung 5.11: CP 1200: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung.

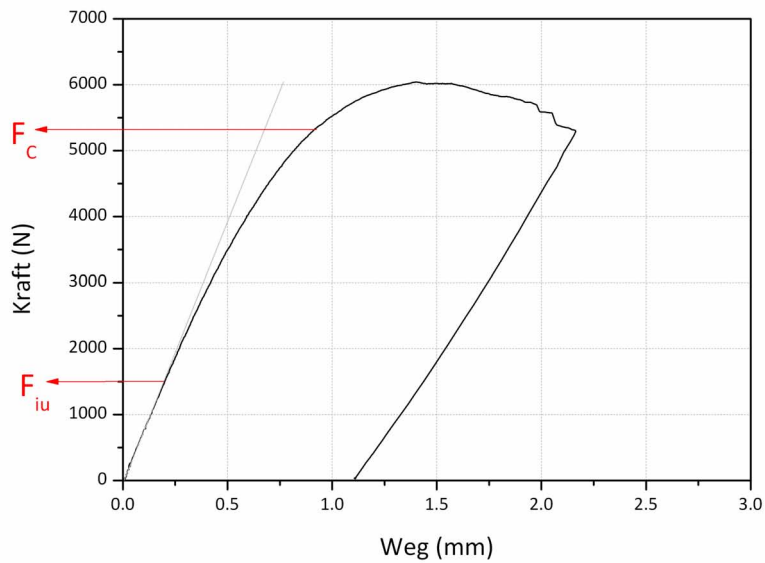


Abbildung 5.12: CP 1200: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.

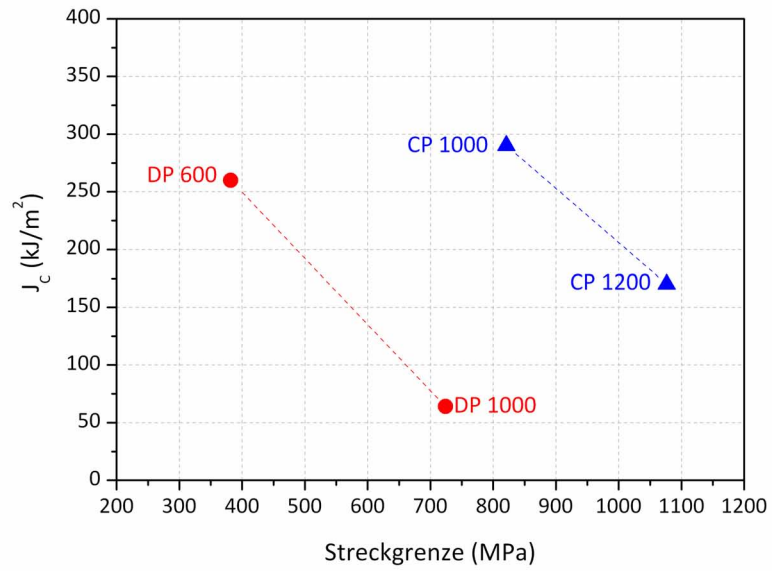
J_C - Lochaufweitungsversuch

Es wurden Bleche mit gefrästen und gestanzten Löchern getestet. Da vor allem beim Stanzen Schädigung in Form von Mikrorissen erwartet wird, ist hier eine Korrelation mit J_C denkbar.

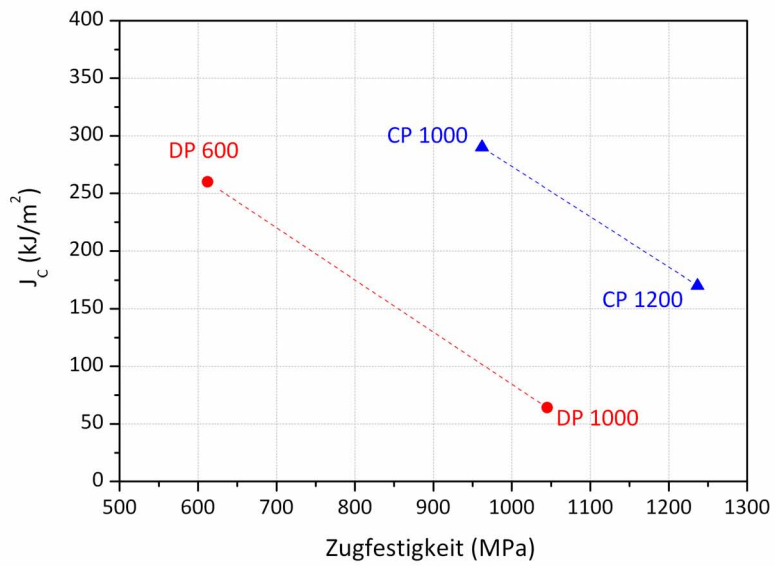
Tatsächlich ist in Abb. 5.17 ersichtlich, dass die Bruchzähigkeit J_C gut mit der kritischen Lochaufweitung für das gestanzte Loch korreliert. Für die gefrästen Löcher ist die Korrelation nicht ganz so gut, da der CP 1000 weit über den anderen Werten liegt.

J_C - Lochzugversuch

Es zeigt sich ein annähernd direkt proportionales Verhalten (Abb. 5.18). Der HOD-Wert für das gestanzte Loch weicht für den CP 1000 etwas ab.

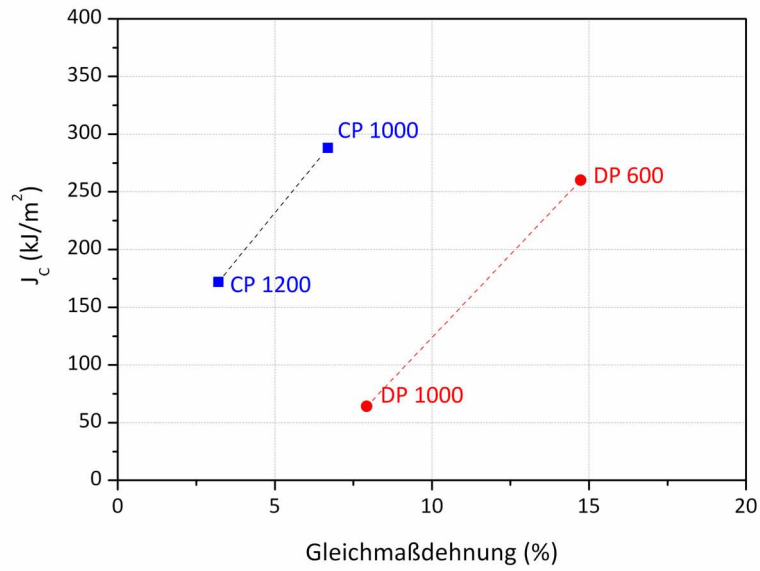
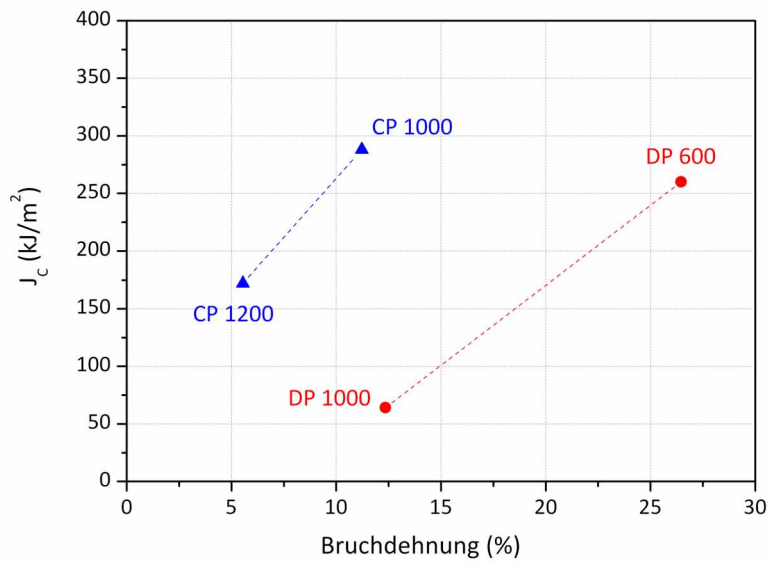


(a) $J_C - R_{p02}$



(b) $J_C - R_m$

Abbildung 5.13: Korrelation der Festigkeiten mit J_C

(a) $J_C - A_g$ (b) $J_C - A_{80}$ **Abbildung 5.14:** Korrelation der Dehnungen mit J_C

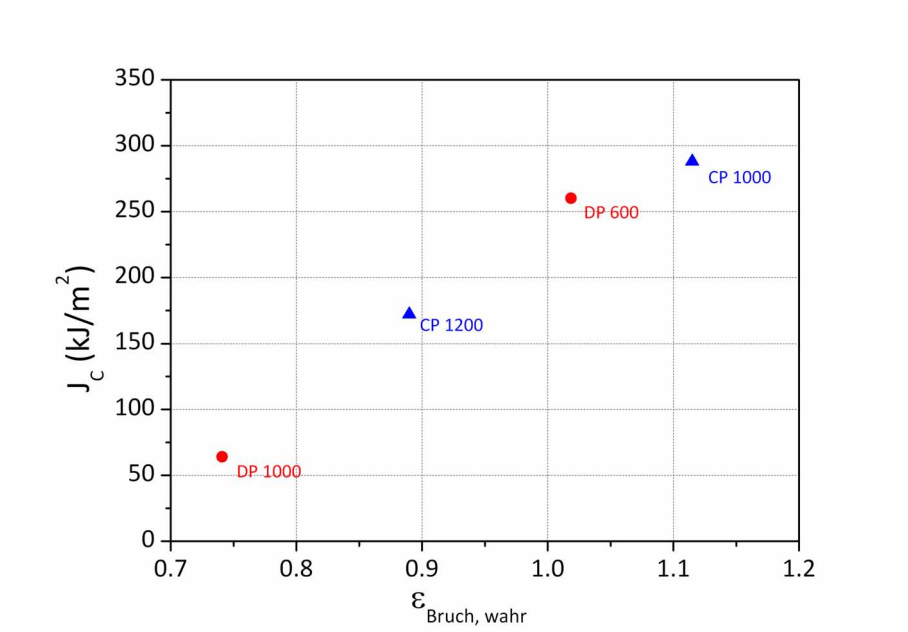


Abbildung 5.15: Korrelation der wahren Bruchdehnung $\epsilon_{\text{Bruch, wahr}}$ mit J_C

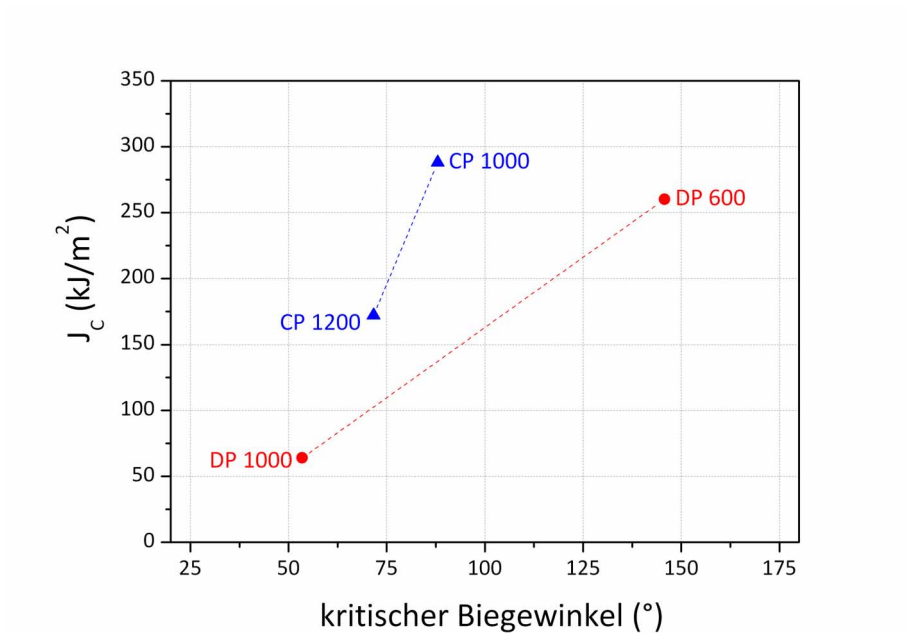


Abbildung 5.16: Korrelation maximaler Biegewinkels mit J_C

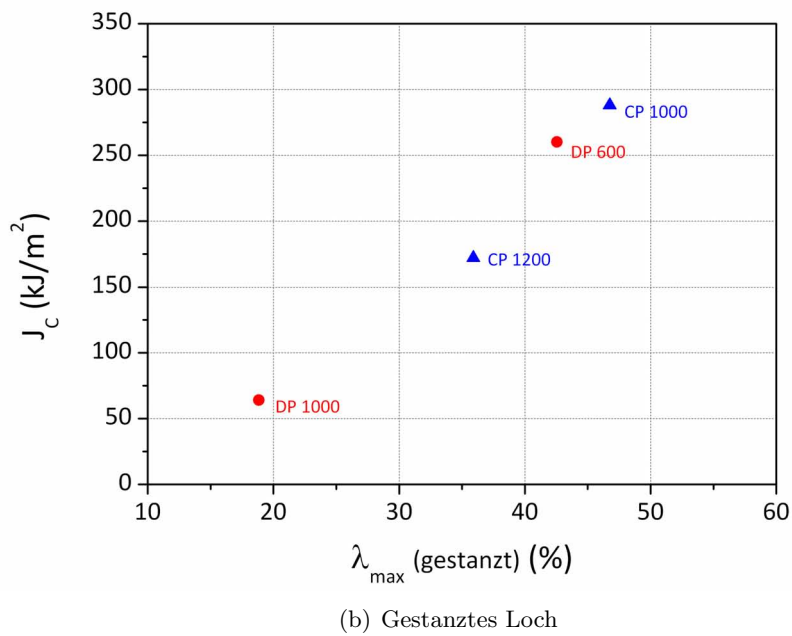
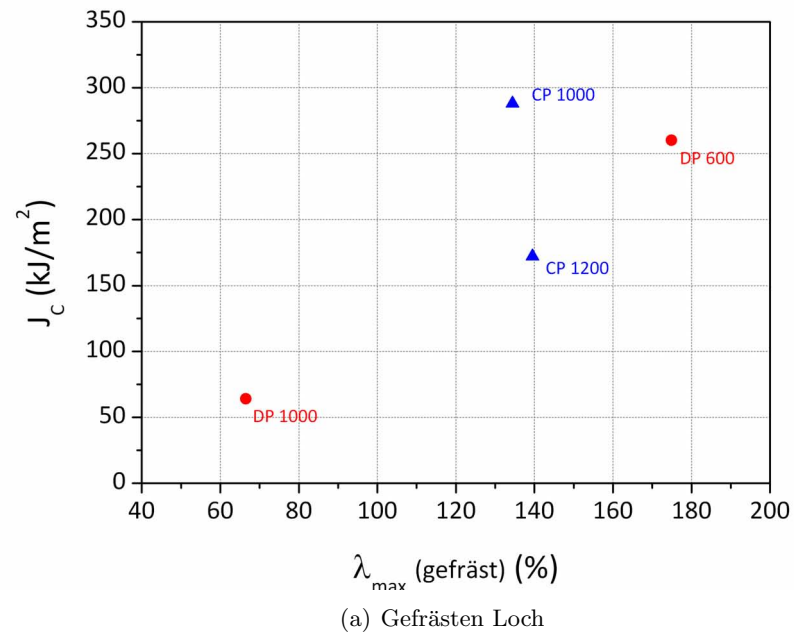
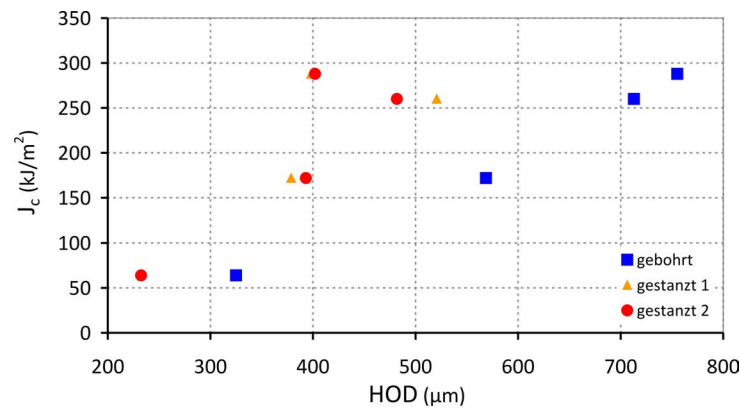


Abbildung 5.17: Korrelation maximale Lochaufweitung λ_{\max} mit J_C

Abbildung 5.18: Korrelation HOD mit J_C , Längsproben

5.3 Energiedissipationsrate

Die Ergebnisse der Messung der Energiedissipationsrate werden zuerst an den Referenzstählen DP 1000 und CP 1000 und dann an DP 600 und CP 1200 präsentiert. Es wurden nur längsorientierte Proben untersucht.

Anhand Abb.5.19 ist beispielhaft an DP 1000 die Berechnung von D dargestellt. Es wird aus der Kraft-Weg Kurve des J -Versuches die plastische Verformungsenergie A_{pl} ermittelt. Diese Kurve wird gefittet und abgeleitet. Nach Glg. 2.17 wird die Energiedissipation in Abhängigkeit der Rissverlängerung bestimmt.

DP 1000

Der DP 1000 zeigt eine typische D - Δa Kurve für dünne Proben (Abb. 5.20). Nach dem Initiierungsmaximum nimmt die Kurve einen leicht fallenden und ab circa 6mm einen stationären Verlauf an. Bei circa 5 mm beträgt R circa 700 kJ/m².

CP1000

Im Gegensatz zu DP 1000 ist der Verlauf der Energiedissipationsrate des CP 1000 sehr unruhig (Abb. 5.21). Mehrere Maxima und Minima sind zu erkennen. Bei Korrelation der Maxima mit der Bruchfläche findet man, dass diese den jeweiligen „Umkehrpunkten“ der Scherlippen entsprechen. Zur besseren Vorstellung dieses Vorganges sei auch auf Abb. 5.37 verwiesen. Dieser Vorgang ist mit erhöhtem Energieaufwand verbunden. Ein konstantes Niveau der Energiedissipationsrate kann nicht festgestellt werden.

DP 600

Die Energiedissipationsrate des DP 600 erreicht nach circa 2.5 mm ein konstantes Niveau bei 1000 kJ/m² und ist somit höher als jene des DP 1000. Die Kurve verläuft sehr glatt und ohne weitere Maxima (Abb. 5.22). Dementsprechend ist auch der Verlauf der Bruchfläche gleichbleibend mit zunehmender Rissverlängerung.

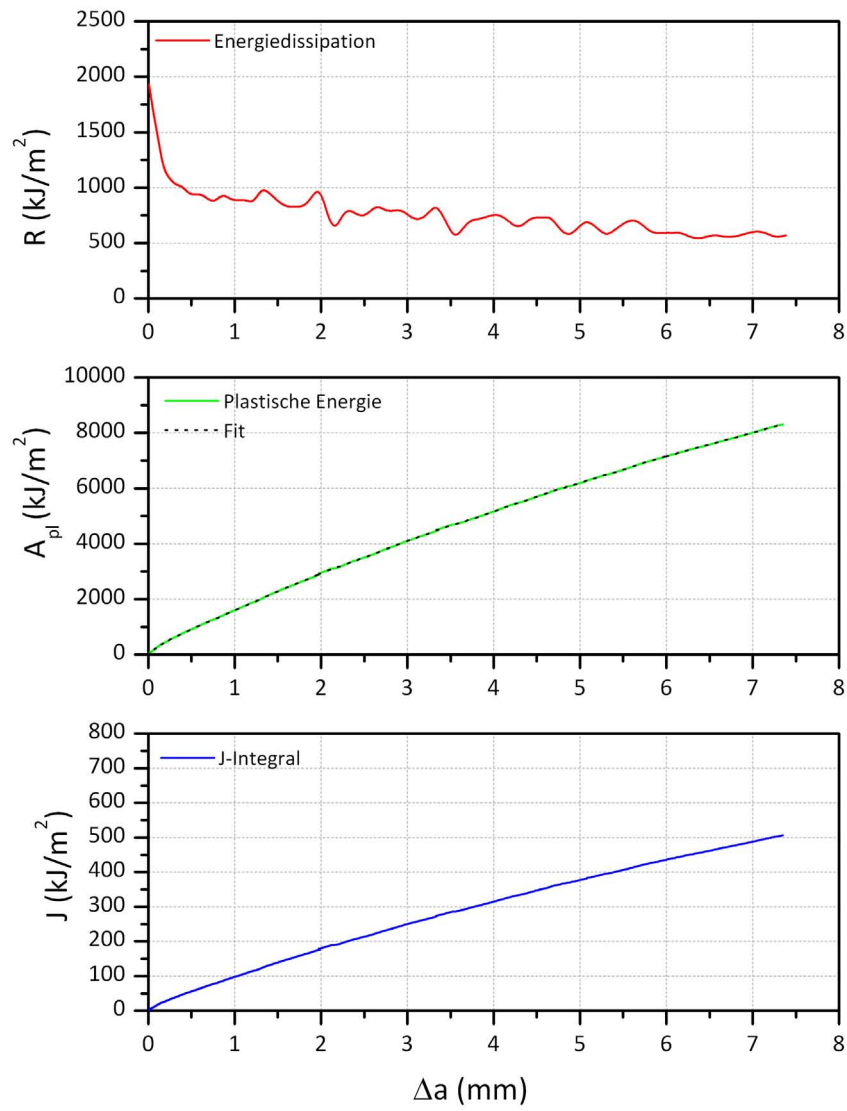


Abbildung 5.19: Energiedissipationsrate, plastische Energie und J-Integral

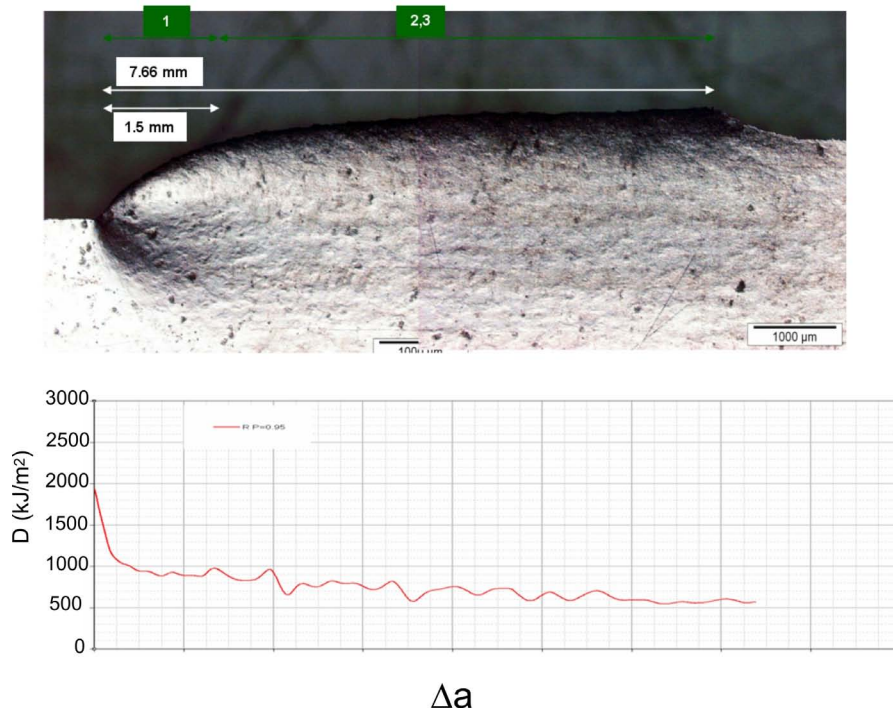


Abbildung 5.20: D -Verlauf für DP1000 korreliert mit der Bruchfläche.

CP1200

Die Energiedissipationskurve des CP 1200 verläuft ausgesprochen unregelmäßig (Abb. 5.23). Mehrere Maxima wechseln ab mit nahezu null Energiedissipationsrate. Es wurde während des Versuchs beobachtet, dass das Risswachstum nach der Initiierung und dem ersten Risswachstum ruckartig in Form von „Pop-Ins“ verläuft: Der Riss schnell vor, wie wenn er instabil wäre und hält dann bei wachsender Last. Erst ab einer kritischen Belastung schnell er wieder vor. In den ruckartig gerissenen Bereichen ist ein hoher Anteil von transkristallinem Sprödbbruch vorhanden, im Bereich der Haltelinien ist die Bruchoberfläche mikroduktil. An den Haltelinien findet jeweils erneute leichte Einschnürung statt.

Bei Korrelation des Risswiderstandes mit der Bruchoberfläche fällt auf, dass die hinteren Maxima grob den Haltelinien auf der Bruchoberfläche zusammenfallen. Das erste starke Maxima bei circa 2mm stammt von einem Umkehrprozess der Scherlippen, ähnlich wie im CP 1000.

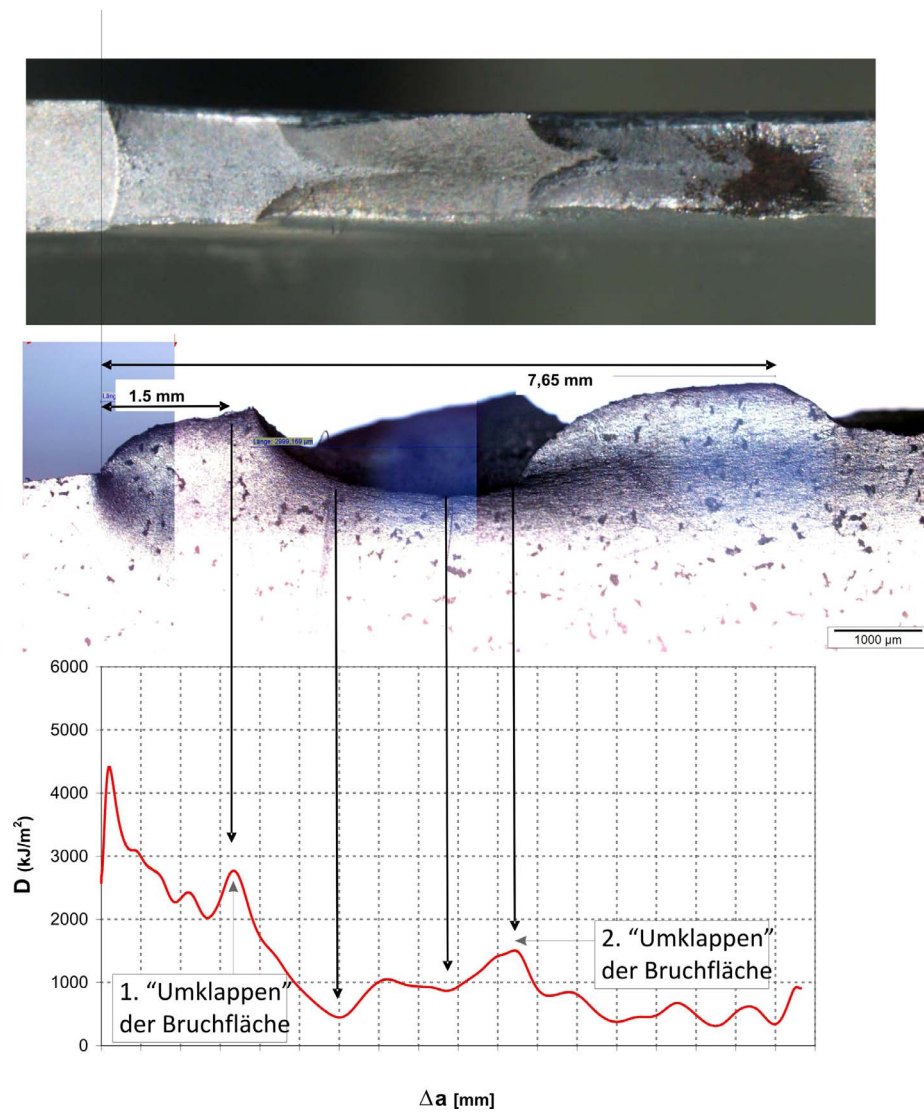


Abbildung 5.21: D -Verlauf für CP1000 korreliert mit der Bruchfläche

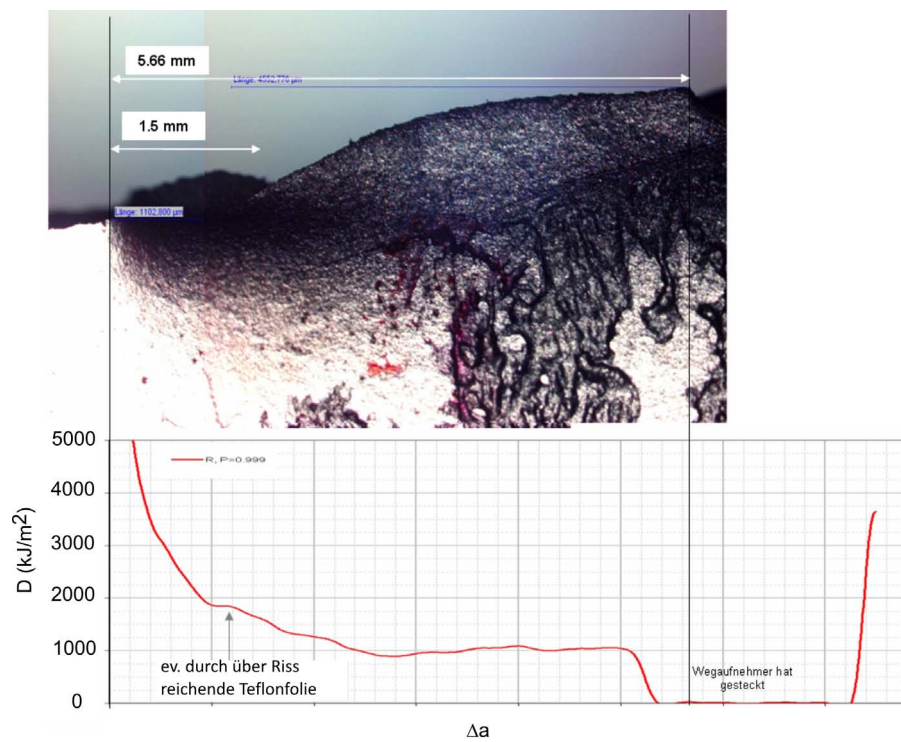


Abbildung 5.22: D -Verlauf für DP600 korreliert mit der Bruchfläche

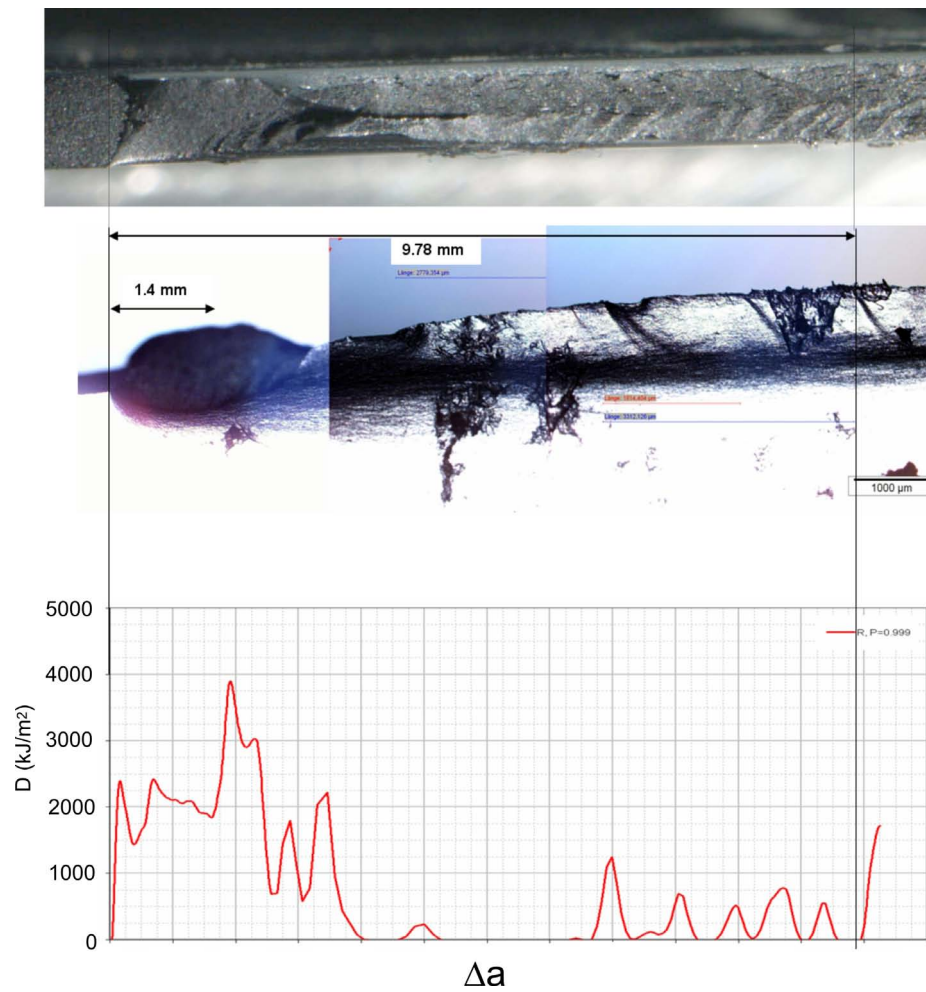


Abbildung 5.23: D -Verlauf für CP1200 korreliert mit der Bruchfläche

5.4 Analyse der Bruchfläche, des Rissverlaufs und der Poreninitiierung

Es wurden die Bruchoberfläche von vollständig gebrochenen und Normalschliffe von angerissenen Proben untersucht. Die Abrundung und der Ätzniederschlag an den Risskanten erschwerte die Analyse.

5.4.1 Allgemeine Beobachtungen

Zu Beginn des Risswachstums bildet sich in allen Stählen ein dreieckiger Flachbruchbereich (Abb. 5.24(a)) aus. Dieser ist unterschiedlich groß und geht allmählich in einen Scherlippenbruch über. Dieser kann in durchgehend schräger (Abb. 5.24(b)) oder dachförmig (Abb. 5.24(c)), ähnlich eines „Cup and Cone“ Bruches auftreten, wobei Letzteres die Ausnahme ist.

Die Stähle zeigen bei Rissinitiierung ein unterschiedliches Maß an seitlicher Einschnürung. Durch treten an den Rändern hohe Scherspannungen auf und es kommt meist zur Bildung von Zwickelrissen am Probenrand (Abb. 5.25 und 5.26).

Der Riss wird zuerst in der Mitte der Probe initiiert (abgesehen von den Zwickelrissen) und beginnt dort zu wachsen. Dies bedeutet, dass der Riss im Inneren im Vergleich zu den Rändern vorläuft. Das Ausmaß dieses Vorlaufens ist vom Stahl und der Orientierung zur Walzrichtung abhängig. Risse, die parallel zur Walzrichtung orientiert sind, laufen weiter vor als jene die normal zur Walzrichtung orientiert sind. Die Zwickelrisse entstehen circa gleichzeitig mit dem inneren Anriss. Das Material zwischen den Zwickelrissen und dem Anriss im Probeninneren ist dabei nicht notwendigerweise getrennt. Die Bruchmorphologie des Risses bei Initiierung ist nachvollziehbar anhand der Veränderung des Risses mit der Probendicke. Dies ist in den Abb. 5.25 und 5.26 dargestellt. Entweder der obere oder der untere Zwickelrissast wächst weiter, wodurch die Orientierung der Scherlippe oder des „Cup and Cone“ festlegt wird. Je nachdem ob gleich- oder gegensinnige Rissäste zu wachsen beginnen hat der Bruch die Form einer durchgehenden Schräge oder „Cup and Cone“ Form.

Die Stähle brechen mit einigen Ausnahmen mikroduktil. Die Waben sind dabei im Flachbruchbereich eher rund und tief und im Scherbruchbereich flach und langezogen. Die durch das Walzen bedingte Zeiligkeit spiegelt sich, wenn überhaupt im Scherbruchbereich wieder und nicht im Flachbruchbereich. Größe, Tiefe und Verteilung der Waben variiert von Stahl zu Stahl.

Zuerst werden die Referenzstähle DP 1000 und CP 1000 beschrieben.

5.4.2 DP 1000

Der DP 1000 zeigt mit 11% die geringste seitliche Probeneinschnürung bei Rissinitiierung. Gleichzeitig hat der Flachbruchbereich die größte Ausdehnung l_{fl} mit circa 700 μm . Nach Ende des Flachbruchs läuft der Riss komplett in Scherlippenform weiter. Der Winkel des Scherbruchs und die plastische Zone vergrößern sich bis zu einer Rissverlängerung von circa 3mm, was der doppelten Blechdicke entspricht. Ab dort bleiben sie konstant.

Der Bruch ist mikroduktil mit vereinzelten Sprödbruchanteilen im Flachbruchbereich (Abb. 5.28). Die Waben sind in Flach- und Scherbruch kleiner als 10 μm und vor allem im Scherbruchbereich sehr homogen verteilt. Im Flachbruchbereich sind die Waben durchschnittlich tiefer. Nichtmetallische Einschlüsse wurden in den Waben nur sehr selten beobachtet.

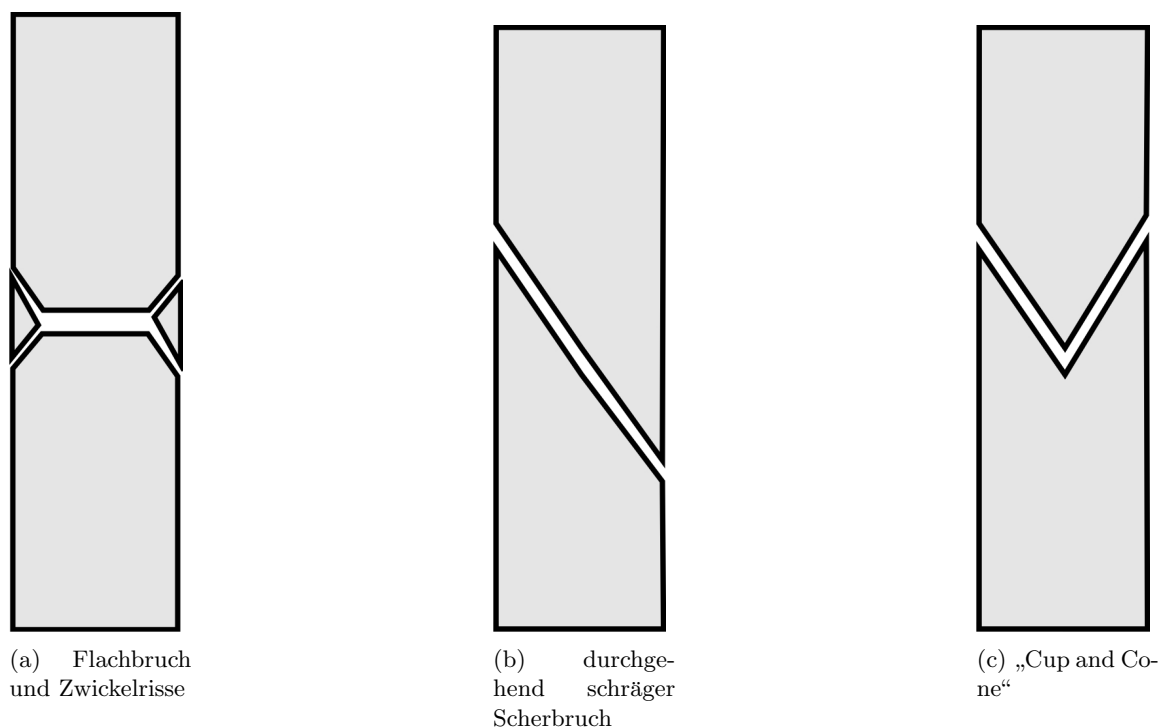


Abbildung 5.24: Die Rissmorphologie bei oder kurz nach der Rissinitiierung ist in (a) dargestellt, nach Ende des Flachbruchbereiches stellt sich Scherbrüche meist in Form von (b) und selten in Form von (c) ein

Besonders im Scherbruchbereich ist eine starke Zeiligkeit sichtbar.

Der Rissverlauf im DP 1000 im Detail ist in Abb. 5.29 zu sehen. Der Großteil des Risspfades läuft im Ferrit nahe oder an Martensit/Ferrit Korngrenzen. Martensit wird wenn möglich umgangen. Vereinzelt läuft der Riss allerdings auch entlang Grenzen zwischen angelassenen und nicht angelassenen Martensit.

Poren entstehen im Ferrit direkt an, zwischen oder nahe Martensitkörnern an Grenzflächen normal zur Hauptdehnungsrichtung.

5.4.3 CP 1000

Der CP 1000 zeigt bei Rissinitiierung eine seitliche Probeneinschnürung von ca. 25 %. Der Anteil an Flachbruch ist sehr gering. Bereits nach $l_{FI}=550 \mu\text{m}$ ist der Riss vollkommen in einen Scherbruch übergegangen. Im Gegensatz zum DP 1000 wächst der Riss aber nicht selbstständig weiter, sondern ändert bei circa 3 mm die Orientierung der Scherlippen um 90° . Dieser „Umkehrvorgang“ ist mit erneuter Einschnürung verbunden (Abb. 5.21).

Der Bruch ist mikroduktil. Es wurden keine spröden Anteile gefunden. Waben mit Einschlüssen treten häufig auf. Sie sind größer als die restlichen Waben.

Die Wabenverteilung ist inhomogener als im DP 1000, es gibt mehrere Porengenerationen (Abb. 5.30). Es sind große ($>10 \mu\text{m}$) und kleine ($<10 \mu\text{m}$) Waben vorhanden. Die großen Waben sind teilweise sehr tief oder liegen umgekehrt erhöht auf „turmartig“ herausgebrochenem Material und sind eingebettet in kleine Waben. Diese sind ähnlich der Waben im DP 1000. In ihnen sind häufig Einschlüsse zu erkennen.

Die zwei Poren-/Wabengenerationen sind auch im Scherbruchbereich zu finden. Die Zeiligkeit

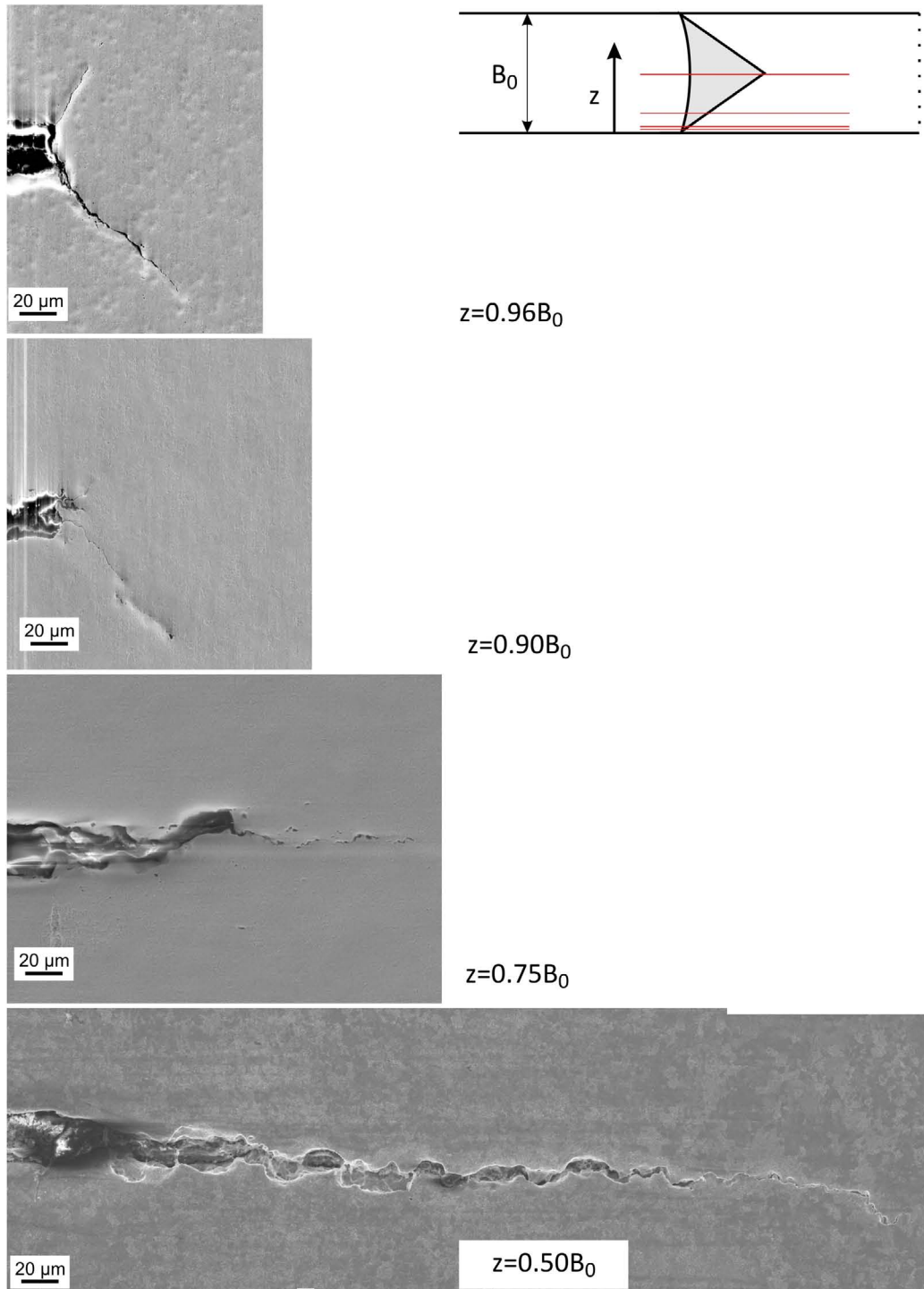


Abbildung 5.25: DP 1000: Normalschliffe mit abnehmender Distanz z vom Probenrand, von einem Versuch der kurz nach der Rissinitiiierung gestoppt wurde (Längsprobe).

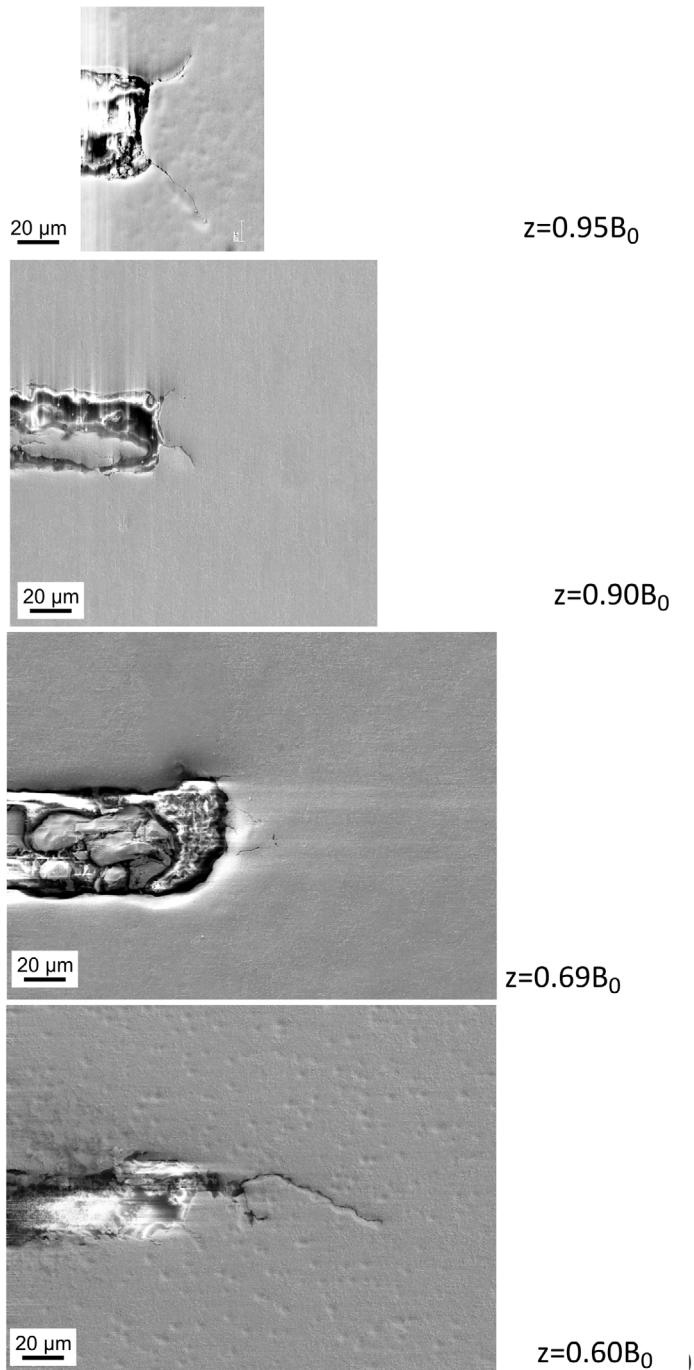


Abbildung 5.26: CP 1000: Normalschliffe mit abnehmender Distanz z vom Probenrand startend, von einem Versuch der kurz nach der Rissinitiierung gestoppt wurde (Längsprobe).

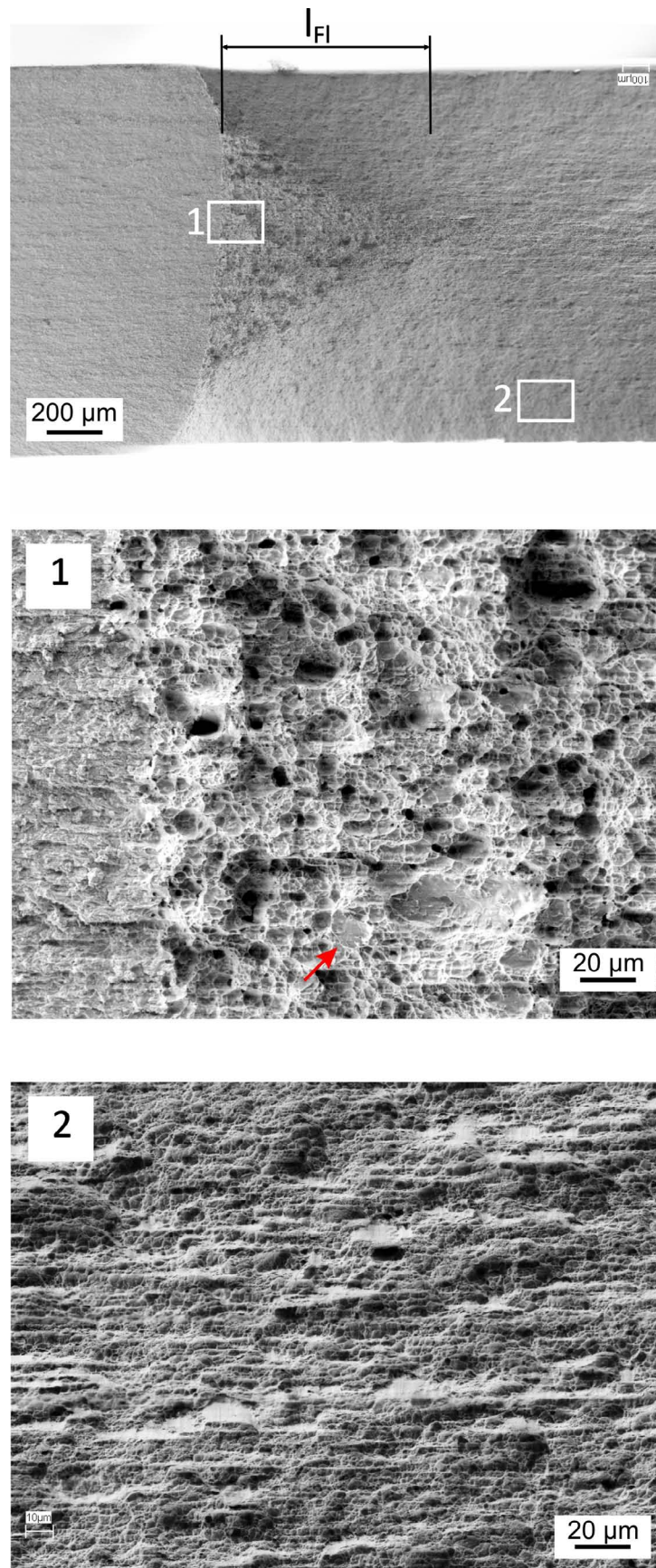


Abbildung 5.27: DP 1000: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe. l_{Fl} markiert das Ausmaß des Flachbruchbereiches. Das mittlere Bild zeigt einen Ausschnitt aus dem Flachbruch-, das untere einen Ausschnitt aus dem Scherbruchbereich. Der Pfeil markiert exemplarisch einen Bereich transkristallinen Sprödbruches.

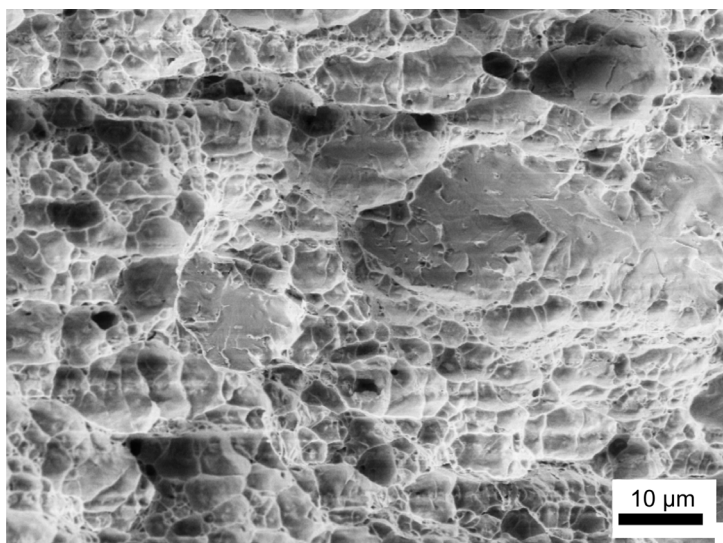


Abbildung 5.28: DP 1000: Detail gekennzeichnet durch roten Pfeil aus Abb. 5.27, transkristalliner Sprödbruch

keit des Gefüges wird in der Bruchfläche nicht stark wiedergespiegelt.

Aufgrund des massiven ätzungsbedingten Niederschlags konnte der genaue Rissverlauf in Abhängigkeit der Phasen nicht bestimmt werden. Abb. 5.31 zeigt einen Ausschnitt aus Abb. 5.26 an der Position $z=0.9B_0$.

Poren treten an oder nahe der Martensitkörner und selten an größeren Karbiden auf, an Grenzflächen normal zur Hauptdehnungsrichtung (Abb. 5.31(b)).

5.4.4 DP 600

Der DP 600 weist mit 33% die größte seitliche Probeneinschnürung auf. Die Länge des Flachbruchbereiches beträgt ungefähr $730 \mu\text{m}$. Es stellt sich erst nach circa 2.5 mm ein gleichbleibender Rissverlauf mit konstantem Scherwinkel und konstanter plastischer Zone ein. Zuvor wechselt die Bruchform nach knapp 1.5 mm von einem „Cup and Cone“ in einen durchgehend schrägen Scherbruch (Abb.5.32). Die Mehrheit der Proben bricht allerdings von Anfang an in durchgehend schräger Scherbruchform, die „Cup and Cone“ Form ist eine Ausnahme.

Die Waben sind größer als im DP 1000 ($\geq 10\mu\text{m}$) (Abb.5.32). Es wurden keine lokalen Sprödbruchstellen festgestellt, der Bruch ist mikroduktil. Der Bruchverlauf ist, vor allem im Scherbereich sehr zeilig.

5.4.5 CP1200

CP 1200 zeigt eine seitliche Probeneinschnürung von 21%. Im Anfangsbereich ist die Bruchchart mikroduktil (Abb. 5.33). Nach circa $550 \mu\text{m}$ verläuft das Risswachstum konstant als Scherbruch. Danach wechselt, ähnlich wie im CP 1000, die Orientierung der Scherlippen, was mit erneuter Einschnürung verbunden ist. Nach weiteren 2 mm ändert sich das Risswachstumsverhalten: Der CP 1200 wächst ruckartig. Das heißt, der Riss wächst schlagartig einige Millimeter und stoppt wieder. Nach einer Haltephase, die mit erneutem Einschnüren

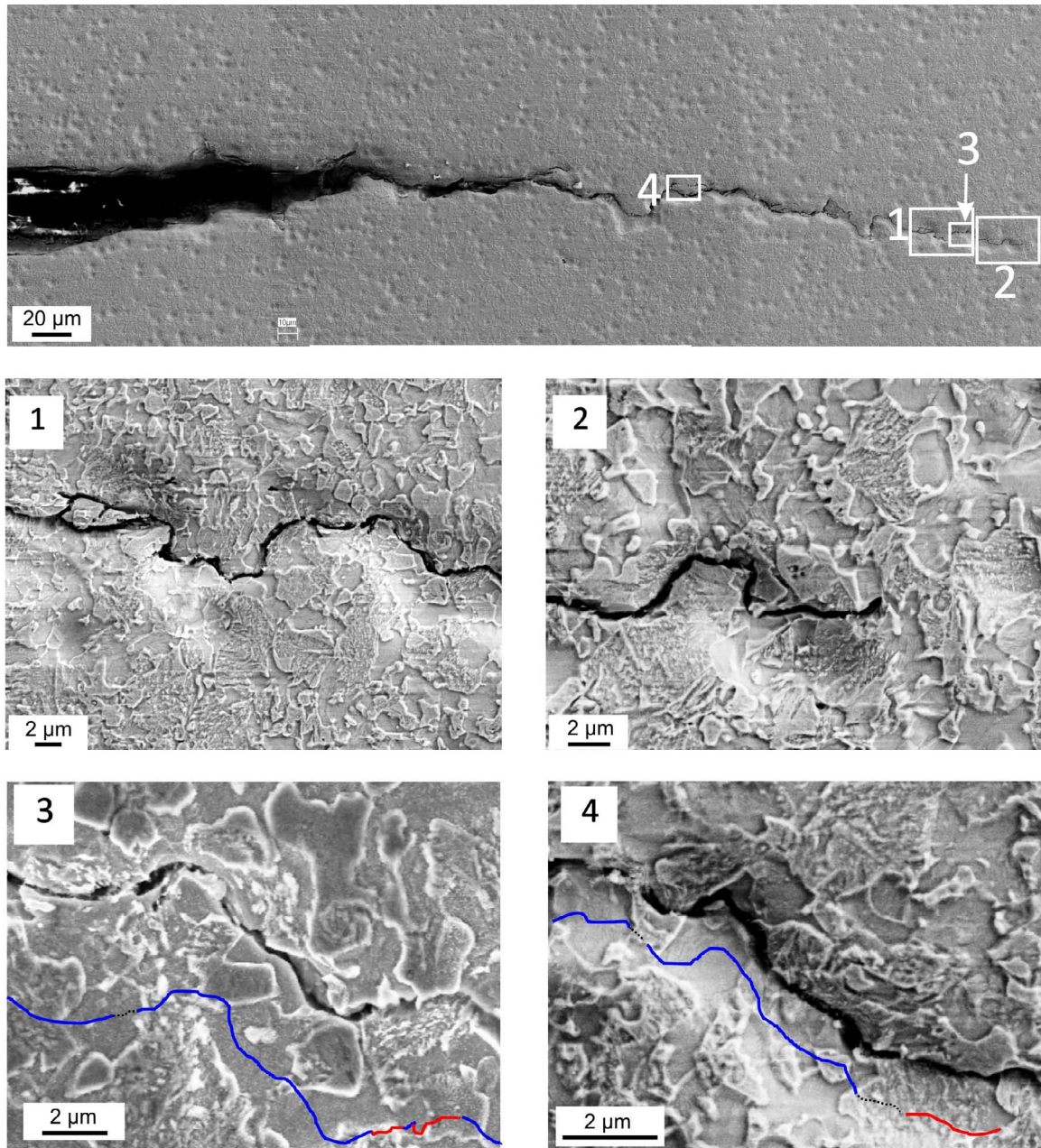


Abbildung 5.29: DP 1000: Rissverlauf. Blau markiert Bruch an oder in der Nähe von Ferrit/Martensit Korngrenzen, Rot markiert Bruch zwischen angelassenem Martensit und nicht angelassenem Martensit. An den schwarz punktierten Linien konnte der Rissverlauf nicht nachvollzogen werden.

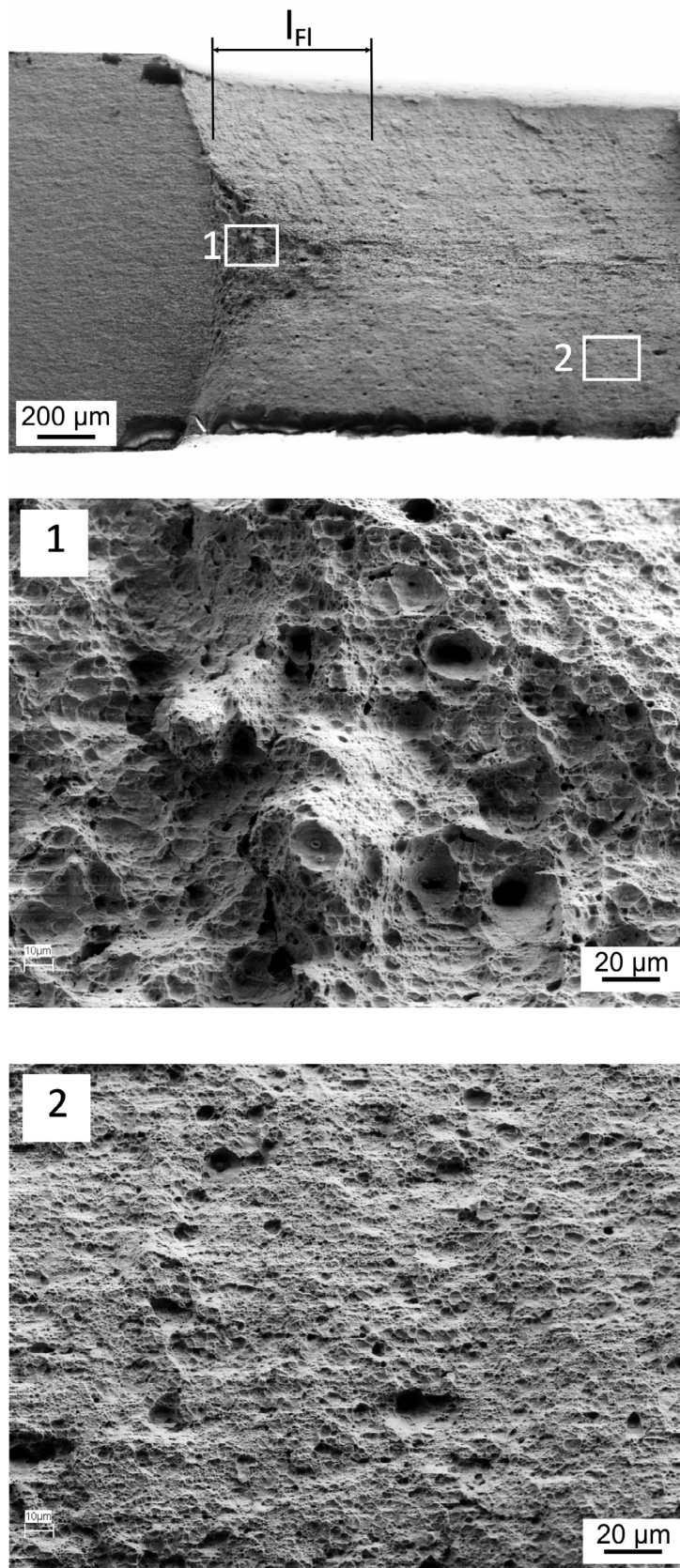
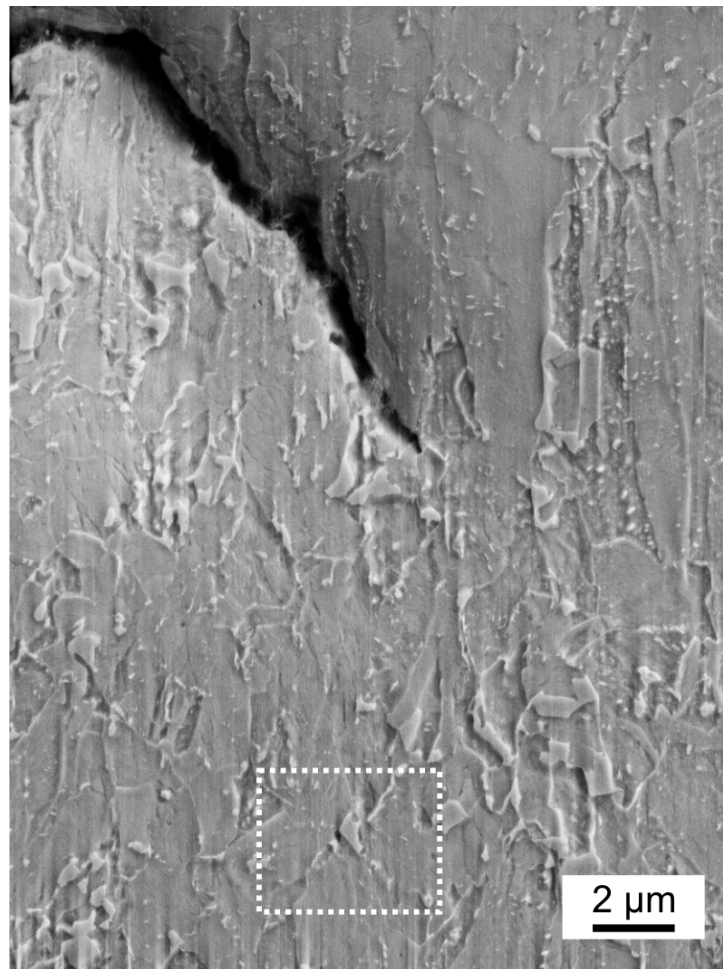
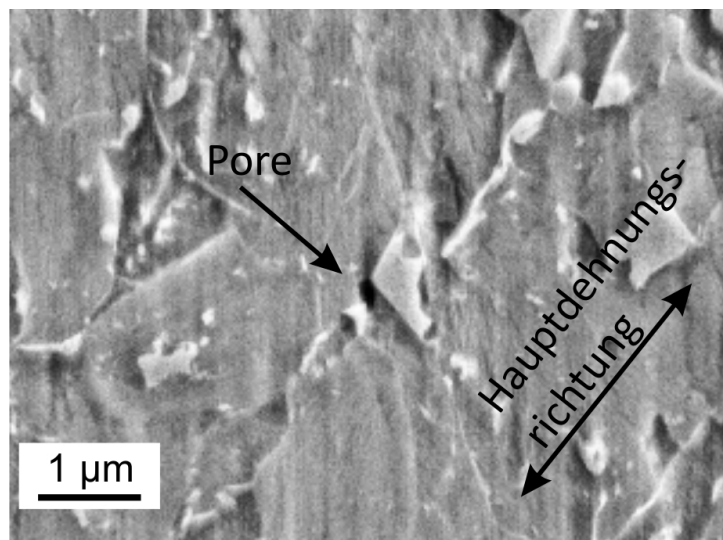


Abbildung 5.30: CP 1000: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe. l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.



(a)



(b) Porenbildung

Abbildung 5.31: CP 1000: Rissverlauf und Porenbildung im CP 1000 in einer Längsprobe. Dies ist ein Detail aus dem Randbereich.

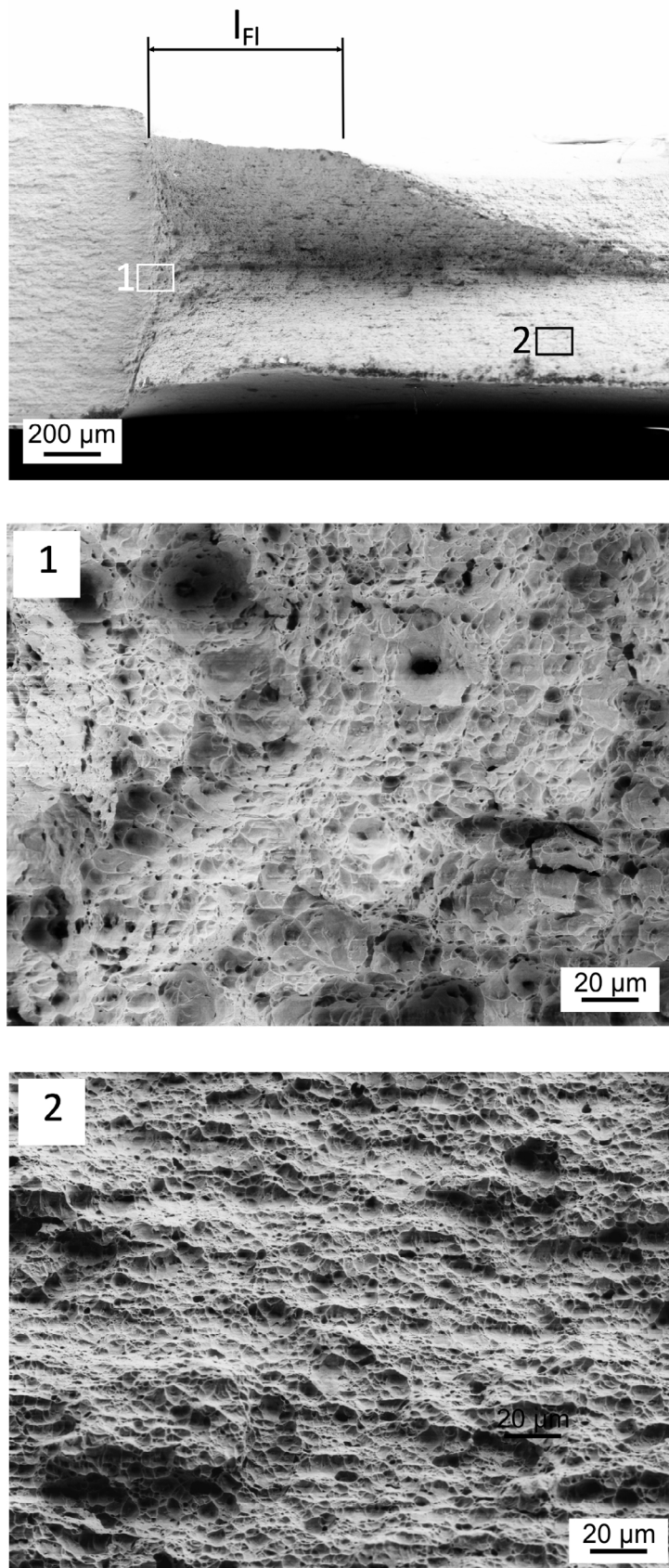


Abbildung 5.32: DP 600: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben einer Längsprobe, l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.

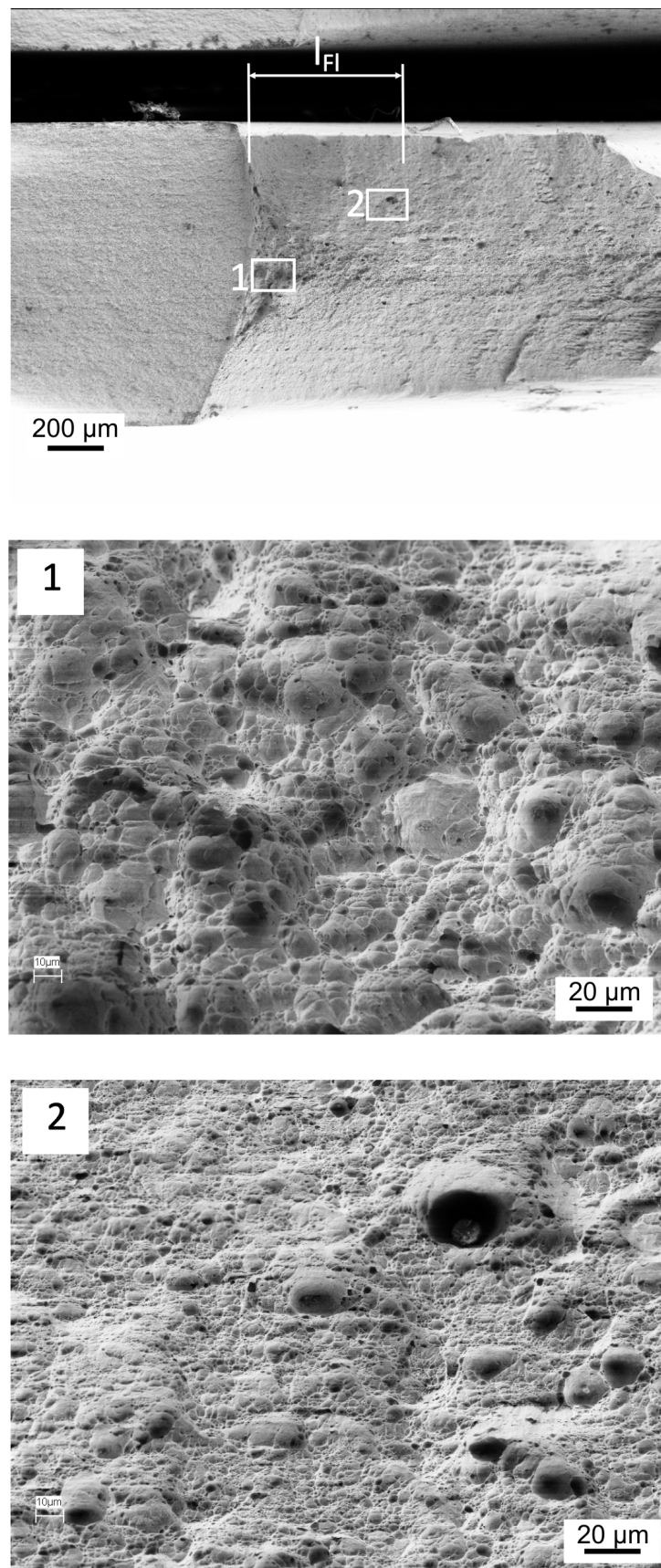


Abbildung 5.33: CP 1200 : Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe, l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.

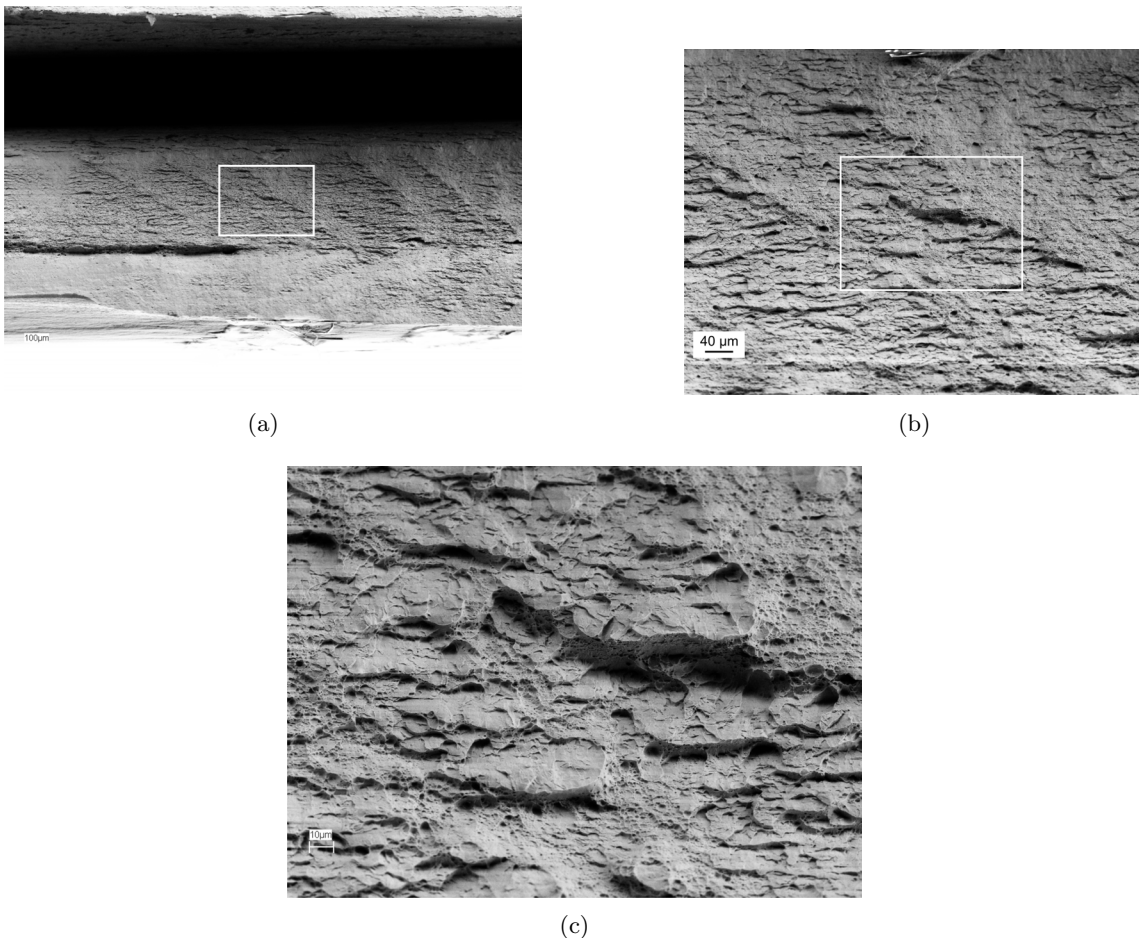


Abbildung 5.34: Mischbruch im CP 1200 im Bereich der Haltelinien (Längsprobe)

verbunden ist, wiederholt sich diese Prozedur. Die Haltelinien sind sowohl auf Bruch- als auch auf der Seitenfläche zu erkennen.

In den Haltelinien herrscht mikroduktiler Bruch vor, dazwischen dominiert Mischbruch (Abb. 5.34) mit einem hohen Anteil transkristallinen Sprödbruchs. Die Orientierung der Scherlippen bleibt während der ruckartigen Wachstumsphase konstant, sie drehen sich nicht.

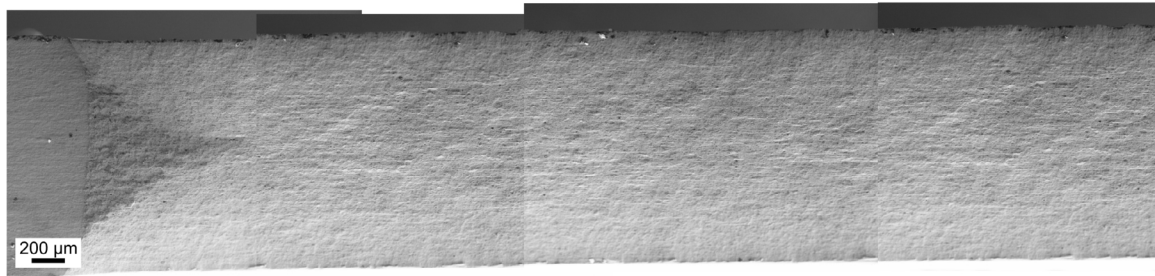
5.5 Einfluss der Walzrichtung auf das Aussehen der Bruchfläche

Beispielhaft an den Stählen DP 1000 und CP 1000 soll der Einfluss der Walzrichtung auf das Aussehen der Bruchfläche in längs- und querorientierten Proben verdeutlicht werden. Achtung: Längsorientierung bedeutet, dass der Riss normal zur Walzrichtung und Querorientierung, dass er parallel zur Walzrichtung wächst.

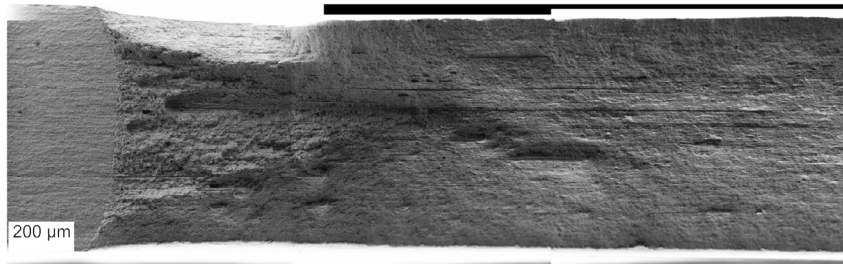
Abb. 5.35 und 5.36 zeigen die Bruchflächen von Längs- und Querproben.

5.5.1 DP 1000

Auf der Makroebene zeigen Längs- und Querproben ein annähernd gleiches Aussehen. Der Bruch verläuft in beiden Orientierungen in durchgehend schräger Scherbruchform.



(a) Längsprobe, Riss \perp WR



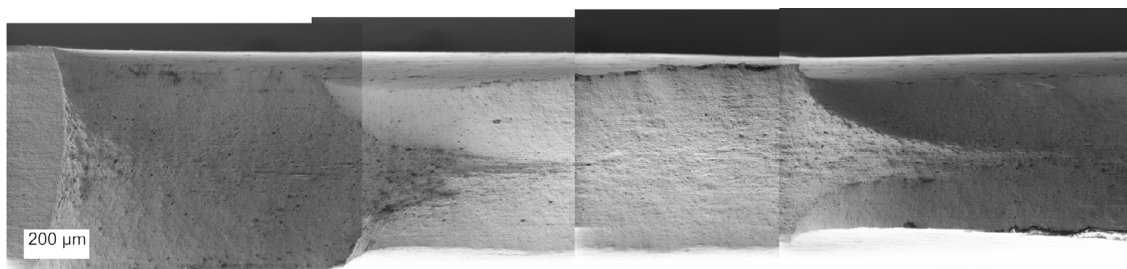
(b) Querprobe Riss \parallel WR

Abbildung 5.35: DP 1000: Einfluss der Walzrichtung auf die Bruchfläche in einer Bruchmechanikprobe. Die Querprobe zeigt eine etwas stärkere Zeiligkeit als die Längsprobe

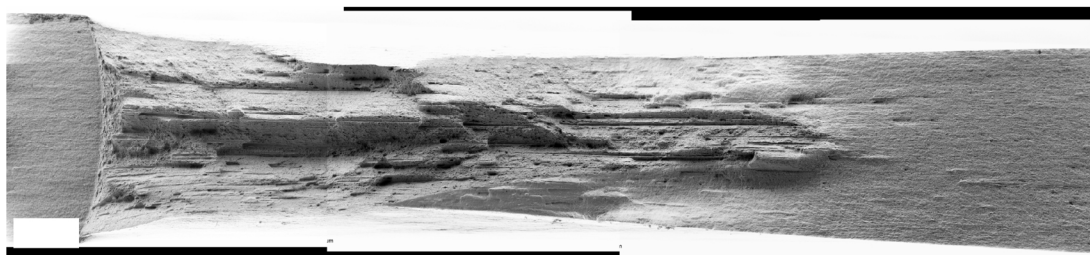
Auf mikroskopischer Ebene ist ein deutlich unterschiedliches Bruchaussehen zu erkennen. In den Querproben ist die Zeiligkeit stärker ausgeprägt als in den Längsproben. Hier sind lange und zusammenhängende Wabenstraßen in Risswachstumsrichtung erkennbar, was der Bruchfläche ein faserartiges Aussehen gibt.

5.5.2 CP 1000

Der Unterschied in der Bruchform zwischen Längs- und Querproben ist im CP 1000 sowohl makro- also auch mikroskopisch stark (Abb. 5.36). In der Längsorientierung ist das schon bekannte „Umkehren“ der Scherlippen beobachtbar. Weiters ist keine Zeiligkeit auf der Bruchfläche erkennbar. In der Querorientierung ist der „Umkehrmechanismus“ gänzlich verschwunden und die Bruchoberfläche ist sehr zeilig. Dies ist in Abb. 5.37 dargestellt. Es sind lange, zusammenhängende Wabenstraßen sichtbar. Sie beginnen oder enden meist mit einer tiefen, großen Wabe, die mit einem Einschluss in Verbindung gebracht werden kann. Die Straßen sind stärker ausgeprägt als in der Querorientierung im DP 1000. Die Bruchoberfläche ist dadurch rauher, ähnlich einer Berg und Tal Landschaft mit Orientierung in Walzrichtung.

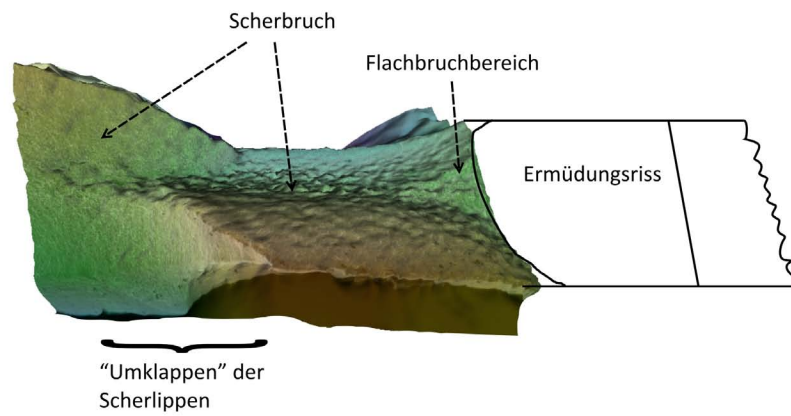


(a) Längsprobe, Riss \perp WR

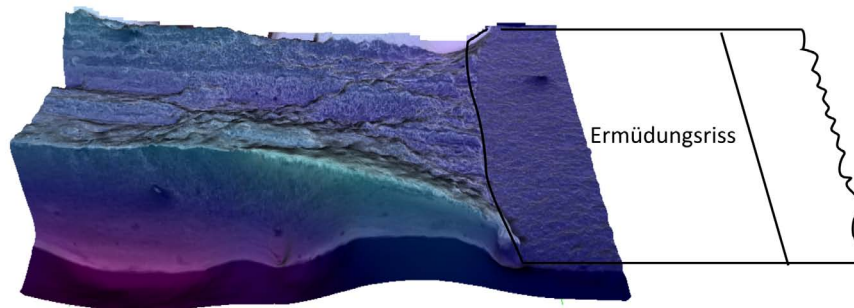


(b) Querprobe Riss \parallel WR

Abbildung 5.36: CP 1000: Einfluss der Walzrichtung auf die Bruchfläche in einer Bruchmechanikprobe. Die Querprobe zeigt ein vollständig verändertes Bruchbild im Vergleich zur Längsprobe. Sie ist sehr stark zeilig gebrochen.



(a) Längsprobe



(b) Querprobe

Abbildung 5.37: CP 1000: Stereophotogrammetrische Bilder von längs- und querorientierten Proben. Während die Längsprobe (orientierungswechselnde) Scherlippen ausbildet, weist die Querprobe einen flachen, zeiligen Bruchverlauf auf.

6

Lokales Verformungsverhalten

Auf mikrostruktureller Ebene verformen sich polykristalline Materialien aufgrund der unterschiedlichen Kornorientierung immer inhomogen. In einem Multiphasenstahl beeinflusst ein weiterer Faktor das Verformungsverhalten: die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der Phasen.

Mittels der lokalen Verformungsanalyse wurden auf mikroskopischer Ebene auf Basis von in-situ Versuchen im REM, Aussagen über den Grad der Verformungsinhomogenität, sowie Häufigkeit, Form und Position der höchst- und niedrigst-gedehnten Bereiche getroffen. Neben in-situ REM Versuchen wurden auch in-situ Bruchmechanikversuche analysiert.

Es wurden in-plane Axial-, Transversal- und Vergleichsdehnungs- sowie Scherungs- und Rotationsverteilungen erstellt. Verformungsanalysen von niedrig vergrößerten Aufnahmen geben über das Gesamtgefügeverhalten Aufschluss, während durch Untersuchungen in hoch vergrößerten Aufnahmen Details der Dehnungsverteilung gefunden werden.

6.1 In-situ Zugversuch

Miniaturzugproben wurden in-situ im REM in Dehnungsschritten von circa 4% gezogen. Zur Auswertung wurden Bilder bis zur Gleichmaßdehnung verwendet. Es wurden Verschiebungsprofile, Dehnungsverteilungskarten und statistische Dehnungsverteilungen von zwei Vergrößerungen („niedrig“ und „hoch“) erstellt. Die Position der untersuchten Bereiche auf der Probe ist in Abb. 2.19(b) ersichtlich.

In den Dehnungsverteilungskarten wurde das Dehnungsmuster, die Dichte und Anzahl der höchst- und niedrigst gedehnten Bereiche („Hot and Cool Spots“) sowie die Korrelation der „Hot und Cool Spots“-Positionen mit der Mikrostruktur untersucht. Konkrete Aussagen des Grades der Dehnungskonzentration werden anhand der statistischen Dehnungsverteilung gemacht. Beispielfhaft an DP 1000 werden auch Verschiebungsprofile besprochen.

Zuerst werden die Referenzstähle DP 1000 und CP 1000 beschrieben, danach DP 600 und CP 1200. Der erste Dehnungsschritt wurde für alle Proben gleich gewählt $\epsilon_{global} \approx 4\%$.

Zu Beschreibung des Dehnungsverhaltens werden meist Karten der normierte Axialdehnung κ_{xx} herangezogen, da die Hauptaussagen damit am besten dargestellt werden können.

Andere Dehnungskarten wie κ_{yy} , κ_{xy} , κ_{rot} und κ_v werden im Detail nur für den DP 1000 beschrieben, da sie nur mehr einen unwesentlichen Informationsgewinn bringen.

Die maximalen Dehnungswerte für die hohe und niedrige Vergrößerung unterscheiden sich. Grund hierfür ist der Unterschied in den kleinsten auflösbaren Gefügedetails. Dehnungskonzentrationen sind räumlich oft sehr begrenzt, sodass im niedrig vergrößerten Bild die lokale Dehnung durch die Mittelung unterschätzt wird.

Es wurden ausschließlich Längsproben untersucht. Die Zugrichtung ist ident mit der x -Richtung und liegt in den Bildern horizontal.

Warum nur vor Erreichen der Gleichmaßdehnung? Nach Erreichen der Gleichmaßdehnung müssten mehrere Dinge berücksichtigt werden:

- Starke Positionsabhängigkeit des Ergebnisses: Ab Beginn der Einschnürung konzentriert sich die Verformung auf den Einschnürbereich. Innerhalb dieses Bereiches ist die Dehnung stark positionsabhängig.
- Hohe Dehnungen in z -, also Blechdickenrichtung, welche zudem positionsabhängig sind. Dies kann mit dieser Methode nicht berücksichtigt werden
- Entstehen vieler neuer Details, wie Poren und Gleitstufen. Eine Zuordnung der homologen Punkte ist an diesen Stellen schwierig bis nicht möglich.

Um ein aussagekräftiges Ergebnis nach Gleichmaßdehnung zu erhalten, muss mit beträchtlichem experimentellen Aufwand erst ein geeignetes Messsystem entwickelt werden.

6.1.1 DP 1000

Verschiebungsprofile In Abb. 6.1(a) ist ein Profil in die Mikrostruktur eingezeichnet. Die Verschiebung u_x entlang dieses Profils ist in den beiden Bildern darunter, ortsabhängig dargestellt. Die flachen Passagen sind gleichbedeutend mit niedriger, die steilen Passagen mit hoher Dehnung (Glg. 2.24). In Abb. 6.1(c) ist ersichtlich, dass die Steilheit der Passagen mit steigender globaler Dehnung zunimmt. Somit nimmt die lokale Dehnung an diesen Stellen zu. Ihre Breite bleibt allerdings konstant.

Das Verschiebungsprofil kann mit der Mikrostruktur korreliert werden. In Abb. 6.2 ist ersichtlich, dass Übergänge von einer flachen zu einer steilen Passagen oft mit Grenzflächen zusammenfällt. Vor allem Änderungen der Phase bewirken eine Änderung der Liniensteilheit. Steile Passagen sind nur im Ferrit zu finden, flache im Martensit und im Ferrit.

Niedrige Vergrößerung In Abb. 6.3 sind das Mikrostrukturbild, das als Basis für die Dehnungsberechnung diente, und das dazugehörige Axialdehnungsmuster κ_{xx} für die niedrige Vergrößerung dargestellt. ϵ_{global} beträgt für diesen ersten Dehnungsschritt 4.0%.

Es ist eine heterogene Verteilung der Dehnung erkennbar. Stark gedehnte wechseln mit nahezu ungedehnten Bereichen in einem netzwerkartigen Muster ab. Dieses Netzwerk setzt sich aus unterbrochenen Bändern hoher Dehnung ($\kappa_{xx} \geq 1$) zusammen, welche fein und verästelt sind. In Abb. 6.3 entspricht die grüne Farbe einer Dehnungen $\epsilon_{xx} \approx \epsilon_{global}$ oder $\kappa_{xx} \approx 1$ die blaue Farbe dem Bereich niedriger Dehnungen, $\epsilon_{xx} < \epsilon_{global}$ oder $\kappa_{xx} < 1$ und der gelbe bis lila Farbbereich $\epsilon_{xx} > \epsilon_{global}$ oder $\kappa_{xx} > 1$. Der Abstand zwischen den Verformungsbändern variiert, bleibt aber im Allgemeinen unter 20 μm . Die Bänder weisen eine Breite von circa 1-5 μm auf, wobei der Großteil bei 2-3 μm liegt. Die Bänder haben eine Vorzugsorientierung

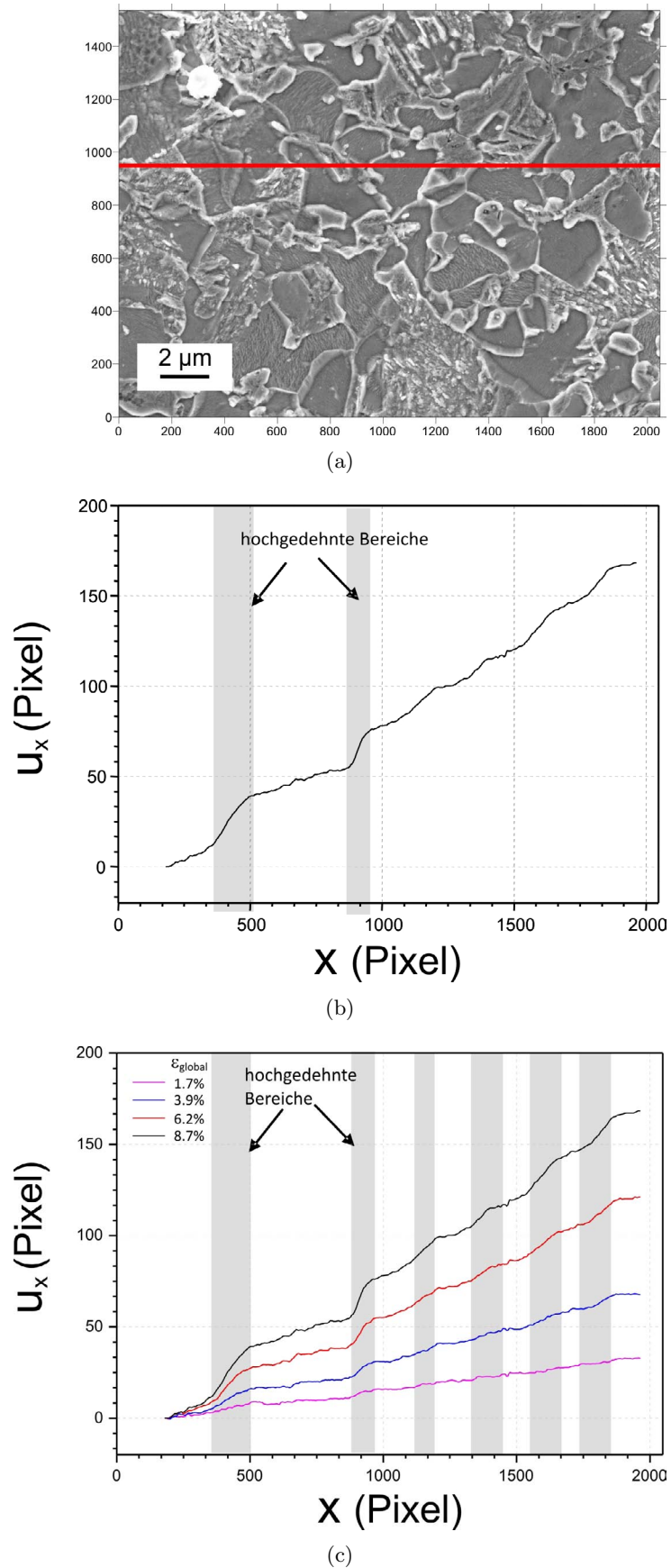


Abbildung 6.1: DP 1000: (a) Mikrostruktur und Position des Verschiebungsprofils $u_x(x)$, (b) Verschiebungsprofil bei $\epsilon_{global}=8.7\%$, (c) Verschiebungsprofile für steigendes $\epsilon_{global}=8.7\%$

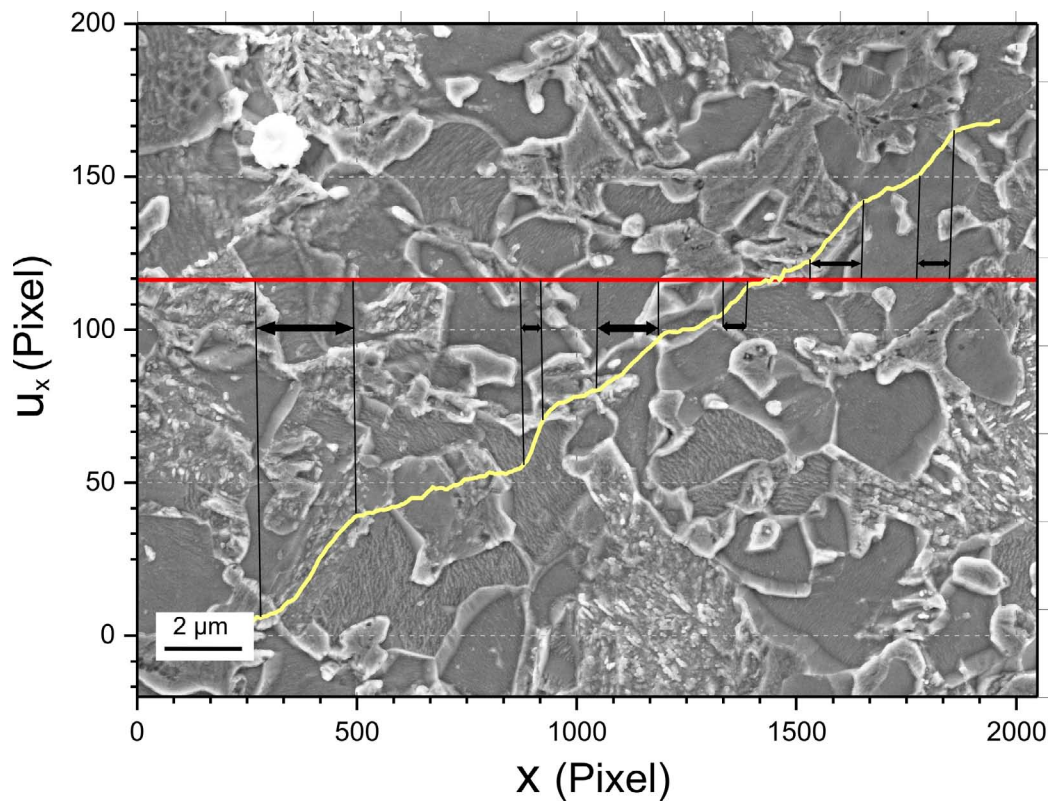


Abbildung 6.2: DP 1000: Verschiebungsprofil für $\epsilon_{global} = 3.9\%$ mit der Mikrostruktur korreliert, $u_x(x)$ ist in gelb dargestellt.

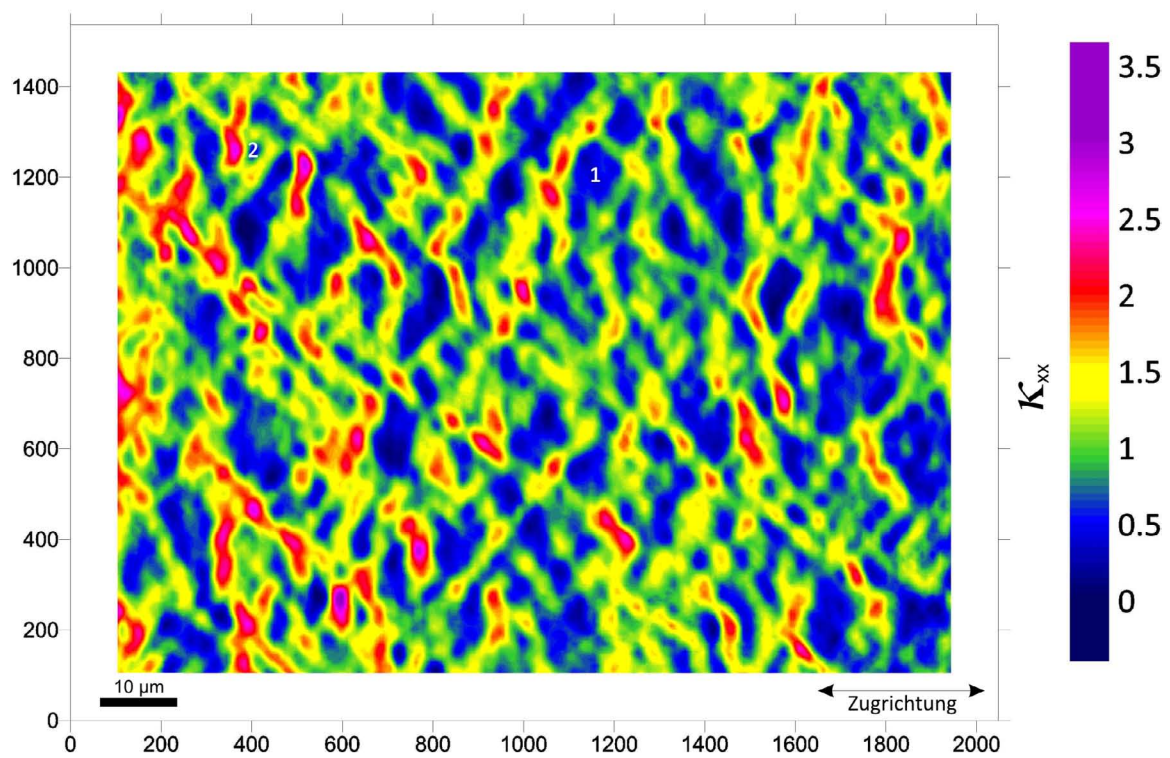
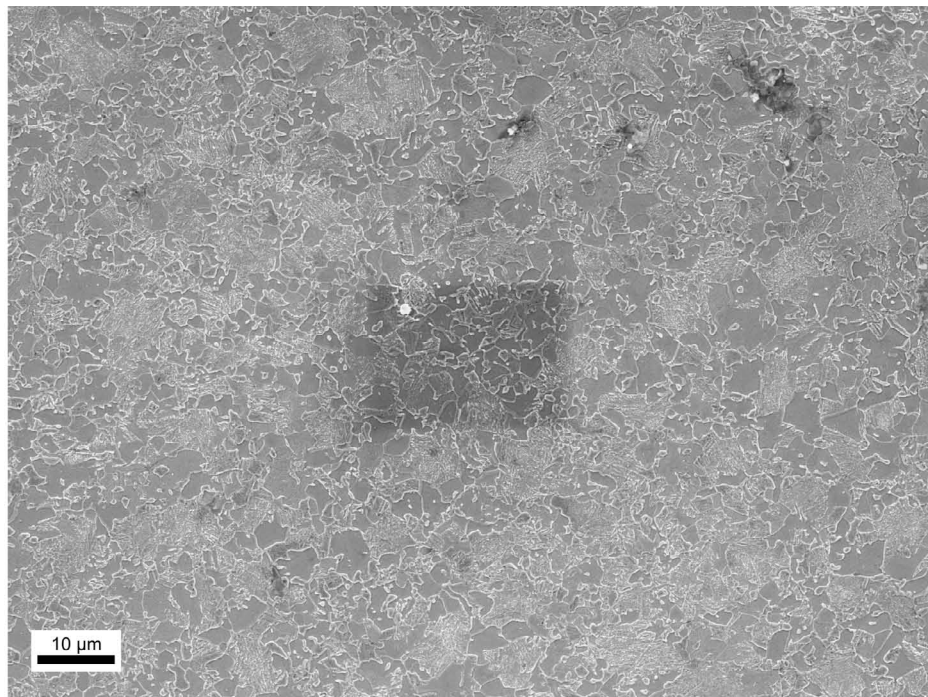


Abbildung 6.3: DP 1000: Mikrostruktur und zugehörige κ_{xx} -Karte für die niedrige Vergrößerung

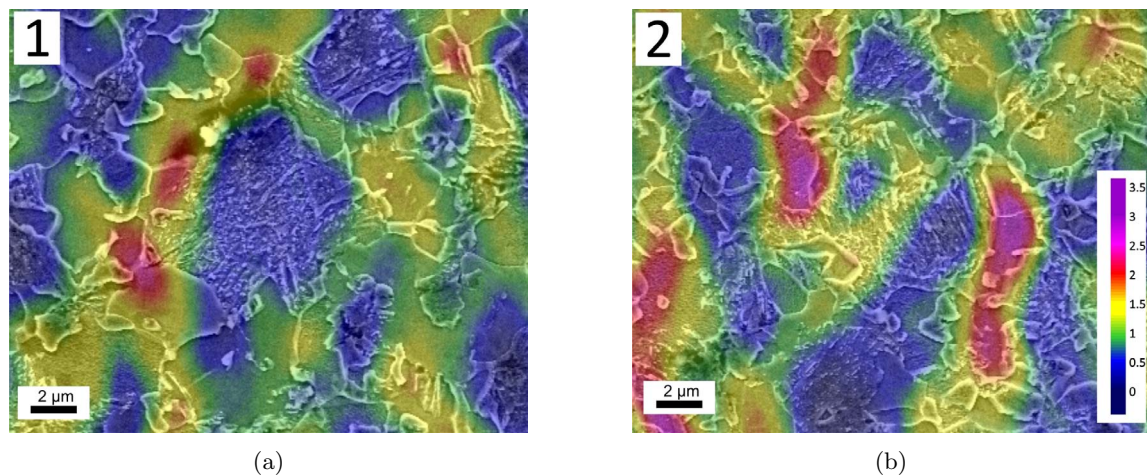


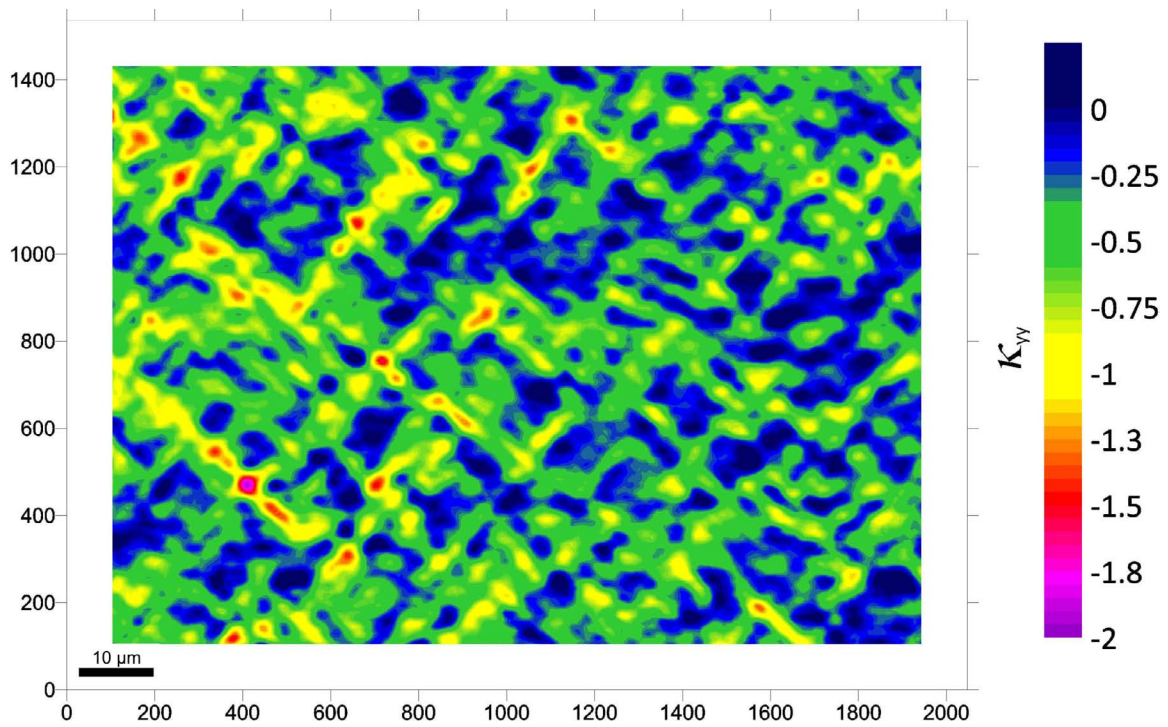
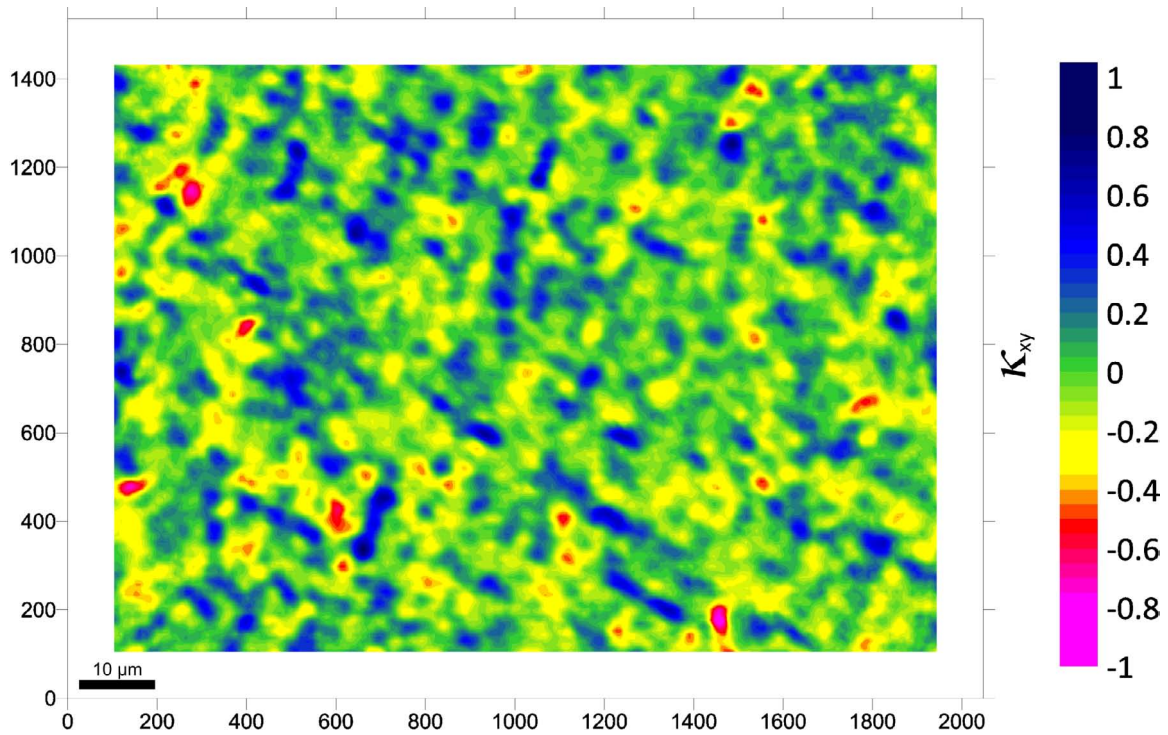
Abbildung 6.4: DP 1000: Details aus Abb. 6.3 κ_{xx} . Verlauf der Verformungsbänder. Sie befinden sich hauptsächlich im Ferrit (a,b), vereinzelt wurden Bänder geringerer Dehnung auch innerhalb Martensit beobachtet (b).

von etwas mehr als 45° in Bezug auf die Zugachse (im Bild horizontal). Die Bandschnittpunkte sind Bereiche erhöhter Dehnung. Hier werden Höchstwerte von $\epsilon_{xx} > 3.2\epsilon_{global}$ oder $\kappa_{xx} \approx 3.2$ erreicht. Ein beträchtlicher Gefügeanteil zwischen den Bändern bleibt unverformt. In Abb. 6.4 sind einige Details des Dehnungsmusters von Abb. 6.3 vergrößert dargestellt. Mikrostruktur und Dehnungsmuster wurden dabei kombiniert. Die Verformungsbänder laufen hauptsächlich durch Ferrit. Ein Großteil des Martensits und jene Teile des Ferrits die nicht Teil eines Verformungsbandes sind, bleiben un- oder wenig verformt. Obwohl Martensit als starkes Hindernis für die Verformung wirkt, wurden vereinzelt Verformungsbänder mit mittlerer Dehnung ($1 < \kappa_{xx} < 1.5$) durch angelassenen Martensit beobachtet, z.B. in Bildmitte von Abb. 6.4(b)). Abb. 6.5 zeigt die normierte Transversaldehynung κ_{yy} . Die Verteilung ist wie bei κ_{xx} inhomogen. Hochverformte Bänder ($\kappa_{yy} > -0.5$, grün) bilden ein Netzwerk mit einer Vorzugsorientierung von 45° zur Zugrichtung. Bandschnittpunkte sind Bereiche höchster Dehnung. Es werden Höchstwerte von $\kappa_{yy} = -1.9$, also $\epsilon_{yy} = -1.9\epsilon_{global}$ erreicht.

Im der Verteilung der normierten Scherung κ_{xy} (Abb. 6.6) ist die Netzwerkstruktur nur mehr ansatzweise zu erkennen. Die Verteilung der höchstgescherten Bereiche folgt keinem starken Schema.

Umgekehrt zeigt die Karte der normierten Rotation κ_{rot} (Abb. 6.7) die Netzwerkstruktur am deutlichsten von allen Karten. Die Vergleichsdehnungskarte (Abb. 6.8) zeigt die Verteilung der am höchsten gedehnten Bereiche. Zug- Druck- und Scherungskomponenten werden addiert. Wenn auf ein Volumenelement von einer Seite Zug und von der anderen Seite Druck ausgeübt wird, steigt die Vergleichsdehnung aber auch die Verformungsfähigkeit dieses Bereiches. Gerade deshalb sind dies die höchst-gedehnten, aber nicht unbedingt die kritischsten Bereiche. In vielen Schädigungskonzepten spielt daher eine Kombination von Vergleichsdehnung und hydrostatischem (Zug-)Spannungszustand eine maßgebliche Rolle.

Hohe Vergrößerung In Abb. 6.9 ist die Mikrostruktur des analysierten Bereiches bei hoher Vergrößerung abgebildet. Der Bereich liegt in der Mitte von Abb. 6.3. Die erhabenen, zerfurchten Körner sind angelassener Martensit und die erhabenen glatten Körner sind nicht

Abbildung 6.5: DP 1000: κ_{yy} -Karte für die niedrige VergrößerungAbbildung 6.6: DP 1000: Normierte Scherung κ_{xy} für die niedrige Vergrößerung

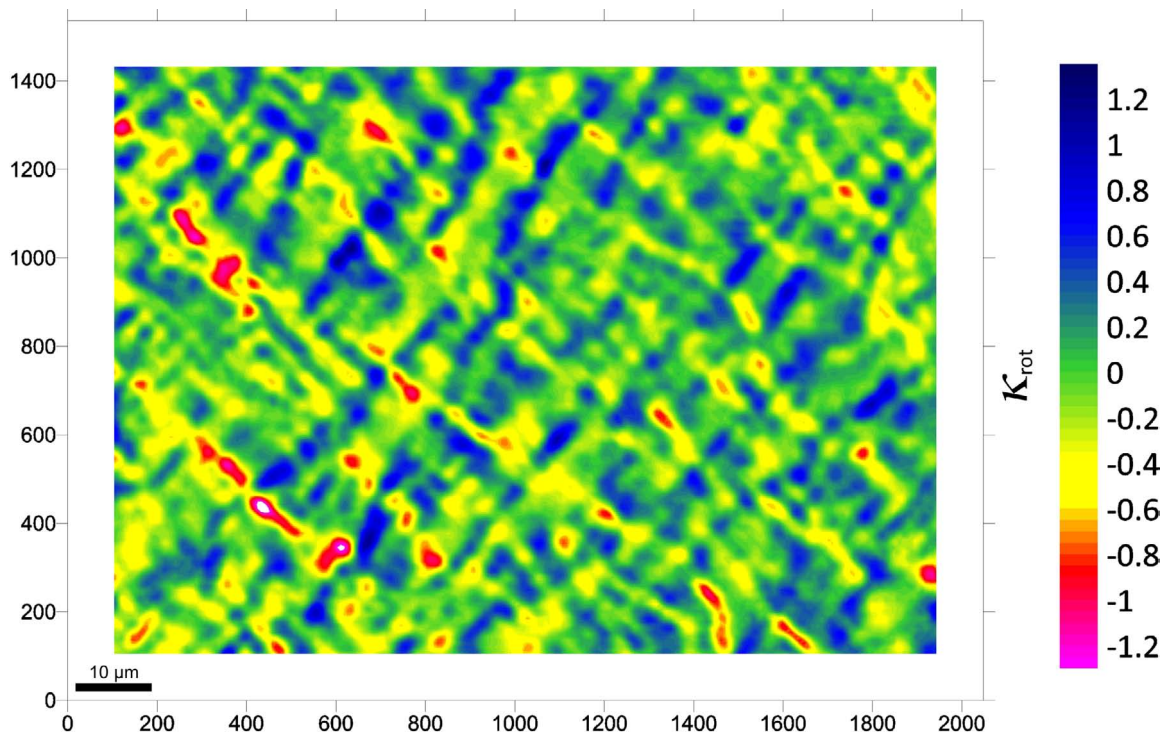


Abbildung 6.7: DP 1000: Normierte Rotation κ_{rot} für die niedrige Vergrößerung

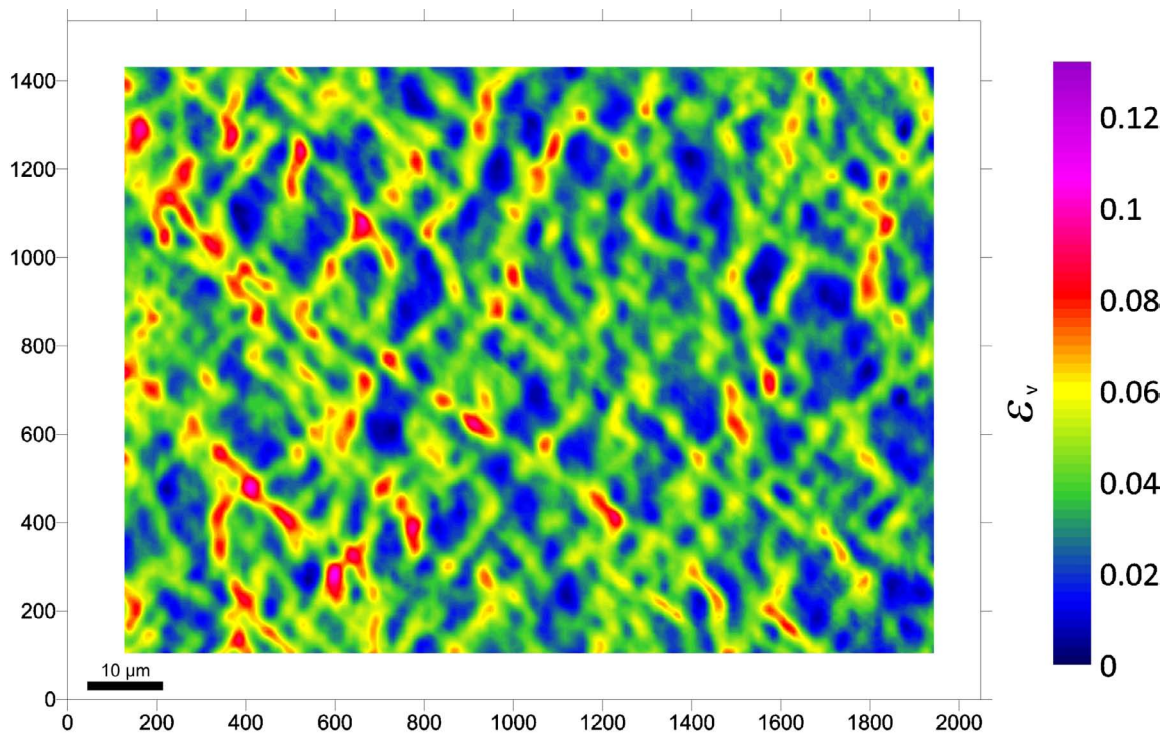


Abbildung 6.8: DP 1000: Vergleichsdehnung ϵ_v für die niedrige Vergrößerung

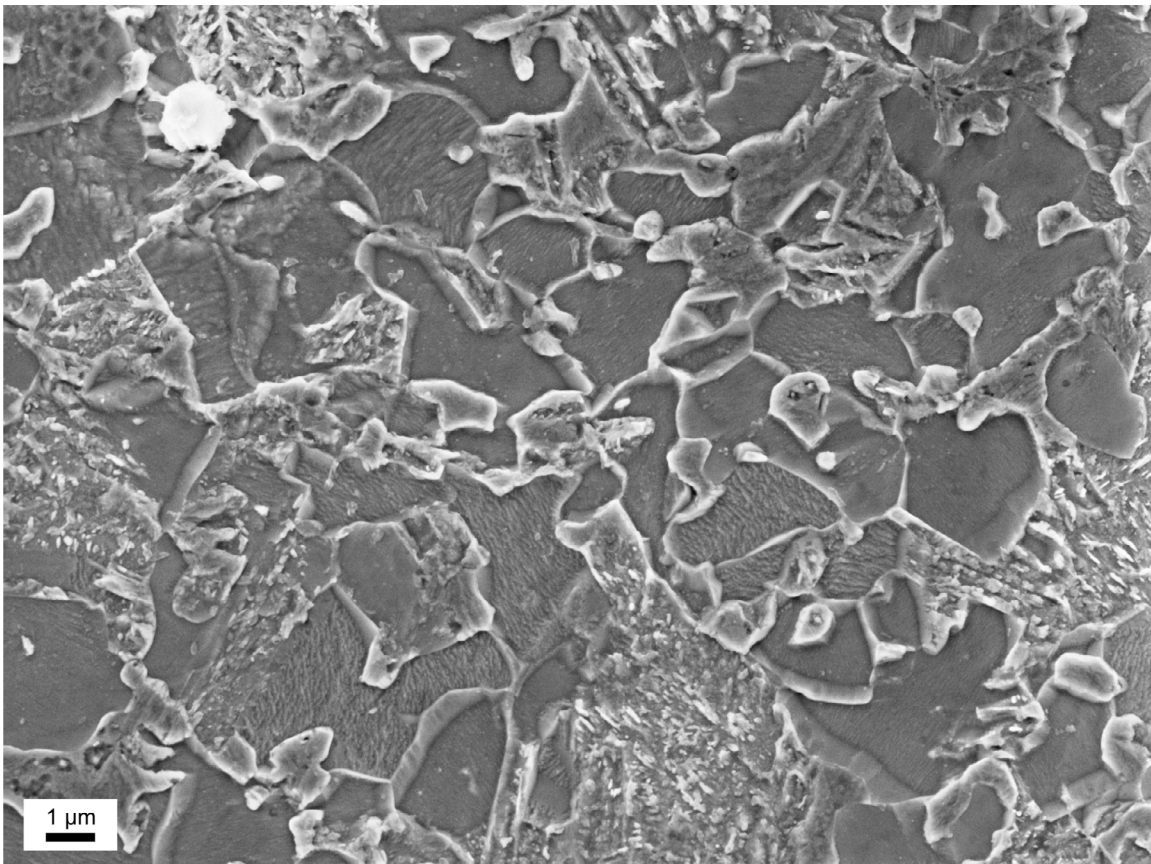


Abbildung 6.9: DP 1000: Mikrostruktur des untersuchter Bereiches bei hoher Vergrößerung

angelassener Martensit. Die glatten tiefer liegenden Körner entsprechen Ferrit.

Die Dehnungsverteilung auf Kornebene zeigt die Abb. 6.14(a). Die Verformungsbänder, die schon im niedrig vergrößerten Bild sichtbar sind, werden hier detaillierter dargestellt. Es ist ein Netzwerk hochgedehnter ($\kappa_{xx} > 1\%$) Bänder zu sehen. Der genaue Verlauf der Bänder ist starkabhängig von der lokalen Mikrostruktur und Phase. Diese üben einen starken Einfluss auf das Dehnungsmuster aus: Die Verformungsbänder liegen hauptsächlich im Ferrit, Martensit weist bis auf wenige Stellen nur geringe Dehnungen ($\kappa_{xx} < 1\%$) auf. Innerhalb der Bänder sind höchst-gedehnte Bereiche („Hot Spots“) erkennbar, in denen Dehnungen von $\approx 4.8\kappa_{xx}$ erreicht werden. Höchst- und niedrigst-gedehnte Bereiche liegen an manchen Stellen sehr nahe beieinander mit einem Abstand $< 2\mu\text{m}$. Beispiele von den bevorzugten „Hot-Spot“- Positionen sind in Abb. 6.11 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass sie im Ferrit liegen und sich in der Nähe oder direkt an Martensit - Ferrit Korngrenzen bilden. Eng beieinander liegende Martensitkörner mit schmalen Ferritkanälen, Ferritbuchten oder -zwickel sind Konstellationen, die die Bildung von Dehnungskonzentrationen begünstigen (Abb. 6.11(a) bis 6.11(c)). An diesen Stellen werden die höchsten Dehnungswerte erreicht. Die betroffenen Grenzflächen liegen meist normal zur Hauptdehnungs- und somit Zugrichtung. „Cool Spots“, das sind Bereiche mit besonders niedriger Dehnung $\kappa_{xx} \ll 1$ liegen sowohl im Ferrit als auch im Martensit. In Abb. 6.11(d) ist die Dehnungsverteilung in und um ein typisches Martensitkorn dargestellt, das umgeben ist von hochgedehnten Bereichen selbst aber niedrig gedehnt bleibt.

Weitere Verformungsschritte Der nächsthöhere Dehnungsschritt entspricht dem Intervall $3.9 \leq \kappa_{xx} \leq 8.1\%$. Er zeigt sowohl bei niedriger (Abb. 6.12) als auch bei hoher Vergrößerung (Abb. 6.13 und 6.14) ein ähnliches Verformungsmuster wie im ersten Dehnungsschritt. Eine starke Veränderung, beispielsweise ein Versiegen oder eine Neuentwicklung von Verformungsbändern, wurde nicht beobachtet. Die Bänder bleiben an den gleichen Positionen, ändern aber lokal ihre Intensität im Vergleich zum ersten Schritt. So wurden in den „Hot Spots“ des zweiten Dehnungsschrittes Höchstwerte von bis zu $\kappa_{xx} \approx 6$ im Vergleich zu $\kappa_{xx} \approx 4.8$ im ersten Schritt gemessen. Die Bänder sind im zweiten Schritt definierter und ihre Grenzen klarer. Die Dehnung wirkt im zweiten Schritt noch konzentrierter als im ersten Schritt. Darauf deuten auch die Kurven der statistischen Dehnungsverteilung (Abb. 6.12(c)) hin, welche aus der Dehnungsverteilung der niedrig vergrößerten Bildern erstellt wurden. Die Kurve für den zweiten Dehnungsschritt ist etwas verbreitert im Vergleich zum ersten Dehnungsschritt, das heißt die Dehnungsverteilung ist inhomogener.

Abb. 6.15 zeigt Anzahl und Verteilung der „Hot and Cool Spots“ für beide Dehnungsschritte für κ_{xx} und κ_{yy} (bestimmt für die niedrige Vergrößerung, der Bereich hoher Vergrößerung würde zu wenig Statistik ergeben). Ihre Anzahl ist im zweiten Dehnungsschritt größer.

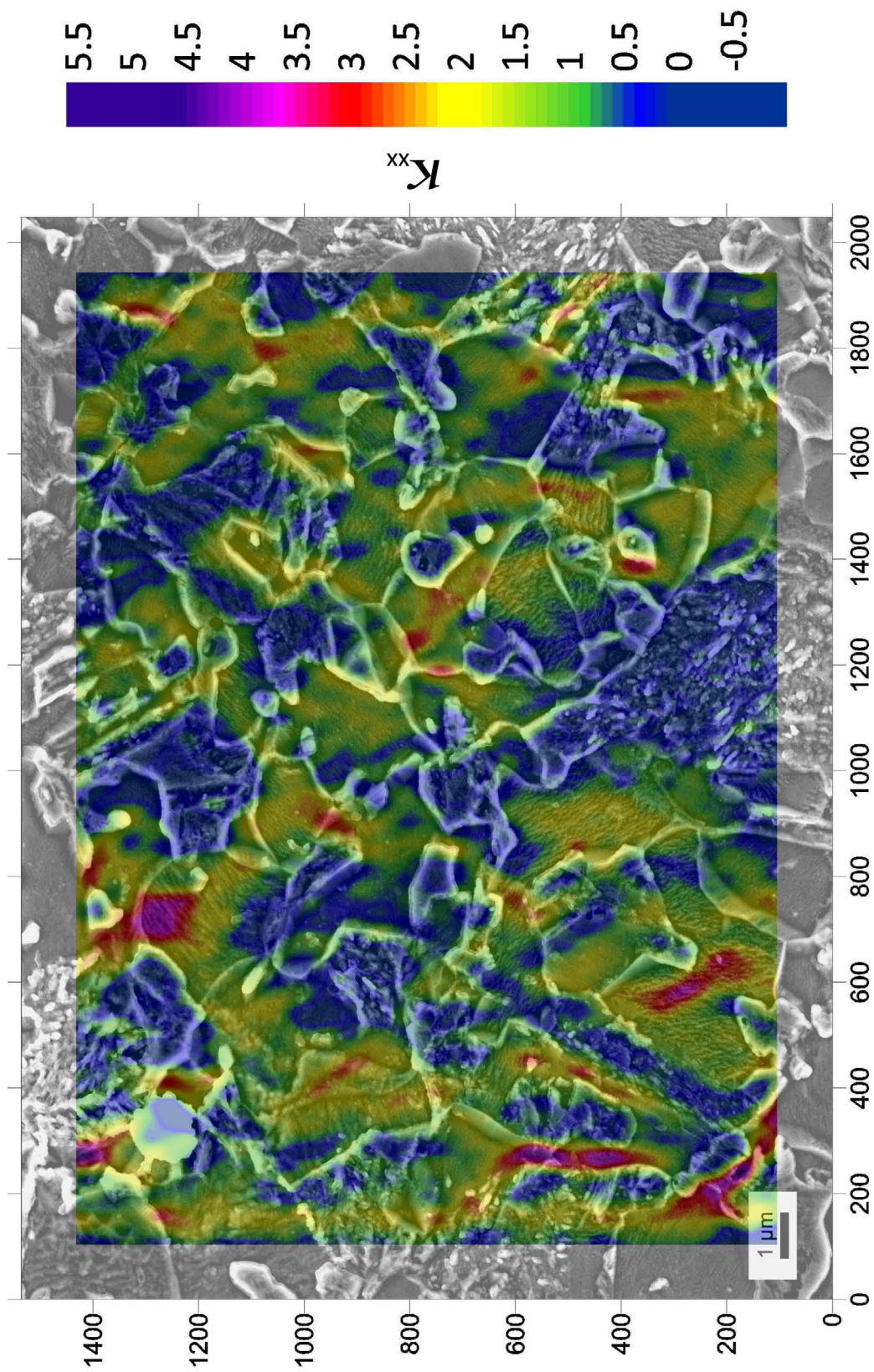


Abbildung 6.10: DP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} kombiniert für die hohe Vergrößerung

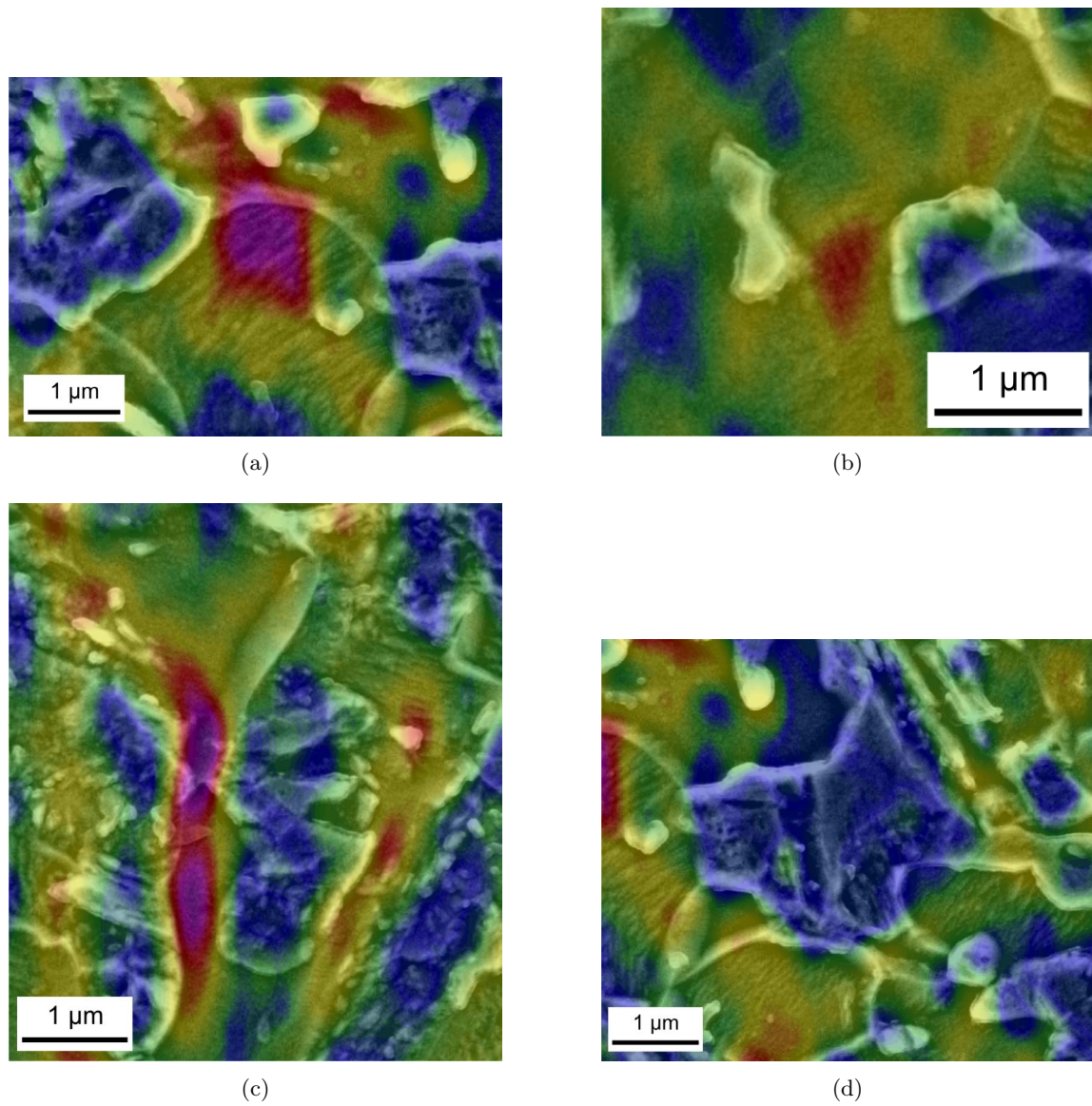


Abbildung 6.11: DP 1000: Details zu Abb. 6.14(a), „Hot Spots“ befinden sich meist in Ferrit nahe oder direkt an Ferrit/Martensit Grenzflächen (a,b,c), Martensit bleibt wenig verformt (d)

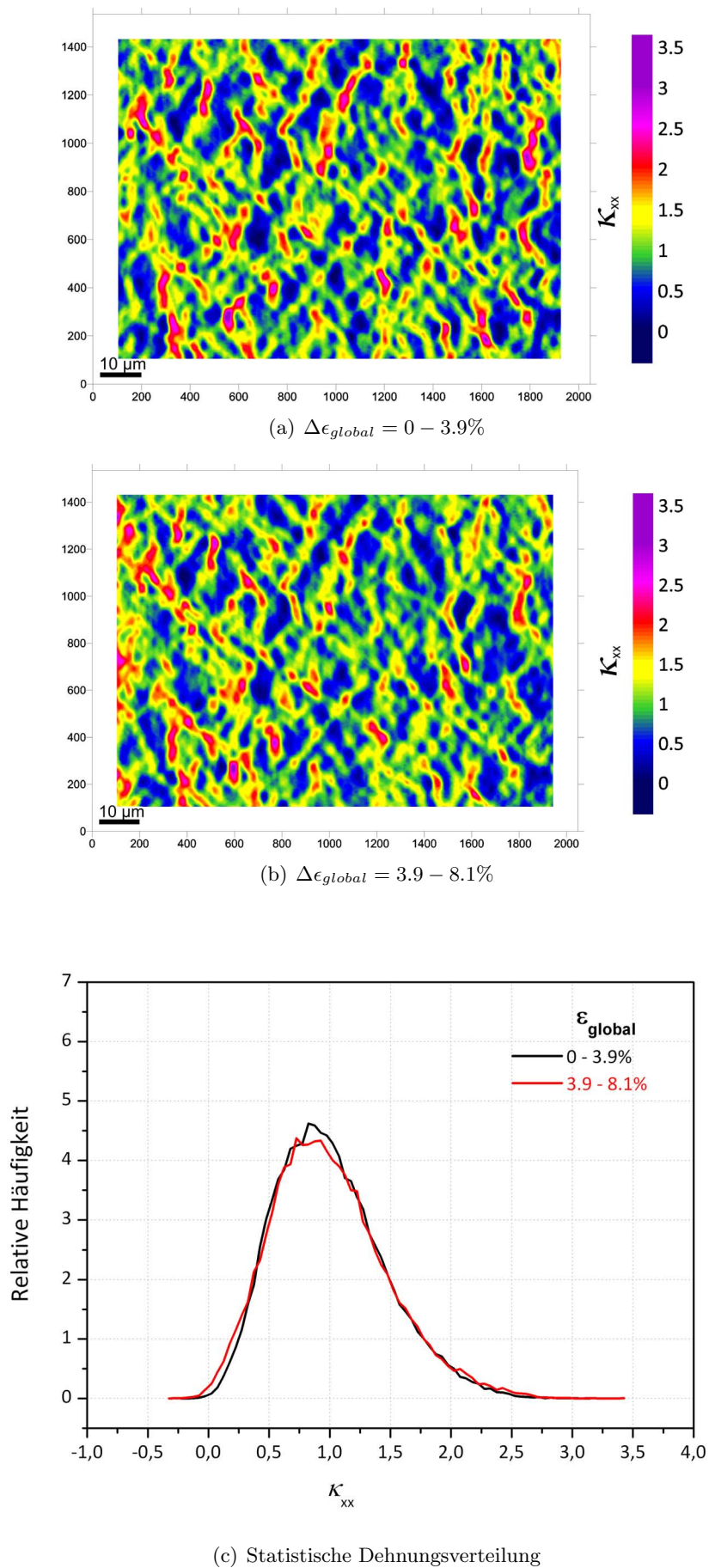


Abbildung 6.12: DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung und statistische Dehnungsverteilung bei niedriger Vergrößerung

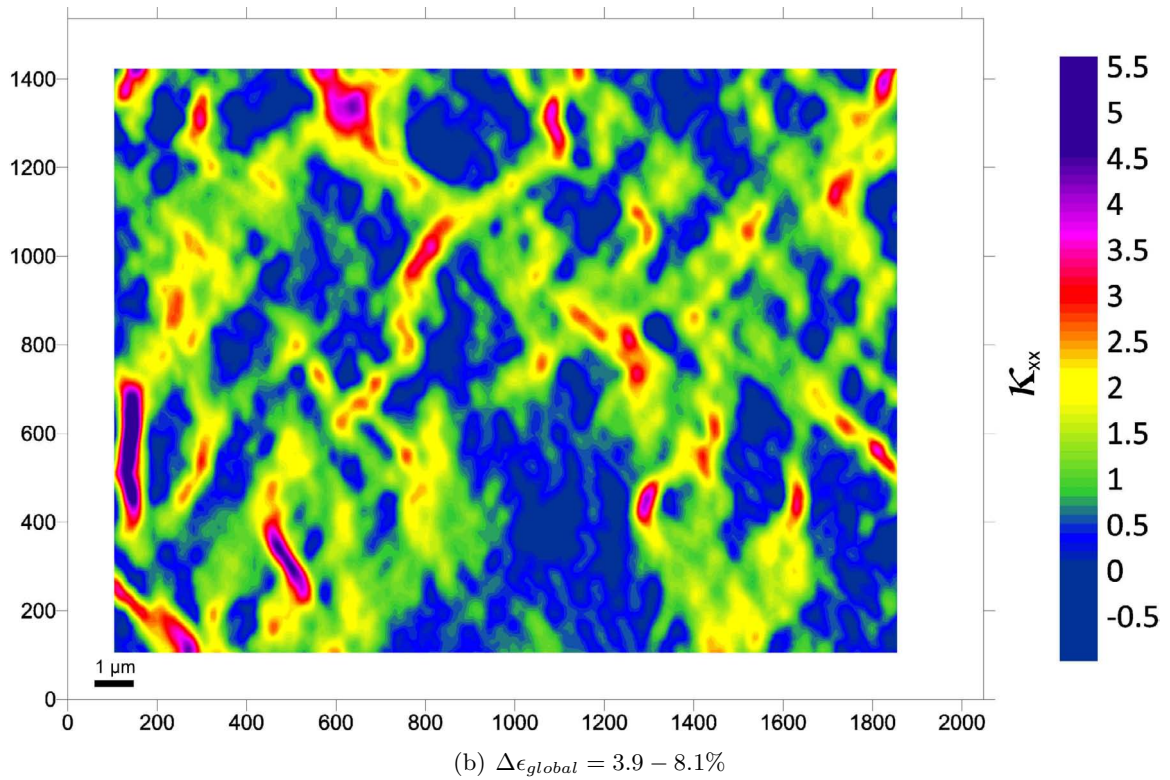
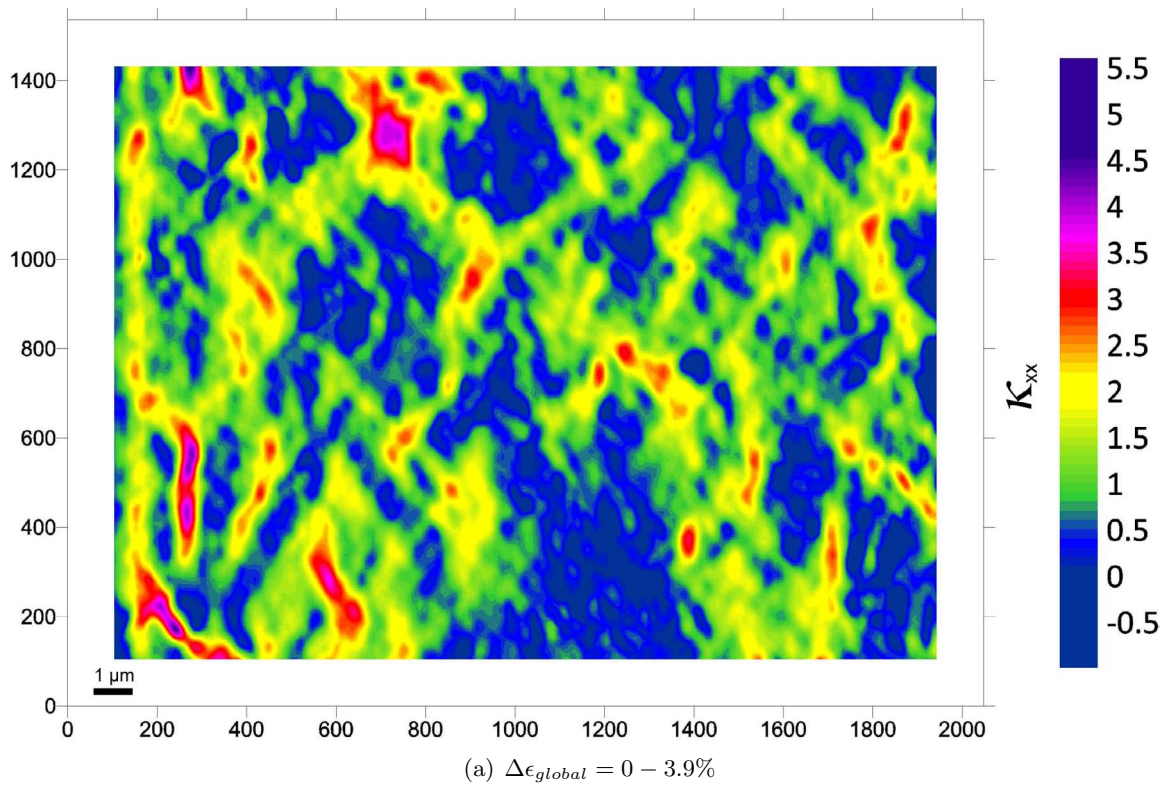


Abbildung 6.13: DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Vergrößerung

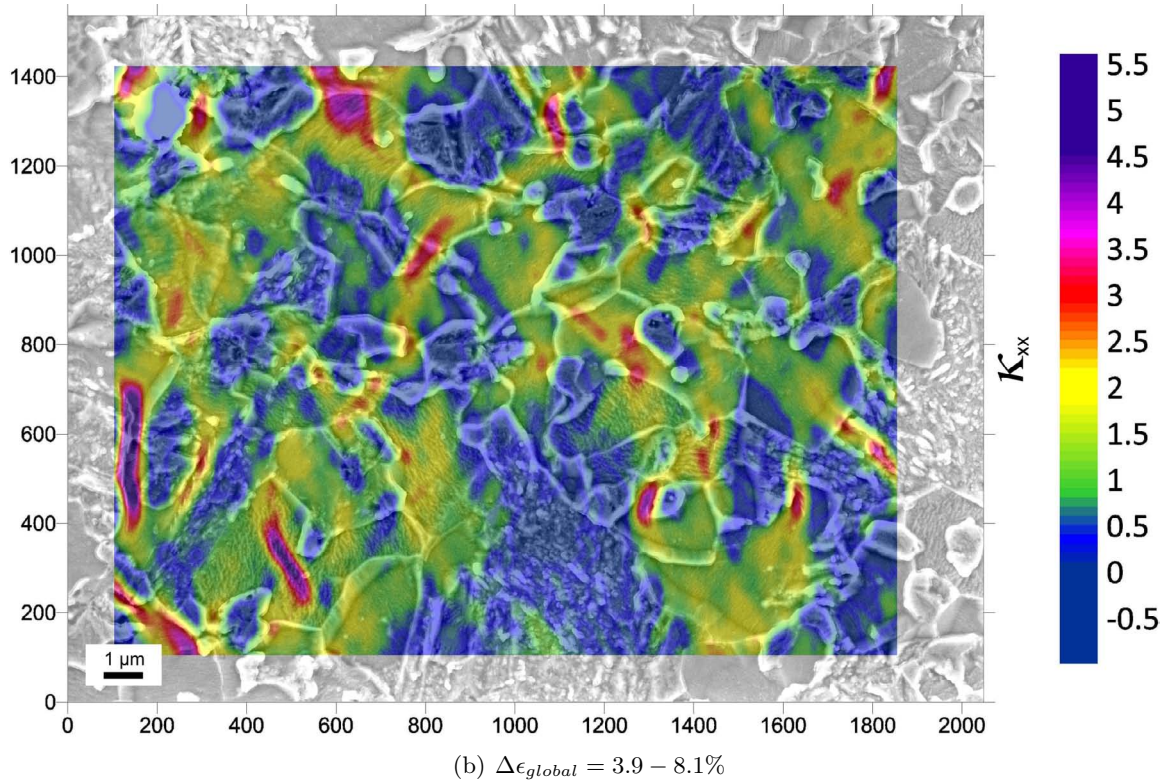
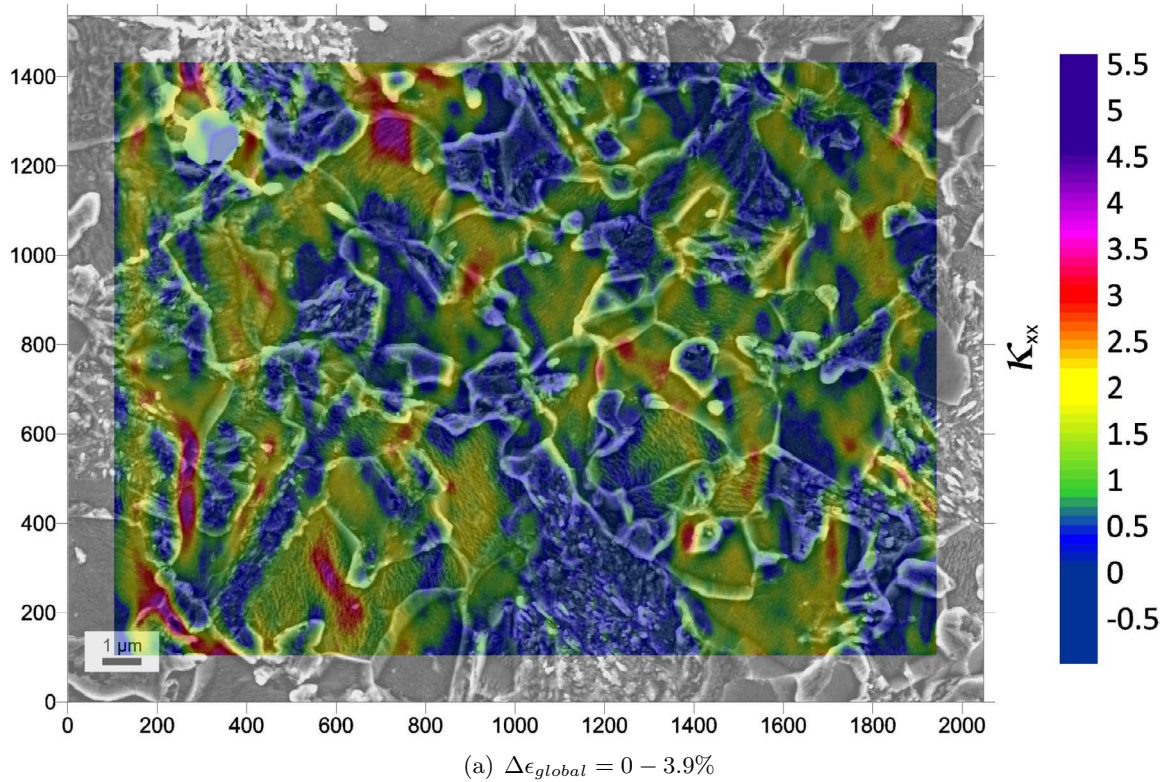


Abbildung 6.14: DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Vergrößerung korreliert mit der Mikrostruktur

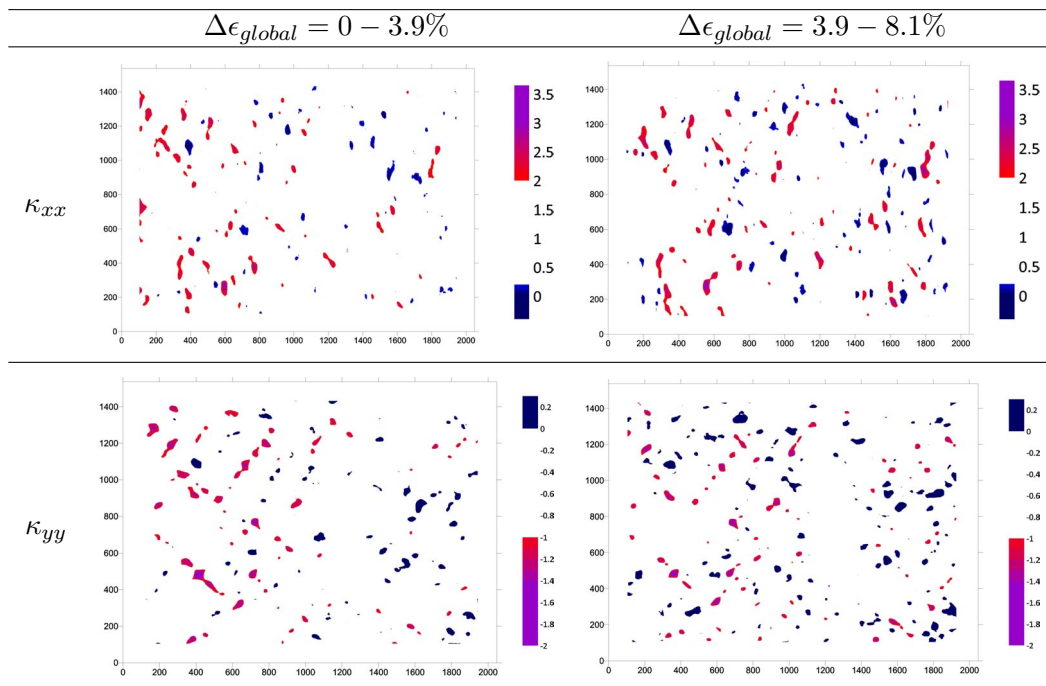


Abbildung 6.15: DP 1000: „Hot und Cool Spot“, für die ersten beiden Dehnungsschritte bei niedriger Vergrößerung

6.1.2 CP 1000

Niedrige Vergrößerung Abb. 6.16 zeigt die Mikrostruktur des untersuchten Bereiches und die zugehörige Dehnungsverteilung κ_{xx} . ϵ_{global} beträgt für diesen Dehnungsschritt 4.2%.

Das Dehnungsmuster des CP 1000 zeigt, ähnlich wie im DP 1000, eine netzwerkartige Struktur mit sich schneidenden Bändern erhöhter Dehnung ($\kappa_{xx} > 1$). Die Vorzugsorientierung der Bänder beträgt etwas mehr als 45° zur Zugrichtung. Die Bandbreite liegt bei $2\text{--}6\ \mu\text{m}$, wobei der Großteil Breiten von $3\text{--}4\ \mu\text{m}$ aufweist. Die Bänder gehen teilweise ineinander über. Bandabstand ist $\leq 20\ \mu\text{m}$ und somit gleich wie im DP 1000. Bandschnittpunkte sind Positionen höchster Dehnung. Die Höchstwerte der Dehnung liegen bei $\kappa_{xx}=2.6$. Sie sind somit deutlich kleiner als jene im DP 1000. Sie werden außerdem an nur wenigen Stellen erreicht. Weiters ist ein geringer Flächenanteil weniger als $\kappa_{xx}=1$ gedehnt und gänzlich ungedehnte Bereiche sind kaum vorhanden. Die Dehnung ist demnach diffuser verteilt als im DP 1000.

Abb. 6.17 zeigt vergrößert einige Positionen von Dehnungskonzentrationen aus Abb. 6.16 (die Positionen sind mit den Zahlen 1-4 gekennzeichnet). Sie haben gemeinsam, dass sie in Körnern ohne oder mit wenig Karbiden zu finden sind, also in Ferrit, ferritischen oder oberen Bainit. Weiters haben sie eine teilweise lange, normal zur Zugrichtung liegenden Grenzfläche oder sind überhaupt normal zur Zugrichtung länglich geformt. An der Stelle der Dehnungskonzentration grenzen sie an Körner höherer Karbiddichten, also unteren Bainit oder angelassenen Martensit (Stellen 1,2,4), oder unangelassenen Martensit (Stelle 3).

Für viele Dehnungskonzentrationen kann allerdings keine eindeutige Zuordnung getroffen werden. Gründe hierfür sind der unbekannt Untergrund und die schwer zu unterscheidenden Phasen.

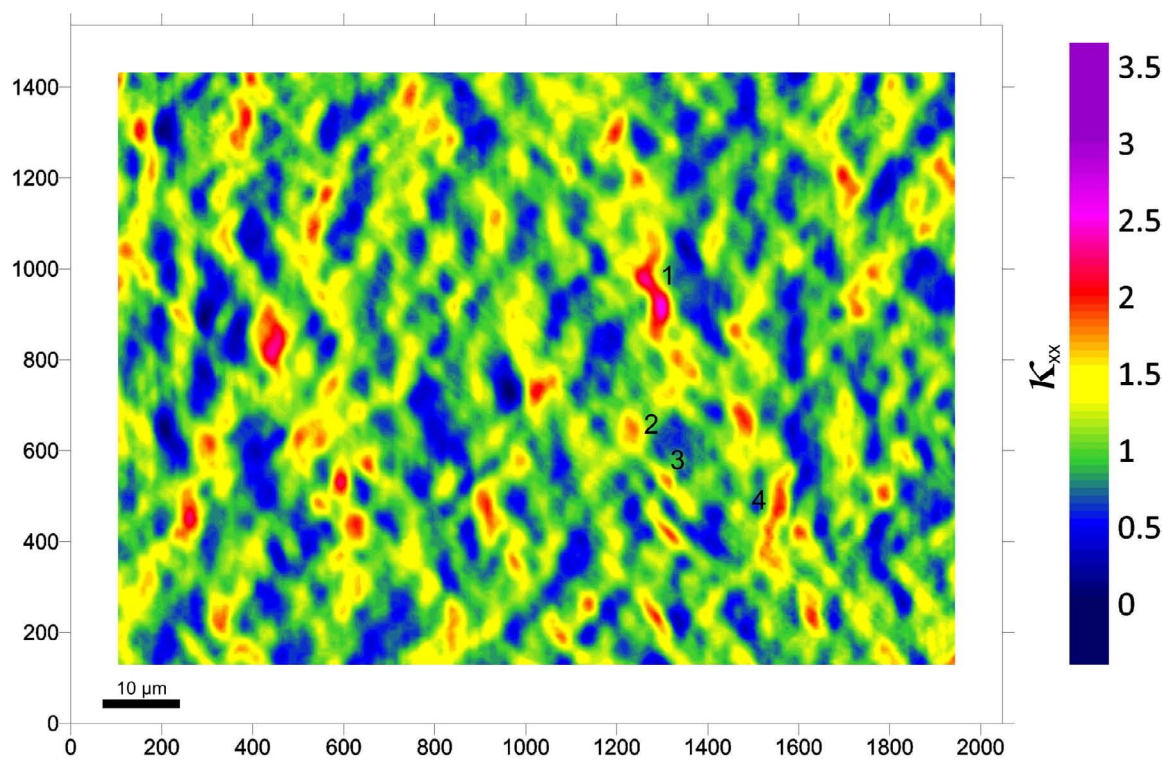
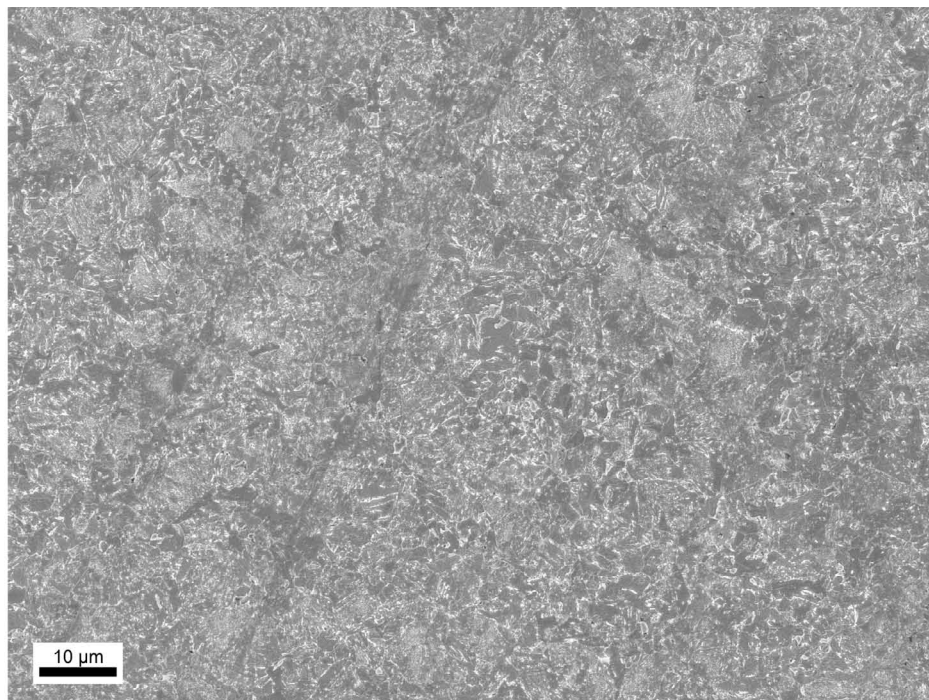


Abbildung 6.16: CP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} -Karte für die niedrige Vergrößerung

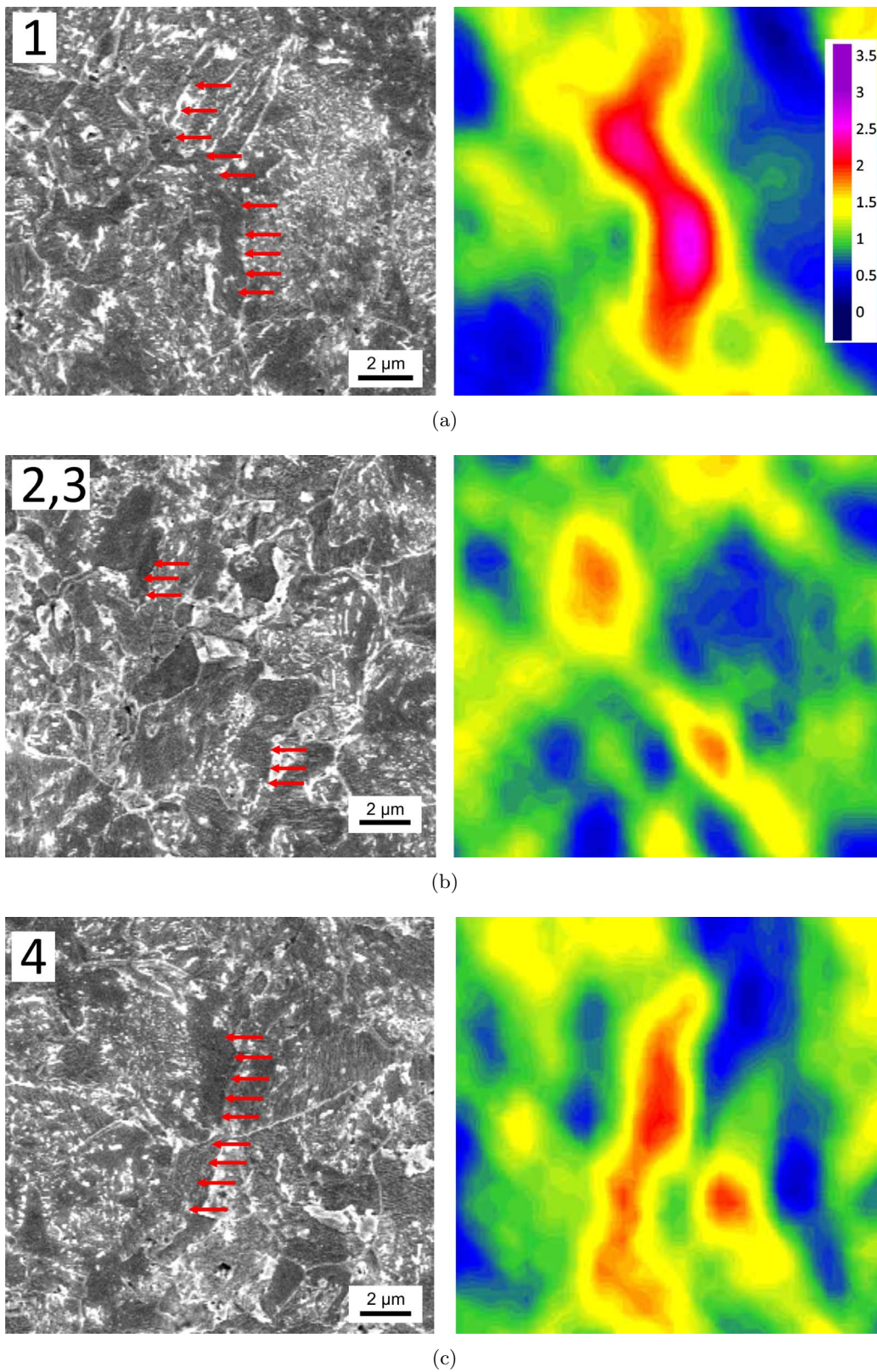


Abbildung 6.17: CP1000: Position von Dehnungskonzentrationen im Gefüge, Details aus Abb. 6.16, ϵ_{xx}

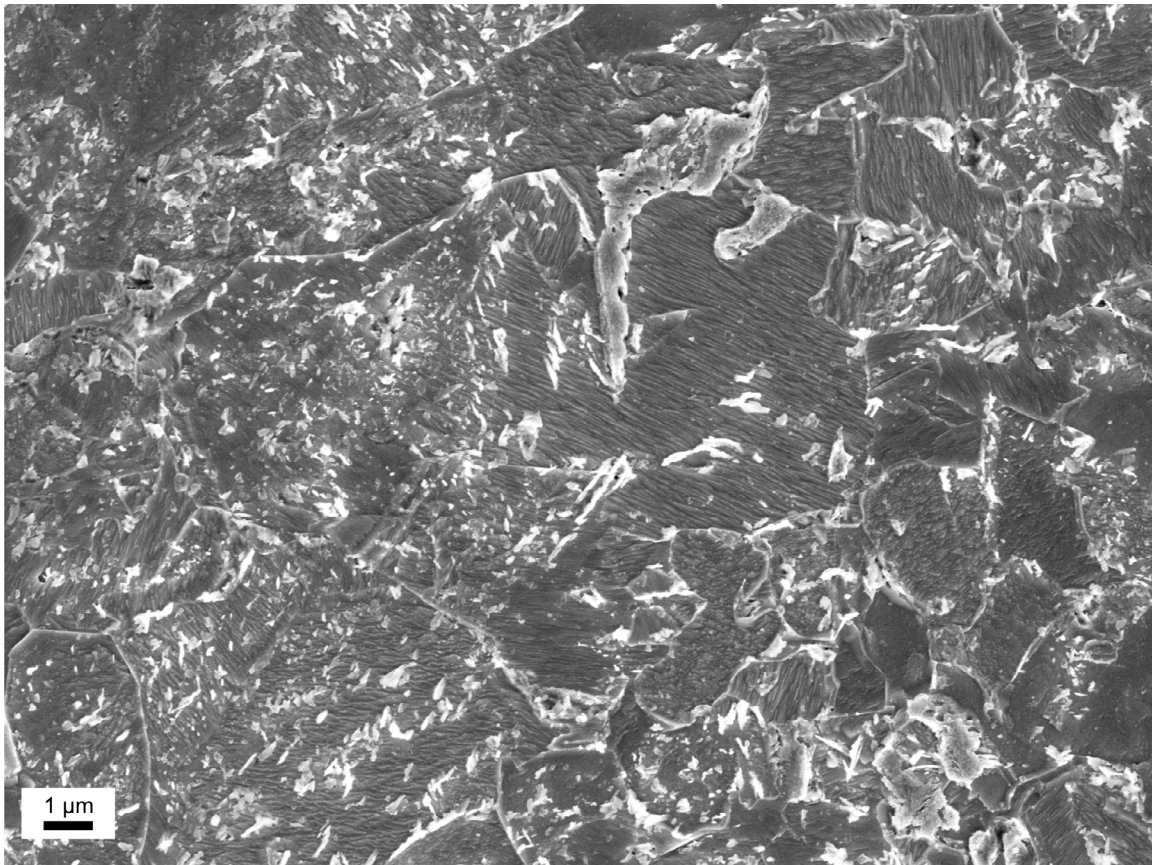


Abbildung 6.18: CP 1000: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches

Hohe Vergrößerung In Abb. 6.18 ist die Mikrostruktur des analysierten Bereiches abgebildet. Dieser Bereich liegt in der Mitte von Abb. 6.16.

Es sind bainitische Bereiche mit unterschiedlicher Karbidichte, ein größerer ferritischer oder bainitisch-ferritischer Bereich (ohne Karbide) und ein größeres Korn unangelernter Martensits (oben Mitte) zu sehen.

Abb. 6.19 zeigt diesen Bereich überlagert mit der Dehnungsverteilung κ_{xx} . Es zeigt sich, dass die Dehnung inhomogen verteilt ist, allerdings in geringerem Ausmaß als im DP 1000. Es sind nur wenige „Hot Spots“ zu sehen und große Bereiche weisen ähnliche oder nur leicht unterschiedliche Dehnungswerte auf.

Folgenden Positionen der „Hot Spots“ in Bezug zur Mikrostruktur sind ersichtlich (Abb. 6.20a-c): An einer Bainit/Bainit Korngrenze, an einer Martensit/Bainit Grenzfläche und inmitten eines Bereiches mit größeren Karbiden. Generell wurde allerdings kein starker Zusammenhang der Dehnungskonzentrationen mit den Positionen der in großer Anzahl vorhandenen Karbide festgestellt. Weiters ist zu sehen, dass vor allem normal zur Hauptdehnungsrichtung liegende Grenzflächen von „Hot Spots“ betroffen sind. Es werden Höchstwerte der von $\kappa_{xx} = 3.8$ erreicht. Abb. 6.20(d) zeigt einen größeren Bereich homogen verteilter Dehnung. Die Abstände zwischen „Hot und Cool Spots“ sind größer als im DP 1000.

Weitere Dehnungsschritte Der nächste Dehnungsschritt beträgt $\Delta\epsilon_{global} = 4.9\%$. Man erkennt, dass das Verformungsmuster sowohl bei niedriger (Abb. 6.21) als auch bei hoher Vergrößerung (Abb. 6.22 und 6.23) nur leicht verändert ist. Jene Bereiche die im ersten

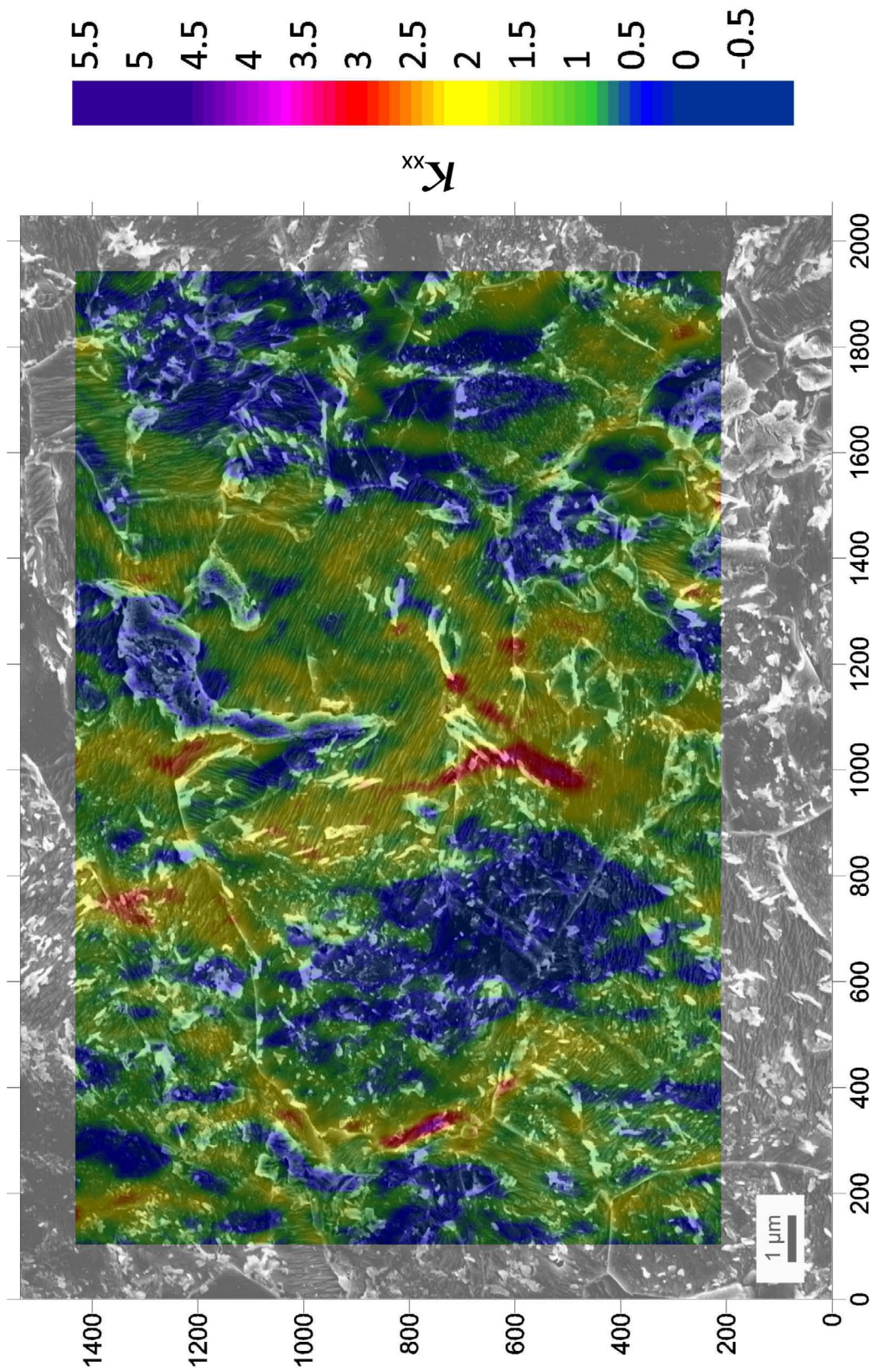


Abbildung 6.19: CP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} kombiniert für die hohe Vergrößerung

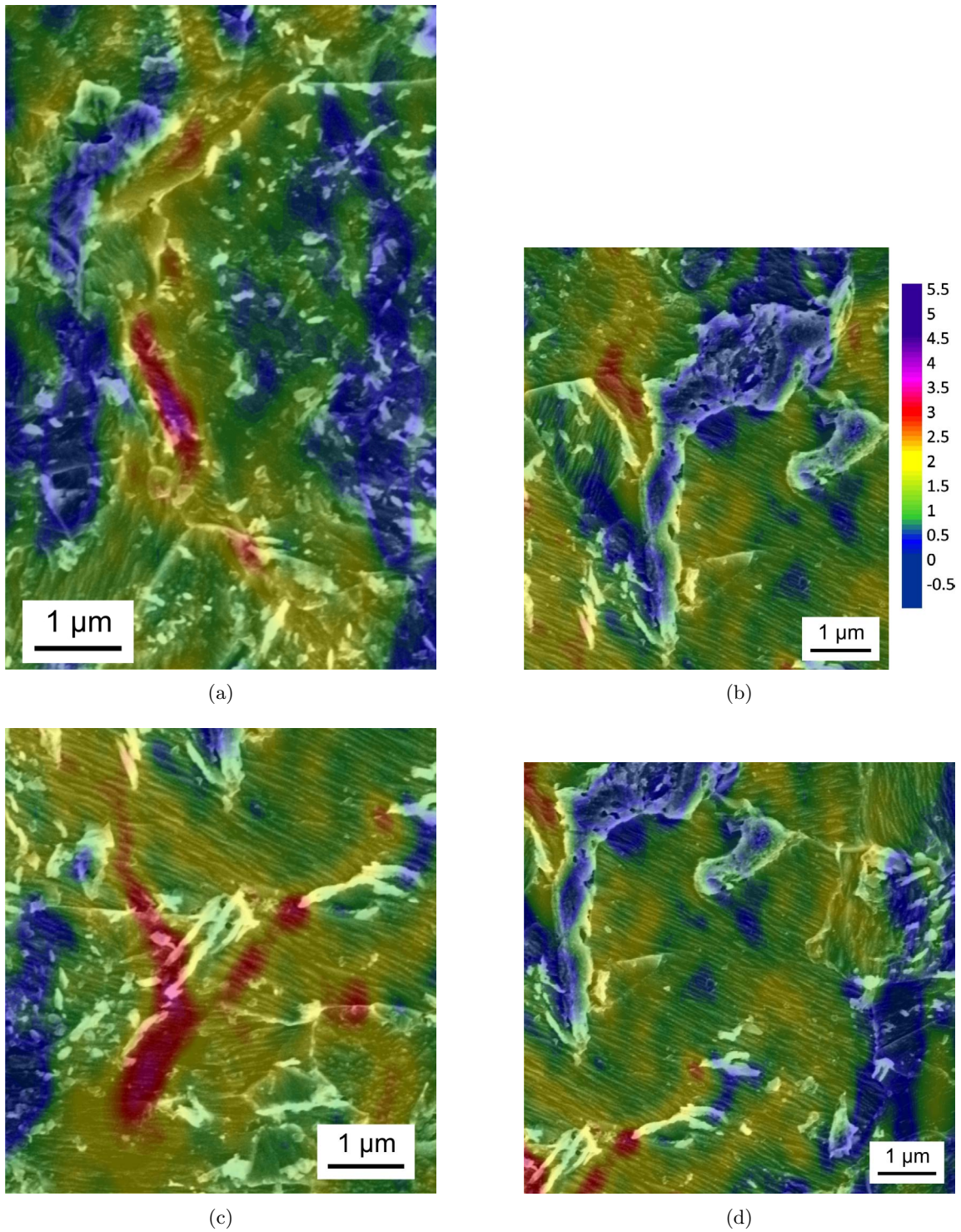


Abbildung 6.20: CP 1000: Detail aus Abb. 6.19 κ_{xx} , Positionen von „Hot Spots“(a,b,c) und große Bereiche ähnlicher Dehnung (d) sind ersichtlich.

Schritt die höchsten Dehnungen aufwiesen, tun dies auch im zweiten Schritt. Der Wert der Dehnung innerhalb der Dehnungskonzentrationen ist allerdings deutlich höher. So werden im zweiten Schritt maximale Dehnungswerte von $\kappa_{xx}=4.8$ verglichen zu $\kappa_{xx}=3.8$ im ersten Schritt erreicht. Besonders der hochgedehnte Bereich am linken Bildrand, entlang der Korngrenze weist im zweiten Schritt sehr hohe Dehnungswerte auf. Die Dehnung wirkt im zweiten Schritt konzentrierter. Dies ist in der statistischen Dehnungsverteilung in einer etwas breiteren Kurve (Abb. 6.21(c)) zu sehen.

Abb. 6.24 zeigt Anzahl und Verteilung der „Hot und Cool Spots“ für beide Dehnungsschritte. Es ist ersichtlich, dass ihre Anzahl im zweiten Verformungsschritt, ähnlich wie im DP 1000, zunimmt.

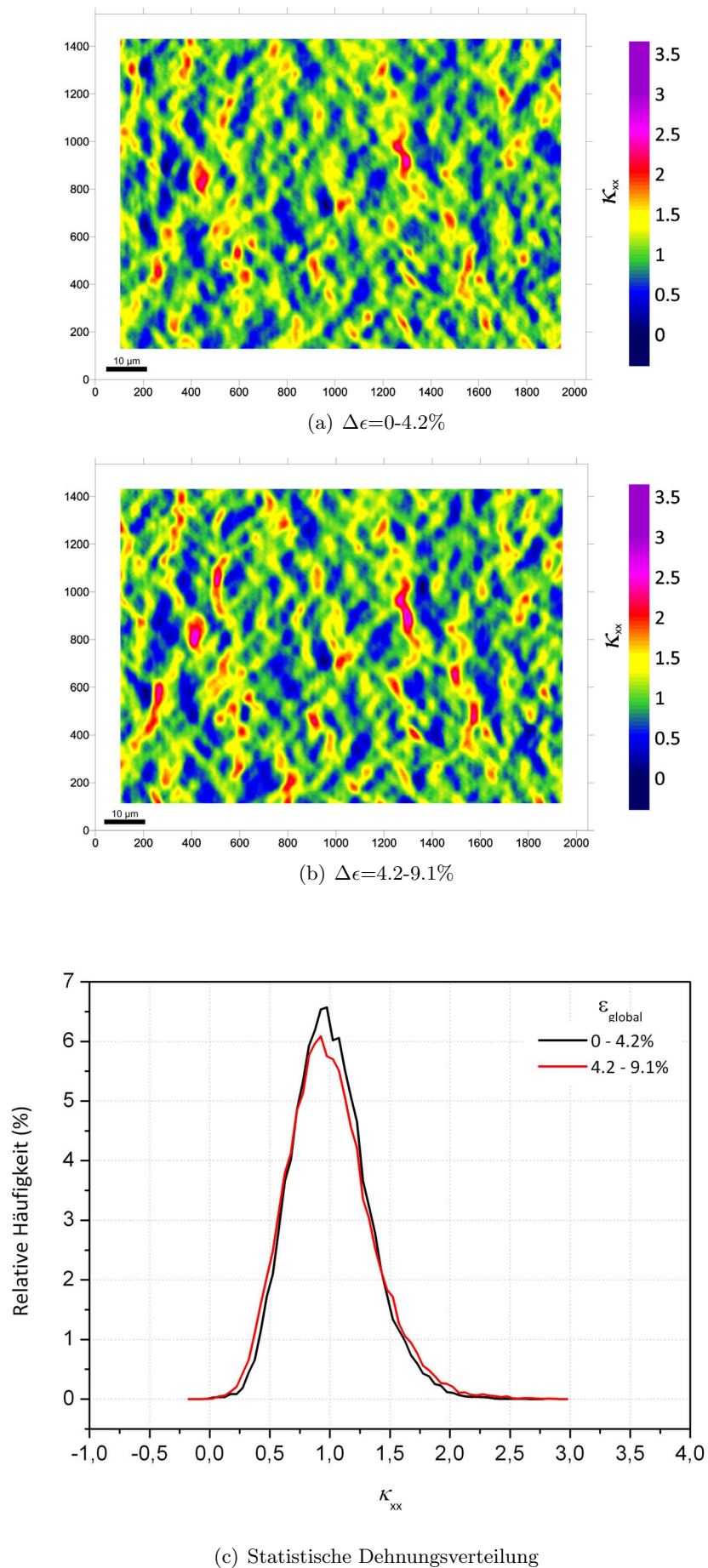


Abbildung 6.21: CP 1000: Dehnungsmuster für ersten und zweiten Verformungsschritt bei niedriger Vergrößerung und die statistische Dehnungsverteilungen

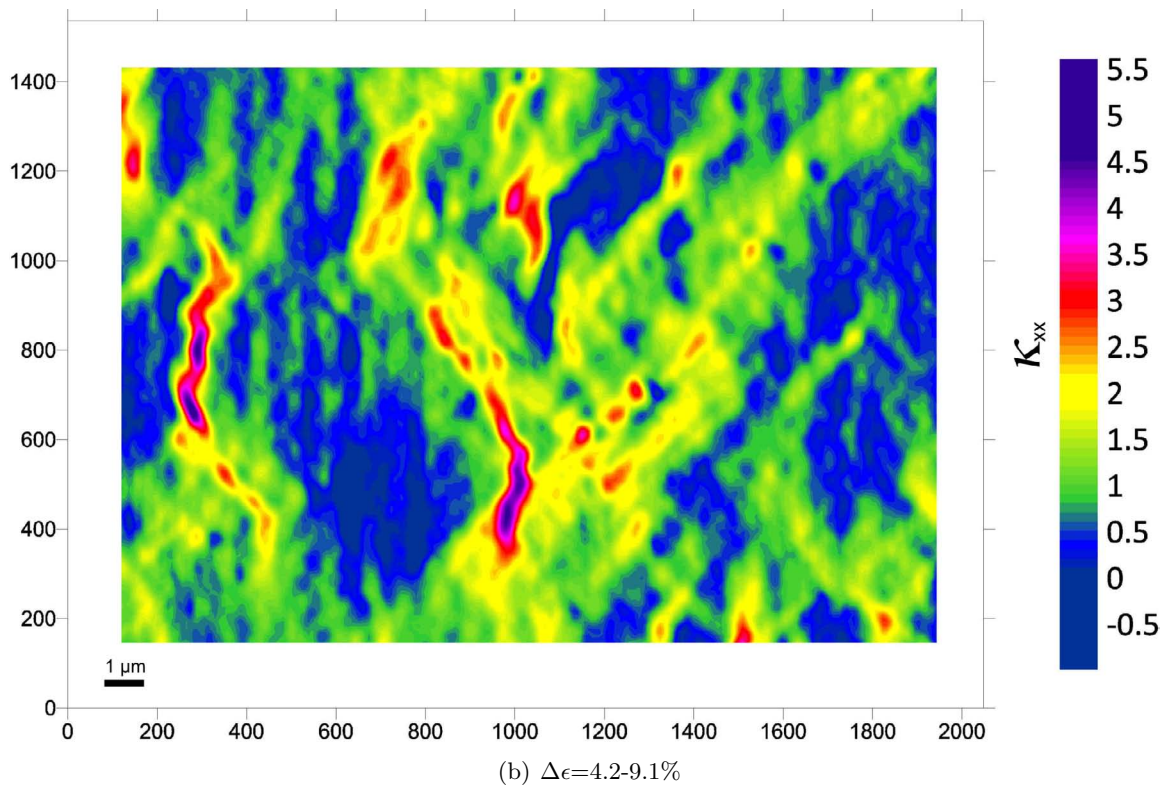
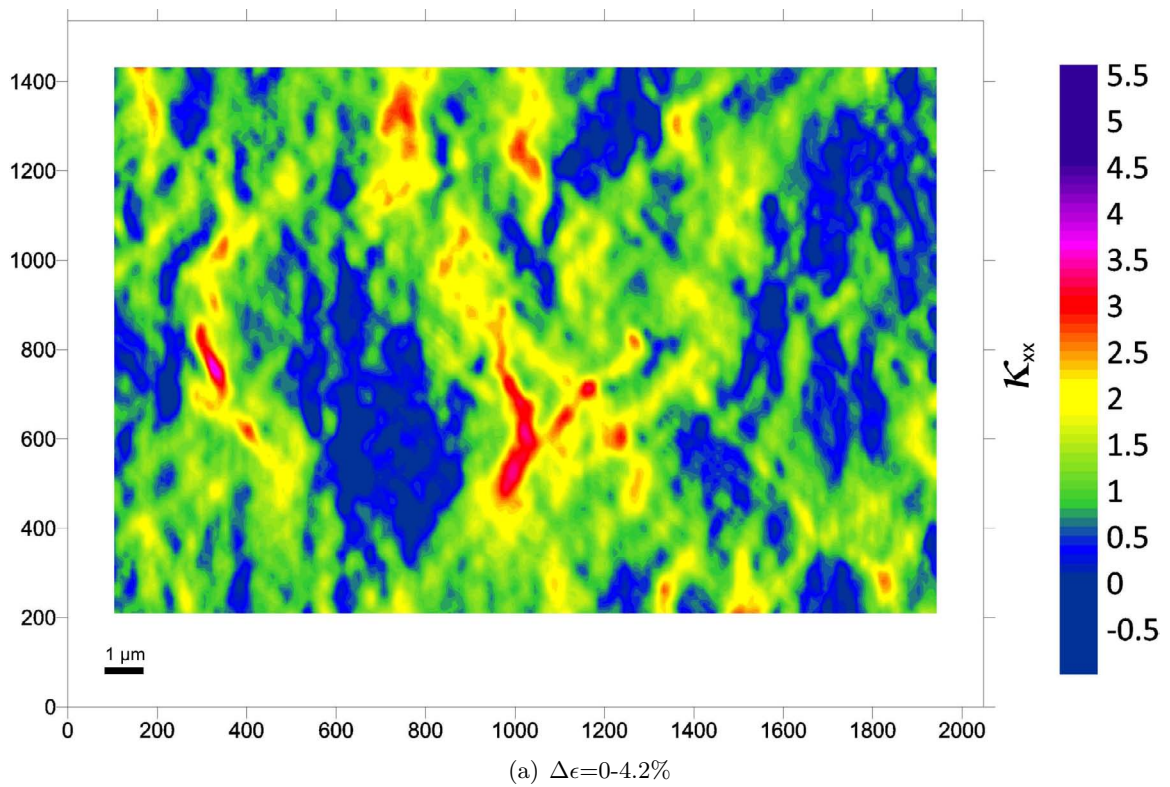


Abbildung 6.22: CP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung

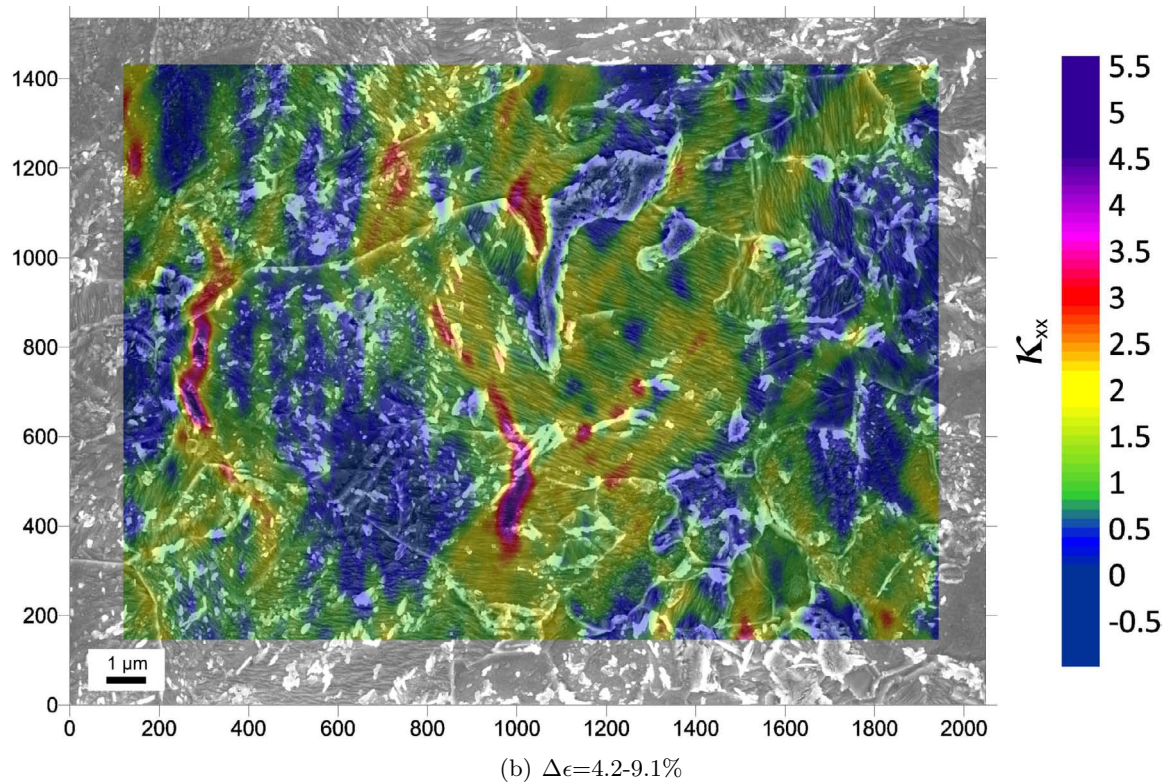
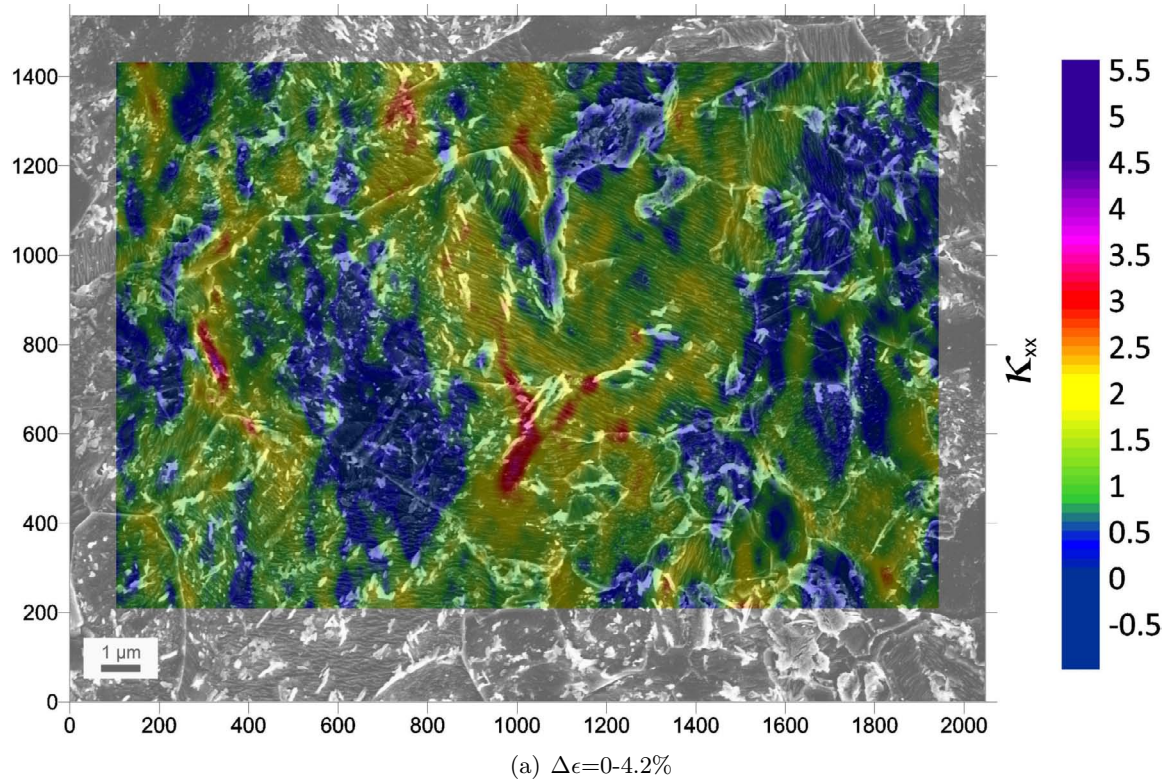


Abbildung 6.23: CP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung korreliert mit der Mikrostruktur

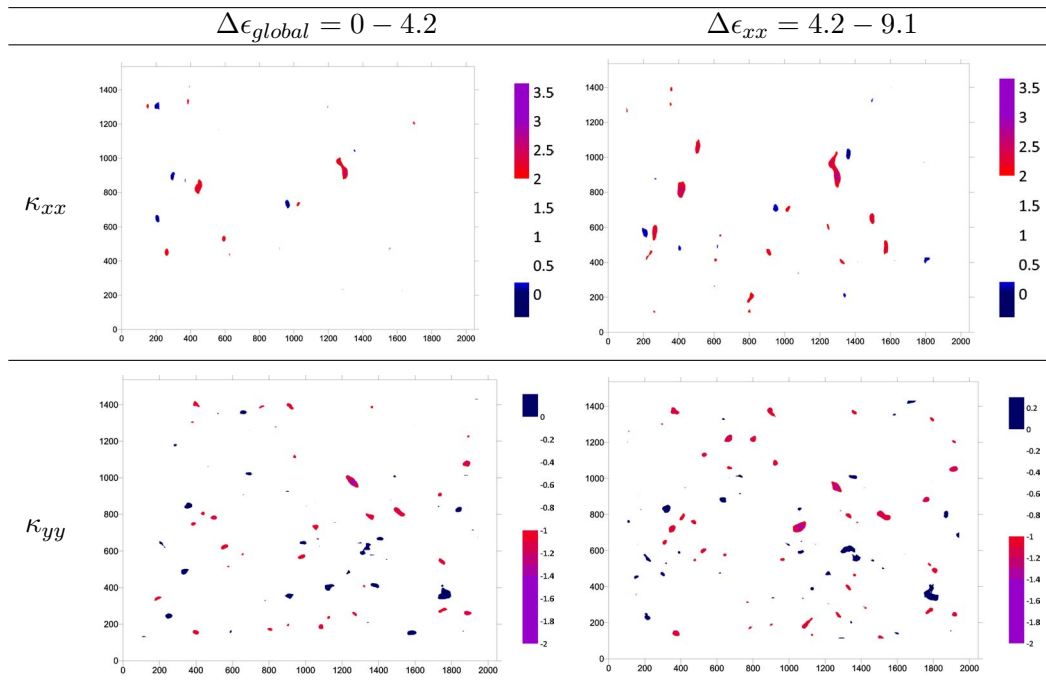
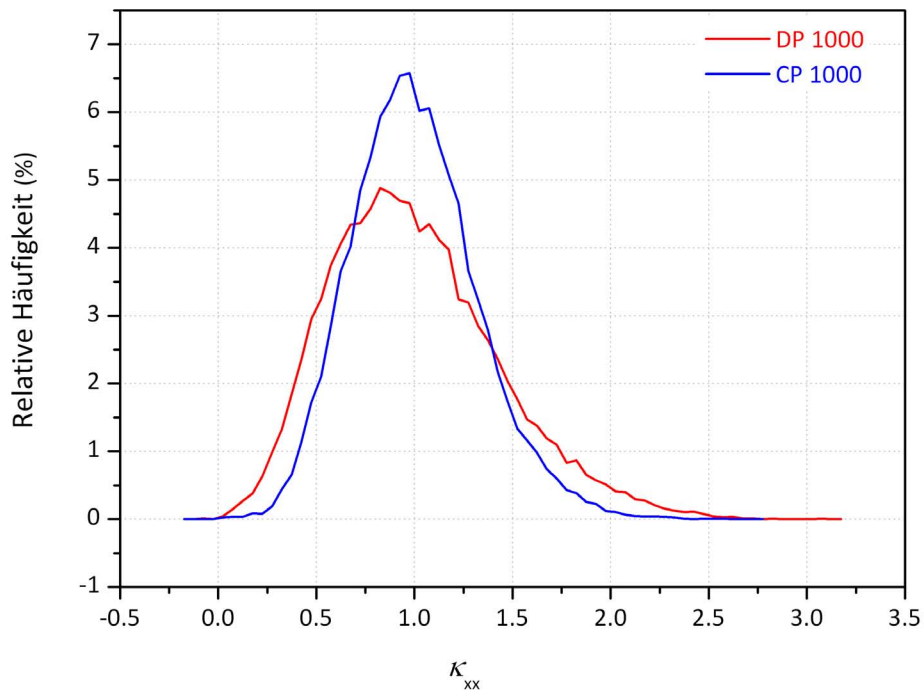


Abbildung 6.24: CP 1000: „Hot und Cool Spot“, für die ersten beiden Dehnungsschritte bei niedriger Vergrößerung

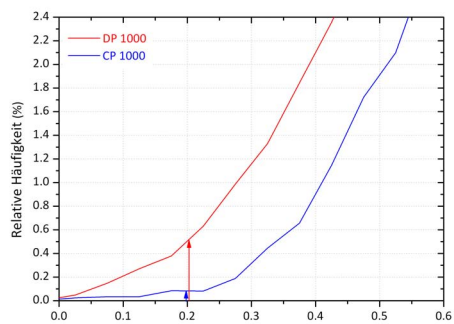
6.1.3 Direkter Vergleich von DP 1000 und CP 1000

Die Dehnung ist im DP 1000 deutlich stärker inhomogen als im CP 1000. Das heißt in anderen Worten, sie ist im DP 1000 stärker konzentriert. Dies zeigt ein Vergleich der Kurven der statistischen Dehnungsverteilung (Abb. 6.25). Der DP 1000 weist eine wesentlich breitere Kurve als der CP 1000 auf. So zeigt der DP 1000 beispielsweise bei der niedrigen Dehnung $\kappa_{xx}=0.2$ und der hohen Dehnung $\kappa_{xx}=2$ eine um den Faktor 4 höhere Häufigkeit. Das heißt, dass im DP 1000 viermal so viele Stellen mit zweifacher und 0.2-facher globaler Dehnung vorhanden sind wie im CP 1000. Es wird außerdem ersichtlich, dass im DP 1000 höhere Absolutwerte der Dehnung erreicht werden: Das 3.2-fache von ϵ_{global} im DP 1000 und das 2.6-fache im CP 1000 (bestimmt für die niedrige Vergrößerung, der Bereich hoher Vergrößerung würde zu wenig Statistik ergeben).

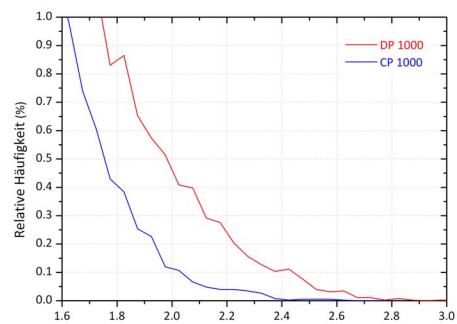
Analog dazu ist in den „Hot und Cool Spot“ Karten ist deutlicher Unterschied zwischen DP 1000 und CP 1000 ersichtlich (Abb. 6.26). So ist die Anzahl der „Hot und Cool“ Spots im DP 1000 wesentlich höher als im CP 1000.



(a) Vergleich



(b) Ausschnitt: niedrig-gedehnter Bereich



(c) Ausschnitt: hoch-gedehnter Bereich

Abbildung 6.25: Vergleich der statistischen Dehnungsverteilungen von DP 1000 und CP 1000.

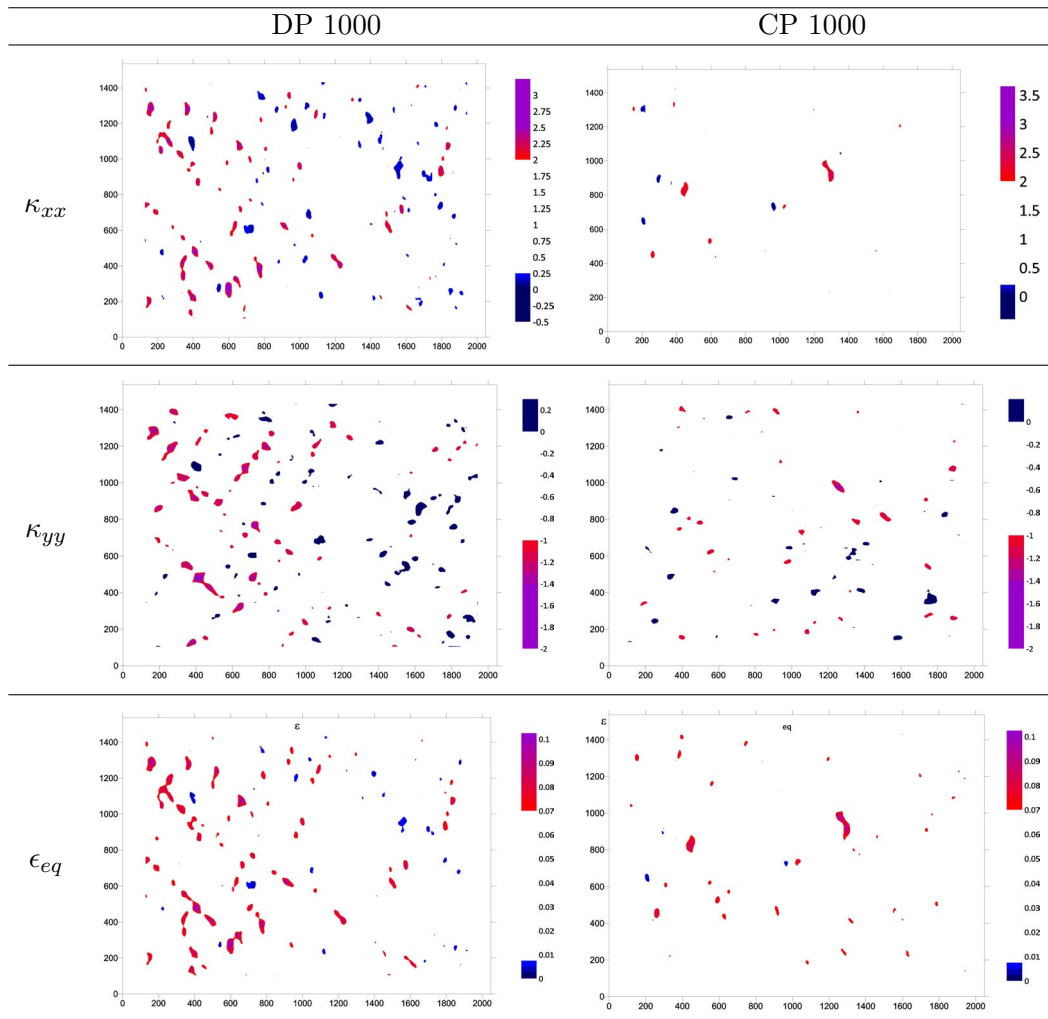


Abbildung 6.26: Vergleich der „Hot und Cool Spots“ in DP 1000 und CP 1000 für den ersten Dehnungsschritt bei niedriger Vergrößerung.

6.1.4 DP 600

Niedrige Vergrößerung

Abb. 6.27 zeigt die Dehnungsverteilung für κ_{xx} und die zugehörige Mikrostruktur. Es sind große Ferrit- und wenige, kleine Martensitkörner zu sehen.

Die Dehnungsverteilung ist wieder inhomogen und hat die Form eines Netzwerkes aus hochverformten Bändern ($\kappa_{xx} > 1$). Die Bänder sind stark unterbrochen und zeigen eine Breite von 2-8 μm und eine Vorzugsorientierung von etwas mehr als 45° zur Zugrichtung. An den Bandschnittpunkte werden die höchsten Dehnungen erreicht. Für die niedrige Vergrößerung liegen die Höchstwerte der Dehnung bei $\kappa_{xx}=3.7$ und damit im Bereich jener des DP 1000. Das Muster der Dehnungsverteilung des DP 600 erscheint verschieden von dem des DP 1000: Es ist insgesamt „grobmaschiger“. Es existieren große wenig oder unverformte Bereiche, hohe und niedrig gedehnte Bereiche wechseln weniger häufig.

Dehnungskonzentrationen entstehen einerseits an oder nahe Martensitkörnern oder innerhalb der Ferritkörner ohne eindeutigen Auslöser (Abb. 6.28). Es ist ein Einfluss der Kornstruktur, unabhängig von der Zweitphase ersichtlich.

Die statistischen Dehnungsverteilungen von DP 600 und DP 1000 zeigen einen sehr ähnlichen Verlauf (Abb. 6.29), wobei die Dehnung im DP 600 noch etwas inhomogener zu sein scheint. Die Dehnung ist also ähnlich stark konzentriert wie im DP 1000 und wesentlich stärker konzentriert als im CP 1000. Unterschiedlich ist die Häufigkeit und Größe der „Hot Spots“: Sie sind im DP 600 seltener, aber dafür größer, während sie im DP 1000 zahlreich und klein sind. Weitere Unterschiede werden in den Analysen der hohen Vergrößerung ersichtlich.

Hohe Vergrößerung

Abb. 6.30 zeigt die Mikrostruktur und Abb. 6.35(a) die räumliche Dehnungsverteilung κ_{xx} im DP 600 für die hohe Vergrößerung. Es sind Ferrit und einige Körner angelassenen Martensits erkennbar. Die Dehnungsverteilung ist relativ homogen. Es sind große Bereiche gleichmäßig erhöhter ($\kappa_{xx} > 1$) Dehnung vorhanden, die in Form eines groben Netzwerkes miteinander verbunden sind. Sie weisen eine Unterstruktur von zahlreichen, feinen, gleichmäßig verteilten und parallel verlaufenden Dehnungsbänder auf. Diese verlaufen gerade und ungestört. Manche von ihnen zeigen deutlich erhöhte Dehnungswerte von $\kappa_{xx} > 2$. Während im DP 1000 manche „ungünstig“ liegende Martensitkörner leicht erhöhte Dehnungswerte aufweisen, bleiben sie im DP 600 meist weit unter $\kappa_{xx}=1$.

„Hot Spots“ treten im Ferrit auf, wobei Martensit wiederum ein maßgeblicher Auslösefaktor ist (Abb.6.32). Einige hochgedehnte Bereiche befinden sich innerhalb der Ferritkörner ohne die unmittelbare Nähe zu einem Martensitkorn. In den „Hot Spots“ werden Höchstwerte von $\kappa_{xx} > 5.7$ erreicht.

Weitere Dehnungsschritte

Abb. 6.33 vergleicht den ersten Dehnungsschritt bis $\epsilon_{global}=4.0\%$ und den letzten vor Erreichen der Gleichmaßdehnung ($\Delta\epsilon_{global} = 12.1 - 15.4\%$).

Das Dehnungsmuster verändert sich. In den Dehnungskarten ist Folgendes zu erkennen: Die meisten Verformungsbänder der ersten Schrittes sind im zweiten Schritt zwar an denselben Stellen, viele von ihnen allerdings mit deutlich geänderter Intensität. Bänder die im ersten Schritt schwach verformt sind, sind im vierten Schritt stark verformt und umgekehrt. Weiters sind einige von ihnen annähernd vertikal, also normal zur Hauptdehnungsrichtung

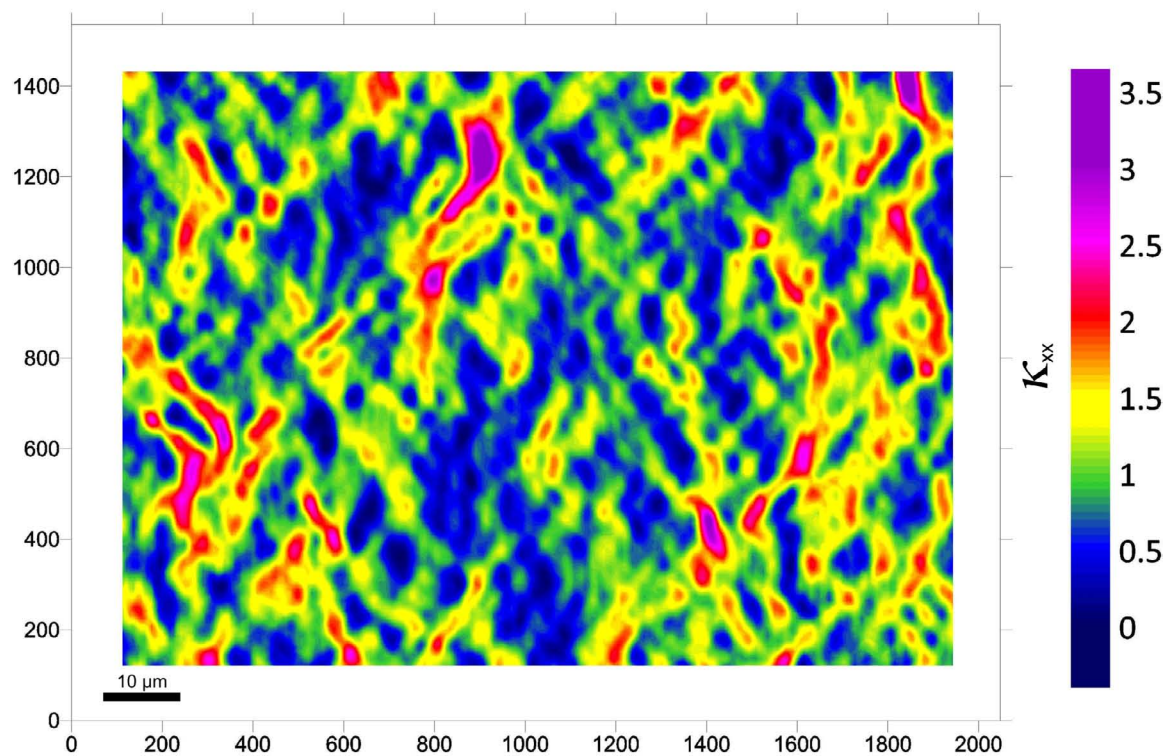
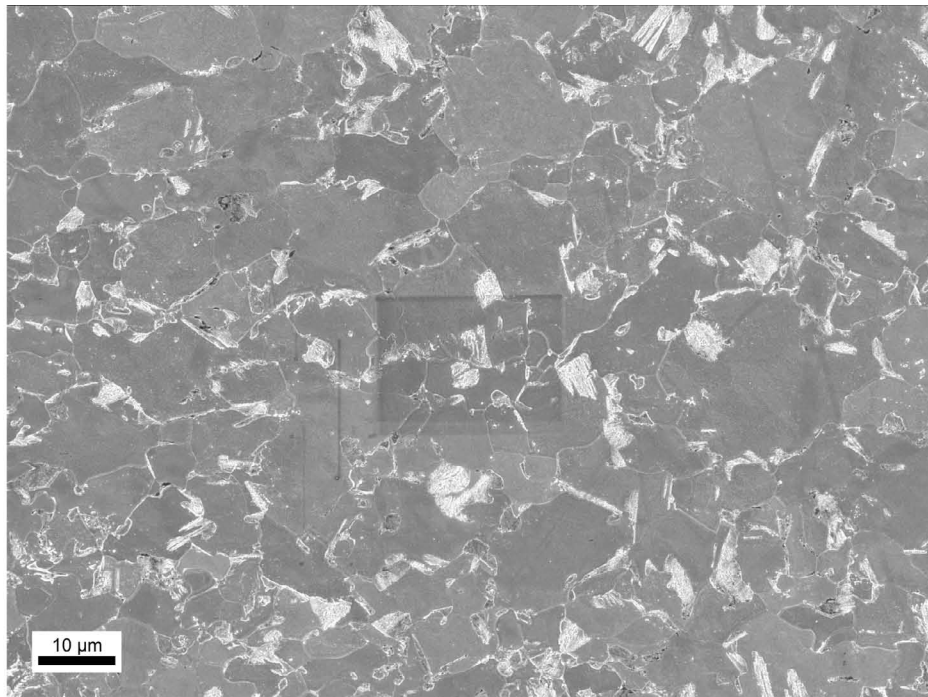


Abbildung 6.27: DP 600: Mikrostruktur und κ_{xx} Karte für die niedrige Vergrößerung

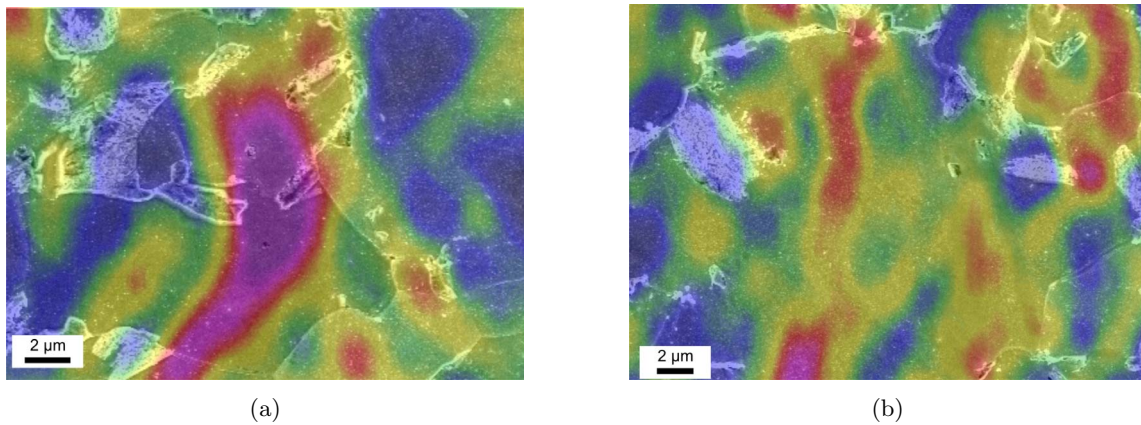


Abbildung 6.28: DP 600: Details aus Abb.6.27 Martensitkörner sind Auslöser für Dehnungskonzentrationen (a,b) aber es sind auch Dehnungskonzentrationen ohne unmittelbare Nähe eines Martensitkorns zu sehen (b)

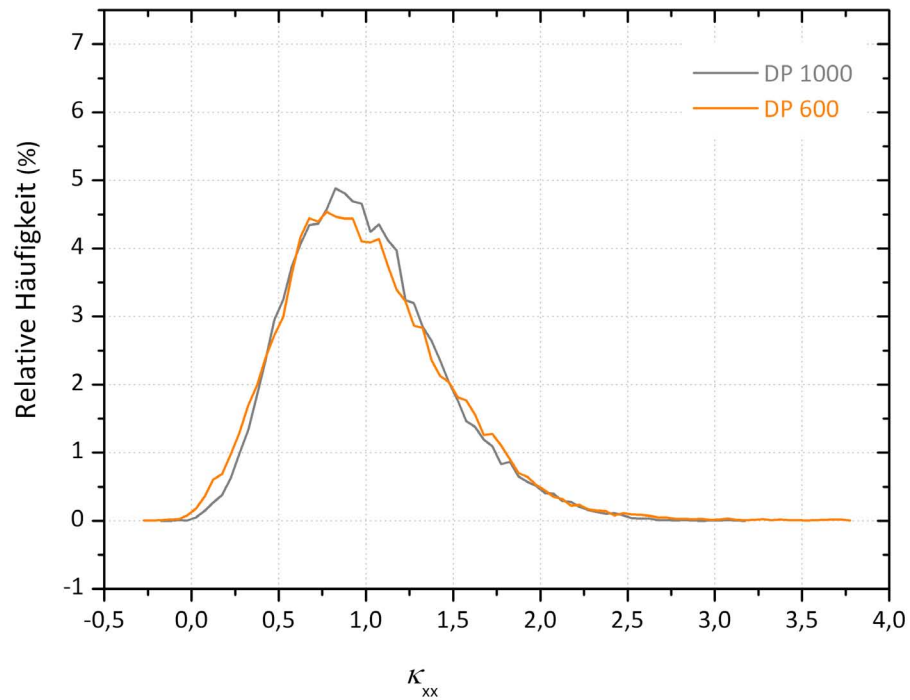


Abbildung 6.29: DP 600: Dehnungsverteilung DP 600 im Vergleich zu DP 1000

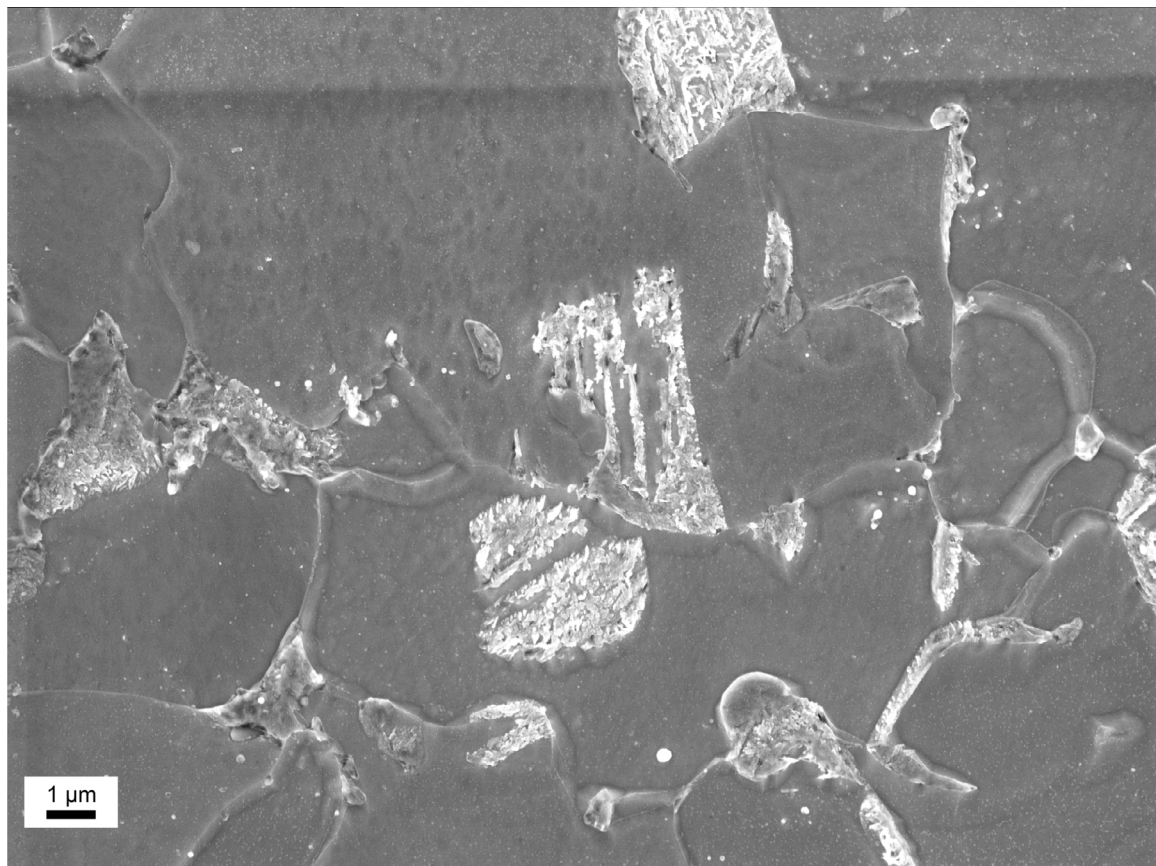


Abbildung 6.30: DP 600: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches bei hoher Vergrößerung

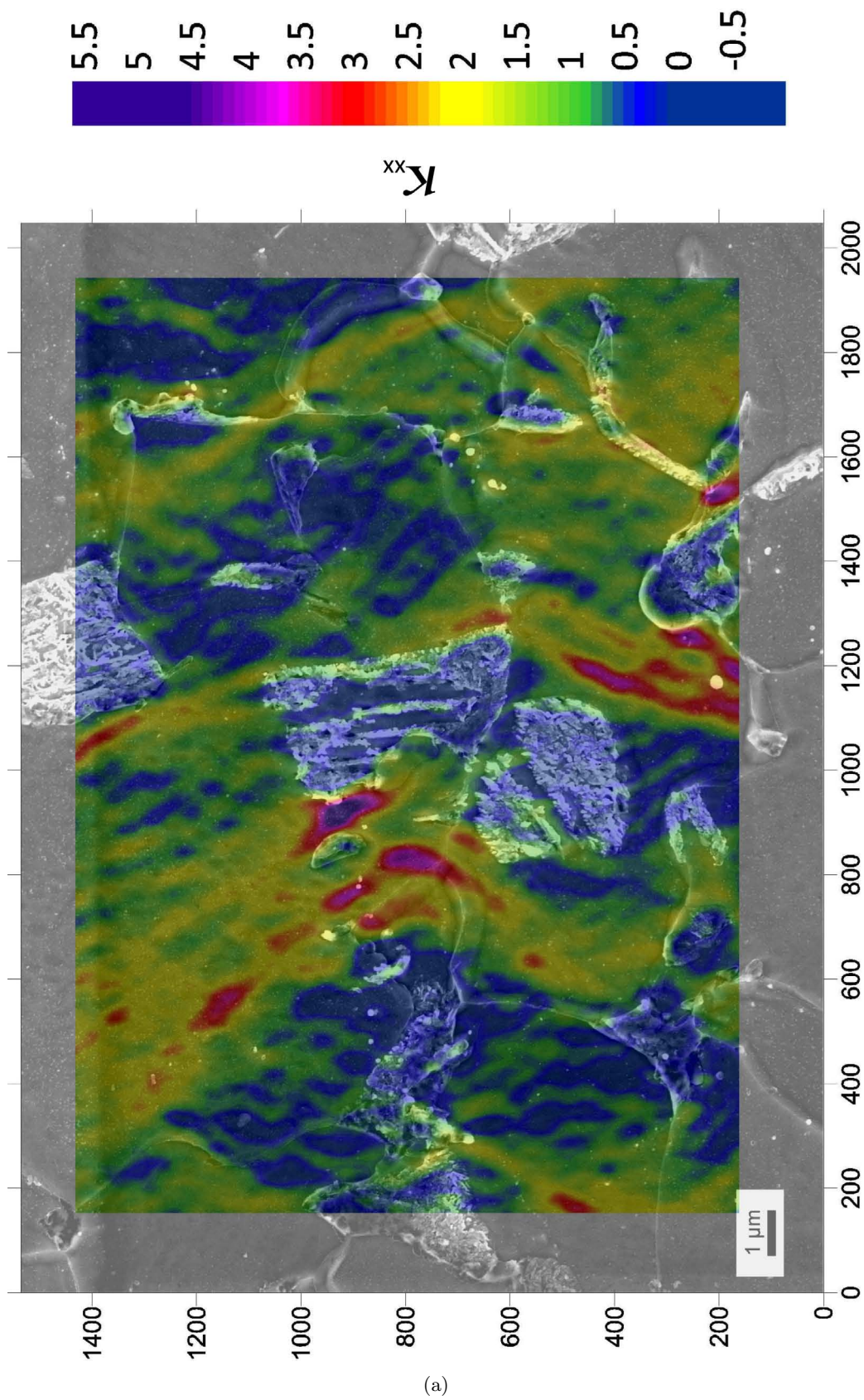


Abbildung 6.31: DP 600: κ_{xx} -Karte für die hohe Vergrößerung für DP 600

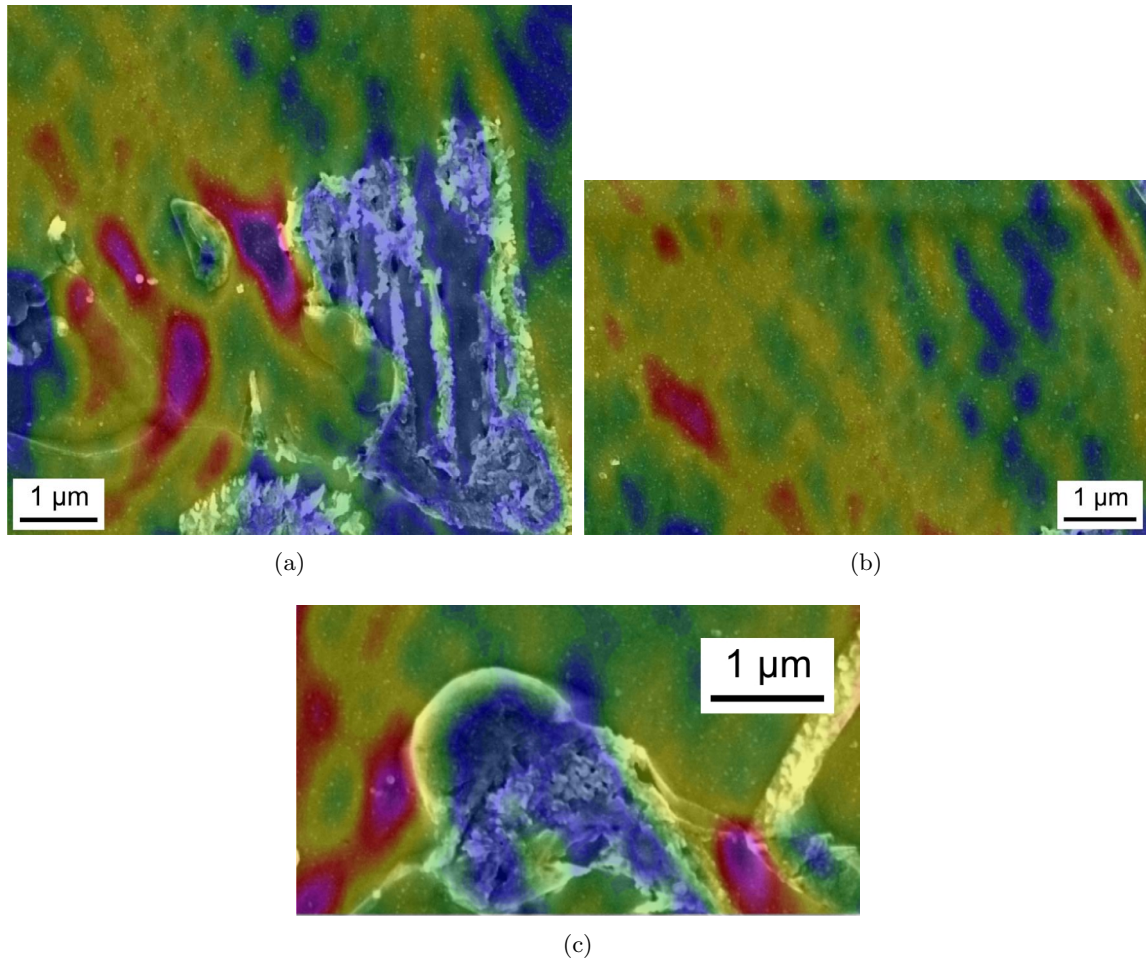


Abbildung 6.32: DP 600: Details aus Abb.6.31, Positionen für „Hot Spots“ befinden sich zwischen oder nahe Martensitkörner (a,c), aber auch innerhalb ferritischer Bereiche ohne unmittelbare Nähe eines Martensitkornes (b), (b) zeigt feine Dehnungsbänder die zusammen ein breites Verformungsband ergeben.

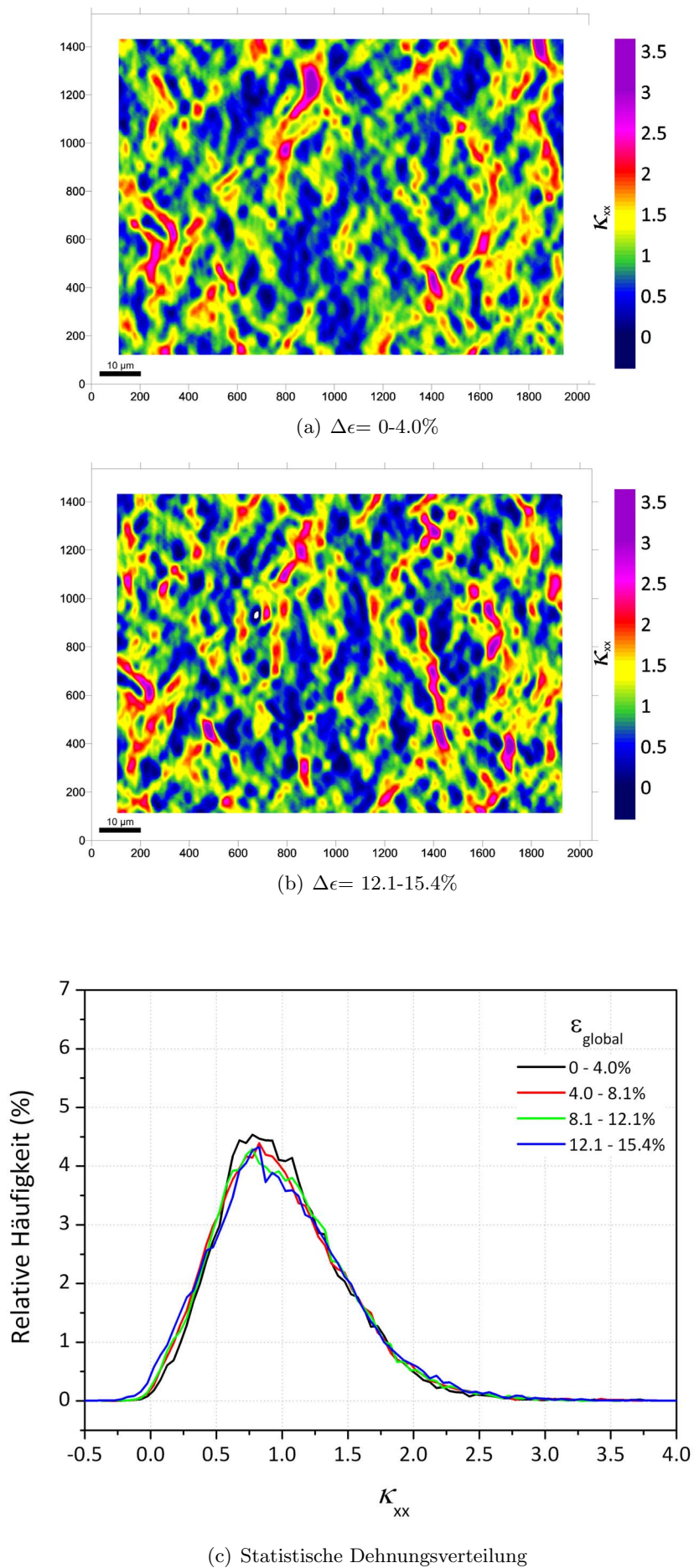


Abbildung 6.33: DP 600: Vergleich der Dehnungsmuster des ersten und vierten Dehnungsschrittes für die niedrige Vergrößerung

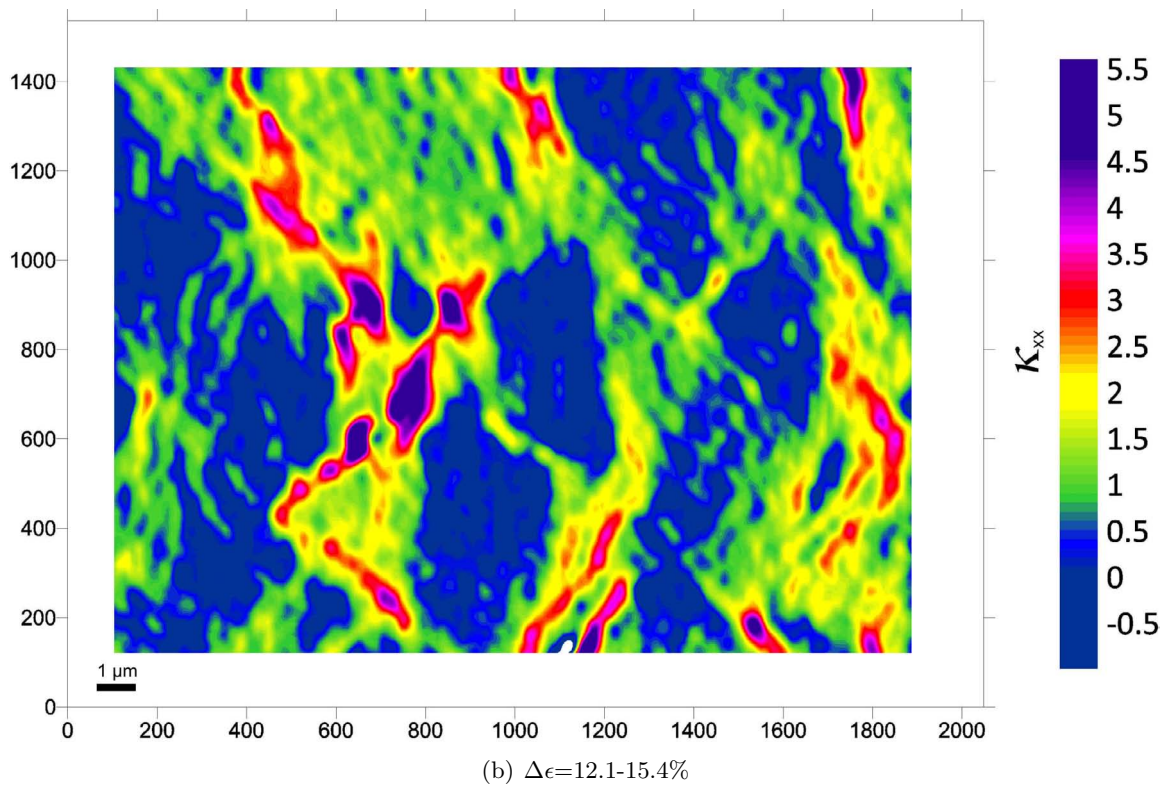
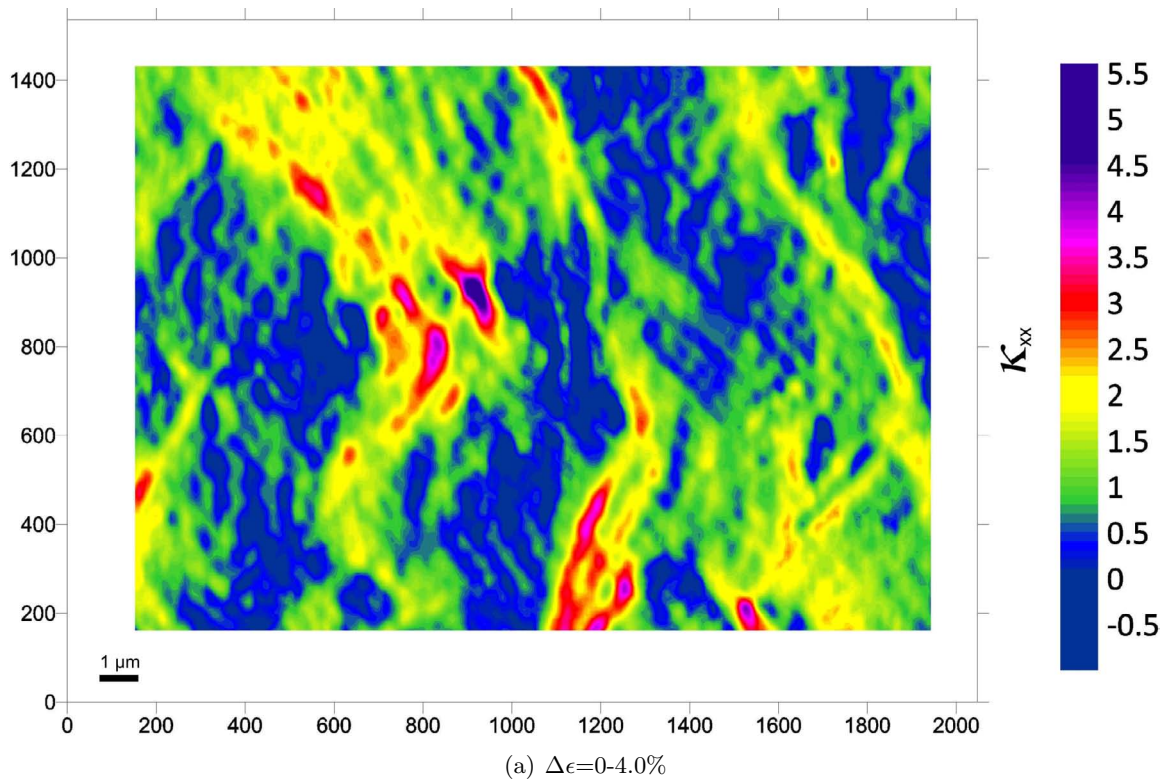


Abbildung 6.34: DP 600: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung

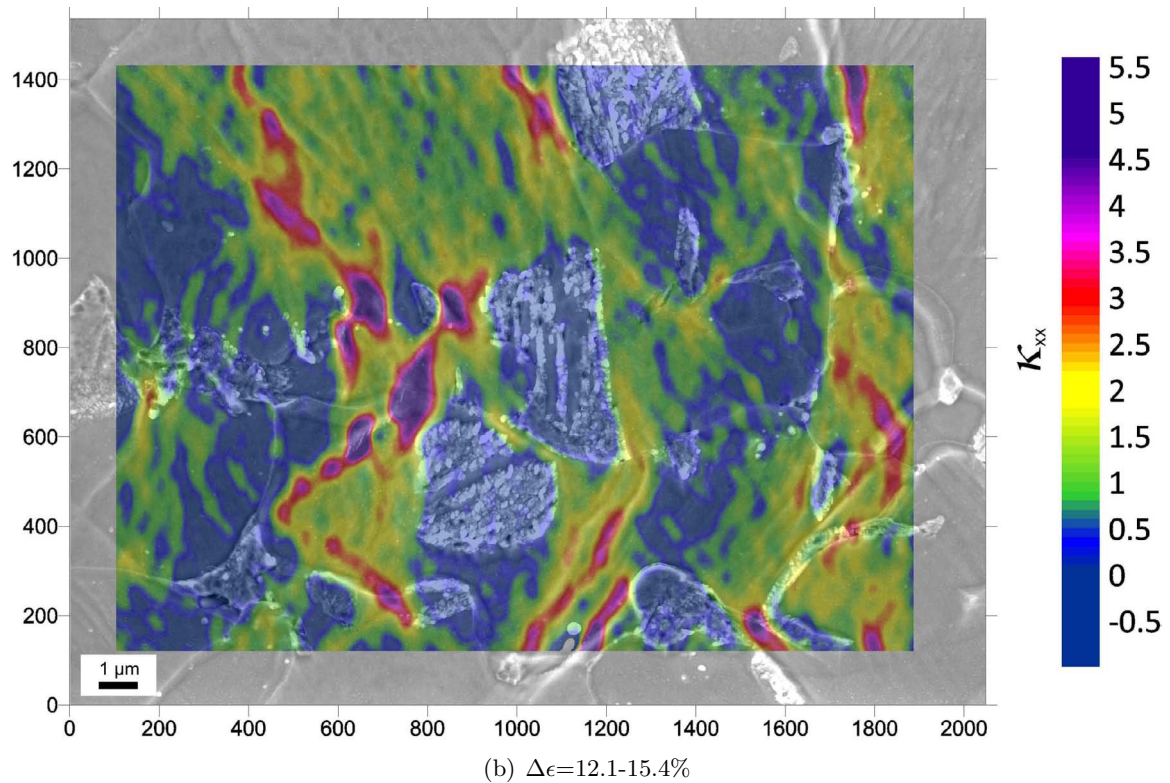
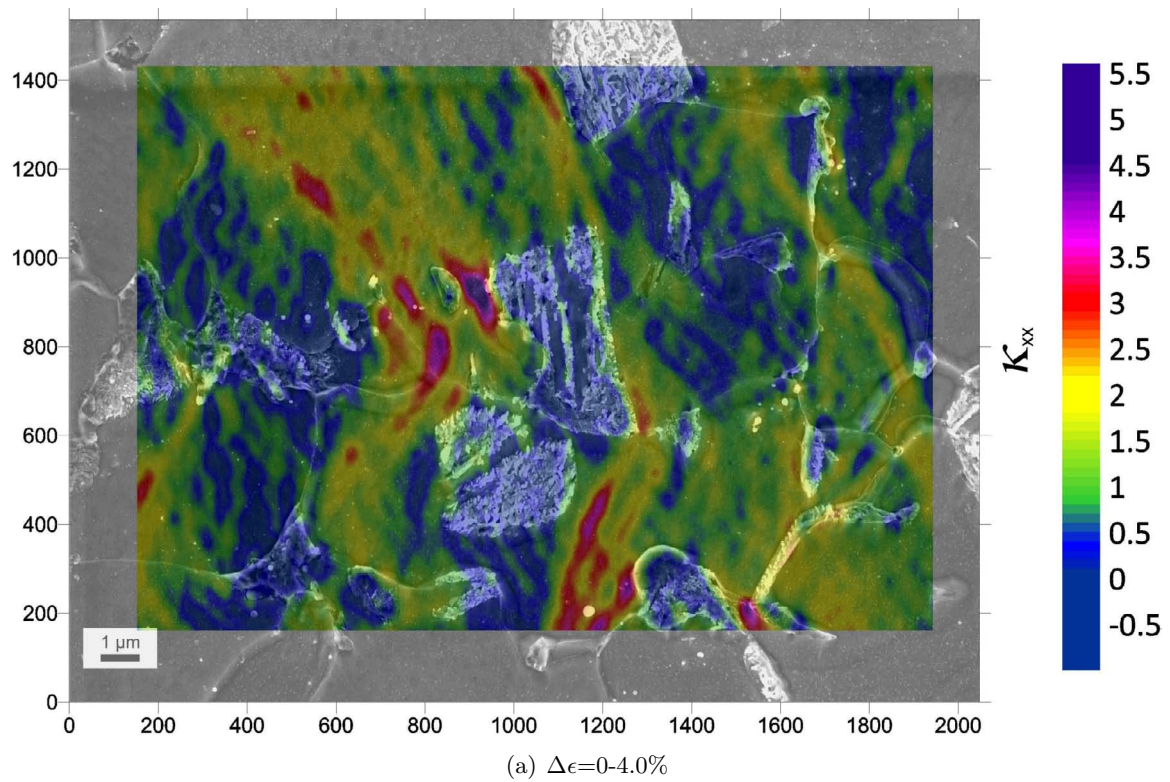


Abbildung 6.35: DP 600: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung korreliert mit der Mikrostruktur

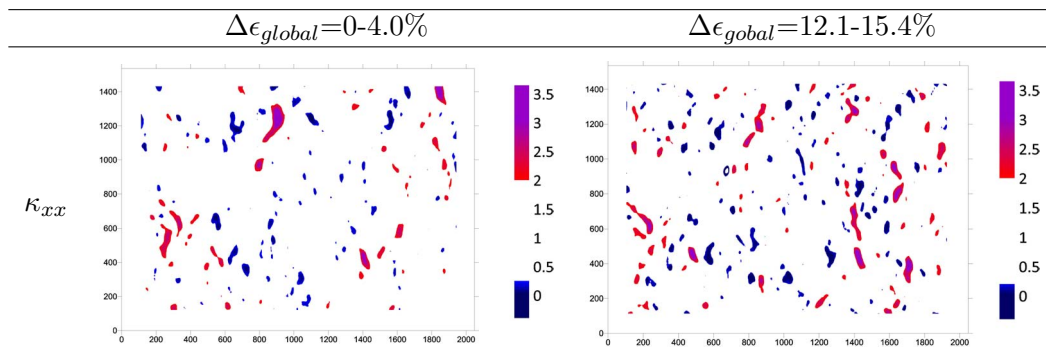


Abbildung 6.36: DP 600: Vergleich der „Hot und Cool Spots“ für den ersten und vierten Dehnungsschritt bei niedriger Vergrößerung

ausgerichtet, während sie im ersten Schritt noch einen Winkel von etwas mehr als 45° eingeschlossen hatten. Dies führt zu einem teilweisen Auflösen der Netzwerkstruktur. „Hot Spots“ im ersten weisen auch im vierten Schritt hohe Dehnungen auf; sie ändern allerdings ihre Größe, Form und Höchstwerte. Ihre Anzahl nimmt deutlich zu. Dies führt zu einer veränderten Verteilung der Dehnung (Abb. 6.36). Die Dehnungskonzentrationen sind im Vergleich zum ersten Schritt häufiger und kleiner, ähnlich wie im ersten Schritt des DP 1000. Insgesamt wirkt das Dehnungsmuster feinverteilter als im ersten Schritt. Die statistische Dehnungsverteilung (Abb. 6.33(c)) zeigt einen Trend zu stärkerer Dehnungskonzentration bei zunehmender globaler Dehnung.

6.1.5 CP 1200

Niedrige Vergrößerung

Abb. 6.37 zeigt die Dehnungsverteilung des ersten Dehnungsschrittes bei $\epsilon_{global} = 4.2\%$. Sie ist sehr homogen und ähnelt jener des CP 1000. Die Dehnung bildet eine Netzwerkstruktur, wobei diese gröber ist als im DP 1000. Die Breite der Bänder beträgt um die $3-8 \mu\text{m}$ und sie weisen wiederum eine Vorzugsorientierung von etwas mehr als 45° zur Zugrichtung auf. Höchstwerte der Dehnung sind vor allem an Bandschnittpunkten zu finden. Die Höchstwerte von ϵ_{xx} erreichen, ähnlich wie bei CP 1000 das 2.6-fache der globalen Dehnung ϵ_{global} . Sehr wenig oder unverformte Gebiete sind nahezu nicht vorhanden.

Hohe Vergrößerung

Das Gefüge in Abb. 6.40 besteht hauptsächlich aus angelassenem Martensit. Es ist ein einzelnes stark gedehntes Verformungsband zu erkennen. Hier erreicht ϵ_{xx} das 8.4-fache von ϵ_{global} . Es muss beachtet werden, dass die Gleichmaßdehnung in diesem Fall schon etwas überschritten wurde. Das restliche Gefüge ist relativ homogen verformt. Es sind keine weiteren „hot Spots“ zu erkennen. Das Dehnungsmuster ist wesentlich weniger feinzellig als im DP 1000. Es ist kein eindeutiger Grund für die Entstehung der Dehnungskonzentration zu erkennen. Es ist allerdings sichtbar, dass sich die Dehnungskonzentration innerhalb eines Kornes oder einer Martensitlanzette befindet klar ersichtlich. Änderungen der Lanzettenorientierung (sichtbar durch die Orientierung der Karbide) fallen häufig mit Änderungen der Bandrichtung zusammen.

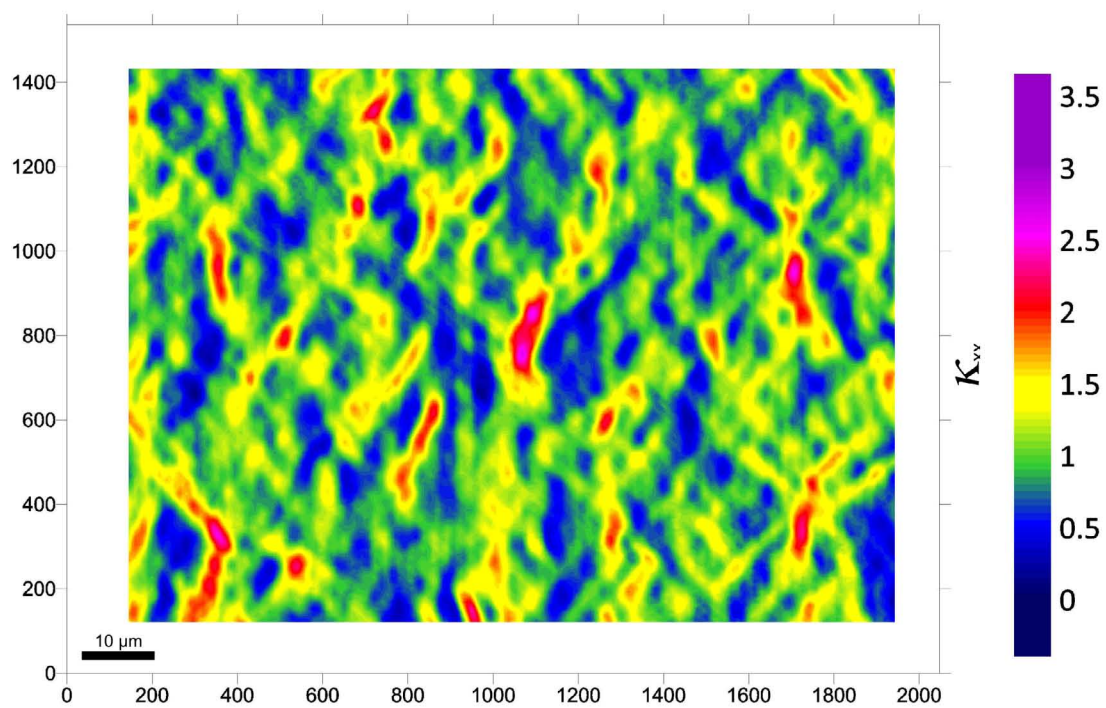
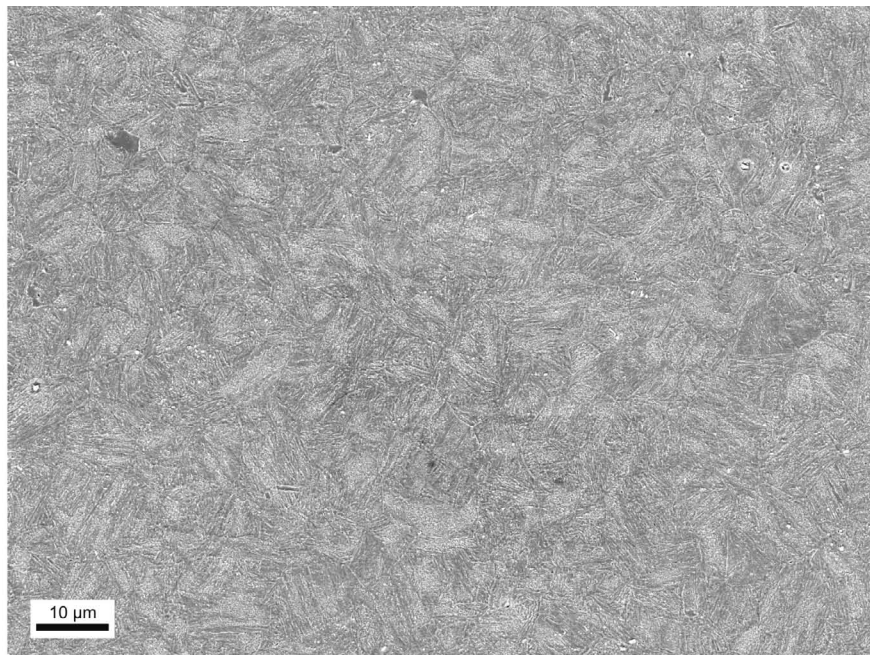


Abbildung 6.37: CP 1200: Mikrostruktur und κ_{xx} für die niedrige Vergrößerung im CP 1200

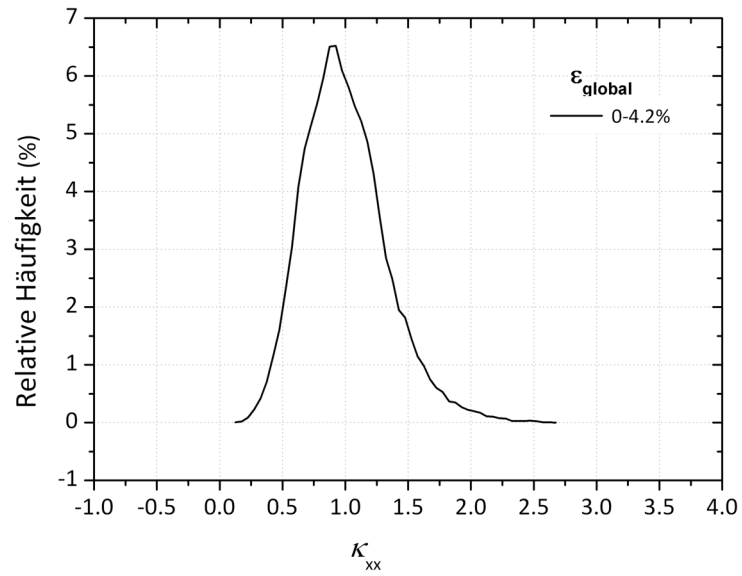


Abbildung 6.38: CP 1200: Dehnungsverteilung im CP 1200

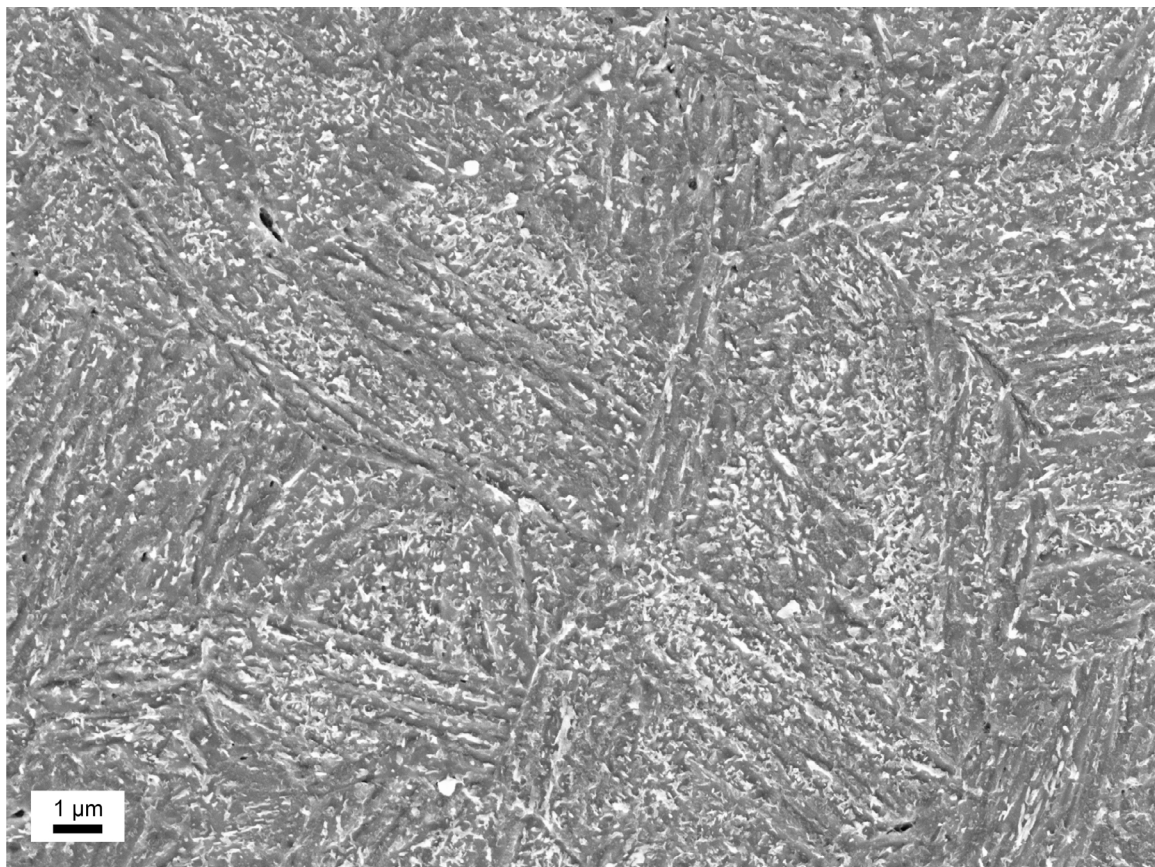


Abbildung 6.39: CP 1200: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches bei hoher Vergrößerung

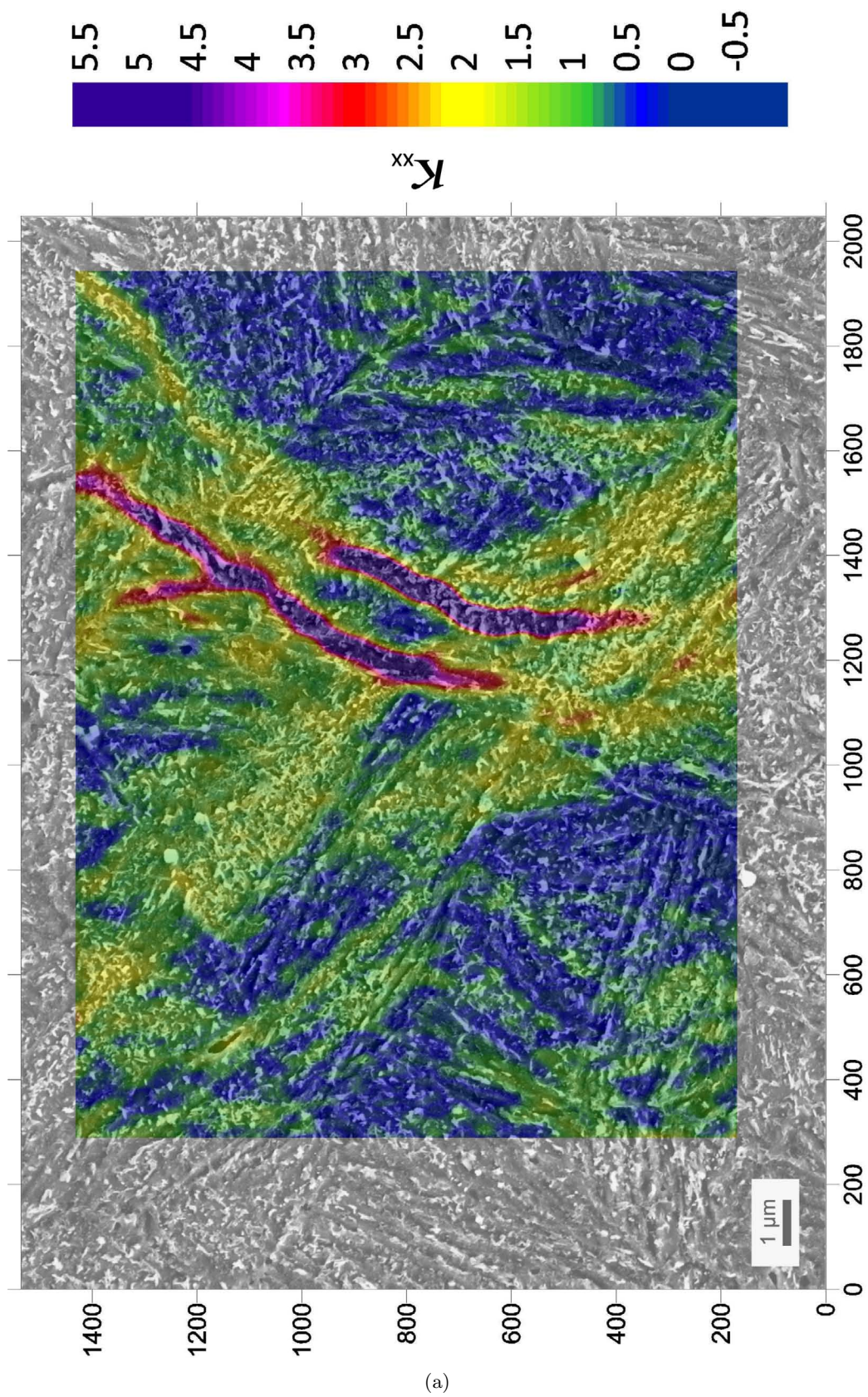
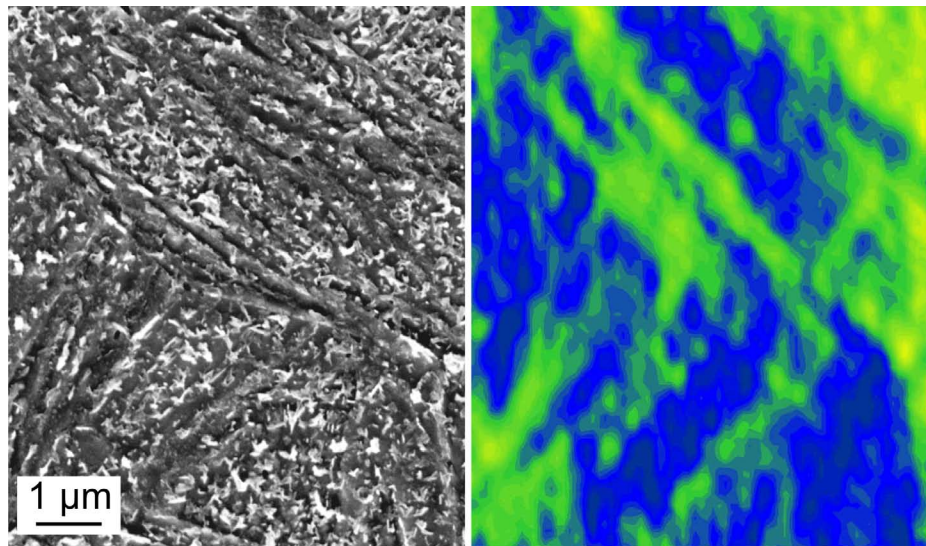
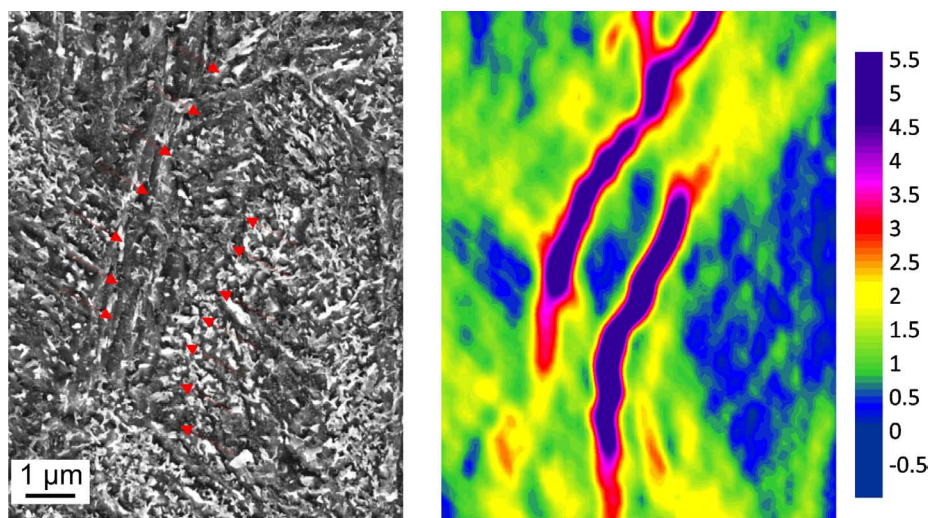


Abbildung 6.40: DP 600: κ_{xx} -Karte für die hohe Vergrößerung für DP 600



(a)



(b)

Abbildung 6.41: CP 1200: Details zur Dehnungsverteilung der hohen Vergrößerung. In a) ist eine Abhängigkeit des Dehnungsmusters von der Kornorientierung zu erkennen.

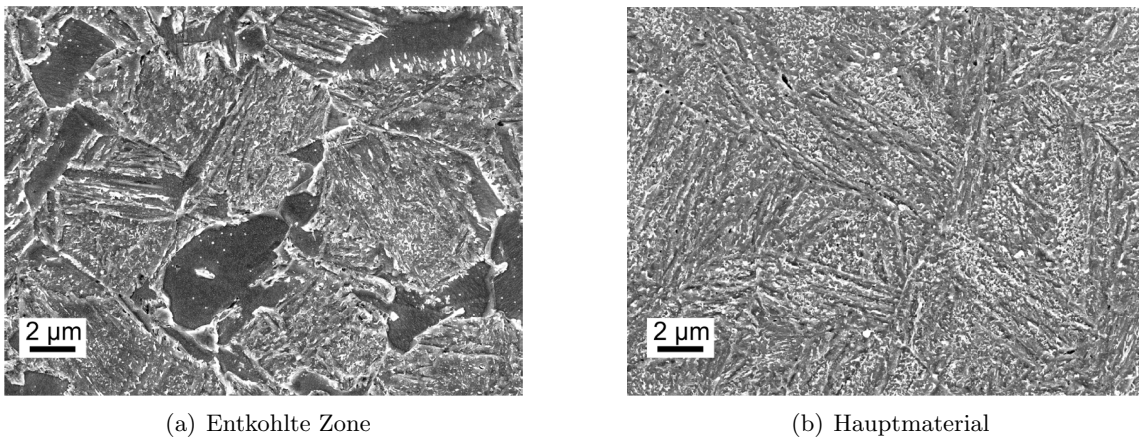


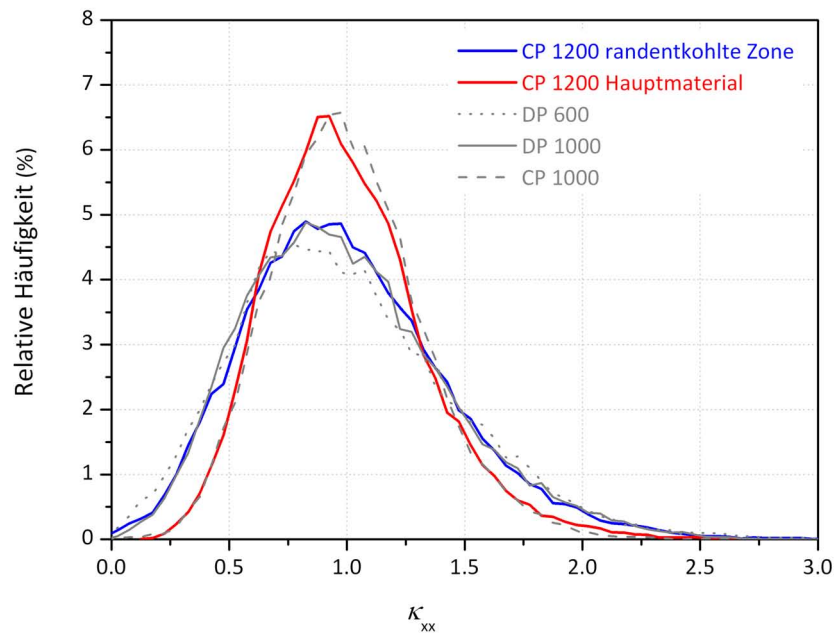
Abbildung 6.42: CP1200: Unterschiedliche Mikrostrukturen und Dehnungsverteilung für randentkohlten Bereich und Hauptmaterial

Weitere Dehnungsschritte

Die weiteren Dehnungsschritte liegen über der Gleichmaßdehnung und konnten daher nicht weiter untersucht werden.

CP 1200 - Dehnungsverteilung in der randentkohlten Zone

Die randentkohlte Zone des CP 1200 zeigt ungefähr die umgekehrte Mikrostruktur des DP 600: 20% Ferrit und 80% Martensit (Abb.6.42). Es sind also weiche Inklusionen in einer harten Matrix. Die statistische Dehnungsverteilung gibt Aufschluss über das Verformungsverhalten. Im randentkohlten Bereich zeigt sich sofort der charakteristische Verlauf der DP Stähle, im Hauptmaterial ähnelt der Verlauf dem des CP 1000 (Abb. 6.43).



(a)

Abbildung 6.43: CP1200: Dehnungsverteilung in der randentkohlten Zone und im Hauptmaterial

6.1.6 Vergleich von DP 600 und CP 1200 mit den Referenzstählen DP 1000 und CP 1000

Es gibt klare Unterschiede zwischen der DP und der CP Familie. Wie in der statistischen Dehnungsverteilung klar ersichtlich (Abb. 6.44), ist der Grad der Dehnungskonzentration in den DP Stählen bedeutend höher als in den CP Stählen.

Ein weiterer Unterscheidungspunkt ist die Anzahl und Verteilung der „Hot und Cool Spots“ (Abb. 6.45). Diese sind in den DP Stählen zahlreicher als in den CP Stählen. Somit sind häufig Konstellationen von nahe beieinanderliegenden hoch- und niedrig-gedehnten Bereichen vorhanden. Diese Bereiche sind besonders anfällig für Schädigung.

6.2 In-situ Bruchmechanikversuch

Das lokale Verformungsverhalten der Stähle DP 1000 und CP 1000 in einer C(T) Probe wird unmittelbar vor der Rissspitze am Probenrand untersucht. Im Unterschied zur Zugprobe ist der globale Spannungs- und Dehnungszustand über die Probe nicht konstant. Unmittelbar vor der Rissspitze ist die Verformung stark behindert. Es wird ein multiaxialer Spannungszustand mit hoher Dreiachsigkeit erzeugt. Diese ist in Probenmitte am stärksten ausgeprägt und am Probenrand geringer.

Es wurden nur Proben in Längsorientierung untersucht.

Es sind die Dehnungsmuster (ϵ_v) für DP 1000 und CP 1000 seitlich an einer C(T) Probe, vor einer Rissspitze dargestellt. Die Bilder wurden bei sehr niedrigen Belastungen ($J < 10 \text{ kJ/m}^2$) aufgenommen.

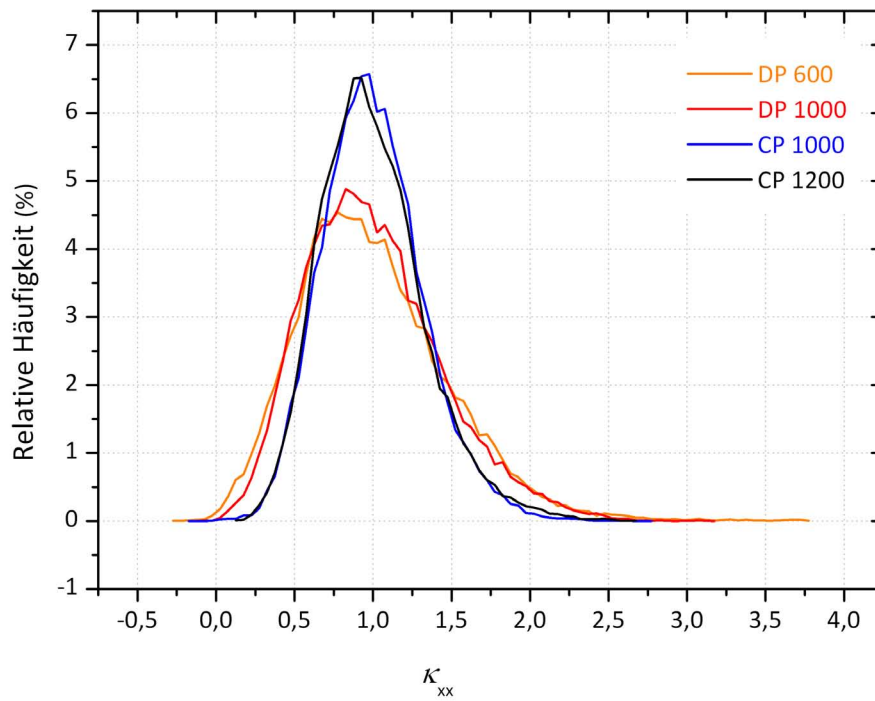


Abbildung 6.44: Vergleich aller Stähle: Statistische Dehnungsverteilung des ersten Dehnungsschritts

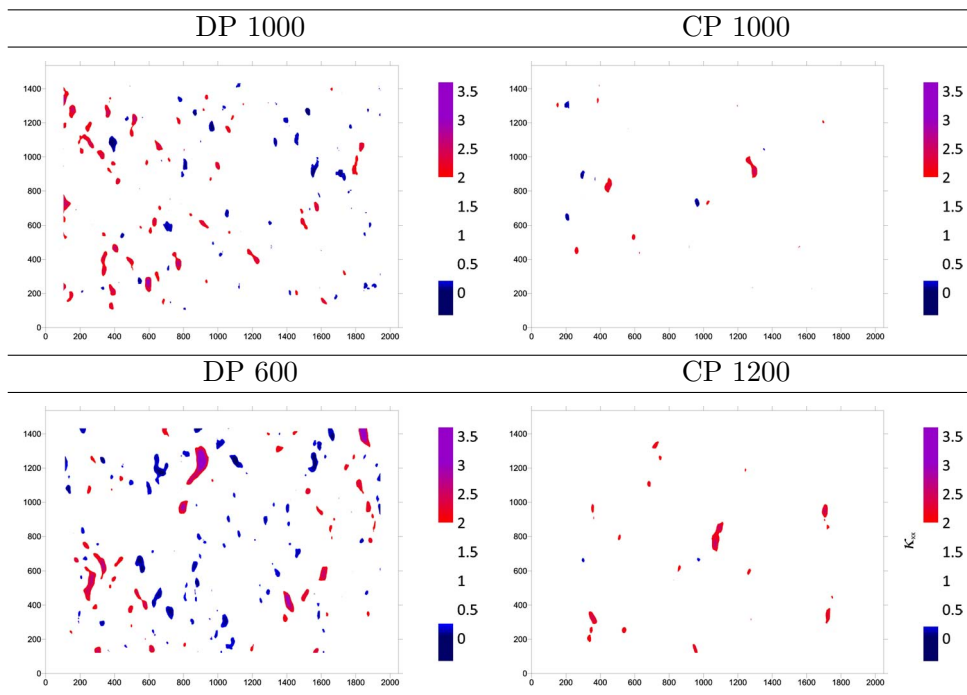


Abbildung 6.45: Vergleich der "Hot und Cool Spots" aller Stähle

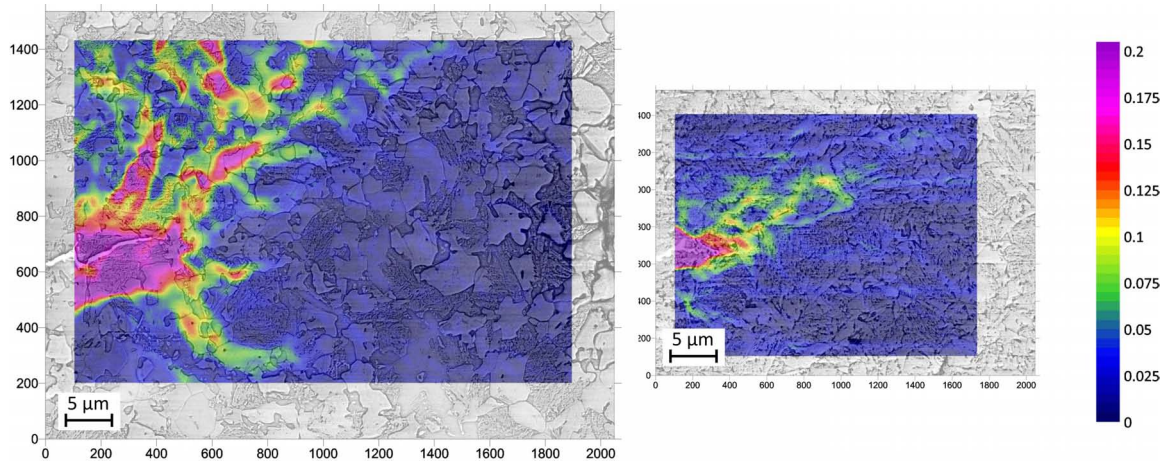


Abbildung 6.46: Vergleichsdehnungsverteilung vor Riss; DP 1000: $J=5.81 \text{ kJ/m}^2$, CP 1000: $J=5.23 \text{ kJ/m}^2$)

Zu beachten ist die leicht unterschiedliche Vergrößerung, welche zu einer unterschiedlichen Pixelgröße der digitalen Aufnahme führt. In den Auswertungen zum DP 1000 entspricht $1 \text{ Px} = 29.3 \text{ nm}$, in jenen zum CP 1000 ist $1 \text{ Px} = 19.5 \text{ nm}$. Die Bilder sind so dargestellt, dass die Vergrößerung gleich ist.

6.2.1 DP 1000

Das Vergleichsdehnungsmuster ist in Abb. 6.46 ersichtlich. Obwohl J nur 5.81 kJ/m^2 ausmacht, sind vor der Risspitze beträchtliche Verformungen zu sehen. Es muss beachtet werden, dass die große Verformung unmittelbar um die Risspitze nur aus der Verschiebung der Rissflanken stammt, das heißt sie sind nicht real.

Ähnlich, wie bei Belastung einer Zugprobe bilden sich hier Bänder hoher Verformung $\epsilon_v > 0.05$. Sie laufen radial und leicht gekrümmt von der Risspitze weg. Die Verformung ist in beiden Proben unsymmetrisch; die obere Probenhälfte ist stärker verformt als die untere. Es werden, etwas abseits vom Riss, Werte von $\epsilon_v \geq 0.2$ erreicht. Im oberen Ast der Verformung ist im Abstand von mindestens $30 \mu\text{m}$ immer noch mindestens 5% gedehntes Material vorhanden. Darüber hinaus kann aufgrund des zu kleinen Bildausschnitts keine Aussage gemacht werden. Unmittelbar horizontal vor der Risspitze ist das Material beinahe ungedehnt.

Im DP 1000 kann eindeutig ein Zusammenhang zwischen Verformung und Mikrostruktur gefunden werden. Die Verformung findet bevorzugt im Ferrit statt, Martensit wird „umgangen“ (Abb. 6.47). Hohe Dehnungskonzentrationen sind meist im Ferrit zwischen Martensitkörnern zu finden. Martensit verformt sich erst bei höheren Verformungen, also sehr nah an der Risspitze.

6.2.2 CP 1000

Die Dehnung verläuft in Bändern die radial von der Risspitze wegläufen (Abb. 6.46). Sie sind im CP 1000 wesentlich weniger stark ausgeprägt als jene im DP 1000. Sie zeigen einerseits niedrigere Dehnungswerte $\epsilon_v = 0.1$ wird kaum überschritten und erreichen kaum mehr als einen Abstand von $15 \mu\text{m}$ um die Risspitze. Insgesamt ist die Dehnung geringer als im

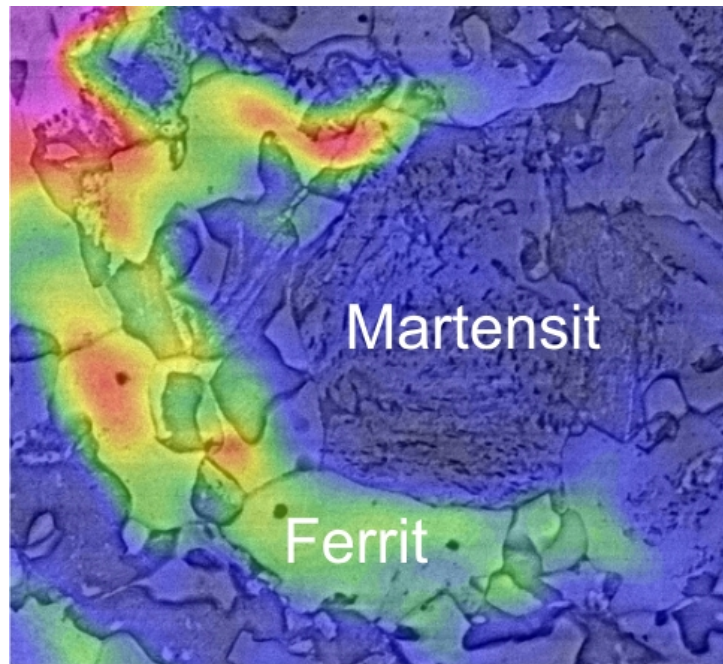


Abbildung 6.47: DP 1000: ϵ_v : Kanalisierung der Dehnung im Ferrit

DP 1000. Sie sind wesentlich stärker „nach vor“ also horizontal orientiert als jene im DP 1000.

Auch im CP 1000 findet man einen Zusammenhang zwischen der lokalen Mikrostruktur und dem Verformungsmuster. Die hochgedehnten Bereiche befinden sich tendenziell in eher karbidfreien Zonen.

6.2.3 Weitere Belastungsschritte

Die Dehnungsmuster für die weiteren Belastungsschritte sind in Abb. 6.1 dargestellt.

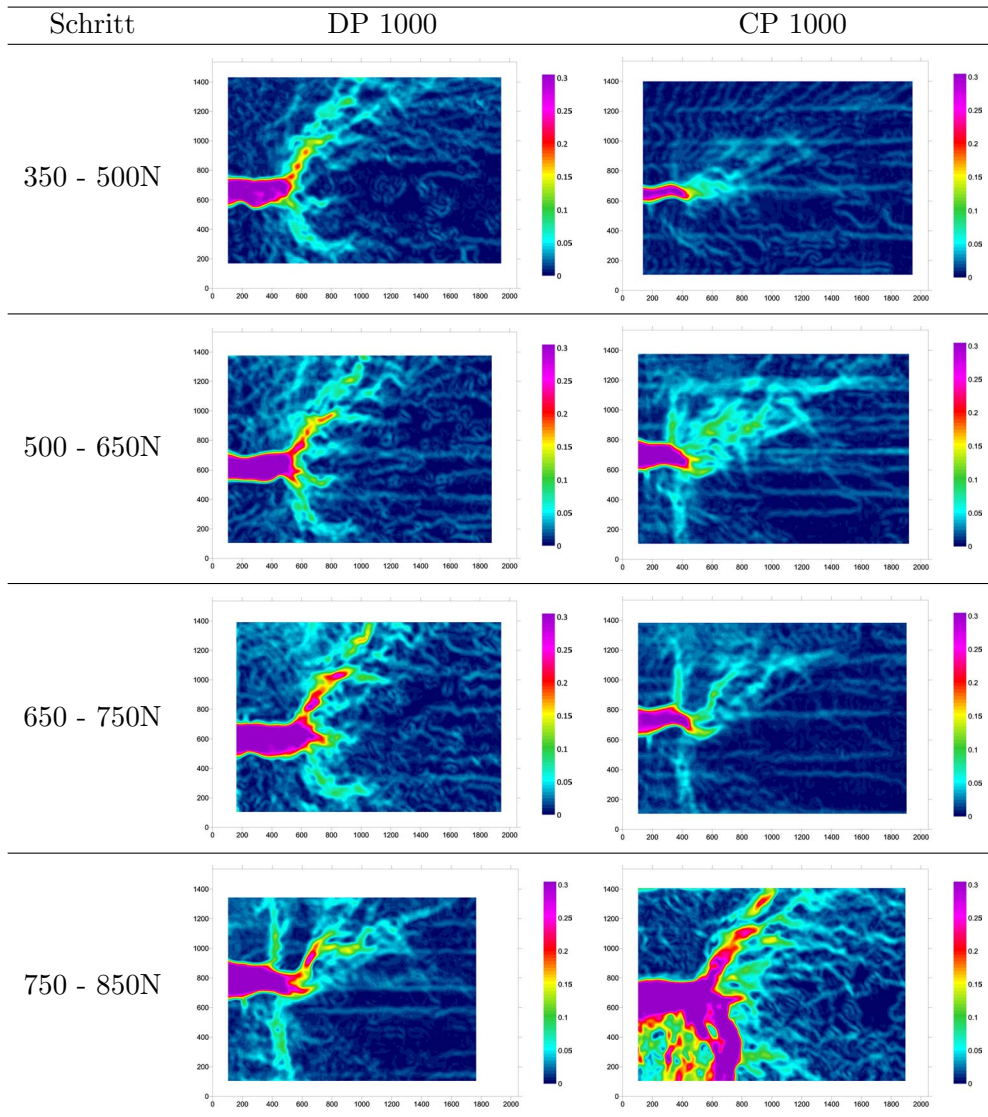


Tabelle 6.1: Vergleich der weiteren Belastungsschritte im in-situ Bruchmechanikversuch. Es ist ϵ_v dargestellt

7

Diskussion: Verformung und Bruch in hochfesten Multiphasenstählen

Das unterschiedliche Bruch- und Verformungsverhalten von Dual- und Complexphasenstählen ist, abgesehen von der chemischen Zusammensetzung, Folge ihrer speziellen Mikrostrukturen. Dabei spielen Härte, Festigkeit, Duktilität, Zähigkeit und Anteil, Form und Verteilung der Phasen eine tragende Rolle. Diese Faktoren bestimmen auch die mechanischen Eigenschaften und das Schädigungsverhalten des Gesamtwerkstoffes.

Diese Unterschiede werden bei gewissen Belastungsarten besonders deutlich und treten bei anderen in den Hintergrund. Es muss zwischen makroskopisch homogenen und inhomogenen Belastungszuständen unterschieden werden.

Makroskopisch homogene Belastungsfälle zeichnen sich aus durch geringen hydrostatischen Spannungsanteil und geringer Spannungsdreiachsigkeit. Beispiele sind das Tiefziehen von simplen Geometrien oder der Zugversuch. Hier zeigen Dualphasenstähle ein ausgezeichnetes Verhalten.

Makroskopisch inhomogene Belastungsarten sind oft gekennzeichnet durch einen hohen hydrostatischen Spannungsanteil und eine hohe Spannungsdreiachsigkeit. Sie sind beim Formen enger Radien oder sonstiger komplexer Bauteilgeometrien vorhanden. Hier zeigen Complexphasenstähle ein deutlich besseres Verhalten als Dualphasenstählen.

7.1 Der Unterschied im Verformungs- und Bruchverhalten von DP- und CP-Stählen - eine Vorwegnahme

Das unterschiedliche Bruchverhalten von DP- und CP-Stählen in makroskopisch homogenen und inhomogenen Belastungszuständen kann zusammengefasst über die Betrachtung der globalen und lokalen Spannungsdreiachsigkeit in Kombination mit der Verformungsinkompatibilität zwischen harten und weichen Phasen erklärt werden.

Für das Bruchverhalten, also Poreninitiierung und Schädigung ist die Spannungsdreiachsigkeit ein maßgebliche Faktor. Sie wird in Kap. 7.2 erklärt.

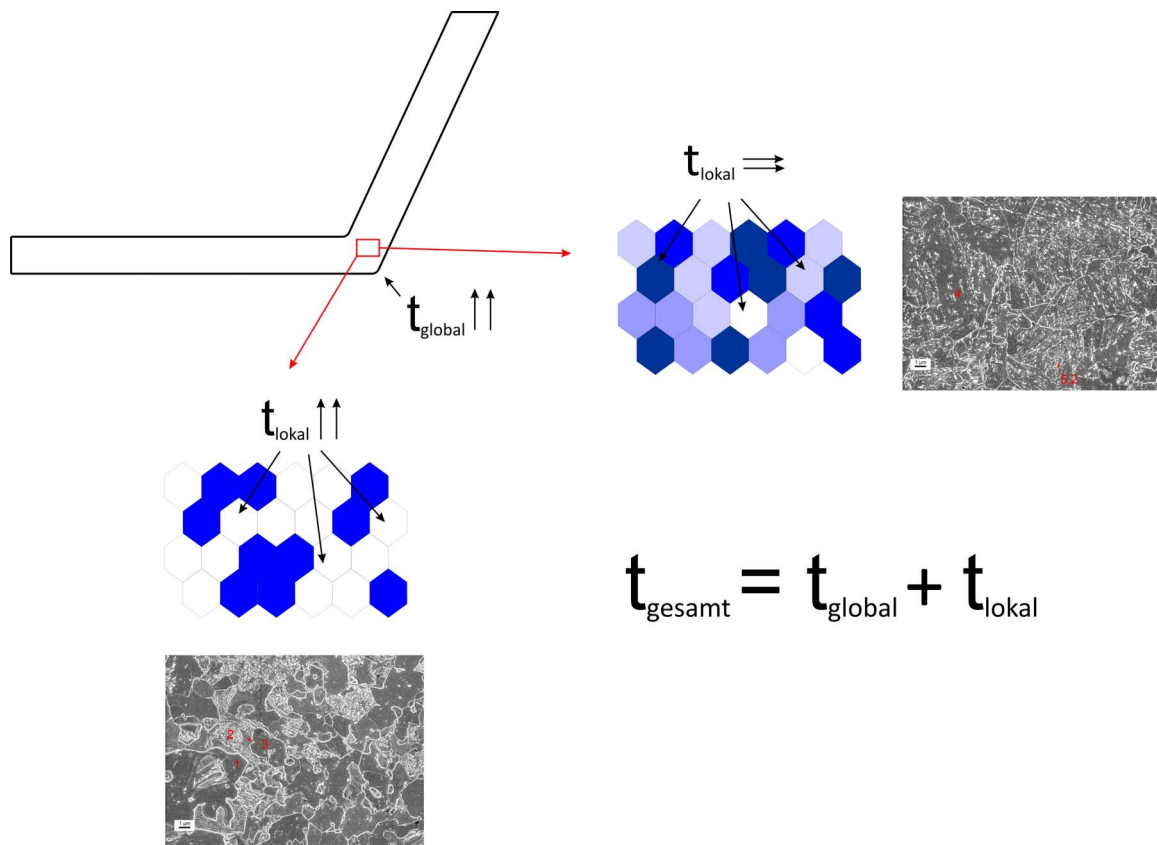


Abbildung 7.1: Zusammenwirken von globaler und lokaler Spannungs-dreiachsigkeit

Die Mikrostruktur von DP-Stählen liefert eine große Anzahl von Stellen lokaler hoher Dreiachsigkeit. In CP Stählen sind diese selten vorhanden.

Unter der Annahme, dass sich lokale und globale Spannungs-dreiachsigkeit addieren (Abb. 7.1) ist der „worst case“ in Bezug auf Porenbildung und Schädigung deshalb gleichzeitig hohe globale und hohe lokale Spannungs-dreiachsigkeit. Dies ist die Situation in DP 1000 während der Umformung von beispielsweise engen Radien. Die Schädigung setzt wegen der hohen Spannungs-dreiachsigkeit schon bei sehr geringen plastischen (Vergleichs-)Dehnungen ein und Porenbildung „gewinnt“ den Wettbewerb gegenüber plastischer Verformung (ohne Schädigung) relativ rasch. Der Werkstoff zeigt nur mehr eine geringe Einschnürung und Dehnung vor dem Bruch.

Ist bei hoher globaler Spannungs-dreiachsigkeit die lokale gering, liefern sich Porenbildung und Verformung noch länger ein „Kopf an Kopf Rennen“. Der Werkstoff kann sich beträchtlich weiter dehnen und einschnüren bis er schließlich bricht. Dies ist der Fall in CP 1000.

Die Basis für dieses Bruchverhalten ist gegeben durch das Verformungsverhalten bis zum Auftreten erster Schädigung (z.B. bis Erreichen der Gleichmaßdehnung). Ein hoher Grad an Dehnungskonzentration, sowie eine hohe Dichte von höchst- und niedrigst-gedehnten Bereichen, wie in den DP Stählen, führen zu einer „günstigen“ Ausgangslage für Porenbildung, Schädigung und schließlich Bruch.

Im Folgenden sollen nun auf die einzelnen Ergebnisse, die zu dieser Schlussfolgerung geführt haben, diskutiert werden.

7.2 Allgemeines zu Bruch und Schädigung in duktilen Materialien

Makroskopisches Aussehen der Bruchfläche Ein Bruch kann makroskopisch unterschiedliche Formen annehmen. Sie sind von der Art des Spannungszustandes bestimmt. Normal zur angelegten Spannung liegende Bruchflächen sind charakteristisch für den Bruch unter ebenem Dehnungszustand. Bruch unter ebenem Spannungszustand wird üblicherweise von unter 45° verlaufenden Scherlippen gekennzeichnet. Die Dicke der Scherlippen an den Seitenflächen einer Bruchmechanikprobe entspricht dabei ungefähr der Hälfte der Größe der plastischen Zone [65].

In ausreichend dicken Bruchmechanikproben sind beide, Flach- und Scherbruchanteile, über den gesamten Rissverlauf vorhanden. Der Spannungszustand ändert sich von ebener Spannung an den Seiten zu ebener Dehnung im Inneren der Probe. Interessant ist, dass auch in sehr dünnen Bruchmechanikproben, bedingt durch den scharfen Riss ein Bereich hoher Spannungsdreiachsigkeit in Probenmitte entsteht. Das ist die Ursache für den Flachbruchbereich. Mit zunehmender Risslänge sinkt aber die Spannungsdreiachsigkeit sehr rasch, der Flachbruchbereich verschwindet und der Riss läuft vollständig in schräger oder dachförmiger Scherbruchform.

In dünnen Proben ohne Anriss, zum Beispiel in Flachzugproben gibt es diesen Bereich hoher Spannungsdreiachsigkeit nicht. Es herrscht (nahezu) ebener Spannungszustand, und die Probe bricht entlang Ebenen maximaler Dehnung, d.h. im Scherbruchmodus. Bei dicken Proben ohne Anriss herrscht an den Außenseiten auch ein ebener Spannungszustand. Erhöhte Spannungsdreiachsigkeit entsteht im Inneren der Probe, da hier die Verformung behindert ist. Porenbildung und -wachstum beginnt daher in diesem Bereich.

Porenbildung und -wachstum Mikroduktiler Bruch ist das Resultat von Porenbildung, -wachstum und -vereinigung.

Poren werden vor allem an Teilchen zweiter Phase, aber auch an Korngrenzen oder sonstigen Inhomogenitäten, die ein Hindernis für die Versetzungsbewegung darstellen, gebildet. Die Teilchen zweiter Phase können nichtmetallische Einschlüsse, Ausscheidungen (Karbide) oder Körner einer zweiten Phase sein. Ihre mechanischen Eigenschaften unterscheiden sich von jenen der Hauptphase. Sie können in unterschiedlichen Größen vorhanden sein und es können gleichzeitig mehrere Teilchen unterschiedlicher Art vorliegen. Porenbildung wird vor allem von der Art, Form und Grenzflächenbindung der Teilchen bestimmt. Die Wabengröße der Bruchfläche spiegelt die Verteilung der Teilchen und die Struktureinheitsgröße (z.B.: Korngröße) wieder. Je geringer der Teilchenabstand oder je kleiner die Korngröße, umso kleiner sind die Waben [51, 65].

Die Porenbildung wird maßgeblich vom Spannungszustand beeinflusst. Ein einfaches aber häufig verwendetes Modell zur Poreninitiation ist von Argon et al. [66]. Es besagt, dass sich die Spannung an der Grenzfläche eines Teilchens σ_C aus einem hydrostatischen und der effektiven Spannung von Mises (= Vergleichsspannung) ergibt:

$$\sigma_C = \sigma_v + \sigma_m \quad (7.1)$$

mit

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (7.2)$$

mit σ_1, σ_2 und σ_3 gleich den Hauptnormalspannung. Das heißt, je höher σ_m umso geringer muss σ_v sein um Poreninitiation zu ermöglichen. Der hydrostatische Spannungsanteil wird

durch die Dreiachsigkeit beschrieben. Die Spannungsdreiachsigkeit t wird berechnet aus:

$$t = \frac{\sigma_m}{\sigma_v} \quad (7.3)$$

wobei σ_m der hydrostatische Spannungsanteil

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (7.4)$$

mit σ_1, σ_2 und σ_3 gleich den Hauptnormalspannungen, ist und σ_v die Vergleichsspannung nach Mises. Je höher die Dreiachsigkeit umso leichter die Poreninitiierung. Der hydrostatische Spannungsanteil und die Dreiachsigkeit sind Maße für die Verformungsbehinderung. Auch das Porenwachstum wird nach Rice und Tracey [67] vom hydrostatischen Spannungsanteil beeinflusst. Sie fanden, dass die Wachstumsgeschwindigkeit der Poren exponentiell vom hydrostatischen Spannungszustand abhängt:

$$\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right) = 0.283 \int_0^{\epsilon_v} \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\sigma_{ys}}\right) d\epsilon \quad (7.5)$$

\bar{R} und R_0 sind der aktuelle und der ursprüngliche Porenradius, ϵ_v die von Mises Vergleichsdehnung und σ_{ys} die Streckgrenze.

7.3 Bruchmechanismen

7.3.1 Allgemeine Beobachtungen

Alle untersuchten Stähle brechen vorwiegend mikroduktile. Spezielle Ausnahmen werden in den jeweiligen Abschnitten der Stähle besprochen. Aufgrund der unterschiedlichen Dreiachsigkeit sind die Waben im Flachbruch polygonal und tief und im Scherbruch langgestreckt und flach. Größe, Tiefe und Verteilung der Waben unterscheiden sich in den jeweiligen Stahlsorten und geben Aufschluss über die vorherrschenden Bruchmechanismen.

7.3.2 Grundlegende Erkenntnisse bezüglich der Bruchmechanismen in DP- und CP-Stählen am Beispiel von DP 1000 und CP 1000

Beide Stähle haben dieselbe chemische Zusammensetzung und bis zur abschließenden Wärmebehandlung die gleichen Prozessschritte hinter sich. Die durch das Walzen bedingte Zeiligkeit und das Vorkommen von (nichtmetallischen) Einschlüssen ist daher in beiden Stählen ungefähr gleich, wobei die lokale Verteilung und Häufigkeit der (nichtmetallischen) Einschlüsse dabei über die Bandlänge und -breite variieren kann. Trotzdem ist das Aussehen der Bruchoberfläche unterschiedlich.

Die Bruchflächen von DP 1000 und CP 1000 zeigen deutlich, dass den Stählen unterschiedliche Bruchmechanismen zugrunde liegen.

Die Waben des DP 1000 sind generell einheitlich groß ($>1 \mu\text{m}$ bis $10 \mu\text{m}$). Die Bruchfläche zeigt keine große Rauigkeit. Sie verläuft bis auf Flachbruchbereiche gleichmäßig und homogen. Die Zeiligkeit des Walzgefüges ist vor allem im Scherbruchbereich deutlich sichtbar und die Bruchoberflächen in Längs- und Querorientierung (CT- sowie Zugprobe) zeigen nur auf mikroskopischer Ebene leichte Unterschiede.

Im Gegensatz dazu zeigt der CP 1000 deutlich zwei Poren-/Wabengenerationen und die Rauigkeit der Bruchfläche ist im vor allem im Flachbruchbereich sehr ausgeprägt. Die Zeiligkeit des Walzgefüges hingegen ist nur gering in der Bruchoberfläche wiederzuerkennen.

Bei Änderung der Rissorientierung zur Walzrichtung erfolgen sowohl makro- als auch mikroskopisch ausgeprägte Veränderungen der Bruchfläche.

Wie Poruks et al. [11] zeigten, haben sich die Einschluss/Ferrit Grenzflächen die am schwächsten gebundenen Grenzflächen, vor Karbid/Ferrit und Martensit/Ferrit Grenzflächen. An den Einschlüssen beginnt demnach als erstes die Porenbildung. Dies wurde in beiden Stählen beobachtet, in DP 1000 selten und in CP 1000 häufig. Nach der Porenbildung an Einschlüssen folgt die Porenbildung im Grundgefüge, das heißt an Korn- und Phasengrenzen. Der Unterschied zwischen den beiden Stählen ist nun, dass im DP 1000 die Porenbildung im Grundgefüge gleichzeitig oder nur kurz nach der Porenbildung an Einschlüssen beginnt und im CP 1000 aber eindeutig danach. Dies führt dazu, dass die Poren an Einschlüssen im DP 1000 nur wenig wachsen können bis die Porenbildung im Grundgefüge beginnt. Im CP 1000 können sie beträchtlich wachsen, bevor die Porenbildung im Grundgefüge beginnt. Dies führt dazu, dass der DP 1000 eine einheitliche, homogene Wabengröße zeigt und der CP 1000 eine uneinheitliche.

In den REM Aufnahmen von Schlifflinien knapp unter der Bruchfläche von Zugproben ist dies besonders gut ersichtlich. Im DP 1000 ist dabei neben den sehr vereinzelt beobachteten abgelösten (nichtmetallischen) Einschlüssen eine große Anzahl von Poren im Grundgefüge zu sehen. Nach der ersten Schädigung tritt bald Versagen auf, somit können die Poren an nichtmetallischen Einschlüssen nicht sonderlich wachsen. Die Poren im Grundgefüge sind aufgrund der Vielzahl der möglichen Initiierungsstellen zahlreich, klein und ähnlich in Form und Größe und daher die Wabengröße und -verteilung an der Bruchoberfläche homogen. Die Porenbildung orientiert sich nach dem Grundgefüge, also der Martensit/Ferrit Verteilung. Da im DP 1000 nur sehr wenige Poren an Einschlüssen gefunden wurden, ist es eventuell möglich, dass die Porenbildung im Grundgefüge sogar vor jener an nichtmetallischen Einschlüssen passiert. Diese Beobachtung kann aufgrund der zufälligen Verteilung der (nichtmetallischen) Einschlüsse aber auch zufällig sein.

Im CP 1000 sind unterhalb der Bruchfläche wenige und wenn, dann sehr kleine Poren ersichtlich. Poren an nichtmetallischen Einschlüssen sind allerdings häufig vorhanden. Diese haben die Möglichkeit zu wachsen bevor die Porenbildung im Grundgefüge beginnt. Da der CP 1000 eine wesentliche Einschnürung nach der ersten Schädigung zeigt, können sie sich vergrößern. Sobald die Porenbildung im Grundgefüge beginnt, werden Brücken kleiner Poren zwischen den großen Poren um die Einschlüsse gebildet. Somit richtet sich der Bruchpfad nach den Einschlüssen und weniger nach dem Grundgefüge.

Wo entstehen Poren? Abgesehen von den Poren an den (nichtmetallischen) Einschlüssen, entstehen Poren meist im weichen Gefügebestandteil an oder in der Nähe von Grenzflächen von harten und weichen Gefügebestandteilen. Dies können Martensit/Ferrit Grenzflächen, aber auch Martensit/Bainit oder Martensit/Karbid sein. Betroffen sind vor allem die Grenzflächen quer zur angelegten Spannung. Der Grund für die genannten Positionen, ist erstens der hohe Grad an Dreiaxialität an diesen Stellen und zweitens die Verformungsinkompatibilität zwischen harter und weicher Phase, die die weiche Phase zwingt sich stärker zu verformen. Beide Faktoren erleichtern und fördern die Porenbildung.

Konkret für DP 1000 heißt dies, dass sich Poren großteils an oder nahe Martensit/Ferrit Grenzflächen bilden und für den CP 1000, dass sie an kleinen Martensitinkclusionen oder größeren Karbiden entstehen. Dies wurde bereits in einigen Arbeiten [10, 9, 8, 11] gefunden.

Einfluss der Walzrichtung Sowohl bezüglich Bruchzähigkeit als auch dem Aussehen der Bruchoberfläche weist der DP 1000 nur eine geringe Abhängigkeit von der Walzrichtung

auf.

Im Gegensatz dazu verändert sich im CP 1000 sowohl die Bruchzähigkeit als auch die das Aussehen der Bruchoberfläche markant mit der Orientierung des Risses zur Walzrichtung. Die Walzrichtung hat zwei Auswirkung auf die Mikrostruktur. Erstens bilden die unterschiedliche Gefügebestandteile, wie Martensit und Ferrit mehr oder weniger stark ausgeprägte Bänder. Diese sind in der Blechebene flächig, ähnlich Schichten oder flachen Linsen und zeigen „in-plane“ daher keinen großen morphologischen Unterschied parallel oder quer der Walzrichtung. Zweitens ordnen sich (nichtmetallische) Einschlüsse, die bereits während des Warmwalzens gebildet werden, straßenförmig in Walzrichtung aus. Größerer Einschlüsse werden dabei „zerrissen“ und sind eng aneinander gereiht. Sie sind nur parallel und nicht quer zur Walzrichtung ausgerichtet.

Ist der Bruch, wie im CP 1000, hauptsächlich an den Einschlüssen orientiert, so sind deutliche Unterschiede im Aussehen der Bruchfläche und der Bruchzähigkeit je nach Orientierung des Risses zur Walzrichtung zu erwarten. Konkret bedeutet dies: Die Rissinitiierung und das Risswachstum müssten bei Orientierung des Risses parallel zur Walzrichtung (also in Querproben) leichter sein, da die Einschlussstraßen dann in Risswachstumsrichtung liegen. Liegen sie quer zur Risswachstumsrichtung, kann ihnen der Riss nicht mehr so einfach folgen. Er muss von Einschluss zu Einschluss größere Distanzen überwinden. Dies ist sichtbar an kleinen Waben im CP 1000, die die größeren verbinden. Da dies mit erhöhtem Energieaufwand verbunden ist, ist die Bruchzähigkeit ebenfalls höher. Dies wurde bei CP 1000 gefunden Die Bruchzähigkeit sinkt, wenn der Riss parallel zur Walzrichtung orientiert ist. Das Aussehen der Bruchfläche ändert sich von Scherlippen zu einer flachen, normal zur Bruchfläche ausgerichteten Oberfläche. Sie weist teilweise tiefe, straßenartig angeordnete Wabenreihen auf. Ähnliche Erkenntnisse wurden von Kolednik et al. [24] für austenitisch-ferritische Duplexstähle gefunden.

Wenn der Hauptteil der Schädigung, wie im DP 1000 angenommen, hauptsächlich vom Grundgefüge, also den Martensit/Ferrit Grenzflächen ausgeht, sollte der Einfluss der Walzrichtung auf das Aussehen der Bruchfläche und die Bruchzähigkeit geringer sein. Dies ist für den DP 1000 der Fall. Die makroskopische Bruchform ändert sich im Gegensatz zum CP 1000 nicht. Beide Orientierungen brechen in durchgehend schräger Scherform. Mikroskopisch ist allerdings auch im DP 1000 in der Längsorientierung eine stärkere Straßenstruktur der Waben zu erkennen. Grund hierfür ist einerseits die nicht ideal isotrope in-plane Martensit/Ferrit Verteilung und die auch im DP 1000 vorhandenen, in Walzrichtung straßenförmigen, (nichtmetallische) Einschlüsse.

Einfluss der globalen Dreiaxialität auf die Bruchart (mikroduktile/spröde) Hier soll der Einfluss des globalen Spannungs - Dehnungszustandes auf die Bruchart besprochen werden. Im allgemeinen zeigen beide Stähle einen mikroduktilen Bruch. Im DP 1000 gibt es allerdings Unterscheide zwischen Zug- und Bruchmechanikversuch. In den Zugproben wurden keine Sprödbbruchanteile gefunden, in den C(T) Proben allerdings schon. Sie treten vereinzelt in Form eines transkristallinen Spaltbruchs im Flachbruchbereich auf, wobei angenommen wird, dass es sich um gebrochenen Martensit handelt.

Der Grund für das Auftreten von Sprödbbruch in der C(T) Probe ist die, durch Geometrie (Riss) und Belastungsart hervorgerufene höhere (globale) Dreiaxialität im Flachbruchbereich.

In der Zugprobe sind hingegen bis auf den Bereich in Probenmitte (in abgeschwächter Form) keine solcher Stellen wesentlich erhöhter (globaler) Dreiaxialität vorhanden. Daher findet man hier keinen Sprödbbruch.

Die geringe Probendicke wirkt in beiden Geometrien abschwächend auf die Dreiachsigkeit, da dadurch die Verformung in Dickenrichtung ermöglicht wird.

Geometrie und Belastungsart haben also wesentlichen Einfluss auf das Bruchverhalten eines Werkstoffes. Daher müssen in der Praxis, beispielsweise beim Formen von komplexen Bauteilen, die Bereiche mit dem ungünstigen Spannungszustand berücksichtigt werden.

7.3.3 Weitere Erkenntnisse zum Bruchmechanismus anhand DP 600 und CP 1200

Geringerer Martensitanteil - DP 600 Der DP 600 zeigt wesentlich größere Poren/Waben als der DP 1000. Dies ist einerseits Folge der größeren Korngröße, andererseits des verringerten Martensitgehalts, da die Wabengröße grundsätzlich mit dem Abstand und der Verteilung von „Teilchen“ (hier Martensitkörner) im Hauptgefüge abhängt [65]. Im DP 1000 sind durch den hohen Martensitgehalt zahlreiche kritische Stellen für Poreninitiierung vorhanden (siehe Kap. 7.5). Die Poren im DP 600 entstehen zwar qualitativ an denselben Stellen wie im DP 1000, sind aber aus oben genannten Grund weniger häufig. Da die Umgebung der Poren hauptsächlich aus weichem Ferrit besteht ist auch die Dehnungsbehinderung und Dreiachsigkeit weniger stark. Daher können sie weiter wachsen bevor sie koalysieren und es wird nach Auftreten der ersten Schädigung ein beträchtliches Maß an Einschnürung erreicht.

Unter der Bruchfläche sind zahlreiche Poren sowohl im Grundgefüge (Martensit/Ferrit Grenzflächen) als auch an (nichtmetallischen) Einschlüssen erkennbar. Sie entstehen also, ähnlich wie im DP 1000 ungefähr gleichzeitig. Ähnlich wie der DP 1000 zeigt der DP 600 daher eine sehr homogene, gleichmäßige Wabengröße und -verteilung.

Martensitische statt bainitische Matrix - CP 1200 Trotz der martensitischen Mikrostruktur bricht der CP 1200 im Zugversuch gänzlich und im Bruchmechanikversuch zum großen Teil mikroduktile und nicht spröd. Der mikroduktile Bruch im Zugversuch wird von der geringen Dreiachsigkeit aufgrund der Dünnheit der Proben bewirkt. Im Gegensatz zum DP 1000 wurden nicht einmal im Flachbruchbereich der C(T)-Proben spröde Anteile gefunden. Dies hängt mit der durch die Mikrostruktur verursachten lokalen Dreiachsigkeit zusammen. Da keine scharfen Übergänge von weichen zu harten Phasen vorhanden sind, sind Stellen hoher lokaler Dreiachsigkeit nicht sehr häufig.

Das Verhalten des CP 1200 im Bruchmechanikversuch zeigt interessante Besonderheiten. Nach anfänglich stabilem, mikroduktilem Risswachstum beginnt eine Art semistabiles Risswachstum. Der Riss bricht instabil über einige Zehntelmillimeter und stoppt dann wieder. Der Vorgang wiederholt sich in unregelmäßigem Abstand. Die Bereiche instabilen Risswachstums weisen transkristallinen Sprödbbruch auf, jene Bereiche, wo der Riss stoppt sind durch mikroduktilem Bruch gekennzeichnet. Im Flachbruchbereich vor einer Risspitze beträgt die maximale Spannung $3-5\sigma_{ys}$. Durch die Verfestigung bei der Verformung, kann offensichtlich die kritische Spaltbruchspannung erreicht werden, sodass transkristalliner Spaltbruch auftritt.

Die Wabengröße ist, verglichen mit CP 1000 (und auch DP 1000) vor allem im Flachbruchbereich größer. Dies kann der größeren Korngröße des CP 1200 zugeordnet werden.

Ähnlich wie im CP 1000 sind auf der Bruchfläche deutlich zwei oder mehr Porengenerationen zu erkennen. Gleichzeitig sind unter der Bruchfläche sehr wenige Poren im Grundgefüge aber einige an (nichtmetallischen) Einschlüssen erkennbar. Zudem ist der Unterschied zwischen Längs- und Querorientierung groß. Dies lässt auf ein einschlussorientiertes Bruchverhalten

schließen.

7.4 Bruchinitiierungszähigkeit

7.4.1 Allgemeine Bemerkungen zur Bruchinitiierungszähigkeit

Die Bruchinitiierungszähigkeit wird von der Mikrostruktur, der Temperatur, Belastungsgeschwindigkeit und dem Umgebungsmedium beeinflusst [65, 51]. Diese Arbeit konzentriert sich auf den Einfluss der Mikrostruktur, die restlichen Faktoren wurden konstant gehalten. Ein wichtiger struktureller Einflussfaktor ist das Vorhandensein von Teilchen oder in diesem Fall Körnern zweiter Phase. Ihre Eigenschaften, Form und Verteilung bestimmen den Zeitpunkt der Poreninitiierung und die Häufigkeit der Poreninitiierungsstellen und somit die Bruchzähigkeit.

Neben den Teilchen zweiter Phase spielt auch die Korngröße eine wichtige Rolle. Mit abnehmender Korngröße nimmt die Bruchinitiierungszähigkeit üblicherweise zu [65].

Die Bruchzähigkeit K_{IC} von Stahl getestet in konventionellen Bruchmechaniktests reicht von 20 bis 300 MPa \sqrt{m} [65]. Dies entspricht einem kritischen J -Integral von umgerechnet 2-400 kJ/m². Die Bruchinitiierungswerte der in dieser Arbeit getesteten Stähle liegen im Bereich von 50 - 300 kJ/m² und decken somit beinahe den gesamten Bereich der Stähle ab. Dies zeigt das Multiphasenstähle bezüglich ihrer Bruchzähigkeit keinesfalls als homogene Gruppe betrachtet werden dürfen und dass bei einer Abschätzung der Bruchzähigkeit die jeweilige Mikrostruktur beachtet werden muss.

7.4.2 Unterschied zwischen Dual- und Complexphasenstählen

Anhand von DP 1000 und CP 1000 kann der unterschiedliche mikrostrukturelle Einfluss auf die Bruchinitiierungszähigkeit zwischen DP- und CP-Stählen gut dargestellt werden. Obwohl die Festigkeiten und Dehnungen im Zugversuch ähnlich sind, zeigt der DP 1000 mit $J_C=64$ kJ/m² weniger als ein Viertel der Bruchinitiierungszähigkeit von CP 1000 mit $J_C=288$ kJ/m² (für die Längsproben).

Festigkeit und Bruchzähigkeit hängen üblicherweise indirekt proportional zusammen (Abb. 7.2). DP 600 zeigt mit 260 kJ/m² (Längsprobe) zwar einen ähnlich hohen Wert für J_C wie der CP 1000, bezogen auf seine niedrige Festigkeit ist der Wert allerdings gering. Das umgekehrte ist der Fall für CP 1200. Er zeigt bezogen auf seine Festigkeit einen sehr hohen Wert für J_C mit 172 kJ/m². Es ist daraus ein „Zweifamilienverhalten“ abzuleiten. Die Dualphasenstähle zeigen ein vergleichsweise niedrige Bruchzähigkeit, die Complexphasenstähle eine hohe.

Das maßgebliche Unterscheidungskriterium ist dabei die Mikrostruktur. Die harten Gefügebestandteile in den DP-Stählen erweisen sich als schädlich für die Bruchzähigkeit. In diesem Sinne kann festgestellt werden, dass sich Mehrphasigkeit allgemein negativ auf die Bruchzähigkeit auswirkt. Starke Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften der Phasen fördern Poreninitiierung bei niedrigen kritischen Dehnungen. Gleichmäßige mechanische Eigenschaften der Phasen sind dagegen günstig im Sinne der Bruchzähigkeit.

Es stellt sich also heraus, dass gerade jener Mechanismus (nämlich die Kombination von harten und weichen Phasen), der die hohen Dehnungen bei gleichzeitig hoher Festigkeit im Zugversuch ermöglicht, jener Mechanismus ist, der die Bruchzähigkeit verschlechtert.

Ein Teil der hohen Bruchinitiierungszähigkeit im CP 1000 kann auch der kleineren Struktu-

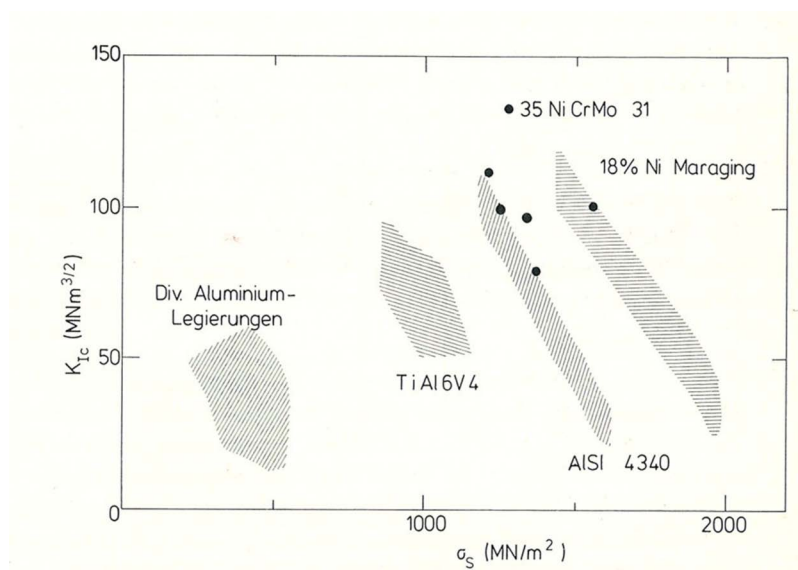


Abbildung 7.2: Zusammenhang von Bruchzähigkeit und Streckgrenze [65]

reinheitsgröße (Bainitplatten) zugeteilt werden. Dies könnte Gegenstand zukünftiger systematischer Untersuchungen sein.

7.4.3 Gibt die Bruchzähigkeit das beobachtete Verhalten während der Umformung wieder?

Die Größe der Bruchzähigkeit J_C spiegelt sehr gut die Problemanfälligkeit bei der Umformung im Falle enger Radien und Kanten wieder. Im Gegensatz zu den Parametern aus dem Zugversuch kann eine klare Vorhersage des Materialverhaltens getroffen werden.

7.4.4 Womit die Bruchzähigkeit korreliert

Lochaufweitungsversuch

Seitens der voestalpine wird der Lochaufweitungsversuch zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens an Kanten verwendet. Es wurde angedacht, dass der Versuch auch zur allgemeinen Beurteilung der Verformungsfähigkeit eines geschädigten Werkstoffes verwendet werden könnte. In dieser Arbeit wurde festgestellt, dass dies für die untersuchten Stähle zulässig ist. Die Bruchzähigkeit korreliert mit der kritischen Lochaufweitung von Proben mit gestanzten Löchern. Die Voraussetzung, dass das Loch gestanzt werden muss hängt zusammen mit den Rissen die dabei eingebracht werden. Sie öffnen sich während des Versuches ähnlich einem Bruchmechanikversuchs in Mode I. Wird das Loch durch Fräsen hergestellt ist die Korrelation unzureichend.

Wahre Bruchdehnung

Die wahre Bruchdehnung, bestimmt aus der Einschnürung der Zugproben, korreliert sehr gut mit J_C . Dies ist überraschend und wurde so noch nicht beobachtet. Ein Grund liegt sicher in der geringen Dicke der Bruchmechanikprobe. Eine schlüssige Erklärung für dieses Verhalten ist allerdings noch offen.

Lochzugversuch

Der Lochzugversuch ist im Grunde dem Lochaufweitungsversuch sehr ähnlich. Es werden bei der Locheinbringung Risse initiiert, die sich bei angelegter Belastung in Mode I öffnen. Der Vorteil des Lochzugversuchs ist seine einfache Durchführung. Schon die Einschnürdehnung aus der technischen Spannungs-Dehnungskurve gibt eine gute Abschätzung des Materialverhaltens. Die Bestimmung der kritischen Lochaufweitungsverschiebung HOD ist allerdings noch relativ aufwendig und mit großem Fehler verbunden. Hier würde sich eine Weiterentwicklung der Versuchstechnik anbieten.

7.4.5 Warum korreliert das beobachtete Verhalten während der Umformung mit der Bruchzähigkeit und nicht mit Parametern aus dem Zugversuch?

Die Schwierigkeiten beim Umformen an engen Radien, Kanten oder sonstigen komplexen Geometrien haben mit mehrachsigen, komplexen Spannungszuständen zu tun, an denen hohe hydrostatischen Spannungsanteile und somit eine hohe (globale) Dreiachsigkeit auftritt. Hohe Dreiachsigkeit führt zu „erleichterter“ Schädigung, also Poreninitiierung, Mikrorissbildung und Risswachstum bei niedrigeren kritischen Dehnungen. Dies wird in der Bruchmechanik gut beschrieben. Einerseits wird durch den Riss ein mehrachsiger Spannungszustand mit hohem hydrostatischen Spannungsanteil in Probenmitte erzeugt und das Materialverhalten eines geschädigten Werkstoffes, der klassische Bereich der Bruchmechanik, wird beschrieben.

Das technische Spannungs-Dehnungsdiagramm ist für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens vor dem Erreichen der Gleichmaßdehnung, also vor dem Einsetzen plastischer Instabilität gut geeignet. Dies ist ein Bereich, der einen uniaxialen Spannungszustand mit geringem hydrostatischen Anteil und geringer Dreiachsigkeit aufweist. Interessant aus Sicht hoher Dreiachsigkeit und Schädigung wird erst der Bereich der Einschnürung. Poren und Risse entstehen aber erst hier. Diesem Bereich wird bei der standardisierten Auswertung von Zugversuchsproben unzureichend Rechnung getragen.

Ein wirklich aussagekräftiger Parameter aus dem Zugversuch ist demnach die wahre Dehnung im Bereich nach der Gleichmaßdehnung. Für diesen Bereich existieren allerdings nur Näherungslösungen und diese nur für zylindrische Proben. Für rechteckige Querschnitte wurden erst einige wenige, numerische Studien zur Lösung dieses Problems durchgeführt [68]. Unter diesen Umständen bleibt nur die Bestimmung der wahren Bruchdehnung direkt aus der Probeneinschnürung als Möglichkeit der Beurteilung. Es wurde gezeigt, dass die wahre Bruchdehnung das Bruchverhalten gut beschreiben kann.

7.5 Lokales Verformungsverhalten

7.5.1 Allgemeines zum Verformungsverhalten

Die Verformung auf mikrostruktureller Ebene verläuft immer inhomogen [36, 42], auch wenn makroskopisch ein gleichförmiger Dehnungszustand, zum Beispiel im Bereich unter der Gleichmaßdehnung, herrscht. Es entsteht ein Netzwerk aus unterbrochenen Verformungsbändern mit Bereichen niedriger Dehnung dazwischen.

Der Grad der Dehnungskonzentrationen, sowie die Position, Häufigkeit und räumliche Anordnung der höchst- und niedrigst-gedehnten Bereiche kann auf verschiedene Einflussfaktoren zurückgeführt werden.

Der erste Einflussfaktor ist die Polykristallinität. Aus der unterschiedlichen Orientierung

der Körner zur Hauptverformungsrichtung resultieren unterschiedliche Schmidfaktoren und somit kritische Schubspannungen für Versetzungsbewegung. Diese bewirken in Kombination mit den spezifischen Nachbarschaftsverhältnissen, lokal unterschiedliche Spannungs- und Dehnungszustände.

Der zweite Einflussfaktor ist die Anwesenheit von Teilchen oder Körnern zweiter Phasen mit einem Unterschied in den mechanischen Eigenschaften. Harte, hochfeste Phasen lassen sich schwerer plastisch verformen als weiche, niedrigfeste. Härte, Festigkeit, Volumsanteile und Verteilung der Phasen beeinflussen die Verformung und somit den Grad der Dehnungskonzentration stark.

Daneben sind noch die Korngröße, eine etwaige Textur, ein gerichtetes Gefüge oder die chemische Zusammensetzung zu berücksichtigen.

Diese strukturellen Eigenschaften müssen im Zusammenhang mit dem globalen Spannungszustand des Bauteiles betrachtet werden. Dieser hängt von Bauteilgeometrie (Bauteildicke, Kerben, Löcher...) und der Belastungsart (Zug, Biegung, Torsion...) ab. Daraus ergeben sich Spannungszustände mit unterschiedlich hoher globaler Dreiachsigkeit. Eine hohe Dreiachsigkeit erschwert die Verformung und ermöglicht Porenbildung bei niedrigerer kritischer Dehnung.

All diese Faktoren ergeben eine material- und positionsspezifische Verformungs- und Schädigungsverteilung.

7.5.2 Grundlegende Erkenntnisse bezüglich des lokalen Verformungsverhaltens in DP- und CP-Stählen am Beispiel von DP 1000 und CP 1000

Der Unterschied zwischen den beiden Stählen ist der Grad der Dehnungskonzentration und die Häufigkeit, Form und Verteilung der höchst- und niedrigst-gedehnten Bereiche, der „Hot and Cool Spots“.

Der Grad der Dehnungskonzentration ist im DP 1000 wesentlich höher als im CP 1000. Ein wesentlicher Grund hierfür ist der starke Unterschied der mechanischen Eigenschaften von Ferrit und Martensit, der dazu führt, dass Ferrit sich stärker und Martensit sich weniger dehnt als die globale Dehnung [37]. Im CP 1000 sind die mechanischen Eigenschaften der Phasen ähnlich, scharfe Übergänge von hart zu weich sind sehr selten. Sehr harte Gefügebestandteile sind, abgesehen von der Karbiden, nur vereinzelt vorhanden, ebenso sehr weiche. Dies führt zu einer gleichmäßigeren Verteilung der Dehnung auf die verschiedenen Phasen. Die Karbide beeinflussen den Grad Dehnungskonzentration bei niedrigen Dehnung nicht stark. Grund hierfür ist, dass die meisten Karbide klein sind im Vergleich zur Korngröße und meist innerhalb eines Kornes liegen. Sie haben die Möglichkeit sich auszurichten und „mitschwimmen“. Es gilt: je kleiner umso weniger Einfluss auf die lokale Dehnung. Erst bei sehr hohen Dehnungen kurz vor Bruch, spielen sie eine Rolle bei der Porenbildung. Dieser Bereich wurde allerdings nicht näher untersucht.

Zusätzlich könnte die etwas geringere Struktureinheit (Bainitplatten) des CP 1000 einem höheren Grad an Dehnungskonzentration entgegenwirken.

DP 1000 und CP 1000 unterscheidet nicht nur der Grad der Verformungskonzentration, sondern auch Häufigkeit und Verteilung der „Hot und Cool Spots“. Die Dichte dieser höchst- und niedrigstgedehnten Bereiche ist bei gleicher globaler Dehnung im DP 1000 wesentlich höher als im CP 1000. Zudem zeigen diese Bereiche im DP 1000 beträchtlich höhere absolute Dehnungen als im CP 1000.

Die spezifische Mikrostruktur des DP 1000 führt also zu kleinen, aber in großer Anzahl vor-

handene Dehnungskonzentrationen, in denen ein Vielfaches der globalen Dehnung erreicht wird.

Das Dehnungsmuster im CP 1000 zeigt bei gleicher globaler Dehnung weniger und weniger hoch gedehnte Dehnungskonzentrationen. Dieses Verhältnis zwischen den beiden Stählen bleibt beim nächsthöheren Dehnungsschritt, knapp unter der Gleichmaßdehnung erhalten. Dies bedeutet, dass bei Gleichmaßdehnung im DP 1000 zahlreiche, kritische Stellen für Poreninitiation vorhanden sind und im CP 1000 wenige. Bei Überschreiten der kritischen Dehnung für Poreninitiation, setzt die Schädigung im DP 1000 an zahlreichen Stellen gleichzeitig ein und im CP 1000 an wenigen, wenn überhaupt (möglicherweise passiert bei der Gleichmaßdehnung erst die Porenbildung an nichtmetallischen Einschlüssen).

Dies ist zum Beispiel sichtbar im Unterschied der Porendichte unter der Bruchfläche und führt dazu, dass der DP 1000 nach Einsetzen der ersten Schädigung viel schneller und mit weniger Einschnürung versagt als der CP 1000.

7.5.3 Weitere Erkenntnisse über das lokale Verformungsverhalten durch den Vergleich mit DP 600 und CP 1200

Geringerer Martensitanteil - DP 600

Aus dem Vergleich zwischen DP 1000 und DP 600 ist die Wirkung eines geringeren Martensitanteils und die einer größeren Korngröße auf das Dehnungsmuster nachvollziehbar.

Der DP 600 zeigt im Vergleich zum DP 1000 ein größeres Dehnungsmuster. Dieses ist Folge der ungestörten Dehnungsbandausbildung im Ferrit. Da der Martensitanteil geringer ist, ist sein Einfluss auf das Dehnungsmuster weniger dominant wie im DP 1000. Innerhalb des Ferrit übt hauptsächlich die Kornorientierung einen Einfluss auf das Dehnungsmuster aus. Die Verformungsbänder verlaufen über weite Bereiche gerade und ungestört.

Martensitkörner stellen allerdings weiterhin ein Hindernis für die Verformung dar und sind Auslöser für Dehnungskonzentrationen. Da ihr Anteil aber geringer ist und sie meist inselförmig und nicht als Kornverbunde auftreten, sind die entstehenden Dehnungskonzentrationen weniger kritisch. Durch die hauptsächlich ferritische Umgebung ist die Verformung wenig behindert. Die lokale Dreiaxialität ist, bis auf die unmittelbare Nähe des auslösenden Martensitkorns gering. Dehnungsgradienten sind weniger steil und Dehnungskonzentrationen können sich räumlich über größere Bereiche abbauen. Daher sind die höchstgedehnten Bereiche im DP 600 durchschnittlich größer als im DP 1000. Die weniger eingeschränkte Verformung führt weiter dazu, dass sich Martensitkörner in eine günstige Lage drehen. Im DP 1000 ist dies aufgrund des einerseits geringen Ferritanteils und andererseits der teilweise zusammenhängenden Martensitkörner schwer möglich. Ein „Schwimmen“ der Martensitkörner im Ferrit ist im DP 1000 nicht möglich, im DP 600 schon.

Nichtsdestotrotz befinden sich Dehnungshöchstwerte im DP 600 im Bereich jener des DP 1000. Dies ist zum Teil Folge der geringeren lokalen Spannungsdreiaxialität: Es kann mehr Dehnung aufgebracht werden ohne die kritische Dehnung für Poreninitiation zu erreichen.

CP 1200 - Änderung der Phase

Die Mikrostruktur des CP 1200 unterscheidet sich wesentlich von jener des CP 1000. Die dominierende Phase ist Martensit statt Bainit und die Korngröße beträgt circa das doppelte jener des CP 1000. Trotz dieser Unterschiede weist der CP 1000 eine ähnlich homogene Dehnungsverteilung auf. Der Grad der Verformungskonzentration ist in beiden Stählen gleich. Die räumliche Verteilung ist allerdings, ähnlich wie im DP 600 größer als im CP 1000 und

Dehnungsgradienten sind geringer. Dies ist vor allem Folge des Korngrößenunterschieds. Der Einfluss der Martensitlatten auf das Dehnungsmuster ist deutlich sichtbar: Die Verformungsbänder passen sich an die Lattenorientierung an.

CP1200 - Majoritätsphase: hart, Minoritätsphase: weich

Die randentkohlte Zone des CP 1200 zeigt die umgekehrte Mikrostruktur des DP 600: 20% Ferrit und 80% Martensit. Anhand dieses Beispiels kann der Einfluss einer weichen Inklusion in einer harten Matrix beurteilt werden. Es zeigt sich in der statistischen Dehnungsverteilung sofort der charakteristische Verlauf eines Werkstoffes mit stark unterschiedlichen Phasen. Während die Dehnung im Inneren der Probe homogen verteilt ist, ist sie in der randentkohlten Zone ähnlich stark konzentriert wie in den DP Stählen. Dies ist aus Sicht der Dehnungskonzentrationen schlecht bezüglich der Schädigungsresistenz, wobei dies noch genauerer Untersuchungen bedarf, da von anderer Seite auch positive Auswirkungen von weichen Inkusionen in harter Matrix berichtet wurden [65].

7.5.4 Wo entstehen Dehnungskonzentrationen?

Für alle Stähle gilt, dass hohe Dehnungskonzentrationen makroskopisch an Dehnungsband-schnittpunkten und mikroskopisch an oder nahe Hart- und Weichphasengrenzflächen entstehen. Hier wird die weiche Phase durch die Verformungsinkompatibilität gezwungen sich stärker zu dehnen.

Im DP 1000 sind unzählige solcher Übergänge vorhanden. Dehnungskonzentrationen entstehen dort im Ferrit an oder nahe Martensit/Ferrit Korngrenzen. Es gilt zu bedenken, dass genau diese Stellen, meist auch Bereiche hoher Spannungsdreiaxsigkeit sind. Das heißt, dass an diesen Stellen die kritische Dehnung für Poreninitiierung geringer ist.

Auch im DP 600 entstehen die meisten Dehnungskonzentrationen im Ferrit an oder nahe Martensitkörnern. Ein Unterschied zum DP 1000 ist allerdings dass die lokale Spannungsdreiaxsigkeit aufgrund des geringeren Martensitgehalts und der dadurch hauptsächlich ferritischen Umgebung, nicht so hoch ist.

Ein steigender Martensitanteil hat daher einen negativen Einfluss auf das Schädigungsverhalten, wobei eine Maximum der „Schädlichkeit“ bei einem Verhältnis 50 Martensit/50 Ferrit erwartet werden kann.

Zusätzlich zum Anteil des Martensits ist auch seine Form, Größe und Verteilung wichtig für die Entstehung von Dehnungskonzentrationen. Läge der Martensit in Form von ideal polygonalen Körnern vor und wäre er ideal mit dem Ferrit durchmischte würde dies die Entstehung von Dehnungskonzentrationen abmildern. Tatsächlich liegt er allerdings in unregelmäßig geformten Körnern oder Kornagglomerationen vor, die zudem noch eine gebänderte Struktur aufweisen.

Auch die Art des Martensits spielt eine Rolle. So ist der Übergang zwischen unangelassenem Martensit zu Ferrit kritischer als der Übergang von angelassenem Martensit zu Ferrit. Im Falle des DP 1000 bildet sich aber gerade in den Aussenbezirken der Martensitagglomerationen unangelassener Martensit, also genau an der Grenze zu Ferrit. Dies wirkt verschärfend auf die Bildung von Dehnungskonzentrationen.

Die Dehnung im CP 1000 ist zwar viel diffuser verteilt, die Positionen zur Entstehung von Dehnungskonzentrationen sind allerdings qualitativ dieselben. So entstehen Dehnungskonzentrationen meist im Bainit an Martensitkornengrenzen oder selten an großen (bainitischen) Karbiden. Martensit und Karbide liegen aber meist inselförmig vor und sind außerdem klein

und in geringer Anzahl vorhanden. Sie bewirken also keine so große Spannungsdreiaxialität wie die Martensitagglomerate im DP 1000. Daher sind sie bezüglich Poreninitiierung weniger kritisch zu betrachten. Aufgrund der allgemein gleichmäßiger verteilten Dehnung wird in den Dehnungskonzentrationen auch eine nicht so hohe lokale Dehnung erreicht wie im DP 1000. Dieselben Überlegungen gelten für CP 1200.

Eine weiterer Vorteil für den CP 1000 könnte seine (Sub)Kornstruktur sein. Die Bainitkörner im CP 1000 weisen durch die Bainitplatten eine Unterstruktur auf. Dadurch ist die Einheitsgröße des Gefüges feiner.

7.6 Die perfekte Mikrostruktur

Dieses Ergebnisse zeigt für die Optimierung von Dehnung, Festigkeit und Bruchzähigkeit im Umformprozess folgende Wege auf:

1. „Bending Type“ Stahl: Für Umformoperationen, die makroskopisch inhomogen Spannungszustände mit stellenweise hoher Spannungsdreiaxialität aufweisen und in denen ein hoher Widerstand gegen Schädigung vorhanden sein muss, wie an engen Radien oder Kanten. Die Phasen der Mikrostruktur dürfen keine scharfen Übergänge von mechanisch sehr harten zu mechanisch sehr weichen Phasen aufweisen.
2. „Drawing Type“: Für Umformoperationen, die makroskopisch homogene Spannungszustände ohne Stellen ausgeprägter Spannungsdreiaxialität aufweisen und hohe Dehnungen ohne Einschnürung erfordern. Für das Erreichen größtmöglicher Gleichmaßdehnung müssen harte und weiche Gefügebestandteile kombiniert werden. Schädigung darf nicht einsetzen.
3. „Allrounder“: Für Umformoperationen, die gleichzeitig hohe Gleichmaßdehnung und hohen Widerstand gegen Schädigung erfordern. Ein „Allrounder“ muss aus Kompromissen zwischen Bending und Drawing Type entstehen. Mikrostrukturelle Gradienten von Härte und Festigkeit müssen auf die gewünschten Belastungssituationen abgestimmt sein. Für die bestmöglichen Ergebnisse müssen auch Kornform- und -anordnung optimiert werden.

8

Zusammenfassung

Gegenstand dieser Arbeit ist das Bruch- und Verformungsverhalten von Multiphasenstählen. Zu ihnen gehören die Gruppe der Dualphasen (DP)- und die der Complexphasenstähle (CP).

DP-Stähle bestehen aus den mechanisch sehr unterschiedlichen Phasen Ferrit und Martensit. Sie zeigen sehr gute Dehnungseigenschaften bei gleichzeitig hoher Festigkeit, neigen aber während der Umformung zu Rissbildung an engen Radien und Kanten. CP-Stähle bestehen aus mehreren mechanisch ähnlichen Phasen mit Bainit oder Martensit als Matrixphase. Sie weisen gegenüber den DP-Stählen bei etwas geringerer Dehnung eine höhere Widerstandsfähigkeit gegen Rissbildung während der Umformung auf und dies, obwohl sie im Zugversuch sehr ähnliche Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen. Dieser ist also zur Vorhersage des Bruch- und Verformungsverhaltens nur bedingt geeignet.

Ziel dieser Arbeit war, ein umfassendes Verständnis bezüglich dem Zusammenhang zwischen Mikrostruktur und Umformverhalten zu erarbeiten und Hinweise zu verbessertem Mikrostrukturdesign im Sinne einer optimalen Kombination aus Dehnung, Festigkeit und Umformverhalten zu erlangen. Weiters soll ein aussagekräftiger Parameter zur Beschreibung des Bruch- und Verformungsverhaltens gefunden werden.

Es wurden zwei DP- und zwei CP-Stähle mit unterschiedlichen Mikrostrukturen und Festigkeiten in Form von circa 1.5 mm dicken Blechen untersucht. Als Referenzstähle dienten ein DP- und ein CP-Stahl mit der gleichen chemische Zusammensetzung und ähnlichen Spannungs-Dehnungskurven ($R_m \approx 1000$ MPa). Zwei weitere Stähle höherer und niedrigerer Festigkeit wurden mit ihnen verglichen.

Die Charakterisierung der unterschiedlichen Verhaltensweisen erfolgte mittels der Kombination zweier Ansätze: einem bruchmechanischen Ansatz mittels der Bestimmung des kritischen J-Integrals und der Studie der lokalen Verformungen.

Das Bruchverhalten wurde mit einem auf dünne Bleche angepassten Bruchmechaniktest und weiteren konventionellen mechanischen und technologischen Tests, wie dem Zug-, Schwertbiege- und Lochzugversuch beschrieben. In Kombination mit Schädigungs- und Bruchflächenanalysen im Rasterelektronenmikroskop wurden Zusammenhänge zwischen Mikrostruktur und Bruchverhalten analysiert. Es wurde festgestellt, dass die Bruchzähigkeit J_C im Gegensatz zum Zugversuch und anderen Prüfmethode, das unterschiedliche Verhalten der Stähle bei

der Umformung widerspiegelt. Weiters wurde gefunden, dass J_C mit der kritischen Lochaufweitung von gestanzten Lochaufweitungsproben und mit der wahren Bruchdehnung korreliert. Diese einfach zu ermittelnden Kennwerte können also zur groben Abschätzung der Bruchzähigkeit und somit als Vorhersage des Bruch- und Verformungsverhaltens herangezogen werden.

Weiters zeigte sich, dass Mehrphasigkeit in Bezug auf die Bruchzähigkeit kritisch zu sehen ist. Ihr Einfluss ist vor allem bei ausgeprägten mechanischen Unterschieden der Phasen schädlich. Hierbei ist ein deutliches „Familienverhalten“ sichtbar: Die DP Stähle weisen bei gleicher Festigkeit eine wesentlich geringere Bruchzähigkeit auf als die Complexphasenstähle.

Wichtige Faktoren, die diesen Sachverhalt beeinflussen, konnten mittels der Studie der lokalen Verformungen gefunden werden. So zeigte sich, dass die Dehnung in DP-Stählen auf mikrostruktureller Ebene wesentlich stärker konzentriert ist als in CP-Stählen. Außerdem weisen DP-Stähle, bedingt durch ihre Mikrostruktur, eine höhere Dichte an schädigungsanfälligen Bereichen auf. Dies sind Stellen hoher lokaler Dreiachsigkeit. Sie treten meist in der weichen Phase direkt an oder in der Nähe zu Grenzflächen mit der harten Phase auf, wobei Anteil, Form und Anordnung der harten Phase (meist Martensit) von besonderer Bedeutung sind. Ein hoher Martensitanteil, unregelmäßige, verzweigte Kornformen oder Kornagglomerationen und eine gebänderte Mikrostruktur sind dabei besonders ungünstig. Aus diesen Erkenntnissen resultiert, dass bei gleicher globaler Dehnung lokal in DP-Stählen höhere Dehnungen vorhanden sind, als in CP-Stählen und, dass bei Erreichen kritischer Dehnungen für Poreninitiierung in den DP-Stählen Schädigung an unzähligen Stellen in der Mikrostruktur gleichzeitig auftritt und somit zu baldigem Versagen führt, während die Schädigung in CP-Stählen an wenigen Stellen beginnt und der Stahl sich bis zum Bruch noch beträchtlich weiter verformen kann. Dies ist ein wichtiger Grund für die schlechte Bruchzähigkeit in DP-Stählen und dem problematischen Verhalten während der Umformung an engen Radien und Kanten.

Abbildungsverzeichnis

2.1	A ₈₀ Norm-Zugprobe [48]	9
2.2	Definition von Längs- und Querorientierung	10
2.3	Definition der Bruchfläche A_{Bruch} und der ursprünglichen Fläche A_0 . Die Bestimmung erfolgte unter dem Bruchwinkel β	10
2.4	Schwertbiegeversuch [48]	11
2.5	Lochaufweitungsversuch [48]	12
2.6	(a) zeigt die Geometrie der Lochzugprobe und (b) die Berechnung von „HOD“	13
2.7	Bruchkriterien	14
2.8	Probenabmessungen und plastische Zone, a_0 ist die Anfangsrisslänge, b_0 Anfangsligament und B Probendicke	14
2.9	Bestimmung von J_{IC} (nach ASTM 1820-08 [53]) und J_i	16
2.10	Die Rissverlängerung wurde anhand 5 äquidistanter Linien ausgemessen. . .	18
2.11	Stationen des Risswachstums. COD_i („Crack tip opening displacement“) ist die Rissöffnungsverschiebung bei der ersten Rissverlängerung.	19
2.12	Typischer Verlauf des Risswiderstandes	20
2.13	Abmessungen (a) und Orientierung zur Walzrichtung (b) der Compact Tension Proben. Es wurden Proben in „Längs-“ und in „Querorientierung“ geprüft.	21
2.14	Messaufbau bruchmechanische Prüfung	21
2.15	Ausbeulschutz. Mit a) konnte das Ausbeulen am Ligamentende nicht verhindert werden. Es hat allerdings den Vorteil einer einfacheren Handhabung. Mit b) konnte Ausbeulen in hohem Maße verhindert werden.	23
2.16	Beispiel für Matching. Links die unverformte Mikrostruktur, rechts die verformte. Zwei idente, homologe Punkte sind in beiden Bildern angezeichnet.	24
2.17	Einfluss des Dehnungsintervall auf die Kurvenbreite anhand des Beispiels von CP 1000	27
2.18	Geometrie und Abmessungen der in-situ Proben, beide Proben haben Längsorientierung	27
2.19	Versuchsaufbau (a) und Position der untersuchten Stelle (b)	29
3.1	zeigt die Mikrostruktur des DP 1000. In a) ist die Bänderung sichtbar, b) und c) zeigen Form und Verteilung von Martensit und Ferrit. Ferrit ist dabei mit 1 gekennzeichnet, angelassener Martensit mit 2 und nicht angelassener Martensit mit 3.	32
3.2	Unterschiede zwischen angelassenem und nicht angelassenem Martensit in DP 1000	33
3.3	Inverse Polfiguren von DP 1000	34
3.4	KAM und IQ Karten von DP 1000, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.3 . .	34

3.5	zeigt die Mikrostruktur des DP 600. In a) ist die Bänderung sichtbar, b) und c) zeigen Form und Verteilung von Martensit und Ferrit. Ferrit ist dabei mit 1 gekennzeichnet, angelassener Martensit mit 2 und nicht angelassener Martensit mit 3.	35
3.6	Inverse Polfiguren von DP 600	36
3.7	KAM und IQ Karten von DP 600, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.6 . . .	36
3.8	zeigt die Mikrostruktur des CP 1000. In a) ist die Bänderung sichtbar. In b) und c) sind mögliche Interpretationen der Ätzungen dargestellt. Die Zahlen stehen für folgende Phasen: 1 Ferrit, 2 angelassener, 3 nicht angelassener Martensit, 4 oberer, 5 unterer Bainit, 6 karbidfreier Bainit, 7 Restaustenit .	38
3.9	Inverse Polfiguren CP 1000	39
3.10	KAM und IQ Karten von CP 1000, gleicher Ausschnitt wie in Abb. 3.9 . .	39
3.11	Direkter Vergleich von Polfigur- und Image Quality Aufnahmen von DP 1000 und CP 1000	40
3.12	Der CP 1200 besteht hauptsächlich aus angelassenem Martensit.	42
3.13	KAM und IQ Karten von CP 1200	43
4.1	Spannungs- Dehnungsdiagramm von DP 1000 und CP 1000	46
4.2	Schliffpositionen	48
4.3	Darstellung der Bruchwinkel α und β	49
4.4	Vergleich der Bruchflächen aller Zugproben bei unterschiedlicher Vergrößerung (Längsproben)	50
4.5	Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im DP 1000 (Längsprobe)	51
4.6	Vergleich der Bruchflächen von DP 1000 und CP 1000 mit Details von Probenmitte bis Probenrand	52
4.7	Ausschnitt der Bruchfläche von Probenmitte und Probenrand, Vergleich von DP 1000 und CP 1000	53
4.8	Porenpositionen in DP 1000 (Längsprobe)	53
4.9	Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im CP 1000 (Längsprobe)	54
4.10	Porenpositionen in CP 1000 (Längsorientierung)	55
4.11	Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im DP 600 (Längsprobe)	56
4.12	Bruchfläche von DP 600 in Probenmitte (Längsprobe)	56
4.13	Porenpositionen in DP 600 (a) und nichtmetallische Einschlüsse in der Nähe der Bruchfläche (Längsprobe)	57
4.14	Typischer Bruchverlauf (a) und Längsschliff (b) aus dem mittleren Bereich von (a) im CP 1200 (Längsprobe)	59
4.15	Bruchfläche von CP 1200 in Probenmitte (Längsprobe)	59
4.16	Porenpositionen in DP 1200 (a) und nichtmetallische Einschlüsse in der Nähe der Bruchfläche (Längsprobe)	60
4.17	Lochaufweitung der gestanzten Lochzugproben für DP 1000 und CP 1000 .	62
4.18	Bruch in Schwertbiegeproben	63
4.19	Vergleich von DP 1000 und CP 1000: Spannungs-Dehnungsdiagramm. Die Werte für A_E^{LZ} sind im CP 1000 wesentlich höher als im DP 1000.	64
5.1	DP 1000: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung	68

5.2	J- Δ a Kurven bestimmt in Einprobenversuchen für längsorientierte Proben .	69
5.3	DP1000: COD_i bestimmt in Probenmitte, Längsprobe. (a) zeigt 3D-Rekonstruktionen von zusammengehörigen Stellen auf oberer und unterer Bruchfläche an der Stelle der Rissinitiierung und zwei zusammengehörige Risspfade. (b) zeigt die Höhenprofile für die Risspfade. Daraus wird COD_i bestimmt.	70
5.4	DP 1000: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.	71
5.5	DP 1000: Zusammenhang der Messgrößen während eines Einprobenversuches. Das Abweichen vom linearen Verlauf der jeweiligen Messgröße zeigt die unterste mögliche Grenze für Rissinitiierung an.	72
5.6	CP 1000: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung.	73
5.7	CP1000: COD_i bestimmt in Probenmitte, Längorientierung. (a) zeigt 3D-Rekonstruktion der Bruchoberflächen und zwei zusammengehörige Risspfade, (b) das zusammengesetzte Höhenprofil der Risspfade. Daraus wird COD_i bestimmt.	74
5.8	CP1000: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.	75
5.9	DP 600: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsprobe.	76
5.10	DP 600: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.	77
5.11	CP 1200: J_C Bestimmung im Mehrprobenversuch, Längsorientierung.	78
5.12	CP 1200: Kraft-Weg Kurve eines Versuches. Es sind die Kräfte F_{iu} und F_C eingezeichnet mit denen J_{iu} und J_C berechnet wurden.	79
5.13	Korrelation der Festigkeiten mit J_C	80
5.14	Korrelation der Dehnungen mit J_C	81
5.15	Korrelation der wahren Bruchdehnung $\epsilon_{Bruch,wahr}$ mit J_C	82
5.16	Korrelation maximaler Biegeiwinkels mit J_C	82
5.17	Korrelation maximale Lochaufweitung λ_{max} mit J_C	83
5.18	Korrelation HOD mit J_C , Längsproben	84
5.19	Energiedissipationsrate, plastische Energie und J-Integral	85
5.20	D -Verlauf für DP1000 korreliert mit der Bruchfläche.	86
5.21	D -Verlauf für CP1000 korreliert mit der Bruchfläche	87
5.22	D -Verlauf für DP600 korreliert mit der Bruchfläche	88
5.23	D -Verlauf für CP1200 korreliert mit der Bruchfläche	89
5.24	Die Rissmorphologie bei oder kurz nach der Rissinitiierung ist in (a) dargestellt, nach Ende des Flachbruchbereiches stellt sich Scherbrüche meist in Form von (b) und selten in Form von (c) ein	91
5.25	DP 1000: Normalschliffe mit abnehmender Distanz z vom Probenrand, von einem Versuch der kurz nach der Rissinitiierung gestoppt wurde (Längsprobe).	92
5.26	CP 1000: Normalschliffe mit abnehmender Distanz z vom Probenrand startend, von einem Versuch der kurz nach der Rissinitiierung gestoppt wurde (Längsprobe).	93
5.27	DP 1000: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe. l_{Fl} markiert das Ausmaß des Flachbruchbereiches. Das mittlere Bild zeigt einen Ausschnitt aus dem Flachbruch-, das untere einen Ausschnitt aus dem Scherbruchbereich. Der Pfeil markiert exemplarisch einen Bereich transkristallinen Sprödbruches.	94

5.28	DP 1000: Detail gekennzeichnet durch roten Pfeil aus Abb. 5.27, transkristalliner Sprödbruch	95
5.29	DP 1000: Rissverlauf. Blau markiert Bruch an oder in der Nähe von Ferrit/Martensit Korngrenzen, Rot markiert Bruch zwischen angelassenem Martensit und nicht angelassenem Martensit. An den schwarz punktierten Linien konnte der Rissverlauf nicht nachvollzogen werden.	96
5.30	CP 1000: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe. l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.	97
5.31	CP 1000: Rissverlauf und Porenbildung im CP 1000 in einer Längsprobe. Dies ist ein Detail aus dem Randbereich.	98
5.32	DP 600: Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben einer Längsprobe, l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.	99
5.33	CP 1200 : Bruchoberfläche, Größe, Tiefe und Verteilung der Waben in einer Längsprobe, l_{Fl} zeigt die Länge des Flachbruchbereiches an. Das mittlere Bild ist ein Ausschnitt aus dem Flachbruchbereich, das untere aus dem Scherbruchbereich.	100
5.34	Mischbruch im CP 1200 im Bereich der Haltelinien (Längsprobe)	101
5.35	DP 1000: Einfluss der Walzrichtung auf die Bruchfläche in einer Bruchmechanikprobe. Die Querprobe zeigt eine etwas stärkere Zeiligkeit als die Längsprobe	102
5.36	CP 1000: Einfluss der Walzrichtung auf die Bruchfläche in einer Bruchmechanikprobe. Die Querprobe zeigt ein vollständig verändertes Bruchbild im Vergleich zur Längsprobe. Sie ist sehr stark zeilig gebrochen.	103
5.37	CP 1000: Stereophotogrammetrische Bilder von längs- und querorientierten Proben. Während die Längsprobe (orientierungswechselnde) Scherlippen ausbildet, weist die Querprobe einen flachen, zeiligen Bruchverlauf auf.	104
6.1	DP 1000: (a) Mikrostruktur und Position des Verschiebungsprofils $u_x(x)$, (b) Verschiebungsprofil bei $\epsilon_{global}=8.7\%$, (c) Verschiebungsprofile für steigendes $\epsilon_{global}=8.7\%$	107
6.2	DP 1000: Verschiebungsprofil für $\epsilon_{global} = 3.9\%$ mit der Mikrostruktur korreliert, $u_x(x)$ ist in gelb dargestellt.	108
6.3	DP 1000: Mikrostruktur und zugehörige κ_{xx} -Karte für die niedrige Vergrößerung	109
6.4	DP 1000: Details aus Abb. 6.3 κ_{xx} . Verlauf der Verformungsbänder. Sie befinden sich hauptsächlich im Ferrit (a,b), vereinzelt wurden Bänder geringerer Dehnung auch innerhalb Martensit beobachtet (b).	110
6.5	DP 1000: κ_{yy} -Karte für die niedrige Vergrößerung	111
6.6	DP 1000: Normierte Scherung κ_{xy} für die niedrige Vergrößerung	111
6.7	DP 1000: Normierte Rotation κ_{rot} für die niedrige Vergrößerung	112
6.8	DP 1000: Vergleichsdehnung ϵ_v für die niedrige Vergrößerung	112
6.9	DP 1000: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches bei hoher Vergrößerung	113
6.10	DP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} kombiniert für die hohe Vergrößerung . .	115

6.11 DP 1000: Details zu Abb. 6.14(a), „Hot Spots“ befinden sich meist in Ferrit nahe oder direkt an Ferrit/Martensit Grenzflächen (a,b,c), Martensit bleibt wenig verformt (d)	116
6.12 DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung und statistische Dehnungsverteilung bei niedriger Vergrößerung	117
6.13 DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Vergrößerung	118
6.14 DP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Vergrößerung korreliert mit der Mikrostruktur	119
6.15 DP 1000: „Hot und Cool Spot „ für die ersten beiden Dehnungsschritte bei niedriger Vergrößerung	120
6.16 CP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} -Karte für die niedrige Vergrößerung	121
6.17 CP1000: Position von Dehnungskonzentrationen im Gefüge, Details aus Abb. 6.16, κ_{xx}	122
6.18 CP 1000: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches	123
6.19 CP 1000: Mikrostruktur und κ_{xx} kombiniert für die hohe Vergrößerung . .	124
6.20 CP 1000: Detail aus Abb. 6.19 κ_{xx} , Positionen von „Hot Spots“(a,b,c) und große Bereiche ähnlicher Dehnung (d) sind ersichtlich.	125
6.21 CP 1000: Dehnungsmuster für ersten und zweiten Verformungsschritt bei niedriger Vergrößerung und die statistische Dehnungsverteilungen	127
6.22 CP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung	128
6.23 CP 1000: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung korreliert mit der Mikrostruktur	129
6.24 CP 1000: „Hot und Cool Spot „ für die ersten beiden Dehnungsschritte bei niedriger Vergrößerung	130
6.25 Vergleich der statistischen Dehnungsverteilungen von DP 1000 und CP 1000.	131
6.26 Vergleich der „Hot und Cool Spots“ in DP 1000 und CP 1000 bei niedriger Vergrößerung im erster Dehnungsschritt	132
6.27 DP 600: Mikrostruktur und κ_{xx} Karte für die niedrige Vergrößerung	134
6.28 DP 600: Details aus Abb.6.27 Martensitkörner sind Auslöser für Dehnungskonzentrationen (a,b) aber es sind auch Dehnungskonzentrationen ohne unmittelbare Nähe eines Martensitkorns zu sehen (b)	135
6.29 DP 600: Dehnungsverteilung DP 600 im Vergleich zu DP 1000	135
6.30 DP 600: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches bei hoher Vergrößerung	136
6.31 DP 600: κ_{xx} -Karte für die hohe Vergrößerung für DP 600	137
6.32 DP 600: Details aus Abb.6.31, Positionen für „Hot Spots“ befinden sich zwischen oder nahe Martensitkörner (a,c), aber auch innerhalb ferritischer Bereiche ohne unmittelbare Nähe eines Martensitkornes (b), (b) zeigt feine Dehnungsbänder die zusammen ein breites Verformungsband ergeben.	138
6.33 DP 600: Vergleich der Dehnungsmuster des ersten und vierten Dehnungsschrittes für die niedrige Vergrößerung	139
6.34 DP 600: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung	140
6.35 DP 600: Änderung des Verformungsmusters mit zunehmender Dehnung bei hoher Verformung korreliert mit der Mikrostruktur	141
6.36 DP 600: Vergleich der „Hot und Cool Spots“ für den ersten und vierten Dehnungsschritt bei niedriger Vergrößerung	142

6.37	CP 1200: Mikrostruktur und κ_{xx} für die niedrige Vergrößerung im CP 1200	143
6.38	CP 1200: Dehnungsverteilung im CP 1200	144
6.39	CP 1200: Mikrostruktur des untersuchten Bereiches bei hoher Vergrößerung	144
6.40	DP 600: κ_{xx} -Karte für die hohe Vergrößerung für DP 600	145
6.41	CP 1200: Details zur Dehnungsverteilung der hohen Vergrößerung. In a) ist eine Abhängigkeit des Dehnungsmusters von der Kornorientierung zu erkennen.	146
6.42	CP1200: Unterschiedliche Mikrostrukturen und Dehnungsverteilung für randentkohlten Bereich und Hauptmaterial	147
6.43	CP1200: Dehnungsverteilung in der randentkohlten Zone und im Hauptmaterial	148
6.44	Vergleich aller Stähle: Statistische Dehnungsverteilung des ersten Dehnungsschritts	149
6.45	Vergleich aller Stähle: "Hot und Cool Spots"	149
6.46	Vergleichsdehnungsverteilung vor Riss; DP 1000: $J=5.81 \text{ kJ/m}^2$, CP 1000: $J=5.23 \text{ kJ/m}^2$)	150
6.47	DP 1000: ϵ_v : Kanalisierung der Dehnung im Ferrit	151
7.1	Zusammenwirken von globaler und lokaler Spannungsdreiaxsigkeit	154
7.2	Zusammenhang von Bruchzähigkeit und Streckgrenze [65]	161

Tabellenverzeichnis

3.1	Chemische Zusammensetzung	31
4.1	Zugversuchsdaten Längs-Quer	45
4.2	Zugversuchsdaten	47
4.3	Kritische Lochaufweitung	61
4.4	Kritischer Biegewinkel	62
4.5	Kennwerte aus dem Lochzugversuch, Längsproben	62
5.1	J_C bestimmt aus Mehrprobenversuchen für die Längsorientierung und aus Einprobenversuchen für die Querorientierung	65
5.2	J_i bestimmt aus COD_i und aus F_{iu}	66
5.3	Umrechnung von J_C auf K_C und Berechnung von r_{pl}^C unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes, Längsorientierung	66
5.4	Plastische Grenzlast F_G unter ebenem Spannungszustand und tatsächliche Maximalkraft F_{max} , Längsorientierung	66
5.5	Qualifikation $J_Q = J_{IC}$	67
6.1	Vergleich der weiteren Belastungsschritte im in-situ Bruchmechanikversuch. Es ist ϵ_v dargestellt	152

Literaturverzeichnis

- [1] M.F. Ashby. The Deformation of Plastically Non-homogeneous Materials. *Division of Engineering and Applied Physics, Harvard University, Cambridge, Massachusetts*, 1969.
- [2] P. Uggowitzer and H.P. Stüwe. Plastizität von ferritisch-martensitischen zweiphasenstählen. *Zeitschrift für Metallkunde*, 73:277–285, 1982.
- [3] J. Gerbase, J.D. Embury, and R.M. Hobbs. The mechanical behaviour of some dual-phase steels. 1973.
- [4] H. Fischmeister and B. Karlsson. Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe. *Zeitschrift für Metallkunde*, 68:311, 1977.
- [5] D. K. Matlock, F. Zia-Ebrahimi, and G. Kraus. Structure, properties, and strain hardening of dual phase steels. In *Deformation, Processing and Structure, ASM Ohio*, 1984.
- [6] A. Pichler, G. Hribernik, E. Tragl, R. Angerer, K. Radlmayr, J. Szinyur, S. Traint, E. Werner, and P. Stiaszny. Aspects of the production of dual phase and multiphase steel strip. In *Proceedings of the 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference, Warrendale*, 1999.
- [7] T. Hebesberger, A. Pichler, C. Walch, M. Blaimschein, and K. Spiradek-Hahn. Cold-rolled complex-phase steels: AHSS material with remarkable properties. In *Proc. Conf. on Steels in Cars and Trucks, Wiesbaden, Germany*, 2005.
- [8] G. Avramovic-Cingara, Ch.A.R. Saleh, M.K. Jain, and D.S. Wilkinson. Void Nucleation and Growth in Dual-Phase Steel 600 during Uniaxial Tensile Testing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A:3117–3127, 2009.
- [9] G. Avramovic-Cingara, Y. Osokov, M.K. Jain, and D.S. Wilkinson. Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steel. *Materials Science and Engineering A*, 516:7–16, 2009.
- [10] J. Kadkhodapour, A. Butz, and S. Ziaei Rad. Mechanisms of void formation during tensile testing in a commercial, dual-phase steel. *Acta Materialia*, 59:2575–2588, 2011.
- [11] P. Poruks, I. Yakubtsov, and J.D. Boyd. Martensite-ferrite interface strength in a low-carbon bainitic steel. *Scripta Materialia*, 54:41–45, 2006.
- [12] N. Jia, Z.H. Cong, X. Sun, S. Cheng, Z.H. Nie, Y. Ren, P.K. Liaw, and Y.D. Wang. An in situ high-energy X-ray diffraction study of micromechanical behavior of multiple phases in advanced high-strength steels. *Acta Materialia*, 57:3965–3977, 2009.

- [13] M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge, and D. Raabe. Deformation and fracture mechanisms in fine and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*, 59:658–670, 2011.
- [14] E. Maire, O. Bouaziz, M. Di Michiel, and C. Verdu. Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray tomography. *Acta Materialia*, 56:4954–4964, 2008.
- [15] G. Lacroix, T. Pardoen, and P.J. Jacques. The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, 56:3900–3913, 2008.
- [16] P. Jacques, Q. Furnémont, T. Pardoen, and F. Delannay. On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, 49:139–152, 2001.
- [17] A. Bayram, A. Uguz, and M. Ula. Effects of microstructure and notches on the mechanical properties of dual-phase steels. *Materials Characterization*, 43:259–269, 1999.
- [18] Asim-Bag, K.K. Ray, and E.S. Dwarakadasa. Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A:2207–2217, 2001.
- [19] D.V. Edmonds and R.C. Cochrane. Structure-property relationships in bainitic steels. *Metallurgical Transactions A*, 21A:1527–1539, 1990.
- [20] X. Z. Zhang and J.F. Knott. Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures. *Acta Materialia*, 47:3483–3495, 1999.
- [21] Y. Tomita and T. Okawa. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. *Materials Science and Engineering A*, 172:145–151, 1993.
- [22] A. Salemi, A. Abdollah-Zadeh, M. Mirzaei, and Assadi H. A study on fracture properties of multiphase micros of a CrMo steel. *Materials Science and Engineering A*, 492:45–48, 2008.
- [23] V.T.T. Miihkinen and D.V. Edmonds. Fracture toughness of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon. *Materials Science and Technology*, 3:441–449, 1987.
- [24] O. Kolednik, M. Albrecht, M. Berchthaler, H. Germ, R. Pippan, F. Riemelmoser, J. Stampfl, and J. Wei. The fracture resistance of a ferritic-austenitic duplex steel. *Acta metall. mater.*, 44(8):3307–3319, 1996.
- [25] D.J. Neville and J.F. Knott. Statistical distributions of toughness and fracture stress for homogeneous and inhomogeneous materials. *J.Mech.Phys.Solids*, 34(3):243–291, 1986.
- [26] A. Karellova, C. Kremaszky, E. Werner, P. Tsipouridis, T. Hebesberger, and A. Pichler. Hole expansion of dual-phase and complex-phase AHSS steels - Effect of edge conditions. *steel research international*, 80:71–77, 2008.

-
- [27] A. Hudgins, D. Matlock, J. Speer, J. Fekete, and M. Walp. The susceptibility to shear fracture in bending of advanced high strength sheet steels. In *Materials Science and Technology (MS&T)*, 2007.
- [28] A.W. Hudgins, D.K. Matlock, J.G. Speer, and C.J. Van Tyne. Predicting instability at die radii in advanced high strength steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 210:741–750, 2010.
- [29] W. Wu-rong, H. Chang-wei, Z. Zhong-hua, and W. Xi-cheng. The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels. *Materials and Design*, in print:–, 2011.
- [30] J. Kang, M. Jain, D.S. Wilkinson, and J.D. Embury. Microscopic strain mapping using electron microscopy topography image correlation at large strains. *Journal of Strain Analysis*, 40:559–570, 2005.
- [31] A. Tatschl and O. Kolednik. A new tool for the experimental characterization of micro-plasticity. *Materials Science and Engineering A*, 339:265–280, 2002.
- [32] M. A. Sutton, N. Li, D.C. Joy, and X. Reynolds A.P., Li. Scanning Electron Microscopy for Quantitative Small and Large Deformation Measurements Part I: SEM Imaging at Magnifications from 200 to 10,000. *Experimental Mechanics*, 47:775–787, 2007.
- [33] M.A. Sutton, D. Garcia, N. Li, N. Cornille, J.J. Orteu, S.R. McNeill, A.B. Schreier, X. Li, and A.P. Reynolds. Scanning electron microscopy for quantitative small and large deformation measurements Part II: Experimental validation for magnifications for 200 to 10000. *Experimental Mechanics*, 47:789–804, 2007.
- [34] A. Tatschl and O. Kolednik. On the experimental characterization of crystal plasticity in polycrystals. *Materials Science and Engineering A*, 343:152–168, 2003.
- [35] O. Kolednik and K. Unterweger. The ductility of metal matrix composites - Relation to local deformation behavior and damage evolution. *Engineering Fracture Mechanics*, 75:3663–3676, 2008.
- [36] K. Unterweger and O. Koeldnik. The local deformation behaviour of MMCs - an experimental study. *Zeitschrift für Metallkunde*, 96:1063–1068, 2005.
- [37] J. Kang, Y. Ososkov, J. Embury, and D. Wilkinson. Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual-phase steels. *Scripta Materialia*, 56:999–1002, 2007.
- [38] C. C. Tasan, J.P.M. Hoefnagels, and M.G.D Geers. Microstructural banding effect clarified through micrographic digital image correlation. *Scripta Materialia*, 62:835–838, 2010.
- [39] H. Ghadbeigi, C. Pinna, S. Celotto, and R. Yates. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A*, 527:5026–5032, 2010.
- [40] P. J. Jacques, Q. Furnémont, F. Lani, T. Pardoen, and F. Delannay. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steel: I Characterization and mechanical testing. *Acta Materialia*, 55:3681–3693, 2007.

- [41] X. Sun, K.S. Choi, W.N. Liu, and M. A. Khaleel. Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization. *International Journal of Plasticity*, -:-, 2008.
- [42] X. Sun, K.S. Choi, and A. Soulami. On the key factors influencing ductile fractures of dual phase steels. *Materials Science and Engineering A*, 526:140–149, 2009.
- [43] C. Kremaszky, V. Espinoza, P. Tsipouridis, E. Werner, T. Hebesberger, and A. Pichler. Micromechanical modeling of the formability of advanced high strength steels. In *Proc. International Conference on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels, Orlando*, 2008.
- [44] J. Kadkhodapour, A. Butz, S. Ziaei-Rad, and Schmauder. S. A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model. *International Journal of Plasticity*, in press:-, 2011.
- [45] A. Tekoglu and T. Pardoen. A micromechanics based damage model for composite materials. *International Journal of Plasticity*, 26:549–569, 2010.
- [46] Sandra Traint. Untersuchung von alternativen legierungskonzepten zur herstellung von niedriglegierten trip-feinblechen mit kupferzusatz. Master’s thesis, Montanuniversität Leoben, 1998.
- [47] H. K. D. H. Bhadeshia. *Bainite in steels*. IOM Communications Ltd, 2001.
- [48] voestalpine Stahl GmbH. Technische berichte. *intern*, -:-, 2008-2011.
- [49] S.R Hallet, B.G. Green, and W. Jiang. The open hole tensile test: A challenge for virtual testing of composites. *International Journal of Fracture*, 158:169–181, 2009.
- [50] F. Lam, C.C Menzemer, and T.S. Srivatsan. A study to evaluate and understand the response of aluminium alloy 2026 subjected to tensile deformation. *Materials and Design*, 31:166–175, 2010.
- [51] T. Gross, D. Seelig. *Bruchmechanik*. Springer, 2001.
- [52] J. R. Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, -:379–386, 1968.
- [53] ASTM International. Standard test method for measurement of fracture toughness.
- [54] H.H. Johnson. Calibrating the electrical potential method for studying skew crack growth. *Materials Research and Standards*, 5:442–445, 1965.
- [55] F. Riemelmoser. Möglichkeiten und Grenzen der Potentialmethode zur Risslängenbestimmung. Master’s thesis, Montanuniversität Leoben, 1993.
- [56] O. Kolednik and H.-P. Stüwe. The stereophotogrammetric determination of the critical crack tip opening displacement. *Engineering Fracture Mechanics*, 21:145–155, 1985.
- [57] J. Stampfl, S. Scherer, M. Berchthaler, M. Gruber, and O. Kolednik. Determination of the fracture toughness by automatic image processing. *International Journal of Fracture*, 78:1, 1996.

- [58] O. Kolednik, G. Shan, and D. Fischer. The energy dissipation rate - a new tool to interpret geometry and size effects. *Fatigue and Fracture Mechanics*, 27:126–151, 1997.
- [59] O. Kolednik and C.E. Turner. A micro-and macro-scale description of the crack growth resistance. In *25. Vortragsveranstaltung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge*, 1993.
- [60] J. Stampfl and O. Kolednik. The separation of the fracture energy in metallic materials. *International Journal of Fracture*, 101:321–345, 2000.
- [61] T. L. Anderson. *Fracture Mechanics*. CRC Press, 1995.
- [62] K. Unterweger. *Das Verformungsverhalten von Metall-Matrix Verbundwerkstoffen*. PhD thesis, Montanuniversität Leoben, 2004.
- [63] www.alicon.com Alicona Imaging GmbH.
- [64] surfer. <http://www.ssg-surfer.com/>.
- [65] K.-H. Schwalbe. *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag München Wien, 1980.
- [66] A.S. Argon, J. Im, and R. Safoglu. Cavity formation from inclusions in ductile fracture. *Metallurgical Transactions*, 6A:825–837, 1975.
- [67] J. R. Rice and D. M. Tracey. On the enlargement of voids in triaxial crack growth. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17:201–217, 1969.
- [68] Z.L. Zhang, M. Hauge, J. Odegard, and C. Thaulow. Determining material true stress-strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section. *International Journal of Solids and Structures*, 36:2386–2405, 1999.