

5/2014

Forschungsbericht

**Schweißen von kaltumge-
formten Bauteilen – Kriterien
für die Werkstoffauswahl**

16518 N

Urheberbezeichnung (Copyright); Haftungsausschluss

Dieses Werk und dessen Inhalte sind urheberrechtlich geschützt. Die Nutzungs- und Verwertungsrechte liegen beim Deutschen Ausschuss für Stahlbau e.V. DASt (Sohnstraße 65, 40237 Düsseldorf). Verstöße gegen das Urheberrecht (z.B. das unberechtigte Kopieren von Texten) sind gemäß §§ 106 ff. UrhG strafbar und wird mit Freiheitsstrafe oder Geldstrafe bestraft. Der Versuch ist ebenfalls strafbar. Daneben könne zivilrechtliche Schadensersatz und Vergütungsansprüche bestehen.

Bei der Erstellung dieses Werkes wurde mit größter Sorgfalt vorgegangen. Trotzdem können Fehler nicht vollständig ausgeschlossen werden. Für fehlerhafte Angaben und deren Folgen kann daher keine Haftung übernommen werden; dies gilt nicht für Vorsatz oder grobe Fahrlässigkeit. Rechtsansprüche aus der Benutzung der Daten sind insoweit ausgeschlossen.

Angaben über Normen beziehen sich auf den Veröffentlichungszeitpunkt.

Für alle Hinweise und Verbesserungsvorschläge sind wir stets dankbar.

Herausgeber:
Deutscher Ausschuss für Stahlbau DASt,
Düsseldorf

Vertrieb:
Stahlbau Verlags- und Service GmbH,
Düsseldorf

Oktober 2021

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Forschungsvereinigung **Deutscher Ausschuss für Stahlbau e.V.
DAST**

Forschungsstelle **Universität Stuttgart
Institut für Konstruktion und Entwurf**

Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann

IGF-Nummer **16518 N**

DAST-Homepage **www.stahlbauforschung.de**

Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben „Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen - Kriterien für die Werkstoffauswahl“, IGF-Projekt Nr. 16518 N, der Forschungsvereinigung Deutscher Ausschuß für Stahlbau, Sohnstraße 65, 40237 Düsseldorf wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

Vorwort

Das IGF-Vorhaben 16518 N „Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen - Kriterien für die Werkstoffauswahl“ der Forschungsvereinigung Deutscher Ausschuss für Stahlbau (DASt) wurde im Programm zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und –entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages über die AiF finanziert. Wir danken vielmals für diese finanzielle Unterstützung.

Zudem gilt unser besonderer Dank dem projektbegleitenden Arbeitskreis sowie allen Unternehmen, die das Vorhaben durch Einbringen von Sach-, Geld- und Beratungsleistungen unterstützt haben:

- Max Bögl Stahl- und Anlagenbau GmbH & Co. KG, Neumarkt i. d. Oberpfalz
- Christmann & Pfeifer Brückenbau GmbH & Co. KG, Bad Homburg
- Otto Klostermann GmbH, Castrop-Rauxel

Ebenso gilt unser Dank unserem Techniker Herrn Oliver Schneider und den Mitarbeitern der MPA der Universität Stuttgart - insbesondere Herrn Dr.-Ing. Dieter Lotze - für die reibungslose Durchführung der Versuche.

Zusammenfassung

Im Stahlbau und im Anlagenbau ist es gängige Praxis, dass Stahlprofile jeglicher Art durch Kaltumformen hergestellt werden. Das Kaltumformen kann z.B. an Blechen durch Schwenk- oder Gesenkbiegen ausgeführt werden. Eine der häufigsten Fügemethode im Stahlbau ist das Lichtbogenschweißen. Somit ist es häufig unumgänglich, dass kaltumgeformte Bauteile im Bereich der Kaltumformung verschweißt werden. Durch das Forschungsvorhaben sollten die vorhandenen Regeln für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich in Bezug auf die heute verfügbaren Stähle überprüft und vereinheitlicht werden.

Dazu wurden zuerst die aktuelle Normungssituation und die Grundlagen der Problemstellung erarbeitet. Hierbei wurde besonders die theoretische Berechnung des Kaltumformgrades bei Blechen betrachtet. In einem nächsten Schritt wurde eine sinnvolle Materialauswahl getroffen, bei der ein besonderes Augenmerk auf der Kerbschlagarbeit lag. Entsprechend den heutigen Anwendungsfällen, wurde dann ein Versuchskonzept zur Durchführung von Sprödbruchversuchen entwickelt.

Experimentell wurde das Verhalten von kaltumgeformten und geschweißten Bauteilen bei tiefen Einsatztemperaturen erprobt.

- Es wurden 20 Sprödbruchversuche an kaltumgeformten und geschweißten Blechen aus S355J2 durchgeführt. Bei den Versuchskörpern wurden die Umformradien variiert und somit sehr große und kleine Umformgrade untersucht.
- Die Versuche zeigen, dass mit zunehmendem Kaltumformgrad die Sprödbruchgefahr bei tiefen Temperaturen zunimmt.

Parallel zu der Fertigung der Versuchskörper wurde eine Reihe von Prozessparametern an Referenzproben ermittelt. Diese Parameter sind in die Simulation der einzelnen Prozessschritte eingeflossen und dienen zur Verifikation der FE-Modelle. Ein durchgängiger Simulationsansatz hat dazu geführt, dass es möglich war, die Verschiebungen am FE-Netz aus der Umformsimulation in die Schweißsimulationsumgebung zu übergeben. Auf Grundlage weiterer FE-Simulationen wurden bruchmechanische Berechnungen durchgeführt, um die Ergebnisse der Sprödbruchversuche zu bewerten.

Schließlich wurden parallel zu den einzelnen Fertigungs- und Simulationsschritten metallurgische Untersuchungen an den verwendeten Stählen durchgeführt. Diese Erkenntnisse sind wiederum in die Simulation zum Sprödbruchversagen der Bauteile eingeflossen.

Zusammenfassend lässt sich sagen: mit Hilfe ausführlicher experimenteller und numerischer Untersuchungen wurde das Schweißen im kaltumgeformten Bereich umfassend analysiert. Es wurden ausführliche Bewertungen zum Sprödbruchverhalten von kaltumgeformten und geschweißten Bauteilen durchgeführt.

Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde erreicht.

Stuttgart, Dezember 2018

Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann
Dipl.-Ing. (FH) SFI Konrad Kudla
Mario Grieshaber, M.Sc.

Inhaltsverzeichnis

VORWORT	I
ZUSAMMENFASSUNG	II
INHALTSVERZEICHNIS	III
1 FORSCHUNGSGEGENSTAND	1
1.1 Anlass	1
1.2 Stand der Normung	2
1.2.1 Kriterien für die Werkstoffauswahl zur Vermeidung von Sprödbbruch.....	2
1.2.2 Bedingungen zum Schweißen kaltumgeformter Bauteile.....	4
1.2.3 Empfehlungen für rissfreies Kaltbiegen für die Fertigung	5
2 STAND DER FORSCHUNG	6
2.1 Sprödbbruch	6
2.2 Metallurgische Einflüsse auf die Sprödbbruchneigung bei Stahl	10
2.3 Normative Regelungen zur Werkstoffwahl von Stahlbauten	14
2.4 Bruchmechanische Nachweis nach DIN EN 1993-1-10.....	18
2.5 Kerbschlagbiegeversuch	26
3 IDENTIFIKATION DER VERSUCHSPARAMETER UND CHARAKTERISIERUNG DER WERKSTOFFE	30
3.1 Versuchsparameter	30
3.2 Werkstoff und Blechdicke	30
3.3 Umformgrad.....	31
4 NUMERISCHE UNTERSUCHUNGEN	36
4.1 Übersicht.....	36
4.2 Voruntersuchungen	36
4.2.1 Überblick.....	36
4.2.2 Gefügeumwandlung beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich.....	37
4.2.3 Kaltumformen und Schweißen	42
4.3 Nachrechnung der Sprödbbruchversuche.....	46
4.3.1 Kaltumformen	46
4.3.2 Schweißen	54
4.3.3 Bruchmechanische Bewertung.....	61
4.4 Zusammenfassung der Simulationen	67
5 METALLURGISCHE UNTERSUCHUNGEN	68
5.1 Übersicht.....	68
5.2 Untersuchungen am Grundmaterial	68

5.3	Umformen der Schulterproben	71
5.4	Korngrößenbestimmung	73
5.5	Härtemessung	80
5.6	Zusammenfassung der metallurgischen Untersuchungen	81
6	KERBSCHLAGBIEGEVERSUCHE	82
6.1	Entnahme der Proben und Auswertung der Ergebnisse	82
6.2	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 1	85
6.3	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 2	87
6.4	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 3	89
6.5	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 4	91
6.6	Zusammenfassung der Ergebnisse aus den eigenen K_V - T Kurven und Auswertung der Kerbschlagarbeit	93
6.7	Zusammenfassung der Ergebnisse aus den eigenen K_V - T Kurven und Auswertung der Übergangstemperaturen	94
6.8	Zusammenfassung und Bewertung der dargestellten Ergebnisse	98
7	SPRÖDBRUCHUNTERSUCHUNGEN BEI TIEFEN TEMPERATUREN	102
7.1	Experimentelle Untersuchungen	102
7.1.1	Versuchsaufbau und -bezeichnung	102
7.1.2	Entwicklung der Versuchskörpergeometrie	103
7.1.3	Fertigung der Versuchskörper	105
7.1.4	Blechzuschnitt	106
7.1.5	Schweißnahtvorbereitung	107
7.1.6	Umformen	107
7.1.7	Abtrennen der Schenkel	109
7.1.8	Schweißen der Stumpfnahat	109
7.1.9	Zerstörungsfreie Prüfung	110
7.1.10	Zusammensetzen der Halbschalen	110
7.1.11	Anschweißen der Lasteinleitungsbleche	111
7.1.12	Einbringen einer künstlichen Kerbe	111
7.1.13	Ermüdungsbelastung bis zum scharfen Ermüdungsanriss	111
7.1.14	Anordnung von Dehnmessstreifen und Thermoelemente	112
7.1.15	Herunterkühlen der Prüfkörper	112
7.1.16	Aufbringen einer quasi-statischen Belastung bis zum Prüfkörperbruch	113
7.1.17	Kontrolle der Dehnungen	114
7.1.18	Kontrolle der Bruchtemperatur	114
7.2	Auswertung der Ergebnisse	117
7.2.1	Vorgehen	117
7.2.2	Ergebnisse der Testserie 10	121
7.2.3	Ergebnisse der Testserie 20	122

7.2.4	Ergebnisse der Testserie 30.....	123
7.2.5	Ergebnisse der Testserie 40.....	124
7.2.6	Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Sprödbbruchversuchen	125
8	ENTWICKLUNG EINER WERKSTOFFPRÜFUNG ZUR CHARAKTERISIERUNG DER WERKSTOFFZÄHIGKEIT IM KALTUMGEFORMTEN UND GESCHWEIßTEN BEREICH	127
8.1	Beschreibung der Ausgangslage.....	127
8.2	Diskussion und Bewertung der unterschiedlichen Versuchskonzepte.....	127
8.3	Möglichkeiten zur materialdifferenzierten Zähigkeitsbetrachtung unter Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen	129
9	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	130
10	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	134
11	TABELLENVERZEICHNIS	137
12	LITERATUR.....	137

1 Forschungsgegenstand

1.1 Anlass

Die Prozesse Kaltumformung (Umformtechnik) und Schweißen (Fügetechnik) zählen zu den maßgebenden Standardverfahren in der Fertigung von typischen Konstruktionen des Stahl-, Anlagen- und Maschinenbaus im Blechdickenbereich bis ca. 30mm. Die Kaltumformung wird dabei als wirtschaftliche Fertigungsmethode verwendet, um eine Querschnittsformgebung von Bauteilen ohne weitere Maßnahmen und Verbindungstechniken zu ermöglichen. Typische Anwendungsgebiete im Bauwesen sind abgekantete Bleche und kaltgewalzte Profile (Hohlprofile) im Stahlhoch-, Brücken- und Fassadenbau, wie z. B. Fachwerkkonstruktionen, vgl. Abbildung 1.1.



Anschluss Steife an ein kaltgefertigtes Hohlprofil



Anschluss kaltgebogenes Trapezstegblech an Trägerflansch



Typ. Knotenanschluss bei Rechteckhohlprofilkonstruktionen

Abbildung 1.1: Beispiele für Schweißen in kaltumgeformten Bereichen

Ab Blechdicken $t \geq 4\text{mm}$ erfolgt die Verbindung kaltumgeformter Bauteile fast ausschließlich über Standard-Lichtbogenschweißprozesse. Aus diesem Grund sind für die Kaltumformung als auch bei einer daran anschließenden Schweißung nachfolgende Kriterien und Bedingungen für die Bemessung und Ausführung zu beachten:

- Kriterien der Werkstoffauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch
- Bedingungen zum Schweißen in kaltumgeformten Bereichen

Abbildung 1.2 enthält eine Darstellung der zu den genannten Anwendungsbedingungen gehörenden Grenzkurven am Beispiel der Stahlsorte S235J2C, die nach links nicht überschritten werden dürfen. Es wird deutlich, dass im typischen grün markierten baupraktischen Anwendungsbereich diese Bedingungen und Empfehlungen teilweise widersprüchliche Ergebnisse liefern. Durch die unterschiedliche Herkunft der Kriterien haben sich zum Teil divergierende Aussagen ergeben, obwohl sachlich eigentlich ein Zusammenhang besteht, der aber bisher nicht herausgearbeitet wurde. Für Blechdicken $t \leq 12\text{mm}$ werden z. B. für innenliegende Bauteile die Kriterien der Werkstoffauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch maßgebend, während für größere Blechdicken $t > 12\text{mm}$ die Bedingungen zum Schweißen in kaltumgeformten Bereichen relevant sind. Deutlich wird auch, dass eine außenliegende Anwendung von kaltumgeformten Bauteilen nur für sehr große r/t -Verhältnisse ($r/t \geq 7$) möglich ist, die insbesondere bei kaltgewalzten Profilen nicht eingehalten sind.

Vor allem die beiden erst genannten Kriterien und Bedingungen führen z. B. dazu, dass in vielen Fällen die Anwendung kaltgewalzter Profile mit Blechdicken $t > 4\text{mm}$ trotz der im Vergleich zu warmgefertigten Profilen höheren Verfügbarkeit und geringeren Kosten nur eingeschränkt möglich ist. Für eine technisch begründete Abstimmung der verschiedenen

Kriterien aufeinander und eine entsprechende Überarbeitung der Normen, die eine wirtschaftliche Anwendung kaltumgeformter Profile und Bleche zulassen, sind daher unbedingt weitergehende Untersuchungen erforderlich.

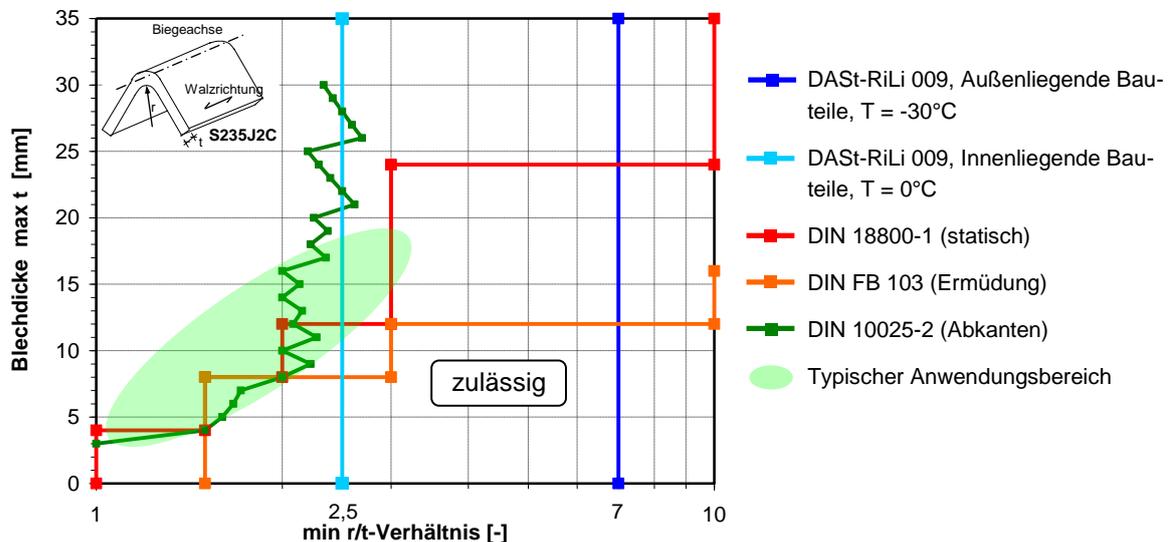


Abbildung 1.2: Darstellung von Anwendungsbedingungen zur Kaltumformung und dem Schweißen

1.2 Stand der Normung

1.2.1 Kriterien für die Werkstoffauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch

In den stahlbautechnischen Regelwerken wird die Sprödbruchsicherheit seit 2005 in DIN EN 1993-1-10:2005 [26] und der inhaltlich nahezu identischen DAST-Richtlinie 009:2005 behandelt. Hiernach sind die durch eine Kaltumformung verursachten Zähigkeitsverluste durch eine Verschiebung der Kerbschlagarbeits-Übergangstemperatur T_{27J} in Höhe von 3°C je Prozent Kaltumformung zu berücksichtigen, vgl. Kühn [46], Stranghöner [63], Degenkolbe & Müsgen [4]. Bei abgekanteten Blechen und kaltgewalzten Profilen wird für die Kaltumformung bei Blechdicken bis ca. 16 mm typischerweise ein Biegeradius im Bereich $r = 1,0 - 2,5 \times t$ gewählt, vgl. z. B. DIN EN 10219-2:2006 und Abbildung 1.2. Diese Biegeradien führen zu plastischen Umformgraden im Bereich von ca. 17% bis 35%, wodurch gemäß DIN EN 1993-1-10:2005 [26] eine sprödbruchsichere Anwendung im Außenbereich, d. h. bei Einsatztemperaturen von $T = -30^\circ\text{C}$, nicht möglich ist. Dies widerspricht dem bisherigen Stand der Praxis, in dem solche Profile sehr wohl auch bei Außenbauteilen verwendet werden.

Für durch Biegen kaltumgeformte Profile und Bleche sind daher unbedingt neue Kriterien für die Werkstoffauswahl zu erarbeiten, um im Rahmen der neuen Normen wie bisher eine sichere Anwendung kaltumgeformter Bauteile auch im Außenbereich zu ermöglichen. Bei der Erarbeitung der Kriterien ist dabei insbesondere die Tatsache zu berücksichtigen, dass es sich hierbei überwiegend um Bauteile mit geringen Erzeugnisdicken von $t < 20 - 30$ mm handelt, die im Vergleich zu dicken Blechen höhere Bruchzähigkeiten besitzen und infolge Schweißen auch weniger zur so genannten Spannungsversprödung neigen. Des Weiteren ist hinsichtlich der möglichen Sprödbruchgefahr zu berücksichtigen, dass die infolge Kaltumformung durch Biegen vorliegende reduzierte Zähigkeit bezogen auf den Bauteilquerschnitt nur lokal vorliegt, sodass gewisse Stützwirkungen der angrenzenden unverformten Bereich zu erwarten sind. Untersuchungen zum Sprödbruchverhalten von Bauteilproben wurden bisher von Veith [66], Pech & Potthoff [55] und Bathke in [2] Form von so genannten Schlagbiegeprüfungen an

kaltgebogenen Blechen im Dickenbereich von 2 mm bis 20 mm und bei r/t -Verhältnissen von 0,5 – 2,0 durchgeführt. Diese Untersuchungen ermöglichen jedoch auf Grund der Versuchstechnik lediglich eine empirische Aussage über die Sprödbruchgefahr für den untersuchten Probenotyp und Werkstoff. Eine Übertragbarkeit auf andere Konstruktionsformen ist schwierig und bedarf geeigneter Versuche sowie darauf abgestimmter numerischer Modelle.

Bauteiluntersuchungen zur Sprödbruchsicherheit geschweißter, kaltumgeformter Bauteile wurden bisher lediglich an Knotenverbindungen aus kaltgefertigten dünnwandigen Rechteckhohlprofilen in Niemi [51] und aktuell in Björk [3] durchgeführt. Dabei wurde beobachtet, dass selbst bei tiefen Temperaturen von $T \approx -40^\circ\text{C}$ das makroskopische Bruchverhalten der Verbindung noch weitgehend duktil ist. Eine bruchmechanische Betrachtung und Auswertung fand jedoch nicht statt.

Experimentelle Untersuchungen zur Validierung des in der DAST-Richtlinie 009:2005 und in DIN EN 1993-1-10:2005 [26] verwendeten Ansatzes an kaltumgeformten Bauteilproben existieren bisher nicht. Aus diesem Grund wurden vor dem Hintergrund der Anwendung im Brückenbau für kaltumgeformte trapezförmige Stegbleche erste eigene bauteilähnliche Untersuchungen an 30mm dicken, kaltgereckten Bauteilen mit einem über den Querschnitt homogenen Umformgrad durchgeführt, vgl. Kuhlmann [45]. Abbildung 1.3 zeigt exemplarisch ein Ergebnis dieser Untersuchungen. Im kaltumgeformten und geschweißten Zustand trat ein typischer Sprödbruch auf, gekennzeichnet durch ein plötzliches Versagen im elastischen Bereich des Belastungspfad, während im unverformten und geschweißten Zustand noch ein ausgeprägtes Fließen zu beobachten war. Diese Ergebnisse und deren bruchmechanische Auswertung bestätigen in einem ersten Schritt den in der DAST-Richtlinie 009:2005 und in DIN EN 1993-1-10:2005 [26] verwendeten Bemessungsansatz für zentrisch gereckte Bauteile. Eine Übertragbarkeit auf dünne kaltgebogene Bauteile und Profile ist jedoch aufgrund der untersuchten Umformgrade bis maximal 10% nur bis zu einem Verhältnis von $r/t \geq 4,5$ möglich. Dieser hergeleitete Grenzwert ging in die Überarbeitung des DIN Fachberichts 103 [27] für „Stahlbrücken“ ein, wo nun für die Anwendung der dickeren Bleche im Brückenbau eine deutliche Erleichterung möglich ist. Die Übertragung auf dünnere Bleche mit engeren Radien und größeren Umformgraden ist aber aufgrund des auf den Brückenbau beschränkten Parameterbereichs nicht möglich.

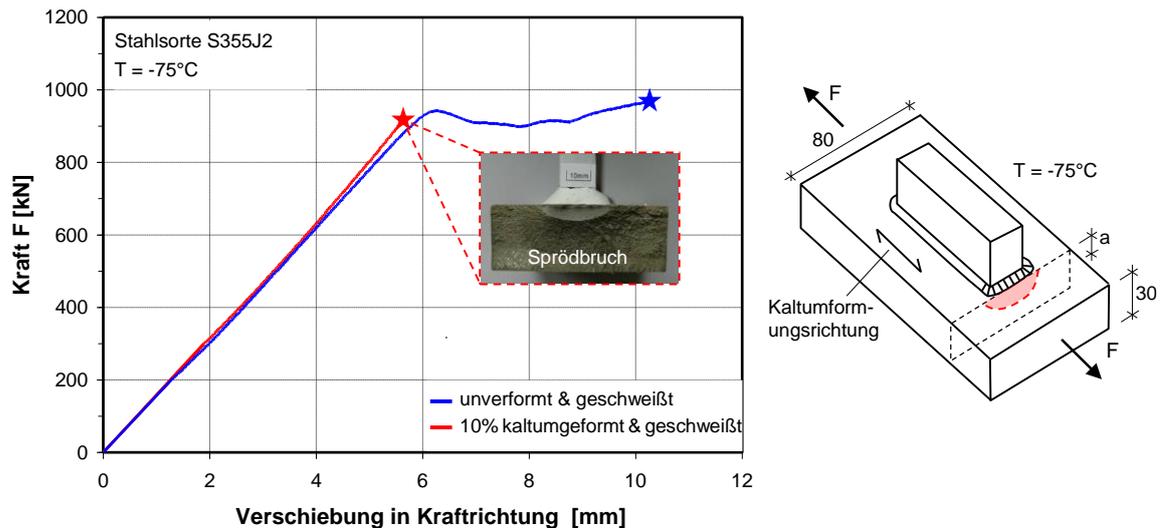


Abbildung 1.3: Eigene Voruntersuchungen zum Sprödbruchverhalten kaltumgeformter und geschweißter Bauteile

1.2.2 Bedingungen zum Schweißen kaltumgeformter Bauteile

Bei der Kaltumformung eines metallischen Werkstoffes erhöht sich die Versetzungsdichte im Werkstoff um ein Vielfaches und mit der Anzahl der Versetzungen wächst die innere Energie. Wird in kaltumgeformten Bauteilbereichen geschweißt, kann die gespeicherte Energie infolge einer thermischen Aktivierung durch die Schweißwärme zu nachfolgenden metallurgischen Phänomenen führen:

- Reckalterung und/oder
- Grobkornbildung infolge Rekristallisationserscheinungen.

Beide Phänomene sind ausführlich z. B. in Ruge [56], Bargel & Schulze [1], Schumann & Oettel [59] beschrieben, führen im Falle des Auftretens zu einer Zähigkeitsabnahme und müssen daher ausreichend zur Vermeidung eines spröden Bauteilverhaltens berücksichtigt werden. Der mögliche Zähigkeitsverlust ist dabei vor allem von der chemischen Zusammensetzung, dem Kaltumformgrad und dem einwirkenden Temperatur-Zeit-Regime beim Schweißen abhängig. Aufgrund dieser möglichen Phänomene und der damit verbundenen Eigenschaftverschlechterungen ist bis heute das Schweißen in kaltumgeformten Bereichen stark eingeschränkt bzw. verboten, vgl. DIN 18800-1 [28], DIN EN 1993-1-8 [25], DIN Fachbericht 103 [27]. Die genannten Regelungen basieren im Wesentlichen auf Untersuchungen aus den 50/60iger Jahren an teilweise noch unberuhigt vergossenen Baustähle USt 37-2, vgl. Hußmann [37], Strassburger & Schauwinhold [65], Veit [66]. Jüngst fanden in Halbritter [36] und Dilger [5] Untersuchungen statt, die gezeigt haben, dass beide Phänomene für höherfeste Feinkornbaustähle (S355M, S460M, S690) im Anwendungsbereich Maschinenbau nicht auftreten und daher die Bedingungen für moderne Feinkornbaustähle als nicht relevant zu beurteilen sind. Durch eigene Untersuchungen [45] konnte dies für die im Brückenbau typischerweise zur Anwendung kommenden Feinkornbaustähle der Stahlsorten S355N und S460M ebenfalls bestätigt werden. Eine abschließende Verifikation dieser bisher an Feinkornbaustählen gewonnenen Ergebnisse steht für moderne unlegierte Baustähle im Festigkeitsbereich S235, die nach wie vor einen Großteil im Stahlbau ausmachen, noch aus.

Bezüglich der möglichen metallurgischen Auswirkungen infolge von Schweißen in kaltumgeformten Bereichen (Reckalterung und Grobkornbildung infolge Rekristallisation) lässt sich aus den Ergebnissen bisheriger Untersuchungen zusammenfassend feststellen, dass die bei realen Schweißverbindungen vorliegenden Temperatur-Zeit-Zyklen als nicht ausreichend erachtet werden, um neben den Zähigkeitsverlusten infolge Kaltumformung zu einer wesentlichen Versprödung zu führen. Als Ursache hierfür wird im Allgemeinen die fehlende Inkubationszeit zur Aktivierung der metallurgischen Vorgänge angesehen, die infolge der i. d. R. kurzfristigen Dauer der Wärmewirkung beim Schweißen nicht gegeben ist, vgl. Röhrs [57].

Systematische Untersuchungen z. B. in Form von nicht-isothermen Alterungs- und Rekristallisationsdiagrammen haben bisher jedoch noch nicht stattgefunden. In Anbetracht dessen sind metallurgische Untersuchungen notwendig, mit dem Ziel die maßgeblichen Einflussgrößen: chemische Zusammensetzung, Umformgrad und das beim Schweißen einwirkende Temperatur-Zeit-Regime in Form von Reckalterungs- und Rekristallisationsdiagrammen systematisch für typische unlegierte Baustähle im Festigkeitsbereich S235 und S355 zu untersuchen.

1.2.3 Empfehlungen für rissfreies Kaltbiegen für die Fertigung

Empfehlungen für rissfreies Kaltbiegen sind in der Werkstoffliefornormenreihe DIN EN 10025 ([12] bis [17]) enthalten. Zusätzlich zu den Bedingungen der Bemessungsnormen ist bei der Ausführung von Stahlbauten gemäß DIN 18800-7:2007 [29] Element (501) zu beachten, dass bei einer vorgesehenen Kaltumformung geeignete Stahlsorten zu wählen sind. Dies erfolgt im Allgemeinen durch Bestellung von Stahlsorten mit Eignung zum Kaltumformen. Für die unlegierten Baustähle in DIN EN 10025-2:2005 [13] ist dies bei der Bestellung mit dem entsprechenden Kurznamen durch Angabe des Buchstabens „C“ möglich, z. B. S235J2C. Für diese Stähle sind in DIN EN 10025-2:2005 [13] in Abhängigkeit der Richtung der Biegekante (quer oder parallel zur Hauptwalzrichtung) und in Abhängigkeit der Festigkeitsklasse Empfehlungen für die Mindestwerte für die Biegehalbrollendurchmesser beim Abkanten für einen Biegewinkel $\leq 90^\circ$ angegeben.

Für normalgeglühte/normalisierend gewalzte Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-3:2005 [14] und für thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-4:2005 [15] sind ebenfalls in Abhängigkeit der Festigkeitsklasse und der Lage der Biegeachse Mindestwerte für Biegehalbrollendurchmesser angegeben. DIN EN 10025-3 [14] und -4 [15] sehen jedoch formal keine Stahlgüten mit Eignung zum Kaltumformen vor. Derartige Stähle sind in den Liefornormen DIN EN 10149:1995 Teil 1 bis Teil 3 ([19] bis [21]) geregelt, die zurzeit jedoch im bauaufsichtlich geregelten Bereich nicht eingeführt sind.

Die in der Liefornormenreihe DIN EN 10025 ([12] bis [17]) angegebenen Empfehlungen basieren im Wesentlichen auf herstellerinternen Untersuchungen in Form von Biegeversuchen in Anlehnung an DIN EN ISO 7438:2005 [10]. Im Sinne einer ganzheitlichen Betrachtung sind daher diese Empfehlungen und die darin enthaltenden Sicherheitsabstände zur Rissbildung und damit Schädigung des Werkstoffs im Rahmen der Betrachtungen zum Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen unbedingt mit einzubeziehen.

2 Stand der Forschung

2.1 Spröbruch

Als Spröbruch wird im Allgemeinen ein mikroskopisch verformungsarmer Bruch bezeichnet, dessen Entstehung und Ausbreitung durch eine ausgeprägte lokale Spannungskonzentration hervorgerufen wird. Diese Spannungskonzentration kann durch eine Vielzahl an Bauteilgeometrien und Beanspruchungen hervorgerufen werden. Beispielsweise können bei einem Schweißnahtübergang, Bohrungen oder Kerbe auf der Innenseite der Konstruktion die lokalen Belastungen stark ansteigen. Je spitzer diese Kerben sind, desto höher werden auch die Spannungskonzentrationen, die bei spröden Materialien, wie beispielsweise Glas, zu einem Versagen der ganzen Konstruktion führen können.

Bei den im Bauwesen typischerweise verwendeten Stählen wird üblicherweise von duktilen Werkstoffen ausgegangen, wodurch das schlagartige Versagen eines Bauteils verhindert und durch möglichst große Verformungen angekündigt werden soll. Des Weiteren können durch das Plastizieren Spannungskonzentrationen abgebaut werden und die Ausbreitung von Rissen verhindert werden. Der Abbau dieser Spannungskonzentrationen wird vor allem durch zwei Einflussgrößen charakterisiert: dem Übergang zwischen dem elastischen zum plastischen Bereich des Spannungs-Dehnungsverhalten und der Geometrie im spannungskonzentrierten Bereich. Bei einem Stahlbauteil, das durch ein frühes Fließen charakterisiert ist, breitet sich bei einer stumpfen Kerbe die in Abbildung 2.1 a) grau gekennzeichnete Zone weit in das Bauteil aus und die maximale Spannungskonzentration nimmt signifikant ab. Dagegen ist beim spitzen Riss die Spannungsumlagerung viel geringer und es bilden sich die in Abbildung 2.1 b) dargestellten höheren Spannungen.

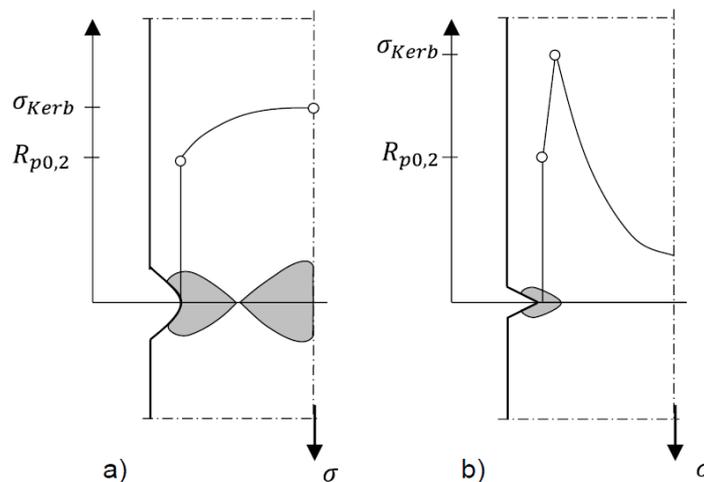


Abbildung 2.1: Einfluss der Werkstoffzähigkeit auf die Ausbildung einer plastischen Zone aus [58]

Da Spannungskonzentrationen im Stahlbau nie vollständig ausgeschlossen werden können, ist bei der Bemessung von sicheren Tragwerken neben den üblichen Festigkeitseigenschaften (wie Streckgrenzen und Zugfähigkeit) auch stets die Zähigkeit von entscheidender Bedeutung. Unter der Zähigkeit wird die Widerstandsfähigkeit eines Werkstoffs gegen Bruch und Rissausbreitung beschrieben, die bei Stahl stark von der Temperatur abhängt. Sind die erforderlichen Anforderungen an die Zähigkeit nicht eingehalten und die Bauteiltemperaturen befinden sich in einem kritisch geringen Bereich, so kann es innerhalb des Bauteils zu einem

Sprödbbruch kommen. Hierbei breiten sich Risse schlagartig aus und die Konstruktion versagt ohne Ankündigung [1].

Beim Ausbreiten eines Sprödbruchs unterscheidet man zwischen der Rissausbreitung durch die Körner (transkristallin) und entlang der Korngrenzen (interkristallin). Während beim transkristallinen Bruch eine Trennung innerhalb eines Kornes entsteht, sind beim interkristallinen Sprödbbruch die Korngrenzen infolge von Ausscheidungen oder Anreicherung von Fremdatomen geschwächt und der Riss breitet sich in diesem Bereich über den Querschnitt aus. Die Bruchfläche zeichnet sich hierbei durch eine ebene, glänzende, durchgehende Bruchfläche ohne Querschnittseinschnürung aus, vgl. [70].

In Abbildung 2.2 sind die drei Phasen eines Sprödbruchs dargestellt. Bei der Rissentstehung wird durch den Einfluss von äußeren Einwirkungen, beispielsweise aus einer Ermüdungsbeanspruchung, im Bauteil ein Mikroriss initiiert, der sich entweder stabil oder instabil ausbreitet. Während beim stabilen Bruch geringe Ausbreitgeschwindigkeiten feststellbar sind, fallen beim instabilen Bruch die Rissausbreitung und der Bruch zusammen. Nach der Rissfortpflanzung kann durch das Plastizieren die Spannungsintensität sinken und sogar der Riss aufgefangen werden, vgl. [70].

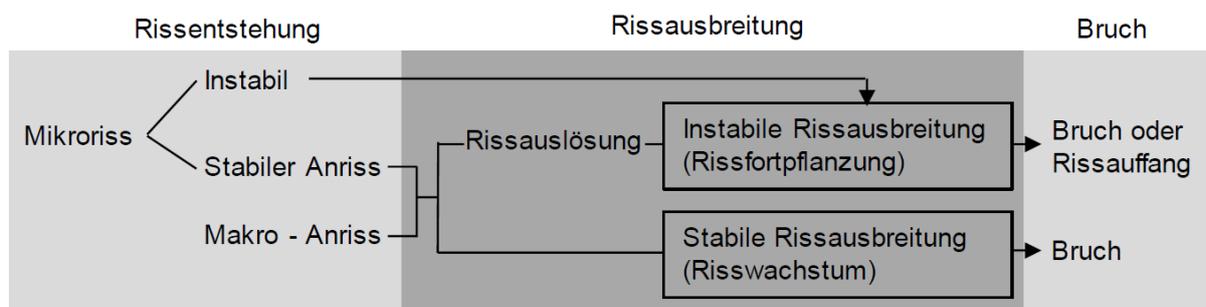


Abbildung 2.2: Überblick über die Vorgänge beim Bruch nach [70]

Die Charakteristik eines Sprödbruchs wird durch eine Vielzahl von Einflussgrößen bestimmt, die den beiden Obergruppen Beanspruchung und Werkstoff zugeordnet werden können. Bei den Beanspruchungen ist vor allem der sprödbbruchbegünstigende Effekt der tiefen Temperaturen zu nennen. Je kälter ein Bauteil wird, desto niedriger wird die Zähigkeit. Umgekehrt bedeutet dies, dass bei der Bemessung von Stahlkonstruktionen bei erhöhten Temperaturen die Gefahr eines Sprödbruchs sinkt.

Die Grenze zwischen dem spröden und duktilen Bruchverhalten ist in Abbildung 2.3 durch die drei Bereiche Tieflage, Übergangsbereich und Hochlage definiert. Innerhalb der Hochlage werden Spannungskonzentrationen an den Risspitzen durch Umlagerung abgefangen und das Bauteil verhält sich duktil. Befindet sich die Bauteiltemperatur innerhalb der Tieflage, so ist die maximal aufnehmbare Spannung durch die kritische mikroskopische Spaltbruchspannung σ_f^* definiert. Dadurch kann makroskopisch kein Plastizieren auftreten und das Bauteil versagt spröde. Im Übergangsbereich können die beiden Versagensmodi Spaltbruch und Gleitbruch auftreten, vgl. [70].

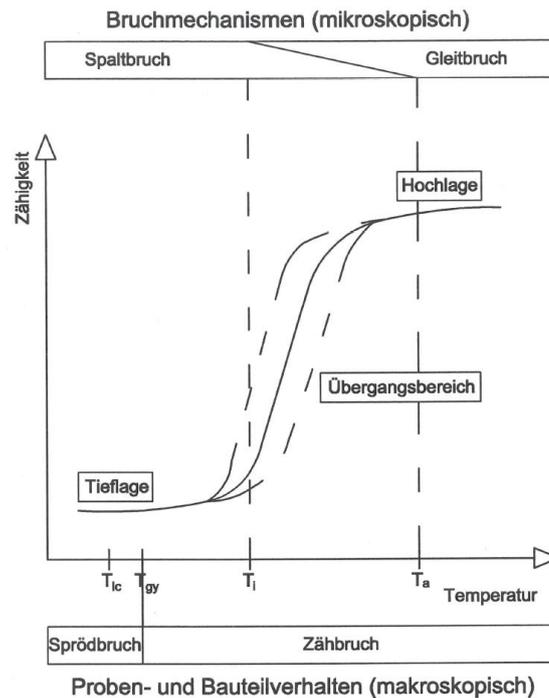


Abbildung 2.3: Stahlzähigkeit in Abhängigkeit von der Bauteiltemperatur aus [63]

Bei der Bewertung der Spröbruchgefahr von Stahlkonstruktionen sollte neben der Bauteiltemperatur auch die mehraxialen Eigenspannungszustände vor der Rissbildung berücksichtigt werden. Verschiedenste Herstellprozesse indizieren infolge von mechanischen oder thermischen Einwirkungen Eigenspannungen in das Kontinuum, vgl. Abbildung 2.4. Zusätzlich können die Grundbauteile bereits infolge von Einschlüssen, Gitterfehlern, thermischen Beanspruchungen oder Wasserstoffdiffusion Eigenspannungen aufweisen, die das Spröbruchverhalten signifikant beeinflussen.

Aufteilung in Fertigungshauptgruppen (nach DIN 8580)

<u>Urformen</u>	<u>Umformen</u>	<u>Trennen</u>	<u>Fügen</u>	<u>Beschichten</u>	<u>Stoff- eigenschaften ändern</u>
z.B. Wärmeeigen- spannungen	Eigenspannungen infolge inhomogener Verformung (Biegen), Verformungs- anisotropie	Bearbeitungs- eigenspannungen	Schweiß- eigenspannungen	Schicht- eigenspannungen	Induktionshärten, Einsatzhärten, Nitrieren

Abbildung 2.4: Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [32]

Erst durch ein Überlagern der Eigenspannungen mit den mehrachsialen Spannungsspitzen aus der Spröbruchthematik kann durch die Ermittlung einer Vergleichsspannung eine realistische Aussage über die tatsächlich vorzufindende lokale Beanspruchung getroffen werden. Die wohl bekannteste Ermittlung dieser Vergleichsspannungen lieferte die von Richard van Mises entwickelte Gestaltänderungshypothese, deren Umrechnungen mit Gleichung (2.1) für dreidimensionale Spannungszustände erfolgt.

$$\sigma_v = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x \sigma_y - \sigma_x \sigma_z - \sigma_y \sigma_z + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \quad (2.1)$$

Die mehrdimensionalen Spannungszustände aus der Spröbruchbetrachtung sind in Abbildung 2.5 dargestellt. Bei der linken Abbildung ist die nachfolgend verwendete Notation der Koordinaten aufgeführt, bei der die äußere Einwirkung einer zum Riss senkrechten Zugbeanspruchung untersucht wird. Die hieraus resultierenden Spannungszustände sind unter der Annahme einer konstanten Einschnürung r und einer konstanten Risttiefe a in Abbildung 2.5 b) und c) aufgeführt.

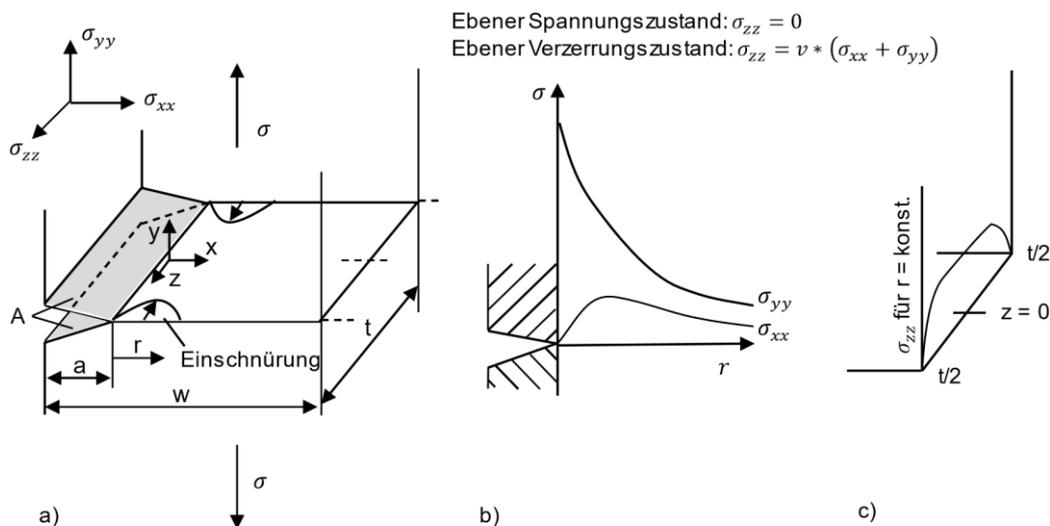


Abbildung 2.5: Spannungsverläufe in einem „dicken“ gekerbten Blech

a) Definitionen und Kerbgeometrie, b) Spannungsverlauf in x- und y-Richtung ($z = 0$), c) in z-Richtung für $r = \text{konst.}$, nach [58]

Wie zu erwarten, befindet sich die komplette Kerbfläche in einem unbeanspruchten Zustand, der direkt an der Spitze in y-Richtung sprunghaft ansteigt. Während die Spannung σ_{yy} an dieser Stelle maximal ist und in Bauteilrichtung mit einer positiven Krümmung abnimmt, ist die Normalspannung in x-Richtung direkt am Riss null. Erst durch die behinderte Querkontraktion nimmt die Spannung σ_{xx} zu und flacht nach einem Maximum im Bauteilinneren wieder langsam ab. Die Spannung σ_{zz} ist konstant und nimmt erst an den Bauteilenden in z-Richtung ab. Vergleicht man diese Spannungsverläufe mit der in Gleichung (2.1) definierten Vergleichsspannung, so lässt sich der Ort der höchsten Beanspruchung infolge eines Spröbruchs klar an der Spitze der Bauteilschwächung lokalisieren. Sind jedoch zusätzliche Spannungszustände im Bauteil vorhanden, so ist dies bei einer Spröbruchuntersuchung zu beachten und sollte bei experimentellen und numerischen Untersuchungen in Kapitel 7.1.12 bei der Anordnung einer künstlichen Kerbe berücksichtigt werden.

2.2 Metallurgische Einflüsse auf die Spröbruchneigung bei Stahl

Neben der spröbruchbegünstigenden Beanspruchungszustände sind zur Sicherstellung einer spröbruchsicheren Konstruktion auch die metallurgischen Einflussfaktoren zu prüfen und in Abhängigkeit der äußeren Einflüsse anzupassen. Diese metallurgische Einflussgrößen umfassen sowohl die Zusammensetzung der im Stahl vorhandenen chemischen Elemente, als auch den Aufbau und die Größe des Stahlgefüge, die stets im Zusammenhang mit den verwendeten Herstellprozessen auszuwerten ist.

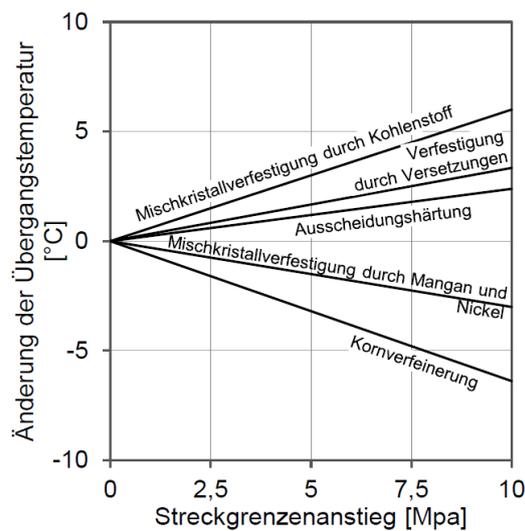


Abbildung 2.6: Einfluss von festigkeitssteigernden Maßnahmen auf die Werkstoffzähigkeit nach [70]

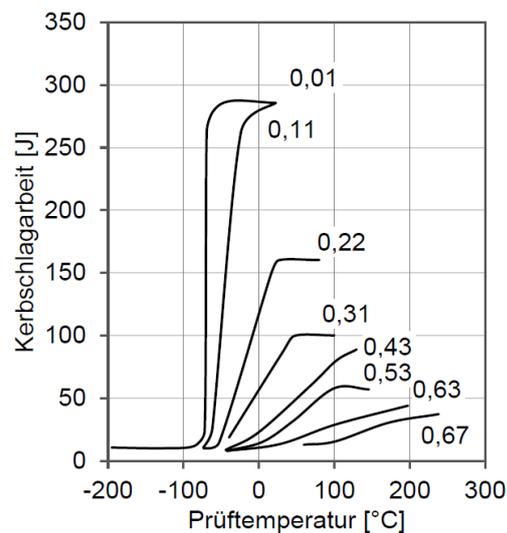


Abbildung 2.7: Einfluss des Kohlenstoffes auf die Werkstoffzähigkeit nach [70]

In Abbildung 2.6 ist die Änderung der Übergangstemperatur und der Streckgrenze für festigkeitssteigernde Maßnahmen aufgeführt. Infolge von Mischkristallverfestigungen durch Mangan und Nickel und Kornverfeinerungen nimmt die Übergangstemperatur ab und infolge Ausscheidungshärtungen, Verfestigung durch Versetzungen und Mischkristallverfestigung durch Kohlenstoff zu. Die Korrelation zwischen Kohlenstoff und der Übergangstemperatur bzw. der Kerbschlagarbeit ist in Abbildung 2.7 für mehrere Kohlenstoffgehalte genauer herausgearbeitet, in der klar der negative Einfluss großer Kohlenstoffgehalte auf die Zähigkeit hervorgeht. Durch die ansteigende Perlitmenge, in die der Kohlenstoff eingelagert wird, steigen die Anteile spröder Zementitphasen an.

Eine weitere wichtige Einflussgröße ist der Verformungsgrad. Durch Kaltumformungen findet eine Kaltverfestigung statt, die zu einer Steigerung der Versetzungsdichte führt und somit die Werkstoffversprödung negativ beeinflusst. Betrachtet man die Änderung der Übergangstemperatur in Abbildung 2.8 infolge des Verformungsgrads, so zeigt sich im Intervall von null bis 10% ein nahezu linearer Verlauf für alle in [4] untersuchten Baustähle. Die Auswertung für Verformungsgrade über 10% kann anhand der in [64] durchgeführten Untersuchungen eines ST 52-3 (vergleichbar mit einem S355 J2+N) erfolgen, dessen Ergebnisse in Abbildung 2.9 aufgeführten sind. Auch hier zeigt sich, dass die Kerbschlagarbeit mit steigendem Umformgrad abnimmt und somit die Zähigkeit und das Spröbruchverhalten signifikant verschlechtert.

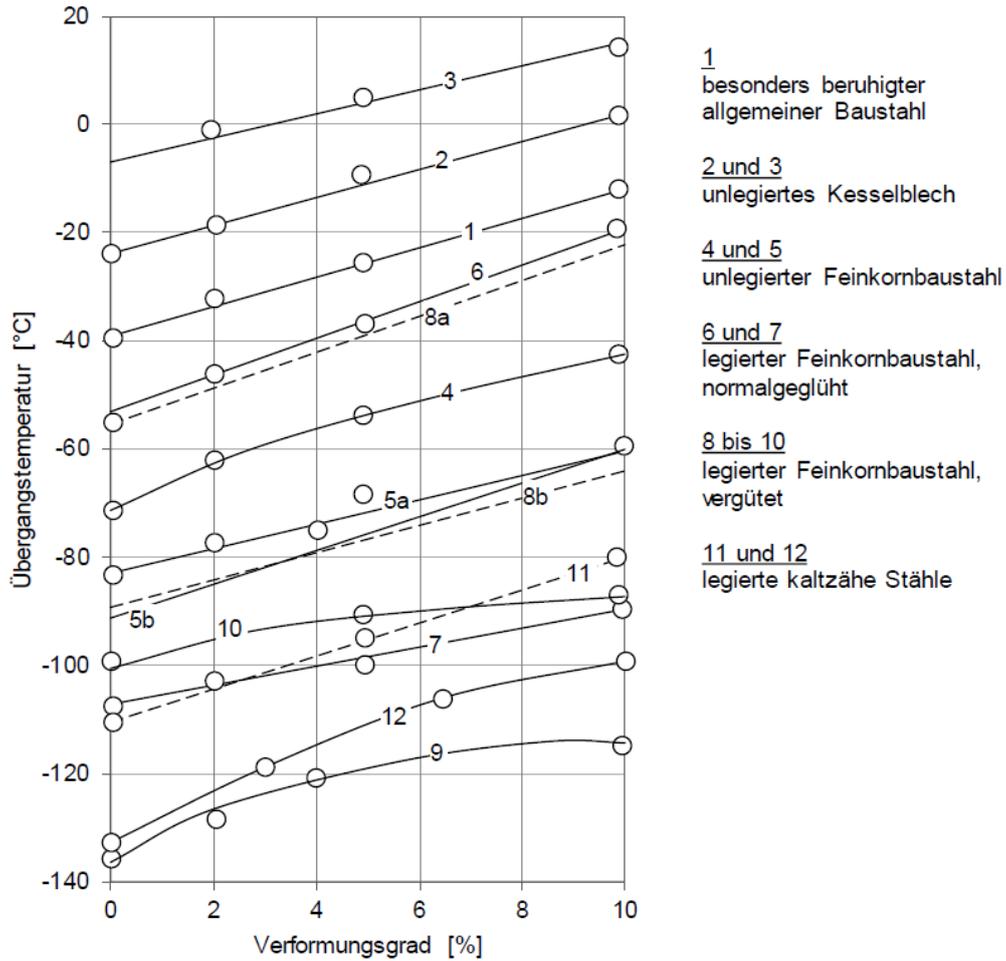
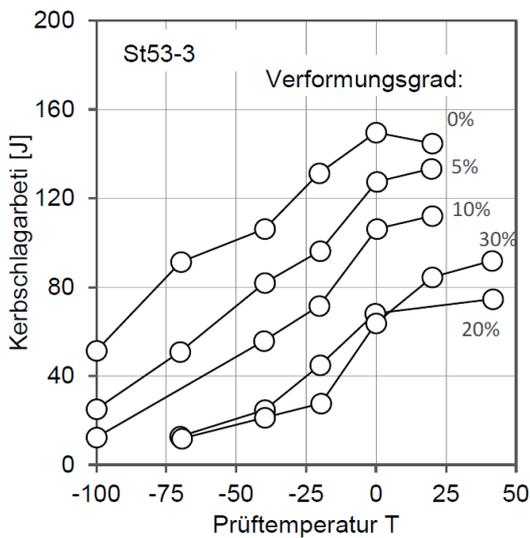
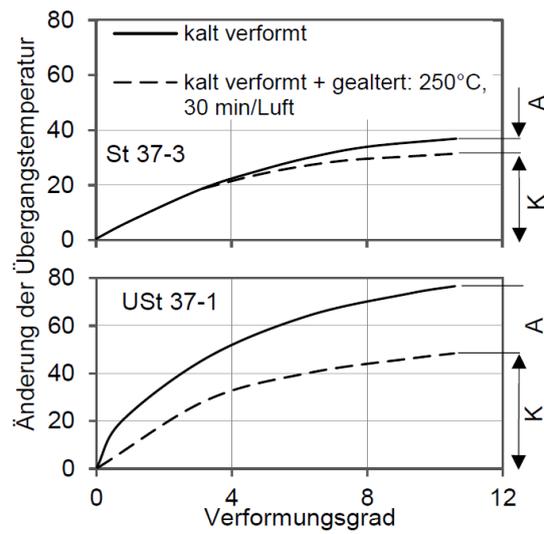


Abbildung 2.8: Abhängigkeit der Übergangstemperatur vom Verformungsgrad nach [4]



St52-3 0,15% C, 0,4% Si, 1,4% Mn

Abbildung 2.9: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Kaltumformung aus ([58] und [64])



St37-3 0,14% C, 0,1% Al, 0,006% N

USt37-1 0,08% C, 0,009% N

Abbildung 2.10: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Reckalterung aus ([58] und [64])

Ein weiterer Effekt, der die Zähigkeit eines kaltverformten Stahlbauteils negativ beeinflusst, ist die Reckalterung. Durch das Kaltumformen nehmen die Versetzungen innerhalb des Gefüges zu, in dessen Bereichen sich über längere Zeit diffundierter Stickstoff ansammelt und sich somit die Bewegungsfähigkeit einschränkt. Das Diffundieren des Stickstoffs kann durch erhöhte Temperaturen (200 – 300 °C) noch beschleunigt werden, wodurch beispielsweise beim Schweißen oder Glühen die Reckalterung beschleunigt wird. Voraussetzung des Alterungsprozesses ist stets ein ausreichender Anteil an Stickstoff im Stahl, weshalb in den Werkstoffnormen in Tabelle: 2-1 der Stickstoffgehalt beschränkt wird. Dieser kann beispielsweise durch ein aufwendiges Vakuum-Verfahren in der Herstellung oder das Auflegieren mit Aluminium erzielt werden. Bei dem zweiten Verfahren wird der Stickstoff als Nitrit eingelagert, sodass dieser die Versetzungen nicht mehr blockieren kann und der Alterungsprozess verlangsamt wird, vgl. ([1], [69] und [70]). Die Quantität dieses Einflusses ist in Abbildung 2.10 aufgezeigt, die den Zusammenhang der Änderung der Übergangstemperatur für einen UST 37-3, mit Aluminium gebundenen Stickstoff, und an einem St 37-3, ohne gebundenen Stickstoff, in Abhängigkeit des Verformungsgrads aufzeigt. Wie zu erwarten ist bei dem Werkstoff mit gebundenen Stickstoff sowohl die Änderung der Übergangstemperatur infolge dem Kaltverformen als auch der Reckalterung geringer als beim unlegierten.

Tabelle: 2-1: Eisenbegleiter in Stahl

Werkstoff	DIN EN Norm	Stickstoff [%] max.	Aluminium [%] min.	Phosphor [%] max.
S235J0	10025-2	0,012*	-	0,030
S235J2		-		0,025
S355J0		0,012*		0,030
S355J2		-		0,025
S355N	10025-3	0,015	0,02	0,025
S355M	10025-4			
S460N	10025-3	0,025	0,02	0,025
S460M	10025-4			

*Der Höchstwert für den Stickstoffgehalt gilt nicht, wenn der Stahl ein Gesamtgehalt an Aluminium von mindestens 0,020 % oder einen Gehalt an säurelöslichem Aluminium von mindestens 0,015 % oder genügend andere Stickstoff abbindende Element enthält. Die Stickstoff abbindenden Elemente sind in der Prüfbescheinigung anzugeben.

Abgesehen vom Stickstoff gibt es weitere chemische Elemente, die die Zähigkeit und somit das Spröbruchverhalten negativ beeinflussen und in den Werkstoffnormen begrenzt werden, siehe Tabelle: 2-1. Da die Vorstellung aller im üblichen Baustahl vorkommenden Elemente und deren Auswirkungen den Rahmen dieser Arbeit übersteigen würden, wird an dieser Stelle auf weitere Literatur, wie beispielsweise [2], verwiesen.

Neben der chemischen Zusammensetzung des Stahls weisen auch die in Abbildung 2.11 dargestellten Korngrößen einen großen Einfluss auf das Spröbruchverhalten auf. Mit absteigender Korngröße steigen die Anzahl der Versetzungen und potenziellen Gleitebenen an. Diese Korrelation ist auch in Abbildung 2.12 erkennbar. Die Ergebnissen der

Kerbschlagbiegeversuche von [64] an einem S355J2 zeigen, dass mit ansteigender Korngröße auch die Übergangstemperaturen ansteigen und somit die Sprödbuchgefahr zunimmt. Des Weiteren wird durch eine Steigerung der Festigkeit die Zähigkeit erhöht, siehe [70].

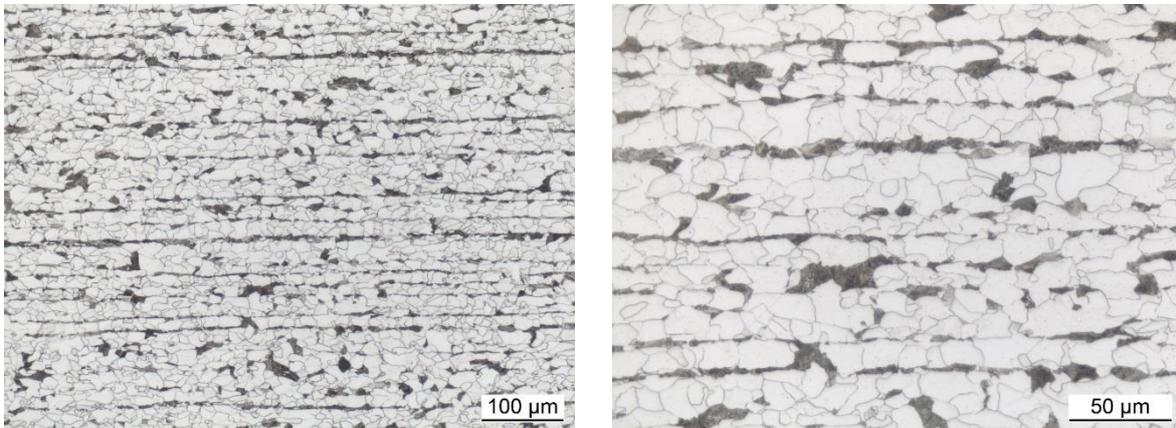


Abbildung 2.11: Mikroschliffe zur Bestimmung der Korngrößen eines Baustahls

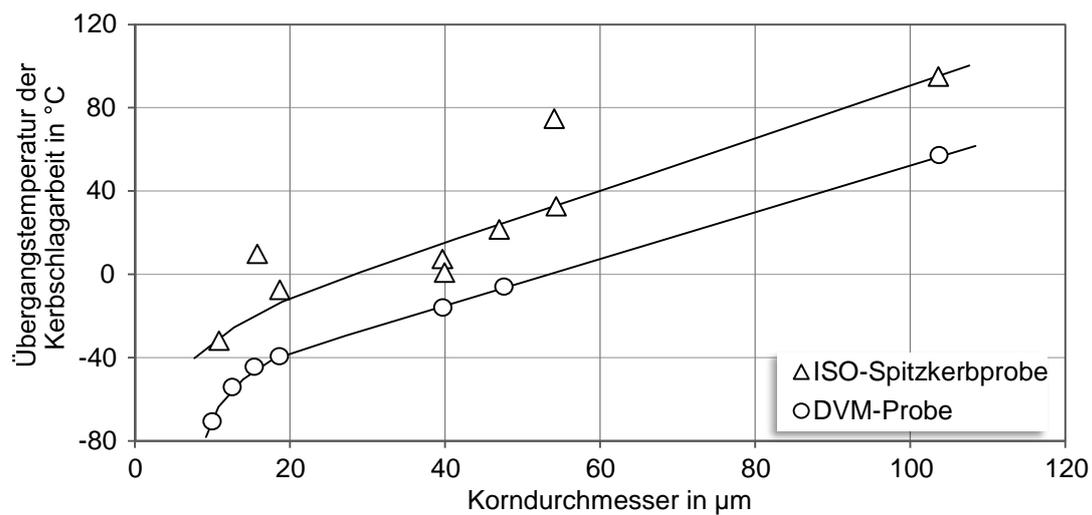


Abbildung 2.12: Einfluss der Korngröße auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit ([64] und [70])

2.3 Normative Regelungen zur Werkstoffwahl von Stahlbauten

Die Definition von Stahl ist im zweiten Abschnitt von DIN EN 10020 [11] als Werkstoff geregelt, dessen Massenanteil an Eisen größer als jedes anderen Elementes ist, dessen Kohlenstoffgehalt im Allgemeinen kleiner als 2 % ist und der andere Elemente enthält. Im Kapitel 3.2 wird zudem zwischen unlegierten Stählen, bei denen keiner der in Tabelle 2-2 aufgeführten Grenzwerte erreicht wird, nichtrostende Stähle, die einen Massenanteil an Chrom von mindestens 10,5 % und höchstens 1,2 % Kohlenstoff aufweisen, und andere legierte Stähle unterschieden, die nicht der Definition für nichtrostende Stähle entsprechen und bei denen wenigstens einer der Grenzwerte nach Tabelle 2-2 erreicht wird.

Tabelle 2-2: Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [11]

Festgelegtes Element		Grenzwert in %	Festgelegtes Element		Grenzwert in %	Festgelegtes Element		Grenzwert in %	
Al	Aluminium	0,30	Pb	Blei	0,40	Si	Silicium	0,60	
B	Bor	0,0008	La	Lanthanide	0,10	Te	Tellur	0,10	
Bi	Bismut	0,10	Mn	Mangan	1,65 ^a	Ti	Titan	0,05	
Co	Cobalt	0,30	Mo	Molybdän	0,06	V	Vanadium	0,10	
Cr	Chrom	0,30	Nb	Niob	0,06	W	Wolfram	0,30	
Cu	Kupfer	0,40	Se	Selen	0,10	Zr	Zirconium	0,05	
Ni	Nickel	0,30	Sonstige (mit Ausnahme von Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Stickstoff (jeweils))						0,10

^a Falls für Mangan nur ein Höchstwert festgelegt ist, ist der Grenzwert 1,80% und die 70%-Regel gilt nicht.

Des Weiteren wird zwischen Qualitäts- und Edelstählen unterschieden, wobei die Ansprüche bezüglich der Reinheitsgrade bei den Edelstählen erhöht sind. Zudem werden bei Edelstählen zusätzliche Anforderungen bezüglich Einhärtungstiefen oder Oberflächenhärten und Mindestwerte der Kerbschlagarbeit gestellt, die bei den im Stahlbau aktuell eingesetzten Stählen erfüllt sind. Bei den in DIN EN 10020 [11] genormten Stähle des üblichen Hochbaus eingesetzten Stählen handelt sich somit um unlegierte Edelstähle.

In Kapitel 4.3.1.2.1 der DIN EN 10020 [11] sind zudem Anforderungen für schweißgeeignete Feinkornbaustähle aufgeführt, die beispielweise die in Tabelle 2-3 aufgeführte Grenzwerte für Legierungsgehalte betreffen. Zudem werden Anforderungen an die festgelegte Mindeststreckgrenze für Dicken $\leq 16\text{mm}$ und Mindestwert der Kerbschlagarbeit an Charpy-V-Kerbproben in Längs- und Querrichtung entnommene Proben gestellt.

Tabelle 2-3: Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [11]

Festgelegtes Element		Grenzwert in %	Festgelegtes Element		Grenzwert in %	Festgelegtes Element		Grenzwert in %
Cr	Chrom	0,50	Mo	Molybdän	0,10	Ti	Titan	0,12
Cu	Kupfer	0,50	Nb	Biob	0,08	V	Vanadium	0,12
Mn	Mangan	1,80	Ni	Nickel	0,50	Zr	Zirconium	0,12

In Abbildung 2.13 ist ein Schema zur Bezeichnung von Baustählen auf Grundlage von DIN EN 10027 [18] dargestellt, die sich aus den drei Grundelementen Hauptsymbole, Zusatzsymbole für Stähle und Zusatzsymbole für Stahlerzeugnisse zusammensetzt. Stähle, deren Bezeichnung mit dem Buchstaben G beginnen, werden als Stahlguss bezeichnet und zeichnen sich durch einen erhöhten Kohlenstoffgehalt aus. Da diese Werkstoffe eine sehr geringe Zähigkeit aufweisen und somit stark Spröbruch gefährdet sind, werden diese äußerst selten im klassischen Hochbau eingesetzt.

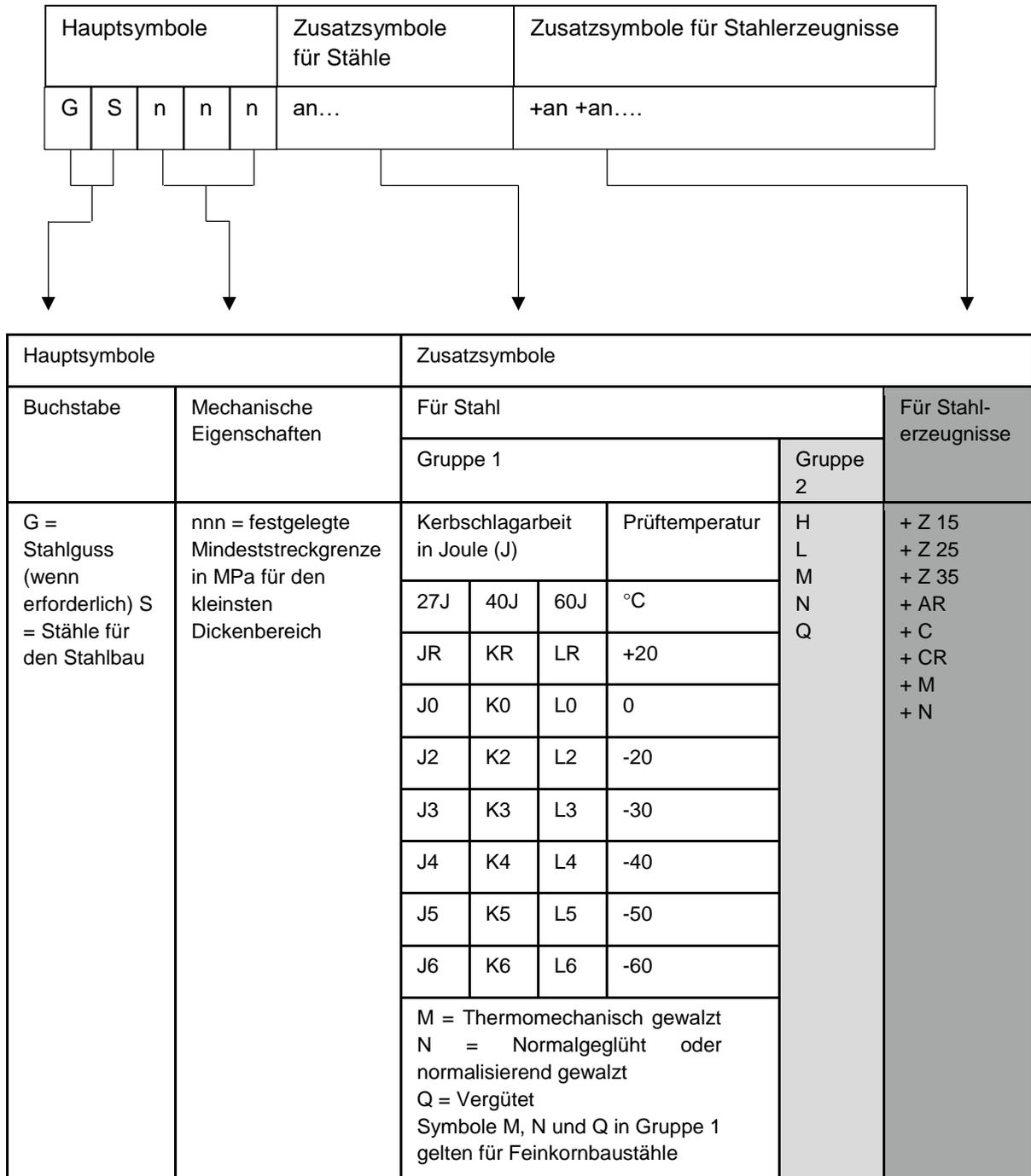


Abbildung 2.13: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [18]

Die Legende zur Abbildung 2.13 ist in Tabelle 2-4 aufgeführt, bei der zur Trennung zwischen Zusatzsymbole für Stähle und Zusatzsymbole für Stahlerzeugnisse stets auf das vorgestellte „+“ zu achten ist. Die Kaltumformbarkeit wird mit dem Zusatzsymbol C gekennzeichnet, das Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen

häufig in der Praxis mit dem Zusatzsymbol +C für eine durch den Herstellprozess durchgeführte Kaltverfestigung verwechselt wird. Ein weiteres Beispiel bildet der Zusatz N bzw. +N, der darauf hinweist, dass der Walzprozess so durchgeführt wurde, dass im Endzustand ein durch Normalglühen wieder herstellbares Gefüge vorliegt. Da in den Liefernormen keine direkten Anforderungen an Eigenspannungszustände aufgeführt sind, können in den Blechen durch Richten und Walzen Eigenspannungen indiziert werden, solange nach einem Normalglühen die Sollwerte der mechanischen Eigenschaften wieder hergestellt sind.

Tabelle 2-4: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [18]

Legende Für Stahl Gruppe 2	Legende Für Stahlerzeugnisse
C Mit besonderer Kaltumformbarkeit	+Z15 Mindest-Brucheinschnürung senkrecht zur Oberfläche 15%
H Hohlprofile	+Z25 Mindest-Brucheinschnürung senkrecht zur Oberfläche 25%
L Für tiefe Temperaturen	+Z35 Mindest-Brucheinschnürung senkrecht zur Oberfläche 35%
M Thermomechanisch gewalzt	+AR Wie gewalzt (ohne jegliche besondere Walz und/oder Wärmebehandlungsbedingung)
N Normalgeglüht oder normalisierend gewalzt	+C Kaltverfestigt
Q Vergütet	+CR Kaltgewalzt
	+M Thermomechanisch umgeformt
	+N Normalgeglüht oder normalisierend umgeformt

Die im Stahlbau zulässigen Stähle sind in Tabelle 2-5 und Tabelle 2-6 aufgeführt und in der DIN EN 1993-1-1 [24] geregelt. In den Liefernormen für Baustähle sind die Prüfverfahren zur Bestimmung von mechanischen Eigenschaften, wie Festigkeit und Zähigkeit, und technologischen Eigenschaften, wie die Korngröße, geregelt. Des Weiteren werden Anforderungen bezüglich der Kaltumformbarkeit gestellt, nach denen für die in Tabelle 2-7 aufgeführten Mindestbiegeradien keine Risse oder Brüche eintreten dürfen. Da die Tabellen lediglich Blechdicken bis $t > 30$ mm regeln, endet formal auch die Kennzeichnung der Kaltumformbarkeit bei 30 mm.

Tabelle 2-5: Nach DIN EN 1993-1-1 [24] für den Stahlbau zugelassene Stähle

DIN EN 10025-2 [13] unlegierter Baustahl	DIN EN 10025-3 [14] Feinkornbaustahl	DIN EN 10025-4 [15] thermomechanisch gewalzt	DIN EN 10025-5 [16] Wetterfester Baustahl	DIN EN 10025-6 [17] Vergüteter Zustand
S235	S275 N/NL	S275M/ML	S235 W	S460 Q/QL/QL1
S275	S355N/NL	S355M/ML	S355 W	
S355	S420N/NL	S420M/ML		
S450	S460N/NL	S460M/ML		

Tabelle 2-6: Nach DIN EN 1993-1-1 [24] für den Stahlbau zugelassene Stähle für Hohlprofile

DIN EN 10219-1 [23] Hohlprofile kaltgefertigt		DIN EN 10210-1 [22] Hohlprofile warmgefertigt		
unlegierter Baustahl	Feinkornbaustahl	unlegierter Baustahl	Feinkornbaustahl	thermomechanisch gewalzt
S235 H	S275 NH/NKH	S235 H	S275 NH/NLH	S275 MH/MLH
S275 H	S355 NH/NLH	S275 H	S355 NH/NLH	S355 MH/MLH
S355 H	S420 NH/NLH	S355 H	S420 NH/NLH	S420 MHMLH
	S460 NH/NLH		S460 NH/NLH	S460 M/MLH

Tabelle 2-7: Einzuhaltende Mindestbiegeradien nach entsprechender Liefernorm

Liefernorm	Stahl- güte	Zusätzliche Anforderungen für Bleche - geeignet zum Abkanten	Blechdicke [t]	Zulässiger Mindestbiegeradius [r _i]	
				längs zur Walzrichtung	quer zur Walzrichtung
DIN EN 10025-2	S235 – S355	Gütegruppe C S355JRC (nicht geeignet)	Siehe Tabelle 12 nach DIN EN 10025-2		
DIN EN 10025-3 DIN EN 10025-4	S275, S355	Option 11a)	≤ 16mm	2,5 * t	2,0 * t
	S420, S460		≤ 16mm	5,0 * t	4,0 * t
DIN EN 10025-5		Option 11c)	Siehe Tabelle 6 nach DIN E N 10025-6		
DIN EN 10025-6	S460 – S890	Option 11a)	≤ 16mmmm	4,0 * t	3,0 * t
	S960			5,0 * t	4,0 * t

2.4 Bruchmechanische Nachweis nach DIN EN 1993-1-10

Die Stahlgütewahl zur Vermeidung von Sprödbruch ist in DIN EN 1993-1-10 [26] normativ geregelt und kann durch zwei Verfahren nachgewiesen werden. Die bruchmechanische Untersuchung basiert auf einen linear-elastischen Ansatz (LEBM), der durch die Modifizierung auf Grundlage des Failure-Assessment-Diagramm FAD unter Verwendung der k_{R6} Funktion auch Kleinbereichsfließen an der Risspitze berücksichtigt. Alternativ kann der Nachweis durch Verwendung von vereinfachenden Tabellenwerten erfolgen. Bei diesen Tabellen wurden für die häufig im Stahlbau verwendeten Stähle bereits bruchmechanische Untersuchungen durchgeführt. Der Nachweis erfolgt auf Temperaturebene unter Verwendung einer Ungleichung zwischen der Bezugstemperatur T_{Ed} auf der Einwirkungsseite und der Temperatur T_{Rd} . Der prinzipielle Ablauf zur Ermittlung ist in Abbildung 2.14 dargestellt, vgl. [46].

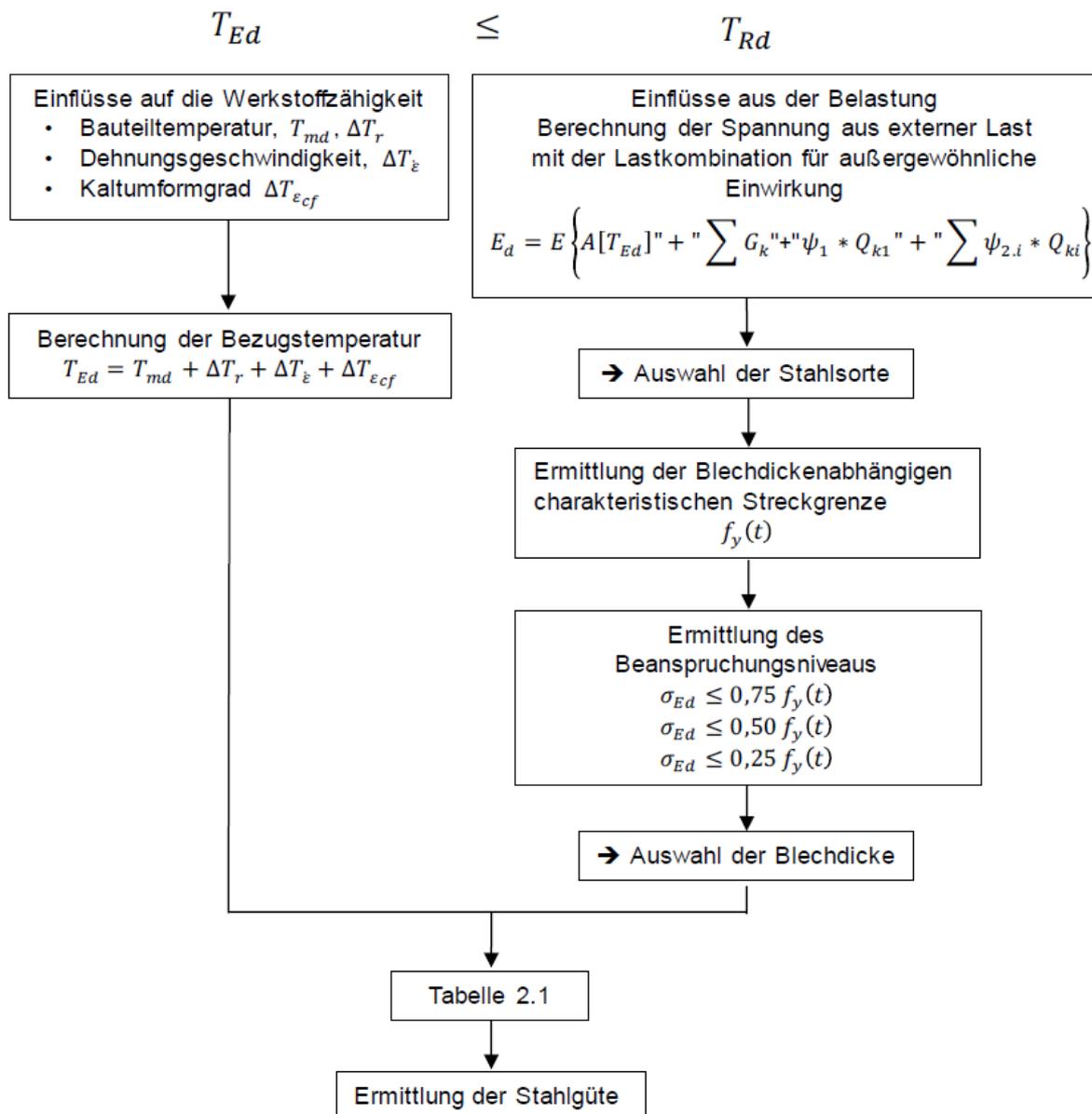


Abbildung 2.14: Ablauf zur Auswahl der Stahlgüte nach DIN EN 1993-1-10 [26]

T_{Rd} ... die Temperatur, bei der ausreichend zuverlässig ein bestimmter Wert der Zähigkeit unter der Nachweisbedingung angenommen werden kann

T_{Ed} ... Bezugstemperatur an der potenziellen Rissstelle ermittelt nach Gleichung (2.14)

Die Bezugstemperatur T_{Ed} ist in DIN EN 1993-1-10 [26] durch Gleichung (2.2) definiert. Die Einflussfaktoren auf die Materialzähigkeit werden hierbei nicht auf der Widerstandsseite berücksichtigt, sondern unabhängig voneinander auf der Einwirkungsseite ermittelt und anschließend aufsummiert. Da bei dieser Arbeit der Fokus auf den Einflussbereich von geschweißten und kaltumgeformten Bereichen liegt, wird besonders auf die Berücksichtigung der Kaltumformung eingegangen. Die weiteren Parameter werden ausführlich in ([38], [46], [47], [48], [60] und [63]) erörtert und diskutiert.

$$T_{Ed} = T_{md} + \Delta T_r + \Delta T_\sigma + \Delta T_R + \Delta T_{\dot{\epsilon}} + \Delta T_{\epsilon_{cf}} \quad (2.2)$$

T_{md} ... die niedrigste Lufttemperatur mit spezifizierter Wiederkehrperiode

ΔT_r ... die Temperaturverschiebung infolge von Strahlungsverlust

ΔT_σ ... die Temperaturverschiebung infolge von Spannung und der Streckgrenze des Werkstoffs der angenommenen rissähnlichen Imperfektionen, der Bauteile und der Abmessung

ΔT_R ... der zusätzliche Sicherheitsterm zur Anpassung an andere Zuverlässigkeitsanforderungen als zugrunde gelegt

$\Delta T_{\dot{\epsilon}}$... Temperaturverschiebung für andere Dehnungsgeschwindigkeiten als der zugrunde gelegten Geschwindigkeit $\dot{\epsilon}_0$

$\Delta T_{\epsilon_{cf}}$... die Temperaturverschiebung infolge des Kaltverformungsgrades ϵ_{cf}

In Kapitel 2.2 wurde bereits der Einfluss der Bauteiltemperatur auf die Materialzähigkeit vorgestellt, dessen Berücksichtigung bei der vereinfachten Nachweisführung ohne direkte Anwendung einer bruchmechanischen Untersuchung durch das Temperaturelement $\Delta T_{\epsilon_{cf}}$ nach Gleichung (2.3) erfolgt.

$$\Delta T_{\epsilon_{cf}} = -3 * \epsilon_{cf} \text{ in } ^\circ\text{C} \quad (2.3)$$

ϵ_{cf} ... Kaltumformgrad in %

Problematisch wirkt sich beim vereinfachten Verfahren der begrenzte Anwendungsbereich aus. Der in Abbildung 2.15 zugrundeliegende Abschnitt aus DIN EN 1993-1-10 [26] Tabelle 2-1 regelt lediglich die maximale Blechdicke und die erforderliche Stahlgüte bis zu einer maximalen Bezugstemperatur von $-50\text{ }^\circ\text{C}$. Für Stahlbrücken beträgt die Einsatztemperatur T_{mdr} nach Anhang NA.A bereits $-30\text{ }^\circ\text{C}$, vgl. Abbildung 2.16, sodass die im Brückenbau häufig verwendeten Trapezhohlprofile bei diesem Verfahren nur für sehr geringe Kaltumformgrade zulässig sind.

Tabelle 2.1 — Größte zulässige Erzeugnisdicken t in mm

Stahlsorte		$\frac{E_d}{K'} \frac{AC}{AC}$		Bezugstemperatur T_{Ed} °C																				
Stahl-sorte	Stahl-güte-gruppe	bei T °C	J_{min}	$\sigma_{Ed} = 0,75 f_y(t)$						$\sigma_{Ed} = 0,50 f_y(t)$						$\sigma_{Ed} = 0,25 f_y(t)$								
				10	0	-10	-20	-30	-40	-50	10	0	-10	-20	-30	-40	-50	10	0	-10	-20	-30	-40	-50
S235	JR	20	27	60	50	40	35	30	25	20	90	75	65	55	45	40	35	135	115	100	85	75	65	60
	J0	0	27	90	75	60	50	40	35	30	125	105	90	75	65	55	45	175	155	135	115	100	85	75
	J2	-20	27	125	105	90	75	60	50	40	170	145	125	105	90	75	65	200	200	175	155	135	115	100
S275	JR	20	27	55	45	35	30	25	20	15	80	70	55	50	40	35	30	125	110	95	80	70	60	55
	J0	0	27	75	65	55	45	35	30	25	115	95	80	70	55	50	40	165	145	125	110	95	80	70
	J2	-20	27	110	95	75	65	55	45	35	155	130	115	95	80	70	55	200	190	165	145	125	110	95
	M,N	-20	40	135	110	95	75	65	55	45	180	155	130	115	95	80	70	200	200	190	165	145	125	110
	ML,NL	-50	27	185	160	135	110	95	75	65	200	200	180	155	130	115	95	230	200	200	200	190	165	145
S355	JR	20	27	40	35	25	20	15	15	10	65	55	45	40	30	25	25	110	95	80	70	60	55	45
	J0	0	27	60	50	40	35	25	20	15	95	80	65	55	45	40	30	150	130	110	95	80	70	60
	J2	-20	27	90	75	60	50	40	35	25	135	110	95	80	65	55	45	200	175	150	130	110	95	80
	K2,M,N	-20	40	110	90	75	60	50	40	35	155	135	110	95	80	65	55	200	200	175	150	130	110	95
	ML,NL	-50	27	155	130	110	90	75	60	50	200	180	155	135	110	95	80	210	200	200	200	175	150	130
S420	M,N	-20	40	95	80	65	55	45	35	30	140	120	100	85	70	60	50	200	185	160	140	120	100	85
	ML,NL	-50	27	135	115	95	80	65	55	45	190	165	140	120	100	85	70	200	200	200	185	160	140	120
S460	Q	-20	30	70	60	50	40	30	25	20	110	95	75	65	55	45	35	175	155	130	115	95	80	70
	M,N	-20	40	90	70	60	50	40	30	25	130	110	95	75	65	55	45	200	175	155	130	115	95	80
	QL	-40	30	105	90	70	60	50	40	30	155	130	110	95	75	65	55	200	200	175	155	130	115	95
	ML,NL	-50	27	125	105	90	70	60	50	40	180	155	130	110	95	75	65	200	200	200	175	155	130	115
	QL1	-60	30	150	125	105	90	70	60	50	200	180	155	130	110	95	75	215	200	200	200	175	155	130
S690	Q	0	40	40	30	25	20	15	10	10	65	55	45	35	30	20	20	120	100	85	75	60	50	45
	Q	-20	30	50	40	30	25	20	15	10	80	65	55	45	35	30	20	140	120	100	85	75	60	50
	QL	-20	40	60	50	40	30	25	20	15	95	80	65	55	45	35	30	165	140	120	100	85	75	60
	QL	-40	30	75	60	50	40	30	25	20	115	95	80	65	55	45	35	190	165	140	120	100	85	75
	QL1	-40	40	90	75	60	50	40	30	25	135	115	95	80	65	55	45	200	190	165	140	120	100	85
	QL1	-60	30	110	90	75	60	50	40	30	160	135	115	95	80	65	55	200	200	190	165	140	120	100

Abbildung 2.15: Größte zulässige Blechdicke gemäß dem Spröbruchkonzept nach [26]

Tabelle NA.A.1 — Einsatztemperaturen T_{mdr} für verschiedene Bauteile

Zeile	Bauteil	Einsatztemperatur T_{mdr} °C
1	Stahl- und Verbundbrücken	-30
2	Stahltragwerke im Hochbau	
2a	Außen liegende Bauteile	-30
2b	Innen liegende Bauteile	0
3	Kranbahnen (Außenliegende Bauteile)	-30
4	Stahlwasserbau	
4a	Verschlusskörper, die zeitweilig ganz oder zu einem großen Teil aus dem Wasser herausgenommen werden	-30
4b	Einseitig von Wasser benetzte Verschlusskörper	-15
4c	Beidseitig teilweise von Wasser benetzte Verschlusskörper	-15
4d	Verschlusskörper, die sich vollständig unter Wasser befinden	-5

Abbildung 2.16: Einsatztemperaturen T_{mdr} nach DIN EN 1993-1-10 Anhang NA.A [26]

Alternativ zur tabellarischen Nachweisführung kann eine ausreichende Zähigkeit auf Basis einer linear-elastischen bruchmechanischen Untersuchung (LEBM) sichergestellt werden, die vor allem für Werkstoffe mit keinem oder sehr geringem plastischen Materialverhalten gute Ergebnisse liefert. Für Baustähle, die sich in Hochlagen befinden und lokale Spannungsspitzen durch Spannungsumlagerungen abbauen können, liefern die Ansätze der elastisch-plastischen Bruchmechanik zutreffendere Ergebnisse, die beispielsweise durch das J-Integral- und das CTOD-Konzept anwendbar sind.

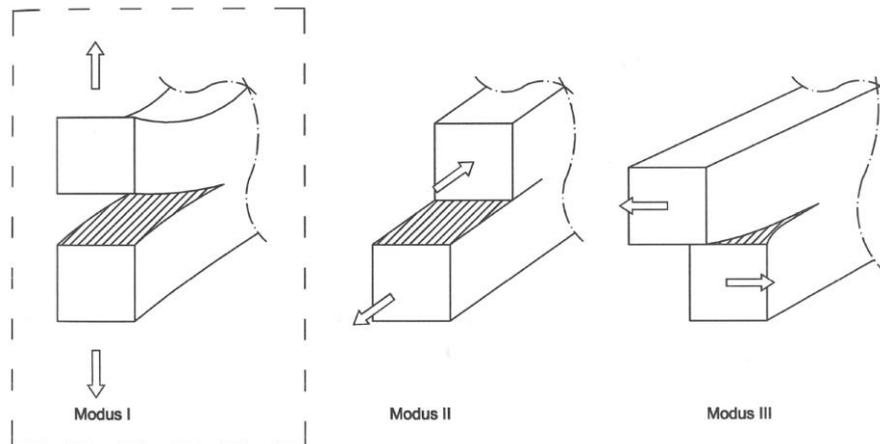


Abbildung 2.17: Rissbeanspruchungsarten nach [63]

Grundlegend ist bei der Bruchmechanik zwischen den in Abbildung 2.17 aufgeführten Rissmodi für die Belastungen (a) Normalspannung, (b) Längsschub- und (c) Querschubspannung zu unterscheiden, wobei nach [63] der erste Modus kritisch ist. Mit Hilfe der bruchmechanischen Analyse wird das Bruchverhalten von Werkstoffen über die Beschreibung der Zähigkeit dargestellt, wobei stets von einem rissbehafteten Bauteil ausgegangen wird. Bei der Analyse wird die risstreibende Beanspruchung $J_{appl,d}$ mit der vorhandenen Beanspruchbarkeit $J_{Mat,d}$ in Abhängigkeit der Temperatur T_{Ed} verglichen, siehe Gleichung (2.4).

$$J_{appl,d} \leq J_{Mat,d}(T_{Ed}) \quad (2.4)$$

Die Ermittlung dieser beiden Kenngrößen ist für eine nichtlineare Berechnungen meist sehr aufwendig, sodass in der Praxis meist auf das genormte Failure-Assessment-Diagramm *FAD* zurückgegriffen wird, das zwar auf der LEBM aufbaut, jedoch durch die Erweiterung der k_{R6} Funktion auch im Bereich von Zähigkeitshochlagen wirtschaftliche und zuverlässige Bemessungen ermöglicht. Hierbei werden in dem in Abbildung 2.18 dargestellten Diagramm auf der Abszisse die Beanspruchung in Form des idealen Plastifizierungsgrades L_R und in der Ordinate die Beanspruchungen das Verhältnis k_{R6} aufgetragen. Der Wert k_{R6} steht in diesem Zusammenhang für das Verhältnis zwischen den Spannungsintensitätsfaktoren auf Grundlage von linear-elastischer Bruchmechanikuntersuchungen $K_{appl,d}^*$ zu temperaturunabhängigen Materialwiderstand $K_{mat,d}$. Das Diagramm ist somit als Vergleich zwischen den beiden Versagensformen spröde und duktil zu verstehen, in dem die allgemeine Formulierung für einen Bauteilnachweis, die Einwirkung E_D muss größer als der Widerstand R_D sein, für beide Versagensformen aufgetragen wird. In Abhängigkeit der Ausnutzungen der in den

Gleichungen (2.5) und (2.6) aufgeführten Ungleichungen lässt sich neben der Nachweisführung auch die Versagensformen duktil oder spröde anschaulich bestimmen, vgl. [45].

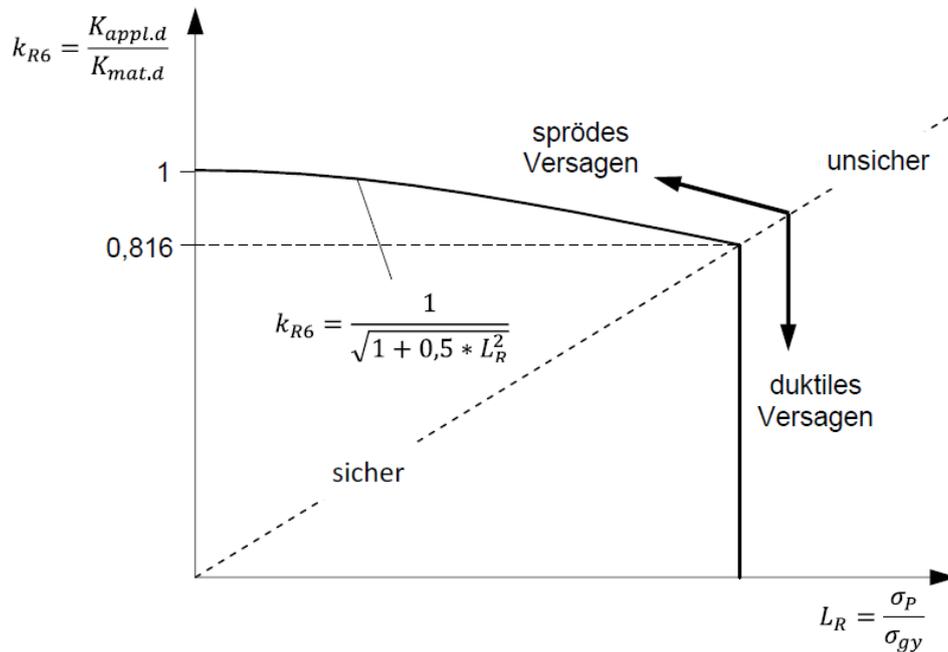


Abbildung 2.18: Failure-Assessment-Diagramm FAD

$$E_d \leq R_d \quad (2.5)$$

$$K_{appl,d}^* \leq K_{Mat,d} \quad (2.6)$$

Der K-Faktor ist stets in Abhängigkeit der Rissgeometrie zu ermitteln und kann auf Grundlage von numerischen, experimentellen oder analytischen Ansätzen erfolgen. Ein häufig verwendeter analytischer Ansatz zur Ermittlung des K-Faktors ist in Gleichung (2.7) angegeben, der in Abhängigkeit der Nennspannung σ_{Ed} , der Rissgröße a_d und den beiden Korrekturfunktionen zur Erfassung der Riss- und Bauteilgeometrie $Y(a)$ und $M_k(a)$ definiert ist.

$$K_{appl,d} = \sigma_{Ed} \sqrt{\pi * a_d} * Y(a) * M_k(a) \quad (2.7)$$

σ_{Ed} ... Nennspannungen an der Stelle der potentiellen Rissinitiation unter Berücksichtigung der Bruttoquerschnittsfläche

a_d ... Rissgröße

$Y(a), M_k(a)$... Korrekturfunktion zur Erfassung der Riss – und Bauteilgeometrie

Zur Berücksichtigung des Spannungsabbaus an der Risspitze infolge einer Spannungsumlagerung kann der K-Faktor unter Verwendung von Gleichung (2.8) durch das zusätzliche Ermitteln von k_{R6} und ρ modifiziert werden. Die Definition der beiden Variablen ist

in den Gleichungen (2.9) bis (2.12) aufgeführt und baut vor allem auf das Verhältnis L_r zwischen der Primärspannung σ_p und Grenzfließspannung σ_{gy} auf. Zudem wird die Sekundärspannung σ_s berücksichtigt, die durch äußere Einwirkungen entsteht.

$$K_{appl,d}^* \leq \frac{K_{appl,d}}{k_{R6} - \rho} \quad (2.8)$$

$$L_r = \frac{\sigma_p}{\sigma_{gy}} \quad (2.9)$$

$$k_{R6} = \frac{1}{\sqrt{1 + 0,5 * L_r}} \quad \text{für } L_r < 1,0 \quad (2.10)$$

$$k_{R6} = 0,816 \quad \text{für } L_r = 1,0$$

$$\rho = \rho_1 \quad \text{für } L_r \leq 0,8$$

$$\rho = 4 * \rho_1 (1,05 * L_r) \quad \text{für } 0,8 \leq L_r \leq 1,05 \quad (2.11)$$

$$\rho = 0 \quad \text{für } L_r \geq 1,05$$

$$\rho_1 = 0 \quad \text{für } \psi = \frac{\sigma_s * L_r}{\sigma_p} \leq 0$$

$$\rho_1 = 0,1 * \psi^{0,714} - 0,007 * \psi^2 + 0,00003 * \psi^5 \quad \text{für } \psi = \frac{\sigma_s * L_r}{\sigma_p} \leq 5,2 \quad (2.12)$$

$$\rho_1 = 0,25 \quad \text{für } \psi = \frac{\sigma_s * L_r}{\sigma_p} \geq 5,2$$

σ_p ... Primärspannung

σ_s ... Sekundärspannung

σ_{gy} ... Grenzfließspannung

Der Nachweis nach DIN EN 1993-1-10 [26] basiert auf Kerbschlagbiegeversuche, dessen Ablauf in Abbildung 2.19 zusammenfassend dargestellt ist und in Kapitel 2.5 näher vorgestellt wird. Durch die Korrelation nach Sanz [50] wird die Temperatur T_{27} bei einer Kerbschlagarbeit von 27J über eine Temperaturverschiebung in eine Temperatur T_{100} bei 100J umgerechnet. Anschließend wird unter Verwendung von Gleichung (2.14) auf Grundlage der Temperatur T_{100} über die Zähigkeits-Masterkurve nach Wallin [68] die Bruchzähigkeit K_{Mat} ermittelt.

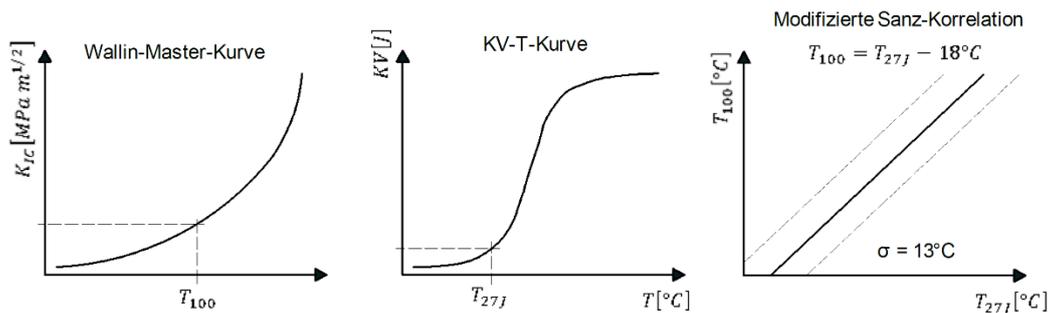


Abbildung 2.19: Korrelation von Kerbschlagarbeit nach Wallin und Sanz [48]

$$T_{100} = T_{27J} - 18^{\circ}\text{C} \quad (2.13)$$

$$K_{mat,d}(T_{Ed}) = 20 + \left[70 \left(\exp \frac{T_{Ed} - T_{100} + \Delta T_R}{52} \right) + 10 \right] * \left(\frac{25}{b_{eff}} \right)^{1/4} \quad (2.14)$$

T_{100} ... Temperatur, bei der die Bruchzähigkeit K_{mat} den Wert 100 MPa m^{1/2} besitzt

b_{eff} ... Länge der Rissfront

ΔT_R ... Sicherheitselement in Form einer Temperaturverschiebung ΔT_R stellt auf Grund von Zuverlässigkeitsanforderungen den erforderlichen Sicherheitsabstand der Nachweisgleichung gegen sprödes Versagen dar und wird aus der Nachrechnung von Bauteilversuchen bestimmt

Die Berücksichtigung der Riss- und Bauteilgeometrie und der anliegenden Spannung erfolgt durch Gleichung (2.15) und ermöglicht somit die gezielte Anpassung des Nachweises nach der Ungleichung auf Basis der Temperatur nach Gleichung (2.2).

$$\Delta T_{\sigma} = -52 * \ln \left[\frac{(K_{appl,d}^* - 20) * \left(\frac{b_{eff}}{25} \right)^{1/4} - 10}{70} \right] \quad (2.15)$$

Zusammenfassend kann somit festgehalten werden, dass sich die Nachweisführung nach Tabelle 2 1 aus DIN EN 1993-1-10 [26] besonders für schnelle Nachweisführungen eignet, die durch eine ausgeprägtes Sicherheitsniveau charakterisiert werden können. Für Bauteile mit großen Ausnutzungen kann die Nachweisführung auf Grundlage einer bruchmechanischen Untersuchung sinnvoll sein. Das Risswachstum und die Geometrie der Anriss können hierbei sehr viel genauer untersucht werden und müssen somit nicht für den schlechtesten denkbaren Fall ausgewertet werden. Wie groß das Optimierungspotenzial tatsächlich ist, wurde für kaltgefertigte Hohlprofile beispielhaft in [34] und für typische Hochbaudetails in [38] untersucht, auf deren Grundlage neue Tabellen auf Basis des bruchmechanischen Modells erarbeitet wurden. An dieser Stelle soll noch einmal ausdrücklich darauf hingewiesen werden, dass in

DIN EN 1993-1-10 [26] explizit die Nachweisführung gegen Spröbruch durch Bauteilveruche ermöglicht wird.

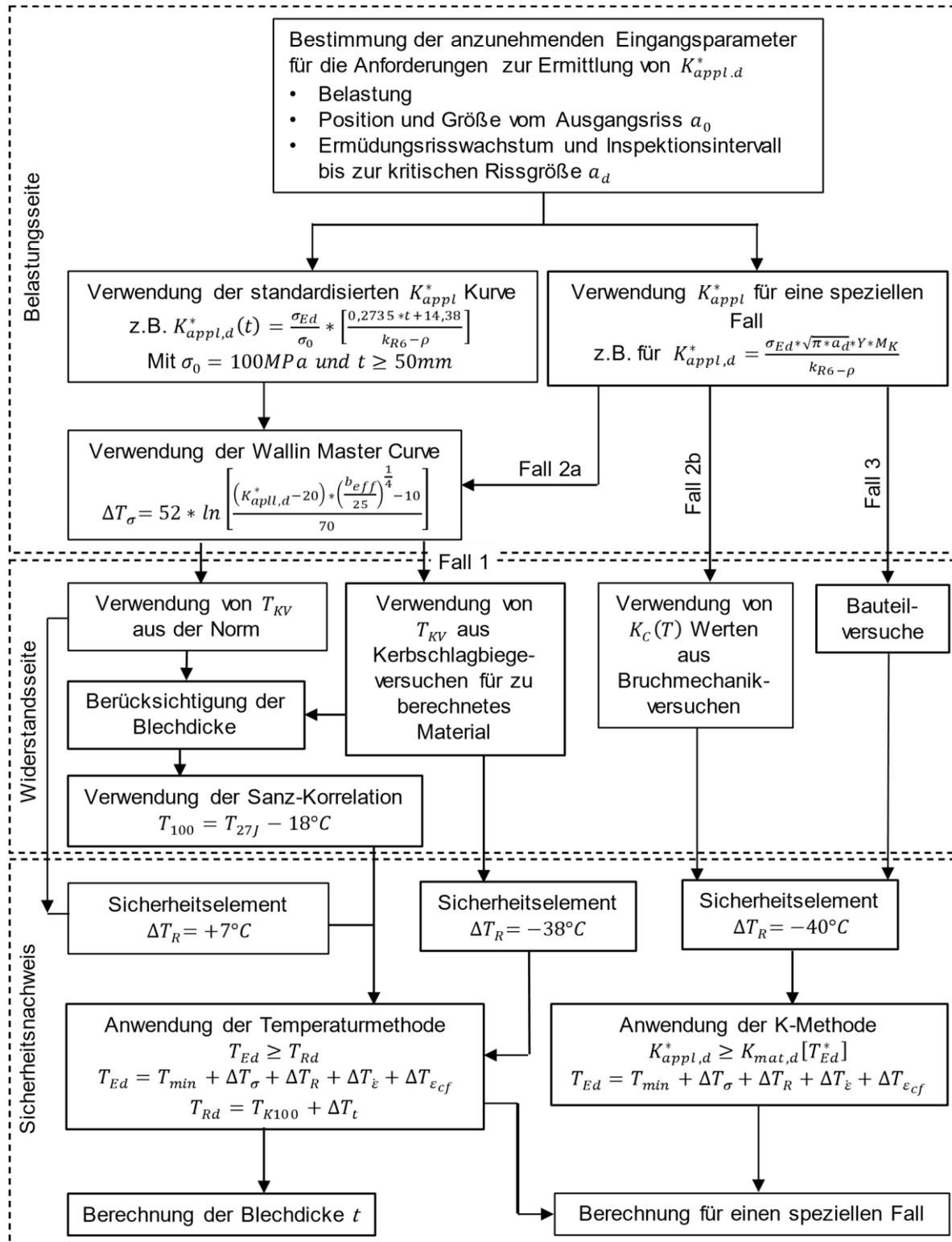


Abbildung 2.20: Ablaufschema für die bruchmechanische Berechnung nach [60]

Der Ablauf des Sprödbruchnachweises nach dem Hintergrunddokument der DIN EN 1993-1-10 [26] ist in Abbildung 2.20 schematisch dargestellt und ist in die Bereiche Belastungsseite, Widerstandseite und Sicherheitsnachweis gegliedert. Der Nachweis kann insgesamt durch drei Fälle erfolgen, wobei im ersten Schritt stets die Rissspitzenbelastung $K_{appl,d}^*$ zu berechnen ist. Zur Ermittlung dieser Rissspitzenbelastung stehen im Hintergrunddokument standardisierte Kurven zur Verfügung. Alternativ kann diese auch durch LEBM Berechnungen erfolgen. Anschließend kann durch mehrere Verfahren der Widerstand eines Bauteils gegen Sprödbruch ermittelt werden. Die Kerbschlagversuche basieren auf der Sanz-Korrelation, die Verwendung von $K_C(T)$ auf bruchmechanische Versuche und bei Bauteilversuchen werden der Werkstoffwiderstand direkt ermittelt. Alternativ stehen auch hier Werte im Hintergrundbericht zur Verfügung. Die Rechengenauigkeit variiert bei den Verfahren, die vor allem an dem stark variierenden Sicherheitselement ersichtlich ist.

2.5 Kerbschlagbiegeversuch

Zur Beurteilung einer Sprödbruchgefahr wurde eine Vielzahl an möglichen Auswahlkriterien entwickelt, die beispielsweise auf Basis einer linear-elastischen (LEBM) oder elastisch-plastischen (EPBM) Bruchmechanik angewendet werden können. Eine weitere, heutzutage weit verbreitete Untersuchung zur Werkstofffähigkeit bildet der von Charpy entwickelte Kerbschlagbiegeversuch. Die experimentelle Prüfung erfolgt hierbei an den in Abbildung 2.21 dargestellten gekerbten Biegeproben nach DIN EN ISO 148-1 [7], die durch ein Pendelschlagwerk eine schlagartige Beanspruchung erhalten. Zusätzlich sind nach DIN EN ISO 148-1 [7] und auch nach DIN EN 10025-1 [12] Untermaßproben geregelt, die vor allem für Bauteile mit geringen Wandstärken verwendet werden. Der Ausgangspunkt der Beurteilung bildet die zur Erzeugung des Bruchs erforderliche Kerbschlagarbeit A_s , die meist in Abhängigkeit der Temperatur gemessen wird. Aus den Ergebnissen lassen sich Rückschlüsse auf das Verformungs- und Bruchverhalten ziehen. Der Versuch kann zur Bestimmung der Übergangstemperatur zwischen duktilen Verformungsbruch und spröden Spaltbruch herangezogen werden.

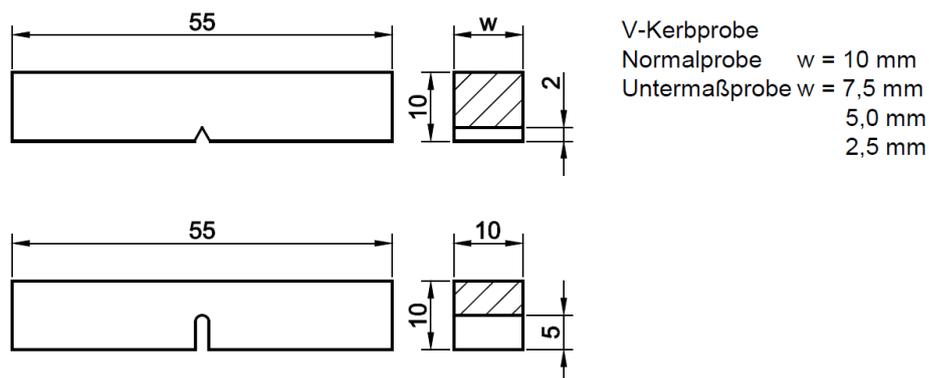


Abbildung 2.21: Probenform und Abmessung nach DIN EN ISO 148-1 [4]

Bei Kerbschlagversuchen ist stets mit einer Streuung der ermittelten Kerbschlagarbeit, gemessen in Joule, zu rechnen, sodass bei der Durchführung dieser experimentellen Untersuchungen zur Erarbeitung von aussagekräftigen Ergebnissen viele Versuchsdurchführungen notwendig sind. Für warmgewalzte Erzeugnissen aus Stahl muss beispielsweise nach DIN EN 10025-1 [12] der Mittelwert der Prüfergebnisse von drei Proben über dem in Tabelle 2-8 angegebenen Mindestwert liegen, wobei ein einzelner Wert bis zu 30 % unter dem geforderten Mittelwert liegen muss.

Tabelle 2-8: Mindestwerte für die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Materialgüte für Spitzkerb-Längsproben

Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027-1 [18]	Prüftemperatur [°C]	Mindestwert der Kerbschlagarbeit [J]
S235JR	+20	27
S235J0	0	
S235J2	-20	
S355JR	+20	
S355J0	0	
S355J2	-20	
S355K2	-20	40
S355N S460N	+20	55
	0	47
	-10	43
	-20	40
S355NL S460NL	+20	63
	0	55
	-10	51
	-20	47
	-30	40
	-40	31
	-50	27

Die Auswertung der im Kerbschlagversuch quantifizierten Dissipation erfolgt üblicherweise an dem in Abbildung 2.22 dargestellten Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramm (K_V - T Kurve). Die hierin aufgeführte Hyperbelfunktion wird in drei Bereiche unterteilt. Das erste Intervall wird als Tieflage bezeichnet, dessen Versagensmodus durch einen spröden Spaltbruch klassifiziert ist. Die Bruchfläche ist sehr glatt, weist keine Scherlippen auf und ist vor allem bei sehr niedrigen Temperaturen zu erwarten. Bei der Hochlage ist die gemessene Kerbschlagarbeit viel höher. Die Bruchfläche ist durch ein seitliches Aufweiten leicht erkennbar und das Versagen ist durch einen ausgeprägten Fließprozess gekennzeichnet. Sowohl bei dem Spaltbruch im Bereich von niedrigen Temperaturen, als auch beim Wabenbruch (Duktilbruch) im Bereich hoher Temperaturen ist kaum eine Korrelation zwischen Bauteiltemperatur und Kerbschlagarbeit erkennbar. Das Intervall dazwischen wird als Übergangsbereich bezeichnet und ist durch einen Steilabfall gekennzeichnet. Dieser Steilabfall wird durch die Übergangstemperatur $T_{Ü50\%}$ charakterisiert und befindet sich genau zwischen der Hoch- und Tieflage. Die Kerbschlagarbeiten im Bereich dieser Übergangstemperatur unterliegen im Vergleich zu den beiden anderen Intervallen einer ausgeprägten Streuung und in den Bruchflächen ist häufig ein Mischbruch aus Anteilen des Spaltbruchs und des Duktilbruchs erkennbar.

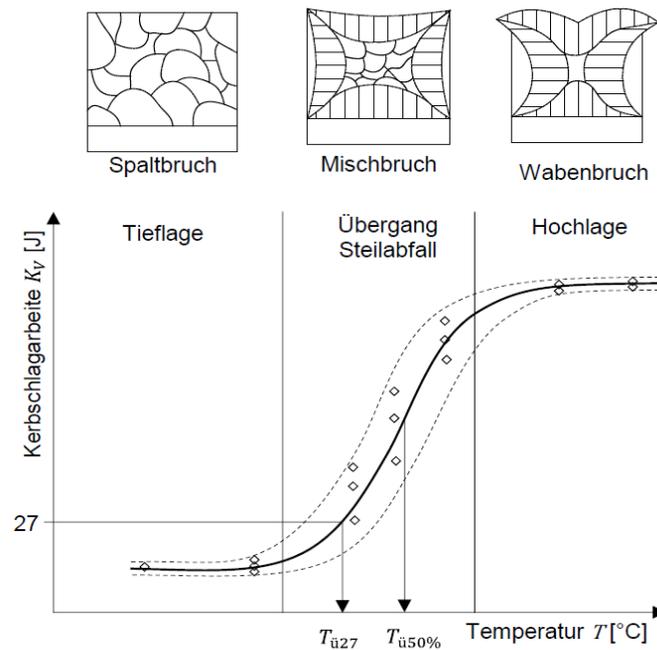


Abbildung 2.22: Aufbau des Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramms nach [58]

Bei der Charakterisierung von Prüfkörpern wird zudem häufig die Temperatur $T_{\bar{u}27}$ angegeben, die auf Grundlage einer statistischen Auswertung für eine Kerbschlagarbeit von 27J ermittelt wird. Die Auswertung kann durch die in [54] beschriebene kontinuierliche Tangens-Hyperbolicus-Funktion, siehe Gleichung (2.16) mathematisch beschrieben werden, sodass statistisch für jeden Charge in Abhängigkeit der Temperatur eine zugehörige Kerbschlagarbeit eindeutig definiert ist, siehe Abbildung 2.23.

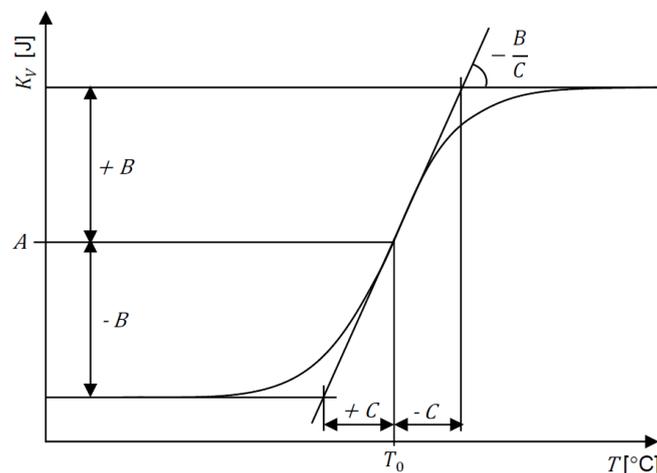


Abbildung 2.23: Mathematische Beschreibung des Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramms

$$K_v = A + B * \tanh\left(\frac{T - T_0}{C}\right) \quad (2.16)$$

$$A = \frac{USE + LSE}{2} \quad (2.17)$$

$$B = \frac{USE - LSE}{2} \quad (2.18)$$

$$USE = \dots A + B \text{ (Hochlage)}$$

$$LSE = \dots A - B \text{ (Tieflage)}$$

Wie bereits erwähnt, können Kerbschlagbiegeversuche auch an Untermaßproben durchgeführt werden und anschließend durch ein Modifizieren der Kerbschlagarbeiten angepasst werden. Wie gut diese Modifizierung funktioniert ist in Abbildung 2.24 dargestellt, wobei die Ergebnisse der Unterproben durch eine proportionale Anpassung zur Querschnittsfläche der Normalproben nach DIN EN 10025-1 [12] angepasst wurden. Es zeigt sich, dass die Übergangstemperaturen und die Kerbschlagarbeiten der Hoch- und Tieflagen trotz der Modifizierung immer noch große Abweichungen aufweisen. Die lineare Umrechnung auf Basis der Querschnittsfläche kann somit nicht als befriedigend angesehen werden und auch die in [35], [40] und [52] vorgestellten nichtlinearen Modifizierungen für Untermaßproben konnten keine zuverlässigen Ergebnisse liefern. In [35] sind numerische Berechnungen mit schädigungsmechanischen Modellen vorgestellt, die das Nachrechnen von experimentellen Untersuchungen ermöglichen und als Grundlage von Parameterstudien verwendet werden können.

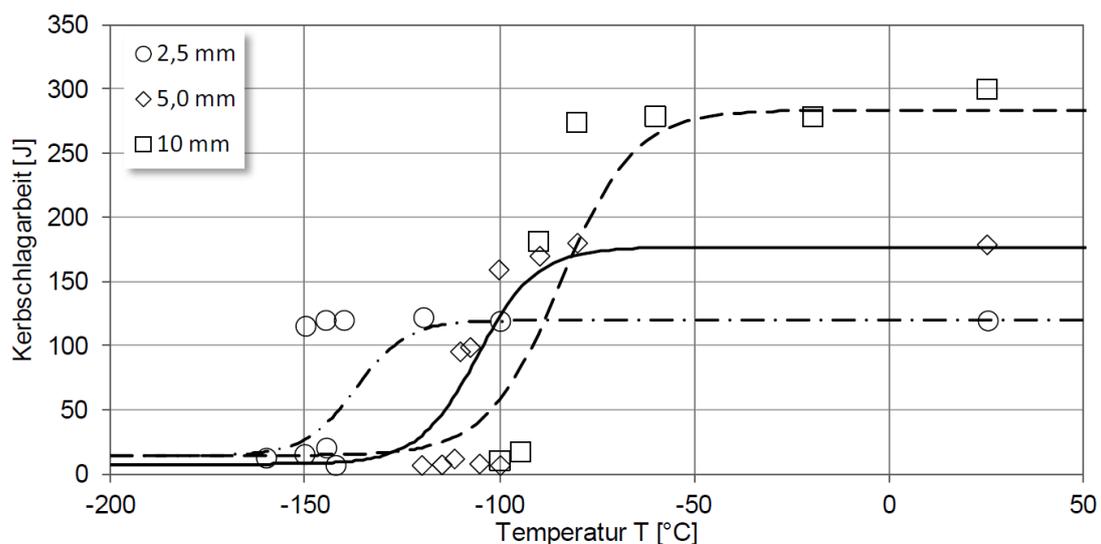


Abbildung 2.24: Auswertung der nach [12] umgerechneten Kerbschlagbiegeversuche von Untermaßproben aus [40] und mit Normalproben eines S355J2G3

3 Identifikation der Versuchsparameter und Charakterisierung der Werkstoffe

3.1 Versuchsparameter

Durch Untersuchungen an handelsüblichen Stählen wurde der Einfluss des Schweißens in kaltumgeformten Bereichen untersucht. Bei der Festlegung der Versuchsparameter wurde der Fokus auf folgende Bereiche gelegt:

1. Werkstoff
2. Blechdicke
3. Bauteilgeometrie

3.2 Werkstoff und Blechdicke

Bei der Auswahl des Werkstoffes wurde der zurzeit am häufigsten im Stahl- und Anlagenbau verwendete Baustahl S355 gewählt, wodurch eine gute Verfügbarkeit am Markt gewährleistet war. Diese Stahlgüte wird am Markt von vielen Herstellern aus dem In- und Ausland angeboten. Da bei den nachfolgenden Untersuchungen die Spröbruchgefahr im Vordergrund stand, war bei der Wahl des Werkstoffes der Einsatzbereich des Brückenbaus, wo besondere Langlebigkeit gefordert wird, maßgebend. Im Brückenbau werden bei den dünneren Blechstärken (8 bis 30 mm) überwiegend Stähle mit dem Zusatz „J2“ verarbeitet. Ein Stahl mit der Bezeichnung „J2“ muss nach DIN EN 10025-2 [13] eine Mindestkerbschlagarbeit von 27 J bei -20°C aufweisen. Durch die Liefernorm DIN EN 10025-2 [13] ist keine Obergrenze für die Kerbschlagarbeit definiert. Somit liegen die Kerbschlagarbeiten für Stähle mit dem Zusatz „J2“ bei -20°C im Bereich zwischen 27 J und teilweise bis zu 300 J. Da, wie in Kapitel 1 beschrieben, mit zunehmendem Kaltumformgrad die Kerbschlagarbeit abnimmt, konnte davon ausgegangen werden, dass ein Stahl mit einer höheren Kerbschlagarbeit bessere Ergebnisse bei den Spröbruchversuchen liefern würde.

Tabelle 12 — Empfohlene Mindestwerte für die Biegehalbmesser beim Abkanten von Flacherzeugnissen

Bezeichnung nach EN 10027-1 und CR 10260	nach EN 10027-2	Richtung der Biege- kante ^a	Empfohlener kleinster innerer Biegehalbmesser ^b für Nennstärken in mm															
			> 1 ≤ 1,5	> 1,5 ≤ 2,5	> 2,5 ≤ 3	> 3 ≤ 4	> 4 ≤ 5	> 5 ≤ 6	> 6 ≤ 7	> 7 ≤ 8	> 8 ≤ 10	> 10 ≤ 12	> 12 ≤ 14	> 14 ≤ 16	> 16 ≤ 18	> 18 ≤ 20	> 20 ≤ 25	> 25 ≤ 30
S235JRC	1.0122	t	1,6	2,5	3	5	6	8	10	12	16	20	25	28	36	40	50	60
S235J0C	1.0115																	
S235J2C	1.0119	l	1,6	2,5	3	6	8	10	12	16	20	25	28	32	40	45	55	70
S275JRC	1.0128	t	2	3	4	5	8	10	12	16	20	25	28	32	40	45	55	70
S275J0C	1.0140																	
S275J2C	1.0142	l	2	3	4	6	10	12	16	20	25	32	36	40	45	50	60	75
S355J0C	1.0554	t	2,5	4	5	6	8	10	12	16	20	25	32	36	45	50	65	80
S355J2C	1.0579																	
S355K2C	1.0594	l	2,5	4	5	8	10	12	16	20	25	32	36	40	50	63	75	90

^a t: Quer zur Walzrichtung
l: Parallel zur Walzrichtung

^b Die Werte gelten für Biegewinkel ≤ 90°.

Abbildung 3.1: DIN EN 10025-2 [13] Tabelle 12 – Empfohlene Mindestbiegeradien für die Biegehalbmesser beim Abkanten von Flacherzeugnissen

Durch den Zusatz „C“ wird ein Stahl gekennzeichnet, der besonders für das Kaltumformen geeignet ist. In DIN EN 10025-2 [13] sind in Tabelle 12 (vgl. Abbildung 3.1) empfohlene Mindestwerte für den Biegehalbmesser beim Abkanten von Flacherzeugnissen in Abhängigkeit der Blechdicke angegeben. Die empfohlenen Biegeradien sind von der

Blechdicke und der Walzrichtung abhängig. Durch diese Tabelle und die Kennzeichnung „C“ wird durch den Stahlhersteller garantiert, dass ein Kaltumformen bis zum empfohlenen Mindestbiegeradius ohne Risse bis zu einem Biegewinkel von 90° möglich ist.

Bei der Herstellung von kaltumgeformten Bauteilen, an den in der kaltumgeformten Zone geschweißt wird, spielen im Stahlbau Blechdicken im Bereich von 6 bis 20 mm eine große Rolle. Für die nachfolgenden Untersuchungen wurden Blechdicken von 8 und 16 mm ausgewählt. Als Material wurde jeweils ein Stahl mit einer relativ niedrigen Kerbschlagarbeit (Materialgruppe 1) und ein Stahl mit einer relativ hohen Kerbschlagarbeit (Materialgruppe 2) gewählt. Für die Materialgruppe 1 wurde Stahl ohne besondere Eigenschaft für das Kaltumformen gewählt und für die Materialgruppe 2 Stahl mit besonderer Eigenschaft für das Kaltumformen. Als Material wurden normalgeglüht bzw. normalisierend gewalzte Stähle eingesetzt. In Tabelle 3-1 sind die Materialeigenschaften der verwendeten Stähle dargestellt. Es kann davon ausgegangen werden, dass die Stähle vor dem Umformen weitestgehend eigenspannungsfrei waren.

Tabelle 3-1: Materialeigenschaften

Stahlbezeichnung [-]	Material- gruppe [-]	Material- nummer [-]	Blechdicke [mm]	Kerbschlagarbeit nach 3.1 Zeugnis bei -20°C [J]	Bruchdehnung nach 3.1 Zeugnis
S355J2+N	1	1	8	73	29
S355J2C+N	2	3	8	169	30
S355J2+N	1	2	16	34	27
S355J2C+N	2	4	16	277	30

3.3 Umformgrad

Unter Kaltumformen wird eine gewollte Formänderung eines Halbzeuges bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur verstanden. Unter den Begriff Kaltumformen fällt auch das Biegen von Blechen.

Nach DIN 8586 werden die Biegeumformverfahren in „Biegeumformen mit geradliniger Werkzeugbewegung“ und in „Biegeumformen mit drehender Werkzeugbewegung“ unterteilt. Im Stahlbau werden zum Kaltumformen meistens die beiden Prozesse Gesenkbiegen und Schwenkbiegen eingesetzt. Beim Gesenkbiegen, das der Untergruppe „Biegeumformen mit geradliniger Werkzeugbewegung“ zugeordnet ist, wird das Blech von einem Oberwerkzeug in ein Unterwerkzeug gedrückt, siehe Abbildung 3.2. Durch den Radius am Oberwerkzeug wird der Biegeradius bestimmt. Beim Schwenkbiegen handelt es sich um einen Prozess mit einer drehenden Werkzeugbewegung. Der Biegeradius wird bei diesem Verfahren durch die Verschiebung der Unterwange (Verschiebung des Radius-Mittelpunkts) eingestellt, siehe Abbildung 3.3.

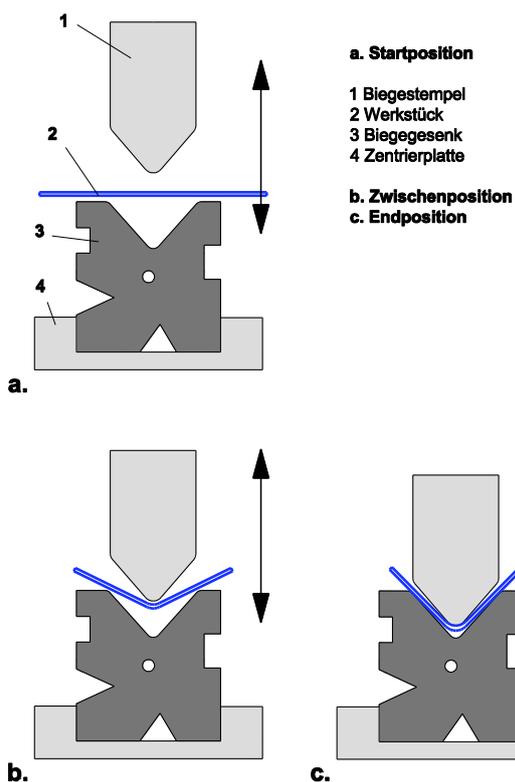


Abbildung 3.2: Gesenkbiegen

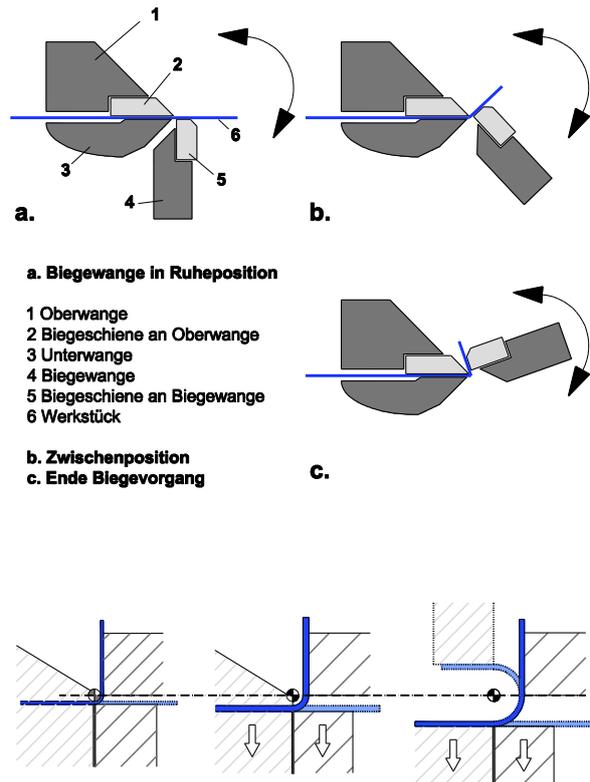


Abbildung 3.3: Schwenkbiegen

Durch das Kaltumformen wird im Bereich des Biegeradius im Blech eine plastische Formänderung eingepreßt. Nach der klassischen Biegetheorie gibt es in der Blechmitte eine Zone, in der das Blech weder gelängt noch gestaucht wird. Dieser Bereich wird als neutrale Faser bezeichnet. Beim Biegen des Bleches entstehen auf der Außenseite Zugkräfte und auf der Innenseite Druckkräfte. Beim Zurückfahren des Biegewerkzeuges federt das Blech um den elastischen Anteil zurück. Der plastische Spannungsanteil verbleibt als Zug- und Druckeigenspannungen im Werkstück.

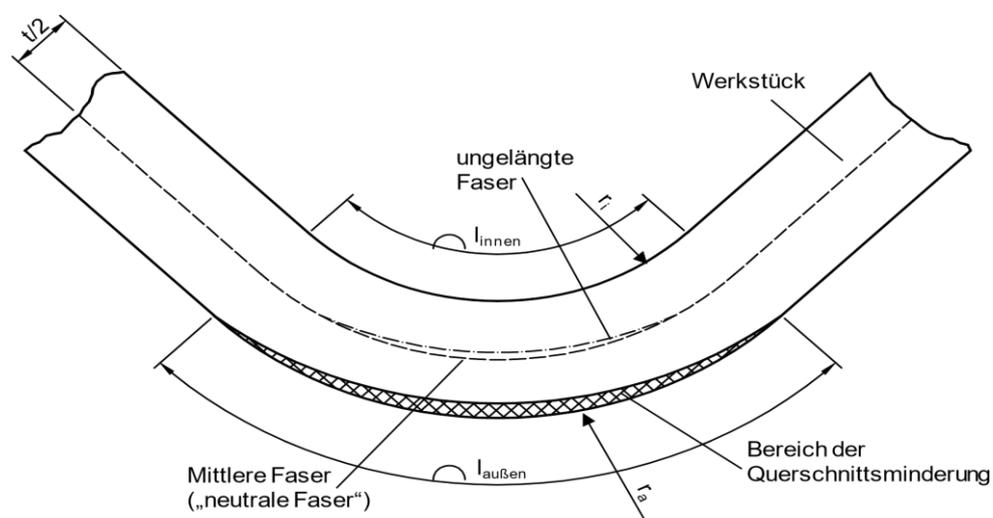


Abbildung 3.4: Verschiebung der neutralen Faser nach [42]

Die Hypothese der neutralen Faser gilt nach [42] nur bis zu einem r/t -Verhältnis < 50 . Durch das starke Fließen des Werkstoffes auf der Außenseite entsteht eine Abflachung, sodass in der Mitte der Krümmung der äußere Biegeradius größer ist als in den seitlichen Biegebereichen. Die Innenfaser erfährt eine Stauchung und die „Neutrale Faser“ verschiebt sich auf die Innenseite (vgl. Abbildung 3.4). Da hier bereits eine Stauchung stattgefunden hat, ist auch dieser Bereich nicht verformungsfrei und eine wirkliche „Neutrale Faser“ existiert nicht mehr.

Als Bestimmungsgröße für das Kaltumformen wird im Stahlbau häufig das Verhältnis aus Biegeradius (r) und Blechdicke (t) verwendet. Bei dieser einfachen Beschreibung wird keine Aussage über die Dehnung der Außenfaser getroffen. Als weitere wichtige Größe beim Kaltumformen wird häufig der Kaltumformgrad (ϵ) verwendet.

$$\epsilon' = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (3.1)$$

In der Praxis wird häufig die Verschiebung der neutralen Faser vernachlässigt und die Dehnung mit einer Vereinfachung berücksichtigt.

$$\epsilon_{\text{Außen}} = \frac{1}{\frac{2 * r}{t} + 1} * 100\% \quad (3.2)$$

Eine Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser kann durch einen Korrekturfaktor erfolgen, bei dem die Abflachung an der Außenseite berücksichtigt wird.

$$k = 0,65 + \frac{1}{2} \lg \frac{r}{t} \quad (3.3)$$

Der Korrekturfaktor (k) wird bei einer Dehnungsberechnung nach DIN 6935 [30] berücksichtigt.

$$\epsilon_{NF} = \frac{2 - k}{\frac{2 * r}{t} + k} * 100\% \quad (3.4)$$

Grad der Kaltumformung (DCF)

$$DCF_{\text{stetig}} = \epsilon_{\text{max}}^{\text{stetig}} = \frac{h}{2 * r} * 100 = \frac{4 * h * f}{L^2} * 100 \text{ in } \% \quad (3.5)$$

r ... *Biegeradius*

f ... *Stich*

L ... *Sehnenlänge des Kreischnittes*

Die hier dargestellten Berechnungsmethoden zur Bestimmung der Dehnungen an der äußeren Faser berücksichtigen nicht den Einfluss aus den einzelnen Biegemethoden und dem Fließverhalten des kaltumgeformten Werkstoffes. Zum Beispiel entstehen beim Gesenkbiegen im Bereich der Kontaktflächen zwischen Werkstück und Werkzeug nicht unerhebliche

Spannungen aus Reibung, die schwer zu definieren sind. Die hier dargestellten Gleichungen bieten aber eine gute Annäherung an die wahre Dehnung im Werkstück. In Abbildung 3.5 sind die Funktionen der einzelnen Methoden zur Dehnungsberechnung in Abhängigkeit vom r/t – Verhältnis aufgetragen. Es zeigt sich, dass alle Berechnungsansätze unterschiedliche Ergebnisse liefern.

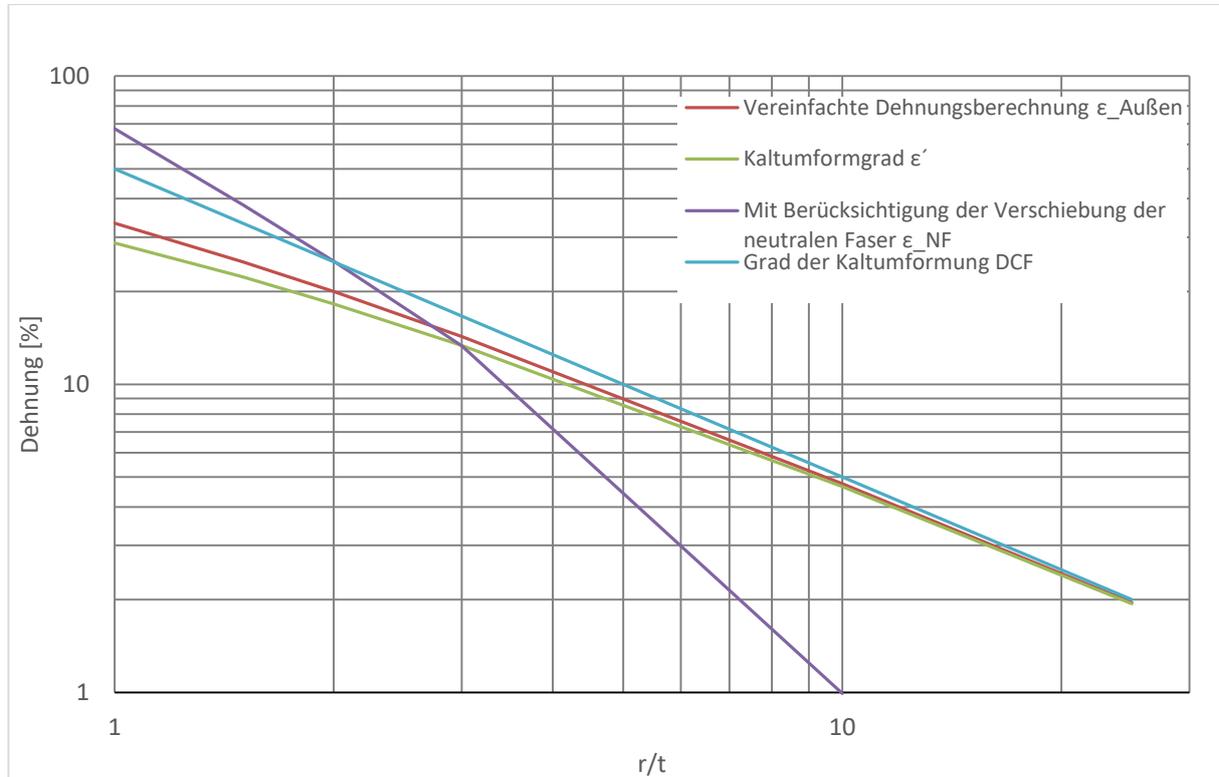


Abbildung 3.5: Dehnungsberechnung in Abhängigkeit vom r/t - Verhältnis

In DIN EN 1993-1-8 [25] wird in Tabelle 4.2 die Berechnung nach DCF aufgegriffen und in Abhängigkeit vom r/t – Verhältnis eine Dehnung infolge der Kaltumformung ausgegeben, vgl. Tabelle 3-2. Es ist zu beachten, dass die Berechnungsmethode DCF auch in den Bemessungsteil DIN EN 1993-1-10 [26] eingeflossen ist.

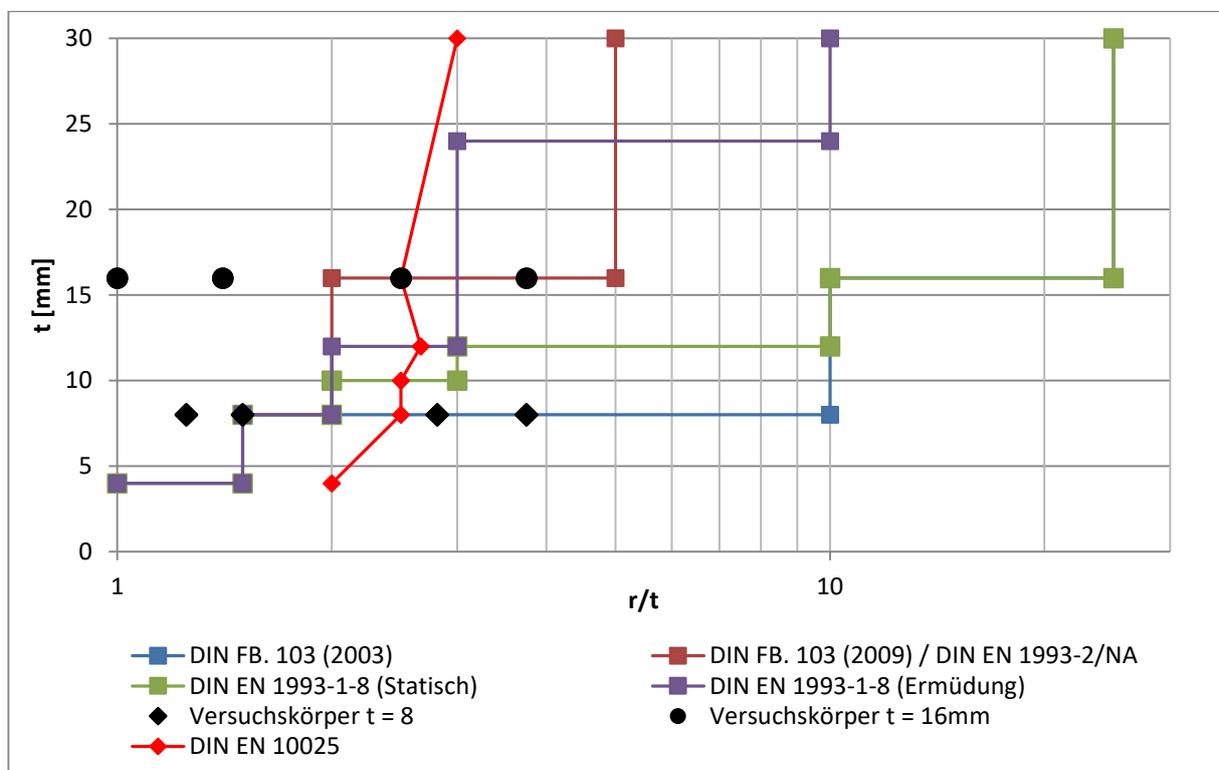
Tabelle 3-2: Dehnungen infolge der Kaltverformung (%) nach DIN EN 1993-1-8 [25]

r/t [-]	Dehnung infolge der Kaltumformung [%]
≥ 25	≤ 2
≥ 10	≤ 5
$\geq 3,0$	≤ 14
$\geq 2,0$	≤ 20
$\geq 1,5$	≤ 25
$\geq 1,0$	≤ 33

Durch die Spröbruchversuche sollte eine möglichst große Bandbreite der Kaltumformgrade abgedeckt werden, um die Verlässlichkeit der Regeln für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich prüfen zu können. Der Umformgrad wurde für die Blechdicken 8 mm und 16 mm durch unterschiedliche Biegeradien gesteuert. In Tabelle 3-3 sind die untersuchten Biegeradien für die einzelnen Blechdicken dargestellt. In Abbildung 3.6 sind die r/t – Verhältnisse der Versuchskörper in einem Diagramm aufgetragen, das die zulässigen Grenzen für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich der einzelnen Regelwerke und die zulässigen Mindestbiegeradien zeigt.

Tabelle 3-3: r/t Verhältnis der Versuchskörper

Umformstufe	Blechdicke t [mm]	Biegeradius r [mm]	r/t [-]
1	8	12	1,50
2	8	14	1,75
3	8	22,5	2,81
4	8	30	3,75
1	16	16	1,00
2	16	22,5	1,41
3	16	40	2,50
4	16	60	3,75

Abbildung 3.6: r/t – Verhältnisse der Versuchskörper im Zusammenhang mit zulässigen Grenzen für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich

4 Numerische Untersuchungen

4.1 Übersicht

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden numerische Untersuchungen der gesamten Prozesskette des Kaltumformens und Schweißens mithilfe der Software der Firma Simufact mit den Komponenten „Forming“ [61] und „Welding“ [62] durchgeführt. Ziel war es, die Überlagerung der Eigenspannungen aus Kaltumformen und Schweißen hinsichtlich Sprödbruchgefahr zu untersuchen. Im ersten Schritt wurden hierfür die wichtigsten Einflussgrößen innerhalb einer Voruntersuchung ausgewertet, die zur Planung der Versuche herangezogen wurden. Bei der Nachrechnung der Sprödbruchversuche wurden zusätzlich die beiden Herstellverfahren in der Reihenfolge der experimentellen Untersuchungen analysiert, die nach jedem Schritt durch einen Vergleich validiert wurden. Auf Grundlage der hierbei erworbenen Ergebnisse konnten Rückschlüsse auf die Sprödbruchempfindlichkeit von kaltumgeformten und geschweißten Konstruktionen auf Grundlage des Failure-Assessment-Diagramm (FAD) entwickelt werden.

4.2 Voruntersuchungen

4.2.1 Überblick

Im Vorfeld der eigentlichen numerischen Untersuchungen wurden Voruntersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens Schweißen im kaltumgeformten Bereich durchgeführt, die auch anhand der Abschlussarbeit von Klein [41] ausgewertet wurden. Das Ziel lag hierbei vor allem in der Identifizierung der wichtigsten Einflussgrößen und Eingangsparameter, die unter anderen bei der Planung der experimentellen Untersuchungen herangezogen wurden.

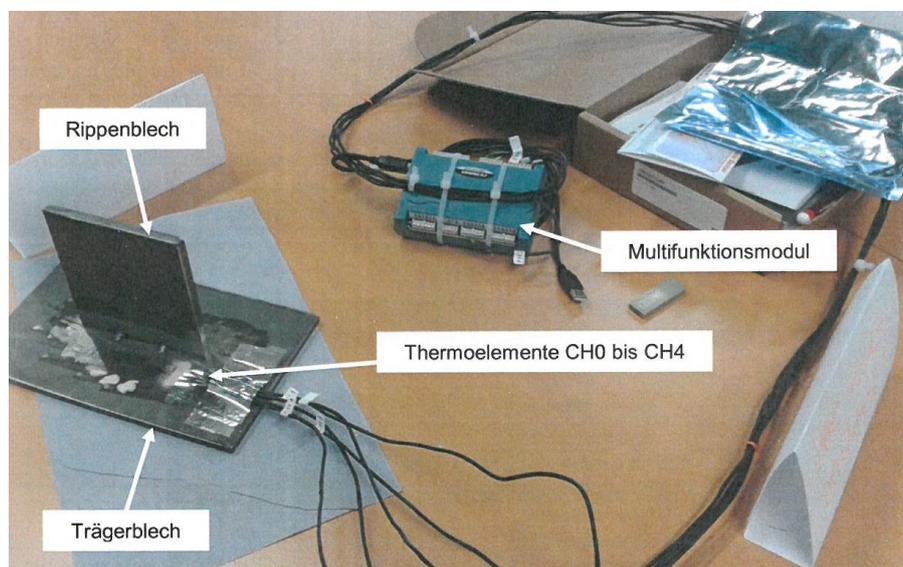


Abbildung 4.1: Versuchskörper und Messeinrichtung der Voruntersuchungen aus [41]

Im Gegensatz zu den in Kapitel 0 aufgeführten Analysen erfolgte die Validierung dieser Berechnungen nicht anhand der im Kapitel 5 vorgestellten Sprödbruchuntersuchungen, sondern an den kleineren in Abbildung 4.1 dargestellten Versuchskörpern.

Das FE-Modell der Schweißsimulation ist in Abbildung 4.2 dargestellt und besteht aus einem Träger- und einem Rippenblech, die mit zwei Kehlnähten verbunden sind. Die Volumenelemente der Schweißnaht wurden während dem Schweißprozess modelliert und die Größe der Elemente wurde zur Optimierung der Rechenzeit an die Temperaturgradienten im Schweiß- bzw. Abkühlprozess angepasst. Die Materialeigenschaften wurden durch Auswertung der chemischen Zusammensetzung und Zugversuchen für einen S 355 J2+N angepasst und sind in [41] näher erläutert.

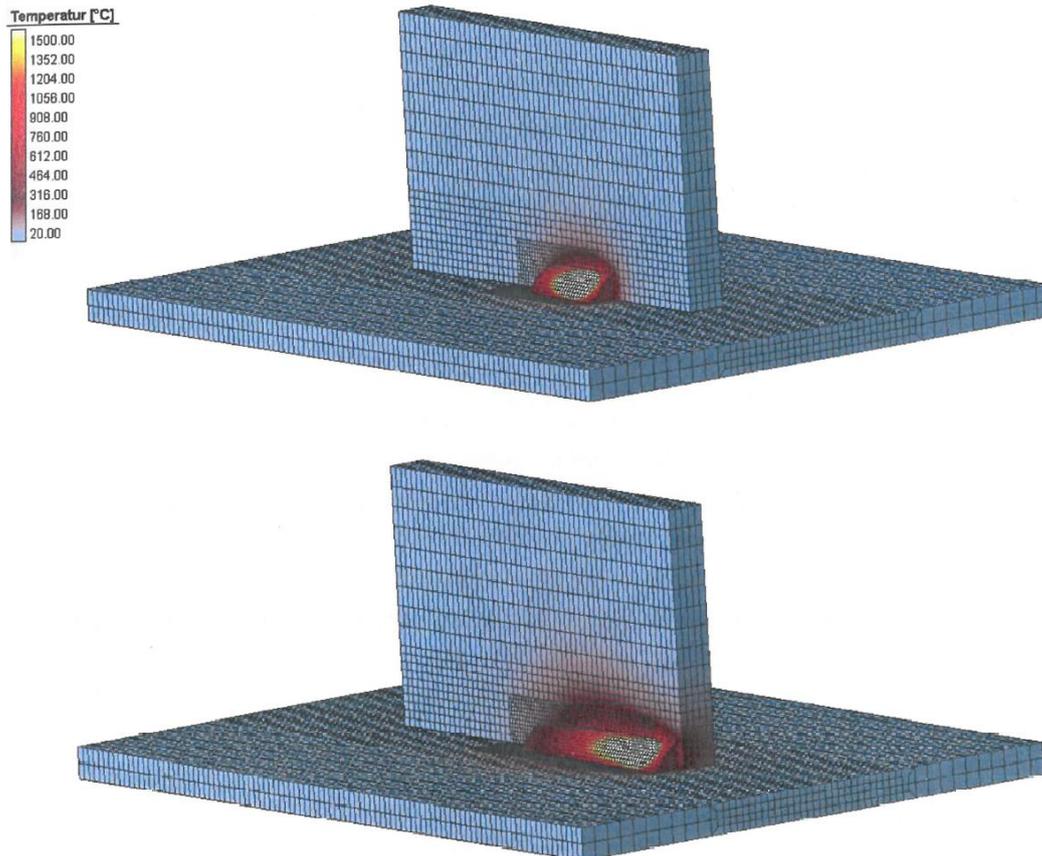


Abbildung 4.2: Bauteilgeometrie im Schweißprozess aus [41]

4.2.2 Gefügeumwandlung beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich

Unter Verwendung eines multi-phase Modells, im nachfolgenden MPM genannt, ist es in Simufact Welding [62] möglich, die Phasenänderung des Stahlgefüges in der WEZ zu identifizieren und zu lokalisieren. Grundlegend bilden sich beim Abkühlprozess nach dem Schweißen Zugspannungen innerhalb der Schweißnähte, die durch Volumenvergrößerung infolge der Phasenumwandlung des Austenits in Perlit, Ferrit, Bainit und Martensit ausgeglichen werden können. Wie groß der Einfluss dieser Phasentransformationen tatsächlich ist und ob dieser im weiteren Vorgehen berücksichtigt werden muss, wird in diesem Kapitel anhand von zwei zusätzlichen Schweißsimulationen ausgewertet, die einmal mit einem MPM-Material mit Aktivierung der Phasentransformation und einmal ohne (SPM) ausgeführt wurden.

Die grundlegenden Einflussgrößen dieser Phasentransformationen ist in Abbildung 4.3 für einen S 355J2+N dargestellt. Dem in der Mitte aufgeführte Eisen-Kohlenstoff-Diagramm kann für sehr langsame Abkühlung der Gefügezustand in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts und

der Temperatur entnommen werden. Dieses wird mit Hilfe des auf der linken Seite dargestellten Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU-Schaubild) für schnellere und somit realistischere Abkühlzeiten ergänzt.

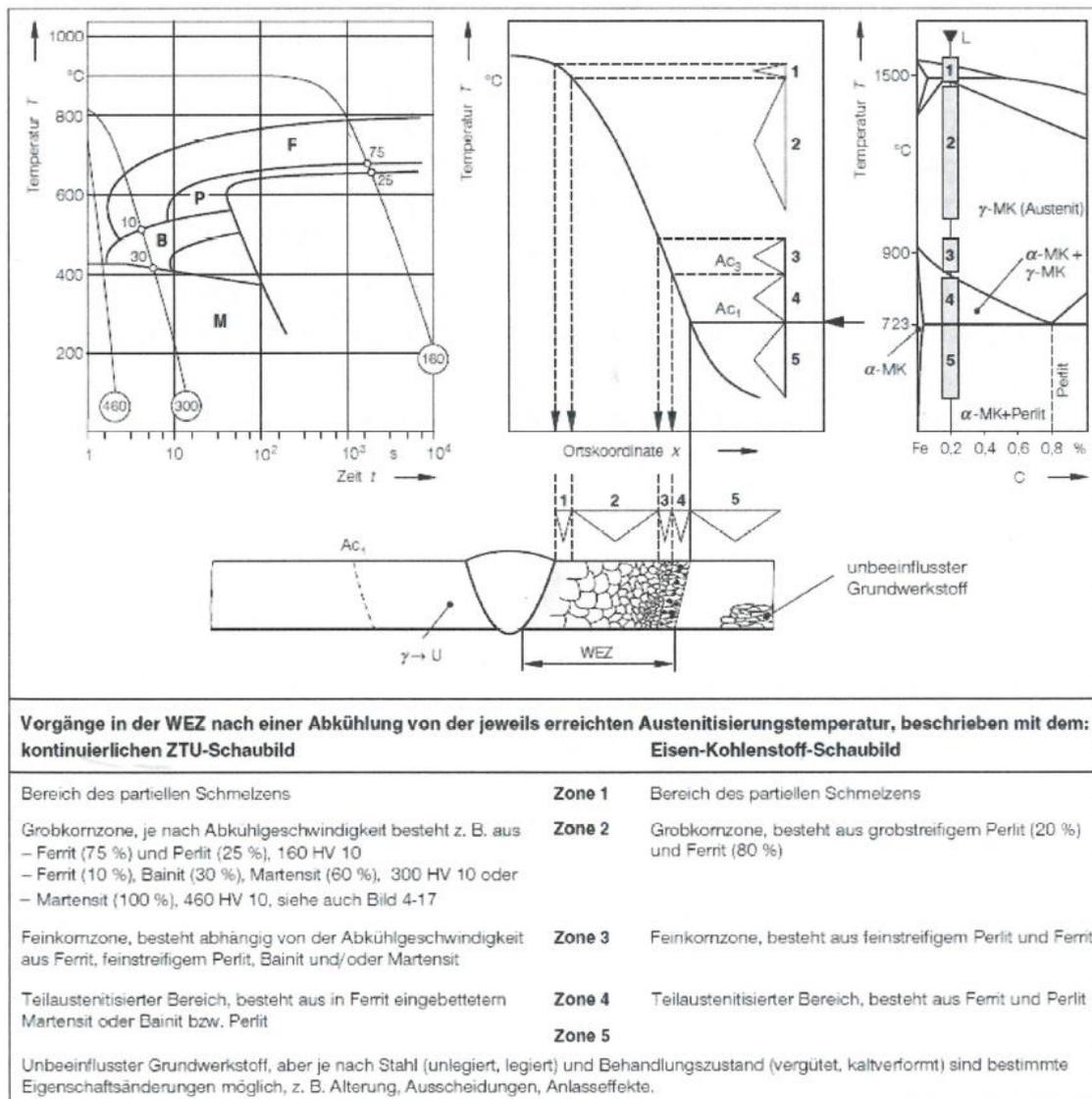


Abbildung 4.3: Vorgänge in der WEZ einer Schweißverbindung eines S 355J2+N aus [58]

Die in den Diagrammen der Abbildung 4.4 und Abbildung 4.5 blau gekennzeichneten Kurven beziehen sich auf die Berechnungen ohne Berücksichtigung der Phasenumwandlung (SPM) und die orangefarbenen mit (MPM). Im Hintergrund ist zum besseren Zuordnung der Ergebnisse der Querschnitt des Simulationsmodells dargestellt. Die rechte Schweißnaht (positiver x-Achsenbereich) wurde zuerst simuliert, woraus sich die erhöhten Maximaltemperaturen der zweiten Schweißnaht (negativer x-Achsenbereich) in Abbildung 4.4 ergibt.

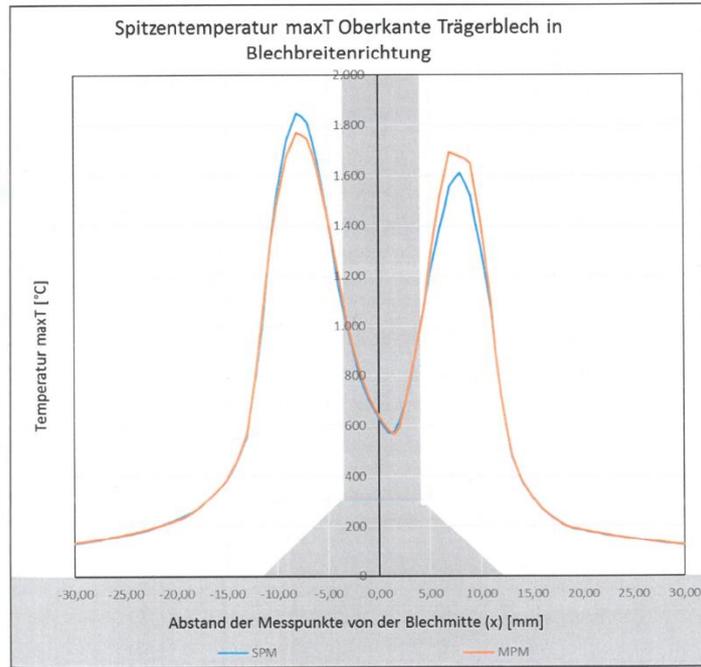


Abbildung 4.4: Maximaltemperaturen mit und ohne Berücksichtigung von Phasentransformationen aus [41]

In Abbildung 4.5 sind die Eigenspannungsverläufe infolge der Schweißsimulation getrennt für die x,- y,- und z-Richtungen dargestellt, die in der vierten Abbildung zur Vergleichsspannung σ_v zusammengefasst sind.

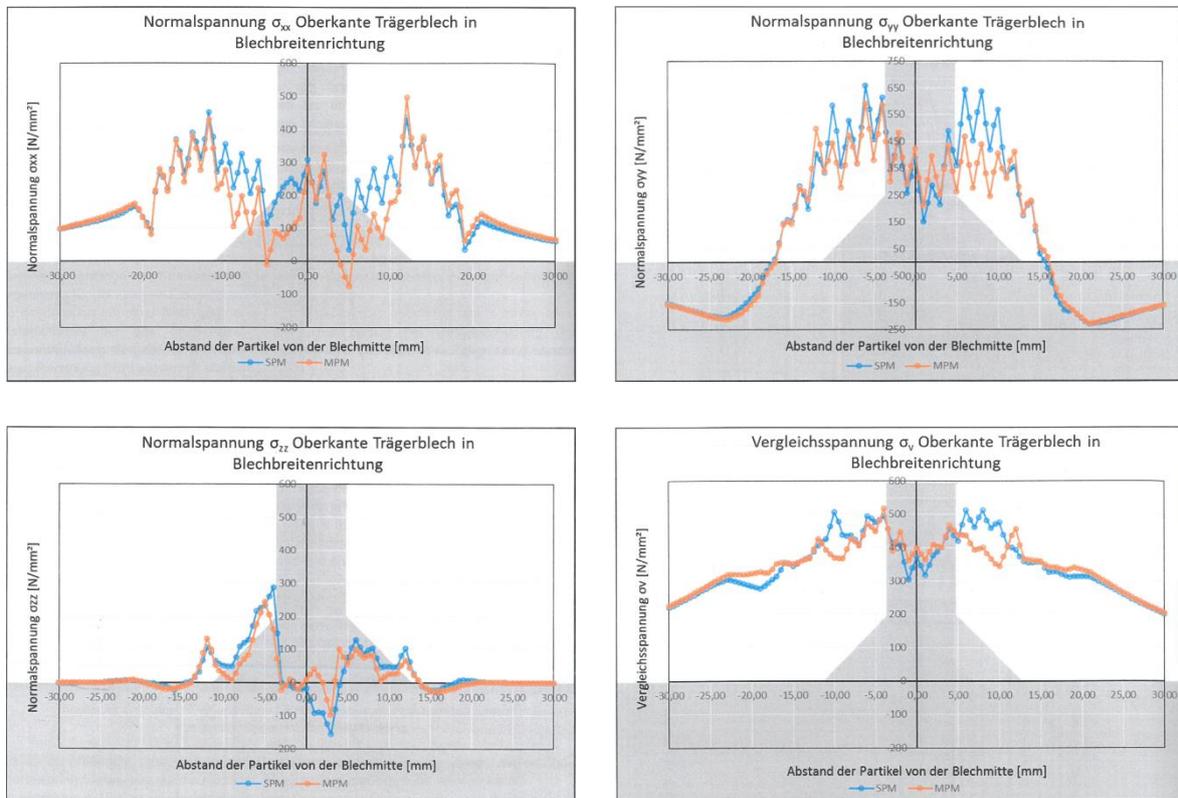


Abbildung 4.5: Normal- und Vergleichsspannungen mit und ohne Berücksichtigung von Phasentransformationen aus [41]

Beim Vergleich der Spannungen an der Oberkante der Trägerblechen ist, wie zu erwarten, eine teilweise Reduzierung der Eigenspannungen infolge einer Berücksichtigung der Phasenumwandlung feststellbar. Die Zug-Eigenspannungen infolge dem nach dem Schweißen stattfindenden Schrumpfen werden somit teilweise neutralisiert, sodass die Qualität von Schweißsimulationen unter Berücksichtigung von Phasenverschiebungen ansteigt. Die stark oszillierenden Verläufe sind vor allem auf die großen Elementabmessungen zurückzuführen, die durch weitere Verfeinerung optimiert werden könnte. Unter Berücksichtigung der bei diesem Modell bereits großen Rechenzeit werden die Ergebnisse trotzdem zur Auswertung herangezogen.

Zusätzlich zu den Eigenspannungen kann in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und den Abkühlzeiten $t_{8/5}$ auf Grundlage des Schweißprozesses in Simufact Welding [62] und dem Programm JMatPro [39] der Metatech GmbH die Volumenanteile Austenit, Bainit (Zwischenstufengefüge), Ferrit und Martensit ausgegeben werden, die in den folgenden Abbildungen dargestellt sind.

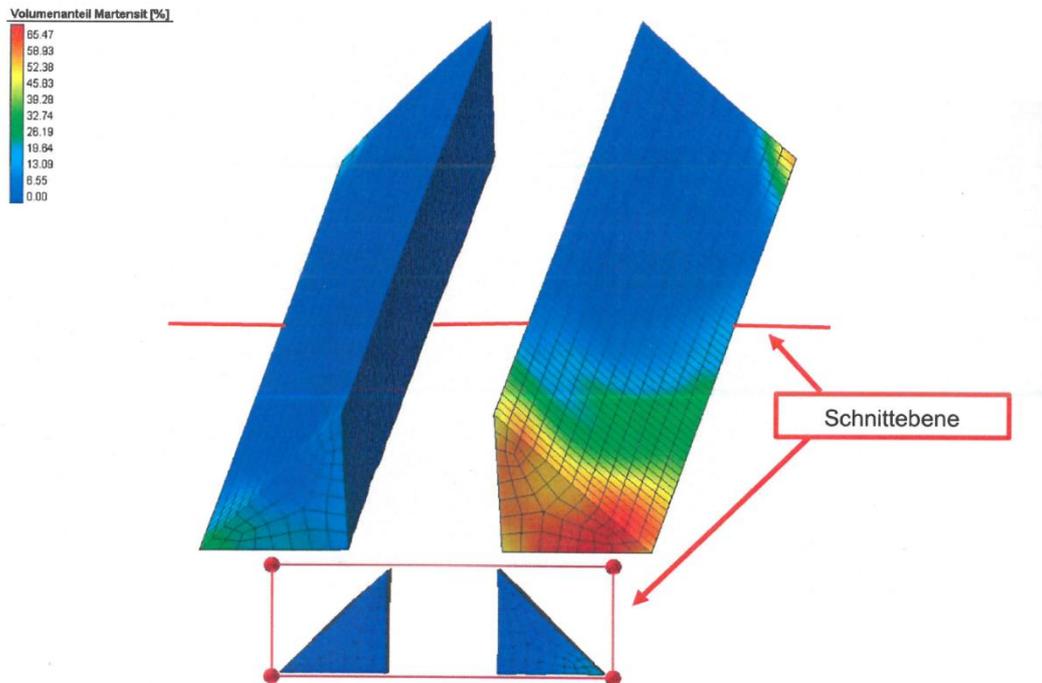


Abbildung 4.6: Volumenanteil Martensit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]

Bei der Auswertung der Volumenanteile ist zu beachten, dass der Schweißvorgang im vorderen rechten Bereich begann. Zu diesem Zeitpunkt war dem kompletten Bauteil eine konstante Temperatur von 20 °C zugeordnet. Der zweite Schweißabschnitt (links) war somit bereits vor dem eigentlichen Schweißprozess vorgewärmt und wird sich infolge erhöhter Bauteiltemperatur viel langsamer abkühlen, woraus sich eine viel geringere Konzentration von Martensit ergibt. Noch eindeutiger kann dies am vorderen rechten Eck beobachtet werden, an dem infolge der kühlen Umgebung von einer kurzen Abkühlzeit ausgegangen werden kann. Der theoretische Zusammenhang der Abkühlzeiten zu den Phasenumwandlungen nach Abbildung 4.3 kann somit auch bei den Schweißsimulationen bestätigt werden.

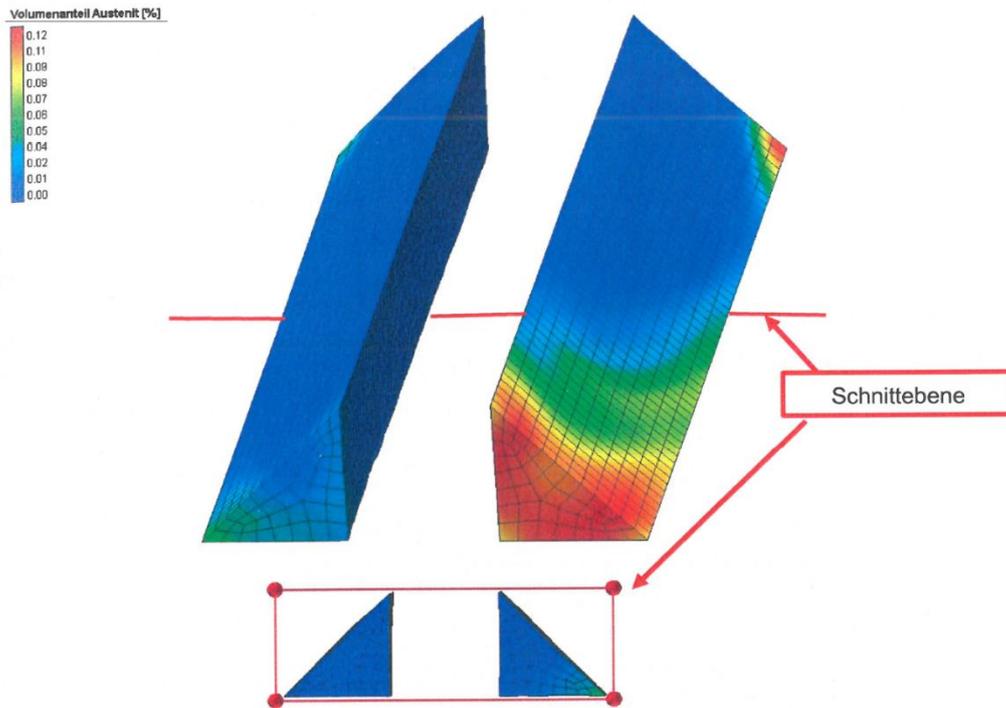


Abbildung 4.7: Volumenanteil Austenit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]

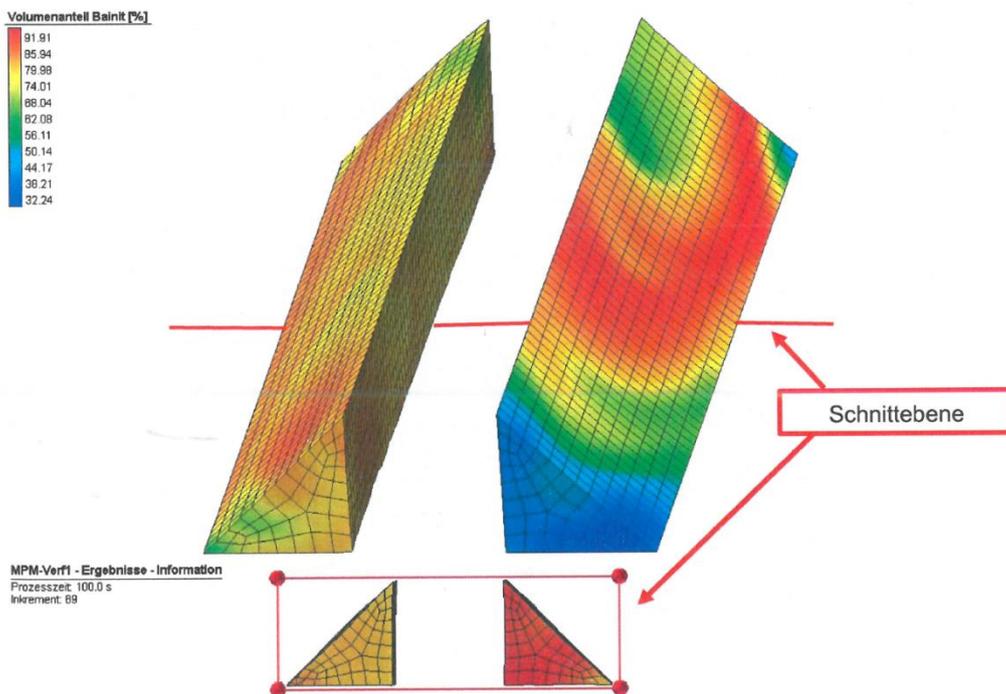


Abbildung 4.8: Volumenanteil Bainit (Zwischenstufengefüge) nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]

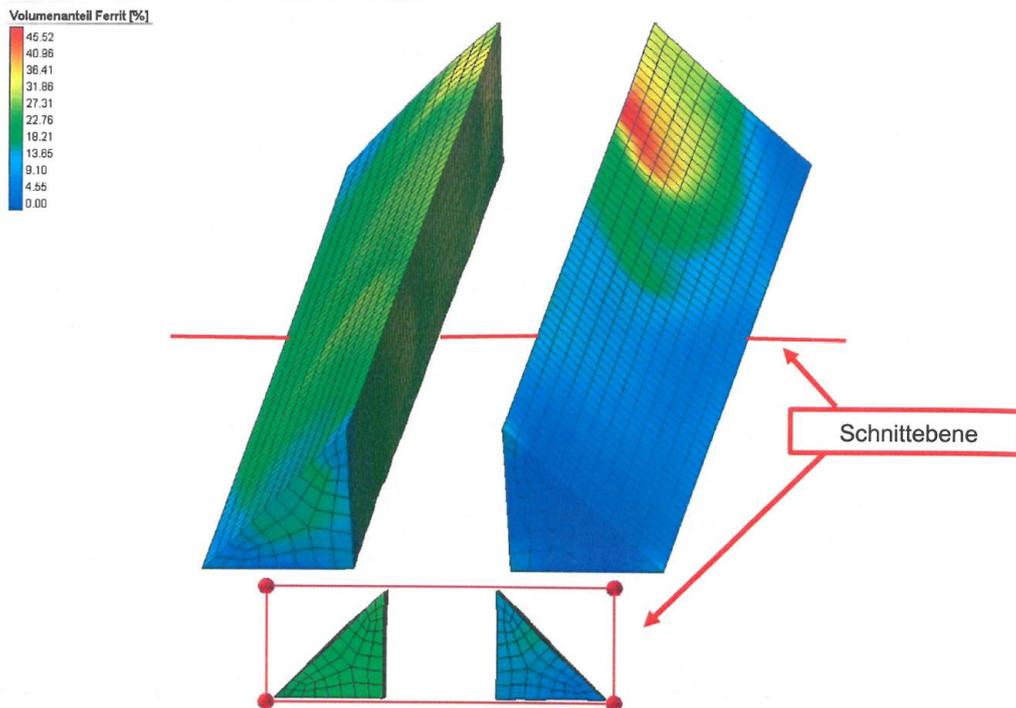


Abbildung 4.9: Volumenanteil Ferrit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]

4.2.3 Kaltumformen und Schweißen

Der Einfluss der Kaltumformung nach dem Schweißen wurde durch einen Vergleich zwischen der Eigenspannungsverläufe ermittelt und ist in Abbildung 4.10 dargestellt. Zusätzlich ist in Abbildung 4.11 an der Oberkante der Trägerbleche die Normalspannung in x-Richtung und die Vergleichsspannung in Blechbreiten- und Blechlängenrichtung getrennt für die Simulationen mit (blau) und ohne Kaltumformung (grün) dargestellt.

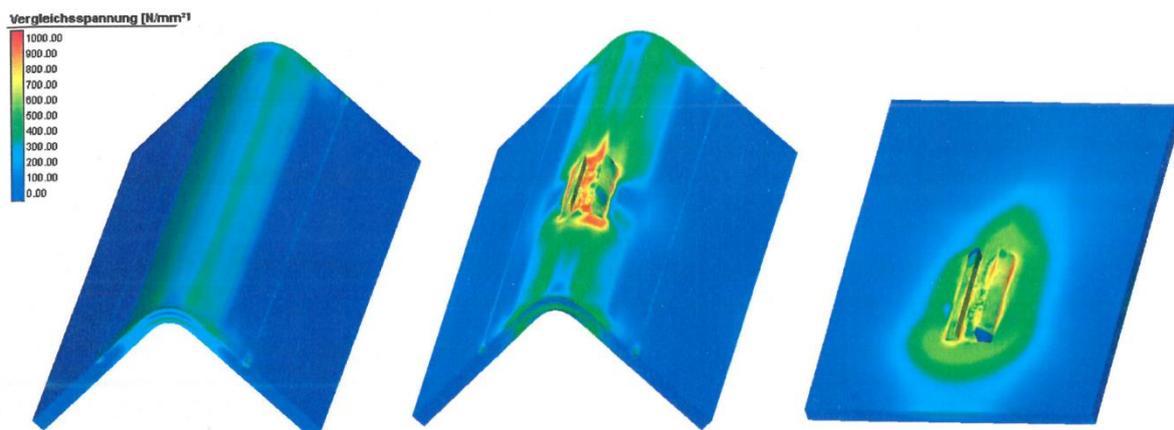


Abbildung 4.10: Vergleichsspannungen vor (rechts) und nach (links) dem Kaltumformen aus [41]

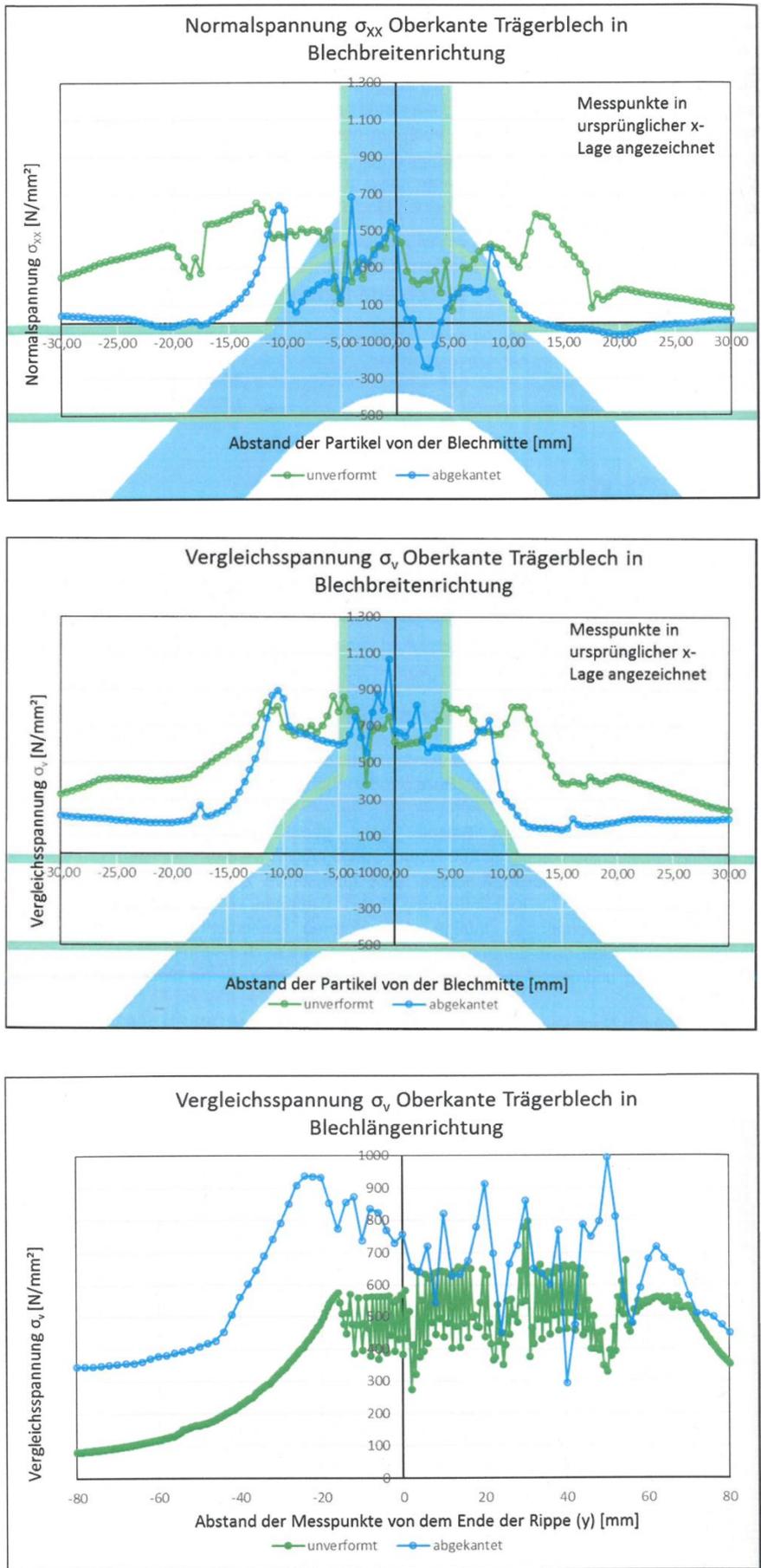


Abbildung 4.11: Eigenspannungen vor (grün) und nach (blau) dem Kaltumformen aus [41]

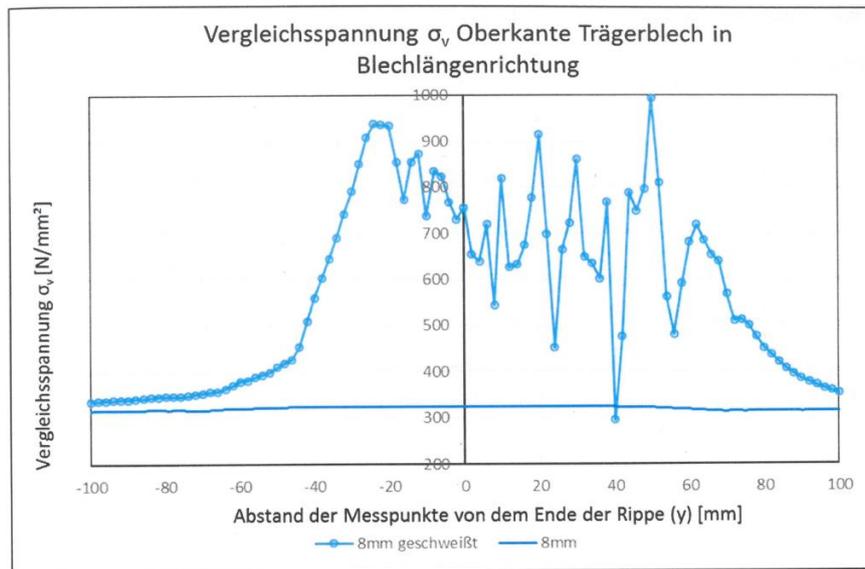
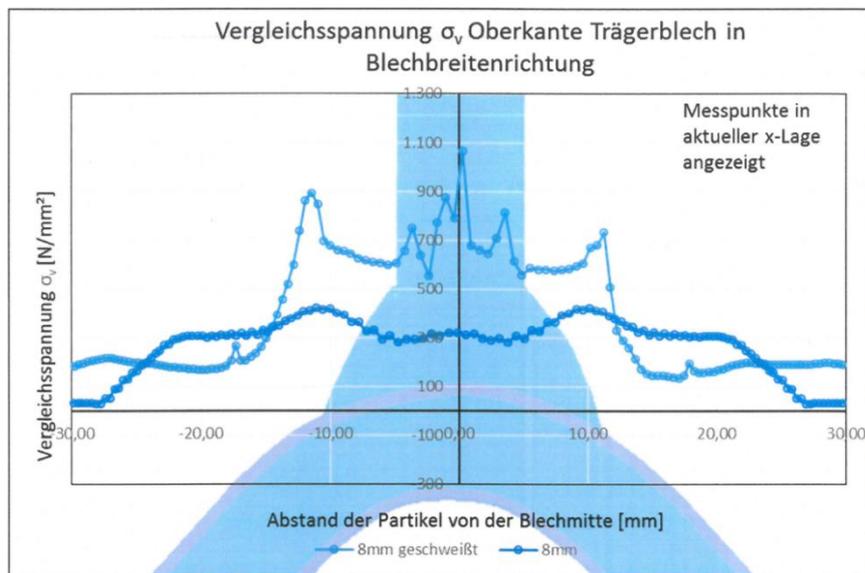
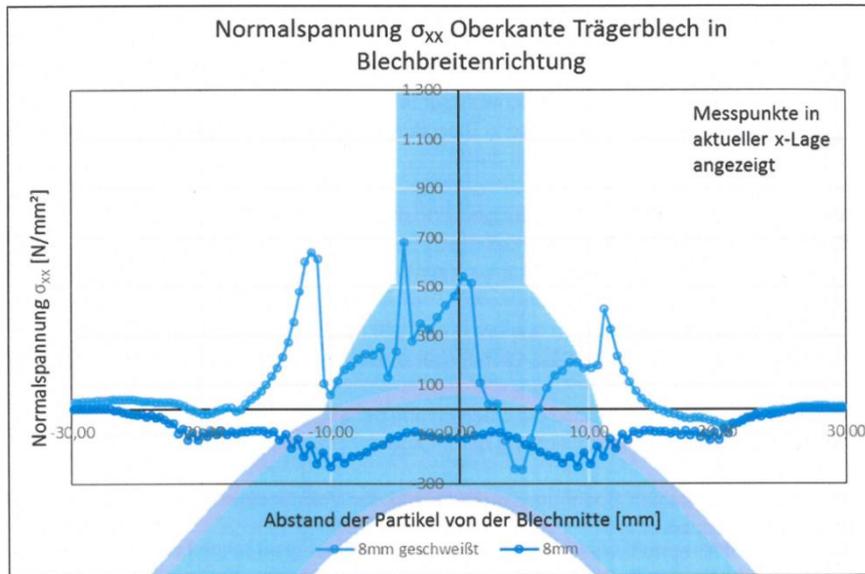


Abbildung 4.12: Eigenspannungen vor (dunkelblau) und nach (hellblau) dem Schweißen aus [41]

Im Vergleich der Eigenspannungen vor und nach dem Kaltumformen bzw. Schweißen nach Abbildung 4.10, Abbildung 4.11 und Abbildung 4.12 kann der gegenseitige Einfluss der beiden Herstellverfahren ausgewertet werden. Grundlegend bilden sich beim Kaltumformen auf der Außenseite Zugspannungen und in der Innenseite Druckspannungen, die durch einen neutralen Bereich klar getrennt sind. Die Eigenspannungsverläufe sind parallel zur Schweißrichtung im inneren Bereich näherungsweise konstant, siehe Abbildung 4.10 links und Abbildung 4.11. Beim Schweißen sind die Eigenspannungszustände sehr viel komplexer und weisen große Abhängigkeiten von mehreren Einflussgrößen auf. Die Lokalisierung und vor allem Quantifizierung der Druck- und Zugbereiche sind somit wesentlich komplexer, die beispielsweise für die Nachrechnung der Voruntersuchungen in Abbildung 4.10 rechts und Abbildung 4.12 dargestellt sind.

Bei Bauteilen, die im kaltumgeformten Bereich geschweißt werden, überlagern sich die Eigenspannungen der beiden Herstellverfahren und es bildet sich der in der Mitte von Abbildung 4.10 dargestellte Eigenspannungsverlauf. Hierbei ist zu beachten, dass zur Optimierung der Ergebnistransparenz lediglich die Vergleichsspannungen dargestellt sind, die keinen direkten Rückschluss auf die Zug- und Druckkomponenten ermöglichen, sodass die die Vergleichsspannungen der Herstellverfahren nicht direkt aufsummiert werden können. Die Normalspannungen in x-Richtung sind in Blechbreitenrichtung in Abbildung 4.11 und Abbildung 4.12 oben vorgestellt.

Da sich neben den Zugspannungen auch Druckspannungen beim Abkühlprozess nach dem Schweißen bilden, werden in manchen Bereichen die Eigenspannungen infolge der beiden Herstellverfahren teilweise neutralisiert, wie beispielsweise in der mittleren Darstellung von Abbildung 4.10 neben der Schweißnaht erkennbar sind. Maßgebend für die weiteren Untersuchungen sind jedoch die Bereiche, in denen sich die Eigenspannungen überlagern und somit beispielsweise für Sprödbruchuntersuchungen im Fokus stehen. Das Einbringen einer künstlichen Kerbe nach Kapitel 7.1.12 muss somit im direkten Umfeld stattfinden, sodass sich die Spannungsspitzen nach Abbildung 2.1 mit den Eigenspannungen nach Abbildung 4.10 überlagern. Der genaue Ort der maximalen Eigenspannungen variiert in Schweißrichtung unter anderem in Abhängigkeit der Schweißreihenfolge, der eingebrachten Energie, der Temperatur zum Zeitpunkt $t=0$, der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs, der Geometrie und Anzahl der Schweißnähte etc. und ist somit nicht immer eindeutig zu bestimmen.

Außerdem ist zu beachten, dass bei der Auswertung der Eigenspannungen nicht nur die Quantität betrachtet werden muss, sondern auch die Anteile und Richtung der Hauptspannungen, die mit den Hauptspannungen aus weiteren Einwirkungen überlagert werden. Da die Hauptspannungen infolge weiterer Einwirkungen jedoch auch nur bedingt ermittelt werden können und die künstliche Kerbe aus konstruktiven Gründen innerhalb der Versuche nicht frei wählbar ist, konnten diese Einflüsse nur bedingt bei der Versuchsplanung berücksichtigt werden.

Des Weiteren sind bei der Festlegung der künstlichen Kerbe neben den Eigenspannungen auch die metallurgischen Effekte zu berücksichtigen, die im Bereich der Wärmeeinflusszone nach Abbildung 4.3 nicht zu vernachlässigen sind, woraus sich schlussendlich unter Berücksichtigung der Eigenspannungen aus den numerischen Simulationen die Position der Kerbe der Sprödbruchuntersuchungen nach Abbildung 7.10 ergaben.

4.3 Nachrechnung der Spröbruchversuche

4.3.1 Kaltumformen

Bei der Nachrechnung der Spröbruchuntersuchung wurden die beiden Prozesse Kaltumformen und Schweißen in Simufact Forming [61] innerhalb eines Modells simuliert. Da die Übergabe der Ergebnisse in die Schweißsimulationsumgebung mit den Geometrieparametern der umgeformten Blechgeometrie erfolgt, musste bereits bei der Umformsimulation die Schweißnahtvorbereitung an der Blechkante berücksichtigt werden, vgl. Abbildung 4.24.

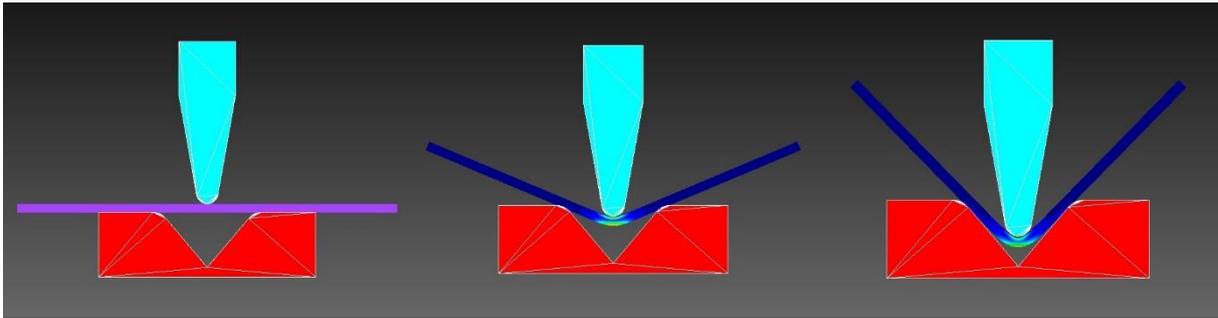
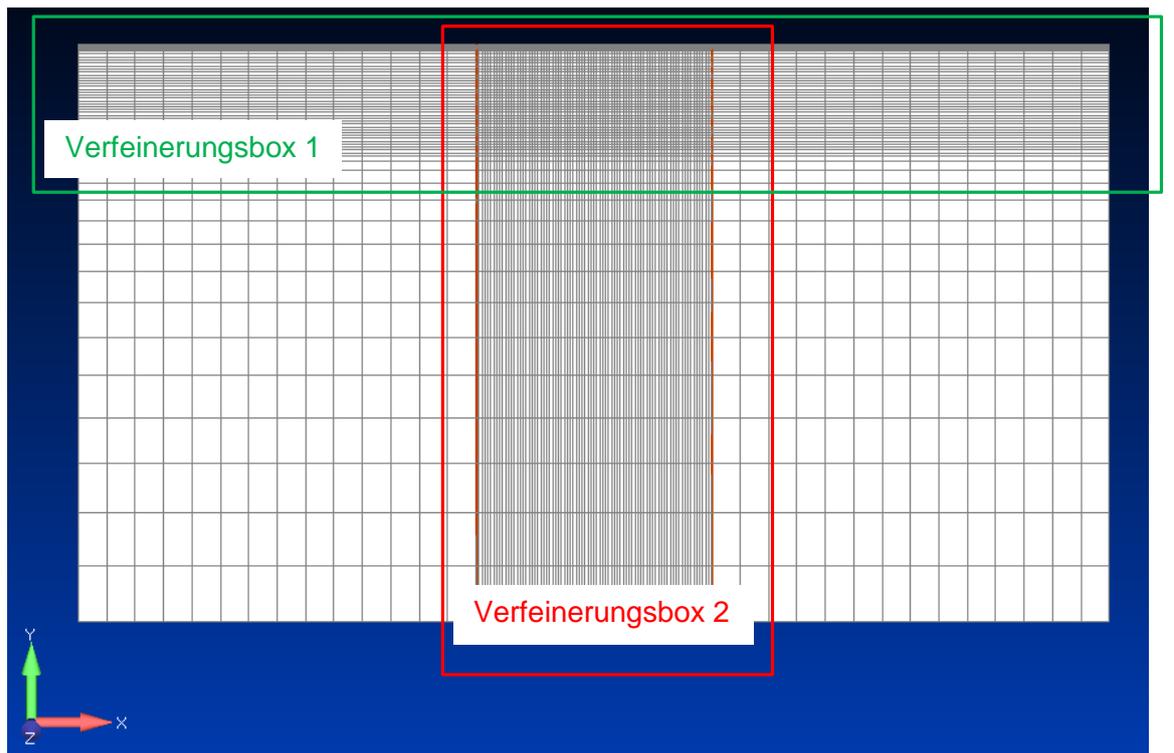


Abbildung 4.13: Umformsimulation

In Simufact Forming [61] wurden der Kaltumformprozess des freien Abkantens simuliert, bei dem ein Stempel (Oberwerkzeug) den Versuchskörper in das Gesenk einer Matrize (Unterwerkzeug) drückt, siehe Abbildung 4.13. Da bei diesem Verfahren der Prüfkörper nicht vollflächig an der Matrize anliegt, ist der Biegeradius an der Spitze des Stempels die maßgebende Größe für den Umformgrad. Die Geometrie der Werkzeuge wurde als parametrisches Modell in Autodesk Inventor erstellt und direkt in Simufact Forming [61] importiert. Der Vernetzung erfolgte mit Tetraeder Elementen. Die Werkzeuge wurden in der Simulation als Starrkörper ohne Wärmeleitung simuliert. Die Blechgeometrie wurde mit der Schweißnahtvorbereitung in Inventor parametrisch modelliert und als igs.-Datensatz in FEMAP importiert. Die Vernetzung erfolgte in FEMAP mit Hexaeder Elementen mit Mittelknoten. Bei der Vernetzung mussten die Anforderungen für die Umformsimulation und die spätere Schweißsimulation berücksichtigt werden, da zwischen den Prozessschritten keine Neuvernetzung erfolgen konnte. Die Vernetzung an der Schweißnahtvorbereitung musste in diesem Schritt bereits ausreichend fein erfolgen, um in der Schweißsimulation den Prozess ausreichend genau abzubilden. Die notwendige Netzfeinheit wurde in unabhängigen Simulationen ohne Übergabe der Ergebnisse ermittelt.

Über die Blechdicke (z-Achse) wurde das Netz mit 1 mm Kantenlänge gebildet. Im Bereich der Schweißnahtvorbereitung (Verfeinerungsbox 1) erfolgte die Vernetzung in der y-Richtung ebenfalls mit 1 mm Kantenlänge. Die Kaltumformzone (Verfeinerungsbox 2) wurde in x-Richtung mit 1 mm Kantenlänge vernetzt. Außerhalb der Verfeinerungsbox 2 wurde mit 10 mm Kantenlänge vernetzt. In der Verfeinerungsbox 2 erfolgte die Vernetzung in y-Richtung außerhalb der Verfeinerungsbox 1 mit einem linearen Anstieg der Kantenlänge. In Abbildung 4.14 ist die Vernetzung am 8 mm Blech mit den Verfeinerungsboxen dargestellt. Die Vernetzung erfolgte als kompatibles Netz ohne Übergangselemente und ohne Kontakte. Die Größe der Verfeinerungsbox 2 wurde so gewählt, dass der Bereich der feinen Elemente immer größer als die Umformzone war.



Ansicht Blech in der X-Y-Ebene



Ansicht Blech in der Y-Z-Ebene



Ansicht Blech X-Z-Ebene

Abbildung 4.14: Darstellung der Vernetzung und der Verfeinerungsboxen

Die Simulation wurde programmgesteuert in ca. 50 einzelnen Inkrementen berechnet und basiert auf den Datensatz der Simufact Materialbibliothek für einen S355. Da in diesem Projekt keine Ermittlung der Fließkurven vorgesehen war, wurden die Standardfließkurven für Raumtemperaturen mit den Erkenntnissen aus den Zugversuchen skaliert. Die Simulation erfolgte dehnratenunabhängig und es wurden je Umformgrad zwei Simulationen durchgeführt, da in der Schweißsimulation ein linkes und ein rechtes umgeformtes Blech benötigt wurden und die Ergebnisse nicht gespiegelt werden konnten.

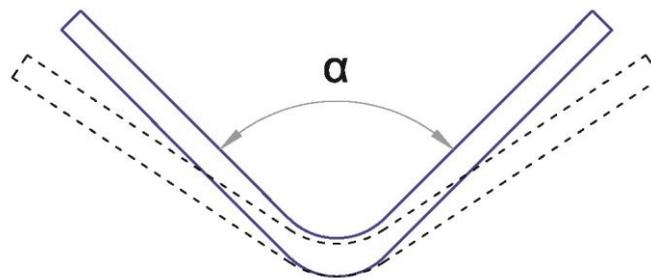


Abbildung 4.15: Vermessung des Biegewinkels

Durch den Hub des Oberwerkzeuges kann die Geometrie beeinflusst werden. Beim Zurückfahren des Oberwerkzeuges federt das Werkstück um den elastischen Anteil zurück. Durch den Einfluss der Reibung zwischen den Werkzeugen und dem Werkstück kann der Hub des Werkzeuges im Vorfeld nicht ausreichend genau bestimmt werden. Durch Berechnungen an der idealen Geometrie wurde der Startwert für den Hub ermittelt. In der Mitte des Bleches wurde an einem Schnitt in einem CAD Programm der Winkel α zwischen den Schenkeln vermessen, vgl. Abbildung 4.15. Iterativ wurde der Hub bis zum Erreichen von $\alpha = 90^\circ$ bestimmt.

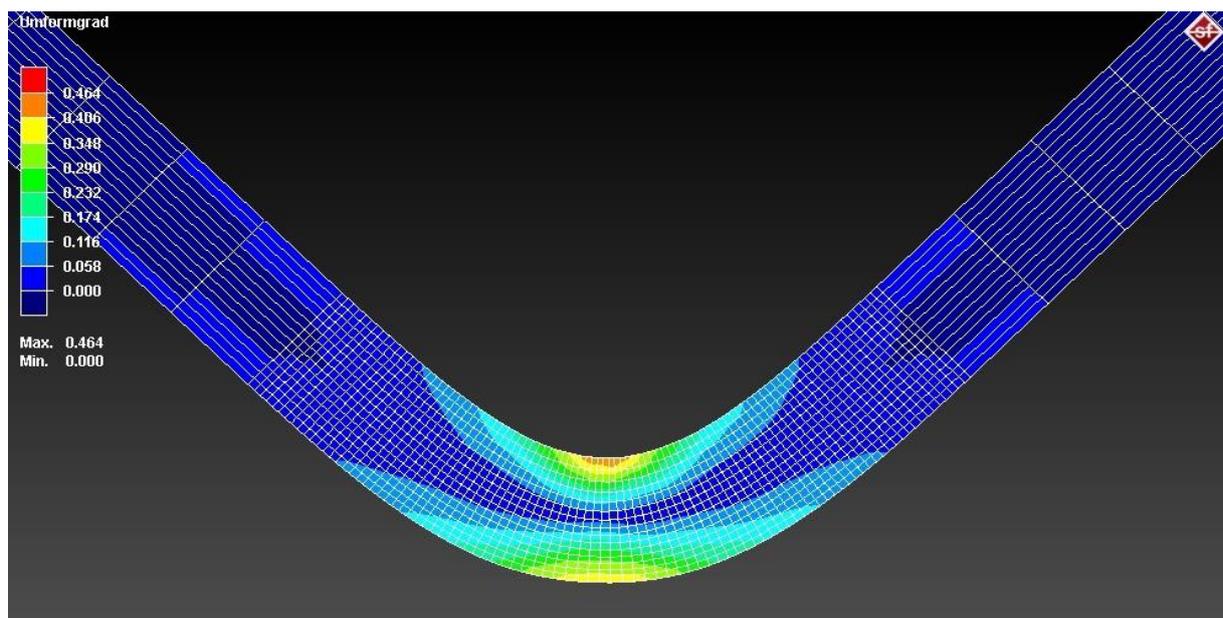
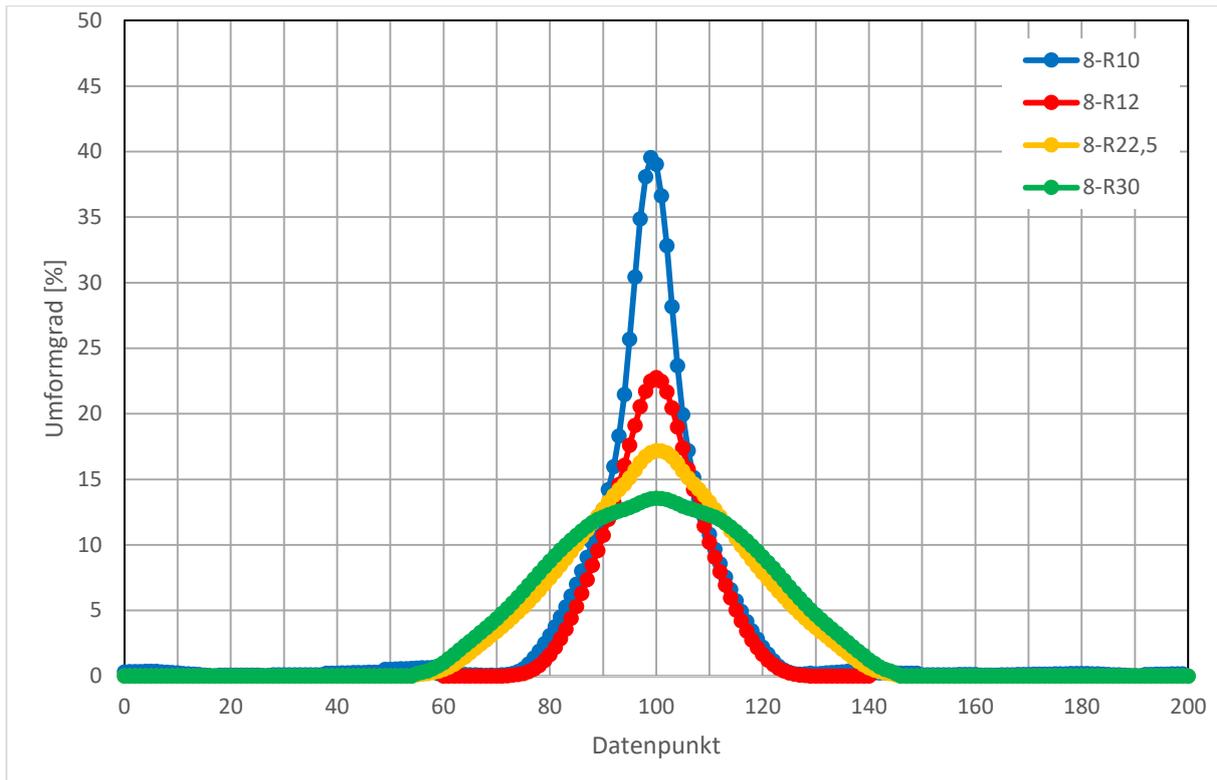
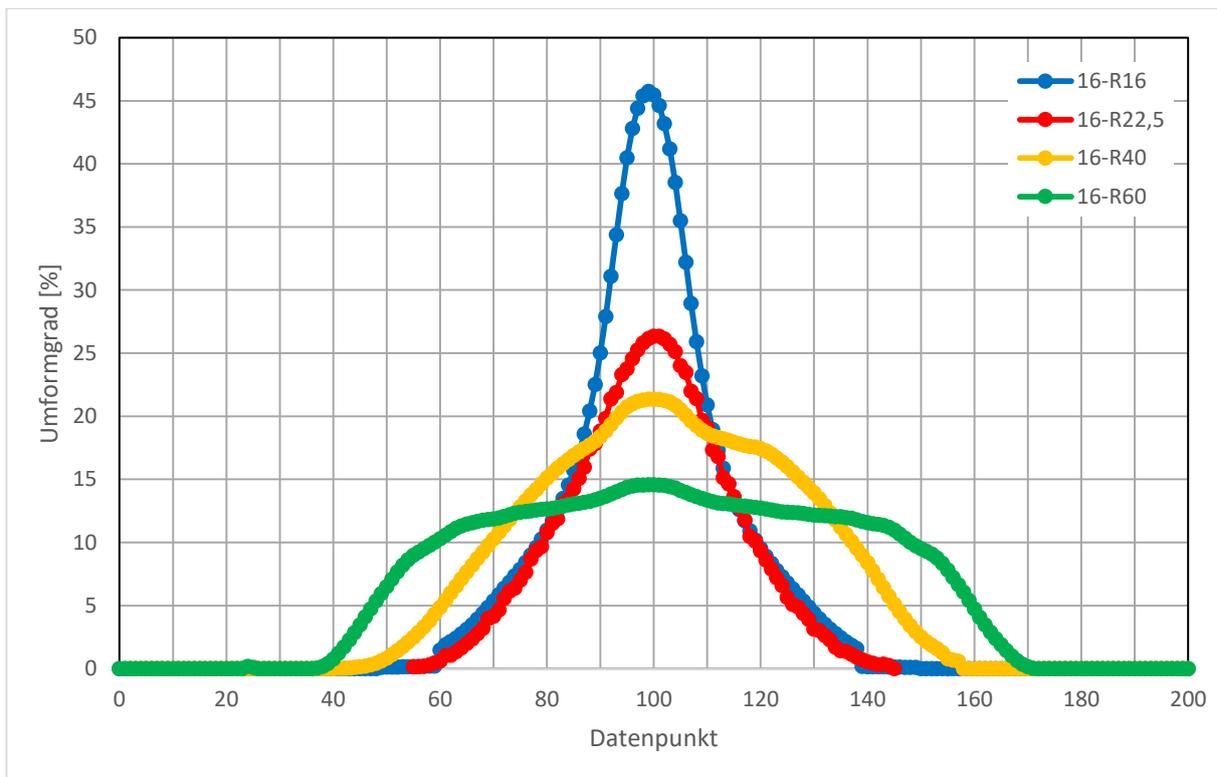


Abbildung 4.16: Neutrale Zone

In den Simulationen zeigt sich, dass sich in der Mitte des Bleches, wie zu erwarten war, eine neutrale Zone ausbildet, vgl. Abbildung 4.16. Mit zunehmendem Biegeradius nimmt die Umformzone zu und der maximale Umformgrad ab. Dieser geometrieabhängige Effekt hat sich bereits in den Messungen an den Referenzblechen gezeigt. In Abbildung 4.17 sind die am Pfad in der Umformzone ausgewerteten Umformgrade für die Simulationen $t = 8$ mm abhängig vom Biegeradius dargestellt. Abbildung 4.18 zeigt die Ergebnisse der Simulationen für die Blechdicke $t = 16$ mm. Die Erkenntnisse aus den Simulationen für die 16 mm Bleche werden hier bestätigt.

Abbildung 4.17: Umformgrad ausgewertet über den Pfad im Bereich der Umformzone $t = 8$ mmAbbildung 4.18: Umformgrad ausgewertet über den Pfad im Bereich der Umformzone $t = 16$ mm

Die aus der Kaltumformungssimulation ermittelten Dehnungen wurden mit denen der experimentellen Untersuchungen verglichen, bei denen parallel zu den Blechen für die Versuchskörper Referenzbleche aus der gleichen Charge mit denselben Abmaßen

Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen

entnommen wurden. Auf die Referenzbleche wurde durch Lasersignieren ein Messraster 100 mm x 100 mm mit einem Rasterabstand von 2 mm aufgebracht. Beim Kaltumformen der Bleche lag das Messraster zwischen den beiden Auflagerpunkten des Unterwerkzeuges. Während des Umformvorganges hat auf dem Messraster keine Werkzeugberührung stattgefunden. Die Werkstücke wurden derart in die Matrize eingelegt, dass sich das Messraster immer auf der Zugseite befand. Bei einem Teil der Referenzbleche konnte nach dem Umformen die Dehnung mit einem optischen Messsystem der Firma Vialux vermessen werden, vgl. Abbildung 4.19. Bei dem anderen Teil der Referenzbleche konnte eine Vermessung mit dem optischen Messsystem nicht durchgeführt werden, da der Kontrast des Messrasters nach dem Umformen für eine Messung nicht ausreichend war.

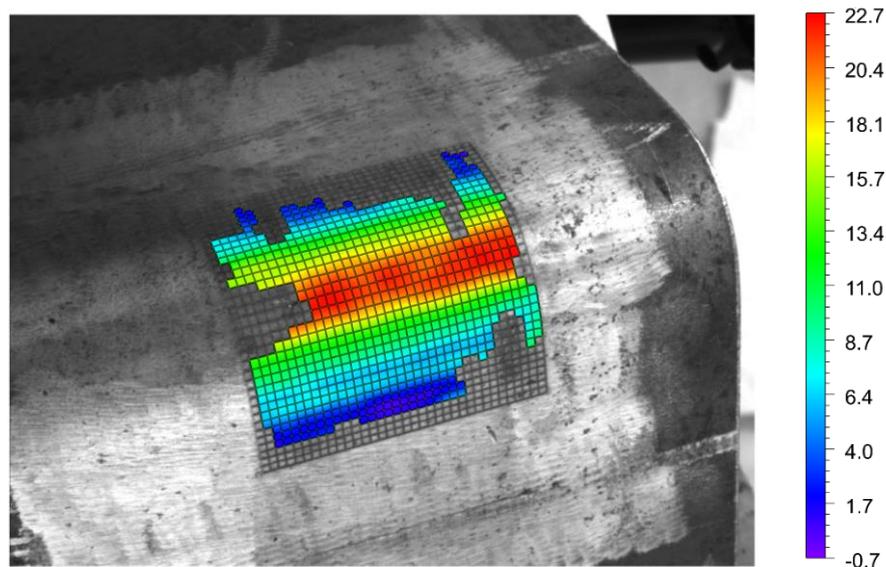


Abbildung 4.19: Maximale Dehnung der Vialux-Messung in [%]

Bei allen andern Blechen wurden die Umformgrade an Bildern ermittelt, die mit einer USB Lupe mit einer 50 fachen Vergrößerung aufgenommen wurden. Die Vermessung der kalibrierten Bilder erfolgte mit dem Programm Dinocapture [6], vgl. Abbildung 4.20.

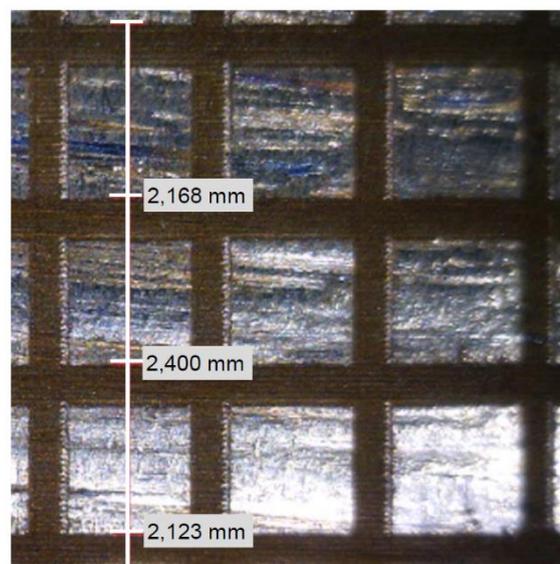


Abbildung 4.20: Auswertung USB Lupe

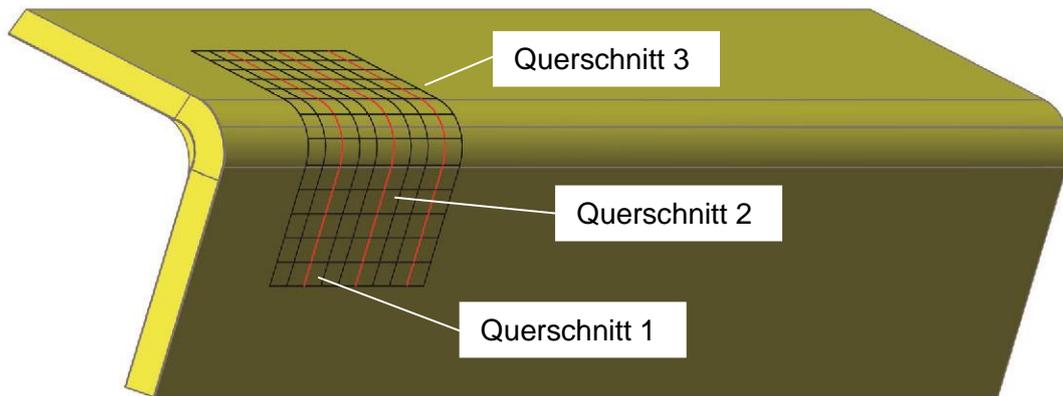


Abbildung 4.21: Schnitte zur Auswertung

An jedem Referenzblech wurden über das Messraster drei Querschnitte gelegt, die jeweils ausgewertet wurden, vgl. Abbildung 4.21. Für die Ermittlung des Umformgrades wurde aus den drei Messwerten der Mittelwert gebildet. Zum Vergleich der Messmethoden wurde am Blech 900 eine Vergleichsmessung durchgeführt, vgl. Abbildung 4.22.

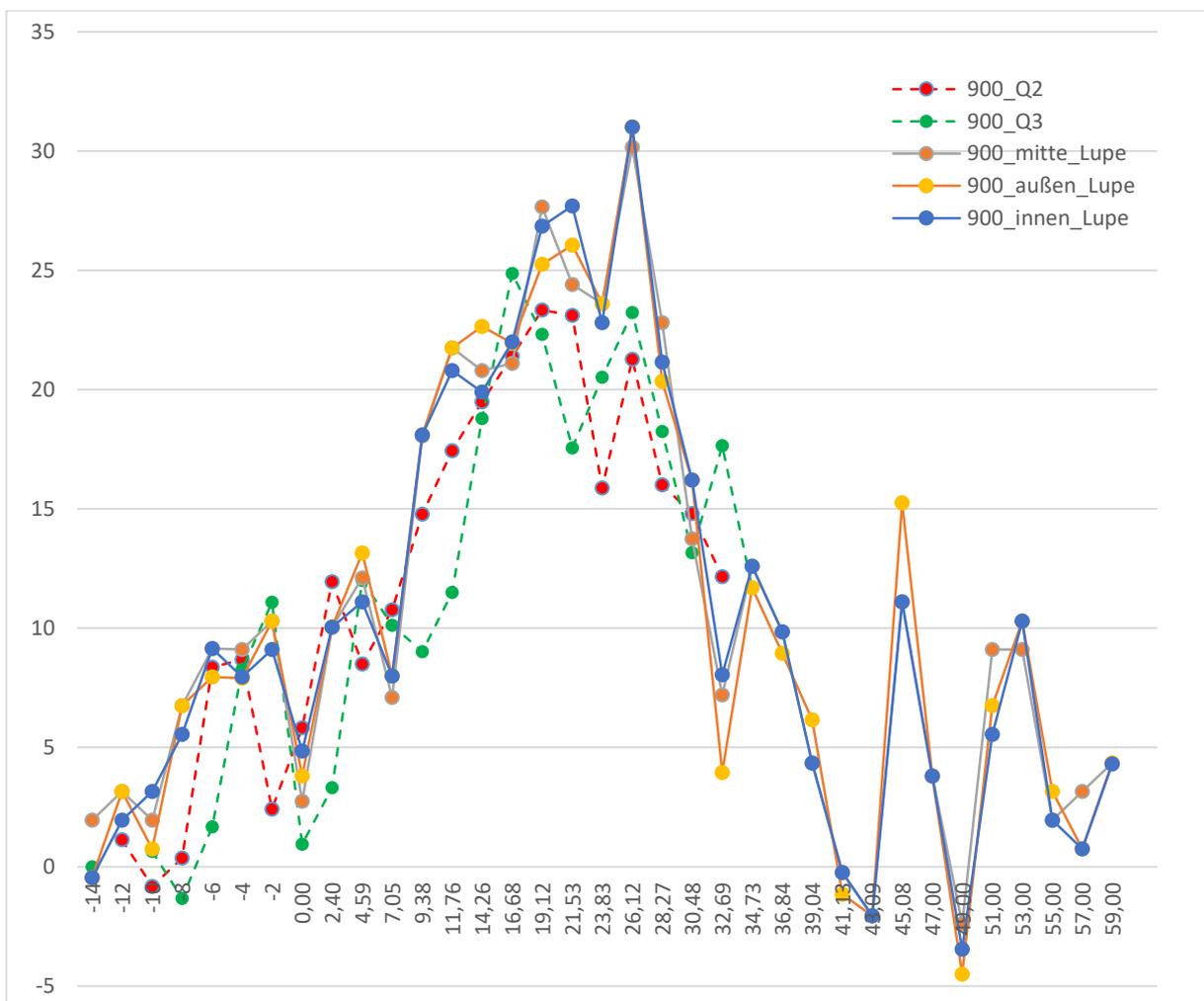


Abbildung 4.22: Vergleichsmessung

Tabelle 4-1: Umformgrad der Referenzbleche

Prüfkörper- bezeichnung	Prüfkörper- nummer	Blech- dicke	Umform- radius	r/t- Verhältnis	Maximal Mittelwert Umformgrad	Messmethode
u355-1.8.1	900	8	10	1,5	23,59	Vialux
u355-1.8.2	901	8	12	1,75	23,02	Vialux
u355-1.8.3	902	8	22,5	3,25	12,86	Vialux
u355-1.8.4	903	8	30	3,875	11,47	Vialux
u355-2.16.1	1000	16	16	1	51,98	USB Lupe
u355-2.16.2	1001	16	22,5	1,625	34,7	USB Lupe
u355-2.16.3	1002	16	40	2,5	26,33	USB Lupe
u355-2.16.4	1003	16	60	3,75	20,12	USB Lupe
u355-3.8.1	1100	8	10	1,5	35,38	USB Lupe
u355-3.8.2	1101	8	12	1,75	35,95	USB Lupe
u355-3.8.3	1102	8	22,5	3,25	15,58	Vialux
u355-3.8.4	1103	8	30	3,875	24,47	USB Lupe
u355-4.16.1	1200	16	16	1	28,65	USB Lupe
u355-4.16.2	1201	16	22,5	1,625	34,55	USB Lupe
u355-4.16.3	1202	16	40	2,5	18,00	Vialux
U355-4.16.4	1203	16	60	3,75	18,95	USB Lupe

Abbildung 4.23 zeigt die Umformgrade aus den Simulationen und Messungen im Vergleich mit den geometrischen Berechnungsmethoden. Die einzelnen Maximalwerte aus den jeweiligen Simulationen sind in Tabelle 4-2 dargestellt. Es zeigt sich, dass die beste Übereinstimmung mit einer geometrischen Berechnungsmethode bei der DCF Variante gegeben ist.

Tabelle 4-2: Vergleich der Umformgrade aus den Simulationen, Messungen und der Berechnungsmethode DCF

Simulation	Max Umformgrad Simulation [%]	Max Umformgrad Messung [%]	Max Umformgrad DCF [%]
8-R10	39,53	23,59	40
		35,38	
8-R12	22,75	23,02	33,33
		35,95	
8-R22,5	17,17	12,86	17,77

		15,58	
8-R30	13,55	11,47	13,33
		24,47	
16-R16	45,75	51,98	50
		28,65	
16-R22,5	26,35	34,7	35,55
		35,95	
16-R40	21,37	26,33	20
		18,00	
16-R60	14,57	20,12	13,33
		18,95	

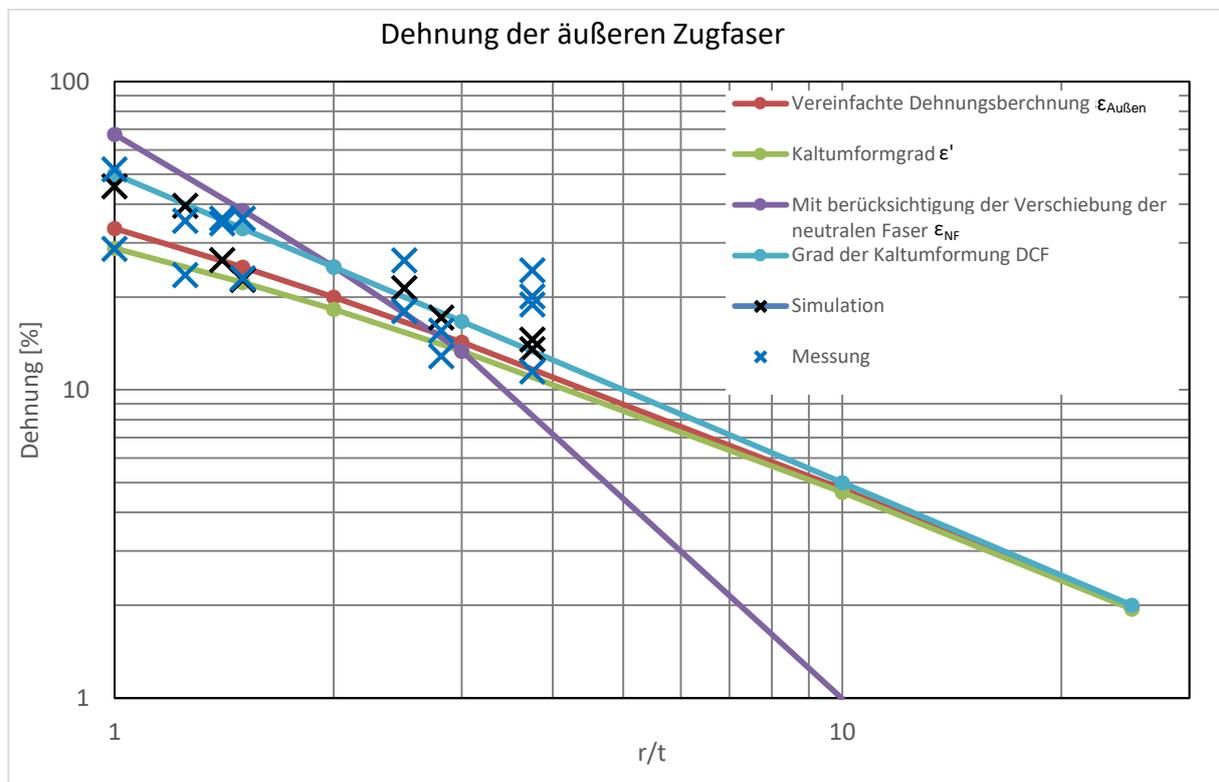


Abbildung 4.23: Vergleich der Umformgrade aus den Simulationen, Messungen und geometrischen Berechnungsansätzen

4.3.2 Schweißen

Aus den Umformsimulationen wurden das Netz und die Verschiebungskomponenten in einem programminternen Datenformat aus Simufact Forming [61] exportiert und in Simufact Welding [62] importiert. Somit konnte auf Basis der Umformsimulation und den vorhandenen Eigenspannungen aus der Umformsimulation eine Schweißsimulation aufgebaut werden.

Durch den Randeinfluss bildet sich beim Kaltumformen von Blechen eine leichte Wulst an der Blechkante aus und die Blechkanten sind nicht mehr eben. Dieser Effekt wurde bei den kaltumgeformten Blechen für die Versuchskörper genauso festgestellt. In der Umformsimulation ist dieser Effekt ebenfalls aufgetreten, vgl. Abbildung 4.24. Die Geometrie der Schweißnahtlagen wird somit durch mehrere Einflüsse bestimmt:

1. Blechgeometrie in der Umformzone
2. Randeinfluss auf die Schweißnahtvorbereitung
3. Lagenaufbau abhängig von der Schweißposition

In Simufact Welding [62] ist es möglich, die Geometrie von Schweißnähten durch einen „Filetgenerator“ einzufügen. Dieser Generator kann eine Geometrie abhängig von der vorgegebenen Schweißnahtgeometrie erzeugen. Bei den oben genannten Einflüssen, die zu einer komplexen Schweißnahtgeometrie führen, konnte mit dem „Filetgenerator“ keine befriedigende Schweißnahtgeometrie mit einem kompatiblen Netz erzeugt werden.

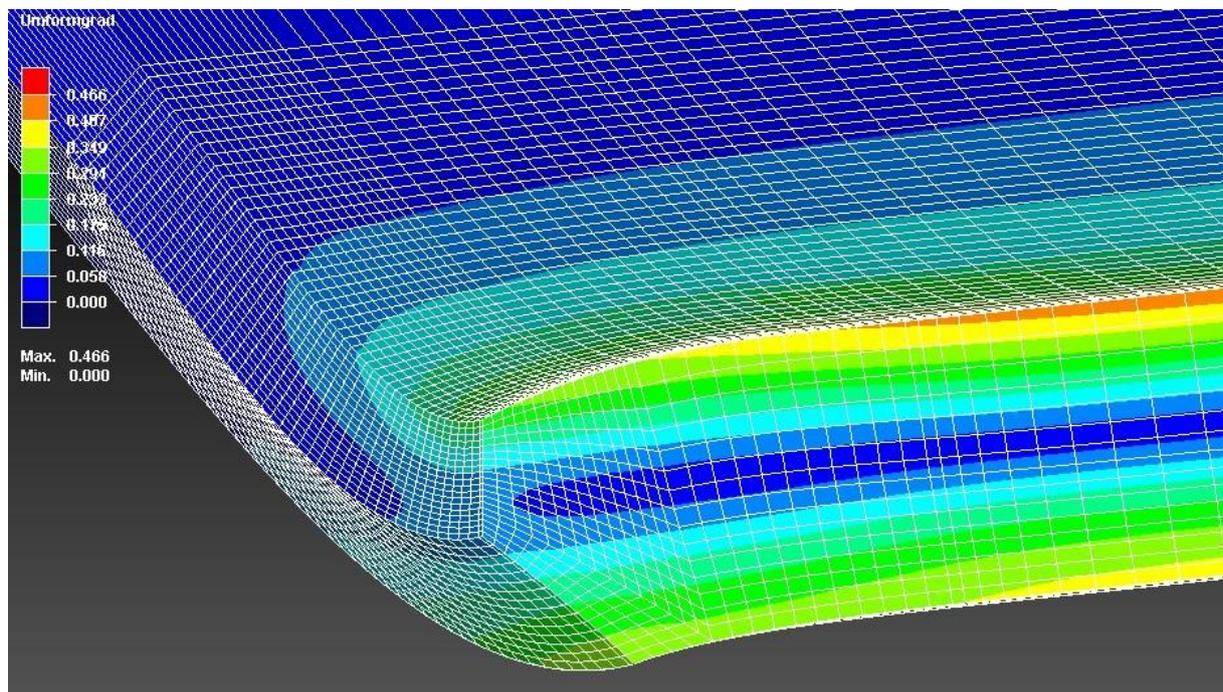


Abbildung 4.24: Dehnung Prüfkörper 10

Die Erzeugung der Schweißnahtgeometrie erfolgte in Inventor. Für die Erzeugung der Volumenbauteile wurden die aus Simufact Forming [61] auf den Kanten der Schweißnaht liegenden Pfade eingelesen. Es wurden die Pfade aus dem letzten Berechnungssinkrement nach dem Zurückfahren der Werkzeuge eingelesen. Diese Geometrie entspricht dem in Simufact Welding [62] eingelesenen Netz und beschreibt die Knotenpunkte an der Schweißnahtvorbereitung inkl. der Effekte aus dem Kanteneinfluss.

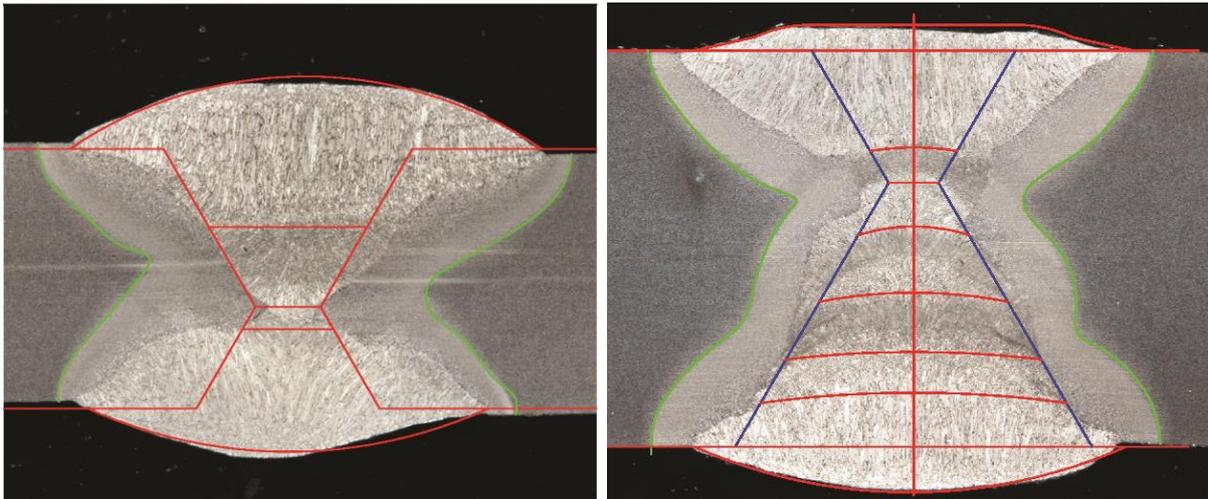


Abbildung 4.25: Schweißnahtlagenaufbau Makroschliff

Zwischen diesen Knotenpunkten wurde ein Volumenmodell für jede einzelne Schweißnahtlage erzeugt. Der Schweißnahtlagenaufbau wurde an Makroschliffen ermittelt. In Abbildung 4.25 ist der in den Makroschliffen eingezeichnete Schweißnahtlagenaufbau dargestellt. Die erzeugten Volumenkörper der einzelnen Schweißnahtlagen wurden in FEMAP mit Hexaederelementen vernetzt.

Während der Schweißarbeiten an den Versuchskörpern wurde bei vier Schweißnähten der Temperaturverlauf aufgezeichnet. Die Aufzeichnung wurde mit einer High-Speed Wärmebildkamera ImageIR durchgeführt. Der Messaufbau ist in Abbildung 4.26 dargestellt. Die Wärmebildkamera wurde mit ca. 1300 mm Abstand zum Prüfkörper aufgebaut. Als zweites Messsystem wurden Thermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) verwendet. Der Durchmesser der isolierten Drähte betrug $d = 0,08$ mm. Durch den geringen Durchmesser der Drähte war ein gutes Temperaturansprechverhalten des Thermoelements gewährleistet. Die Thermoelemente wurden mit einem Hochtemperaturzement der Firma Omega auf die Oberfläche der Prüfkörper aufgeklebt. Das erste Thermoelement wurde 6 mm von der Kante der Schweißnahtvorbereitung entfernt aufgeklebt. Zwischen den Elementen wurde ein Abstand von 5 mm eingehalten. Die Anordnung der Messpunkte ist in Abbildung 4.27 dargestellt.

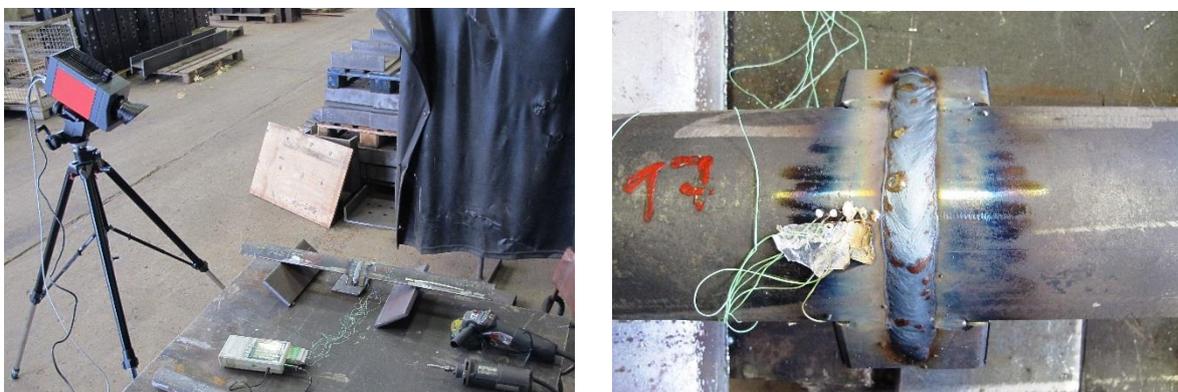


Abbildung 4.26: Messaufbau Temperaturmessung

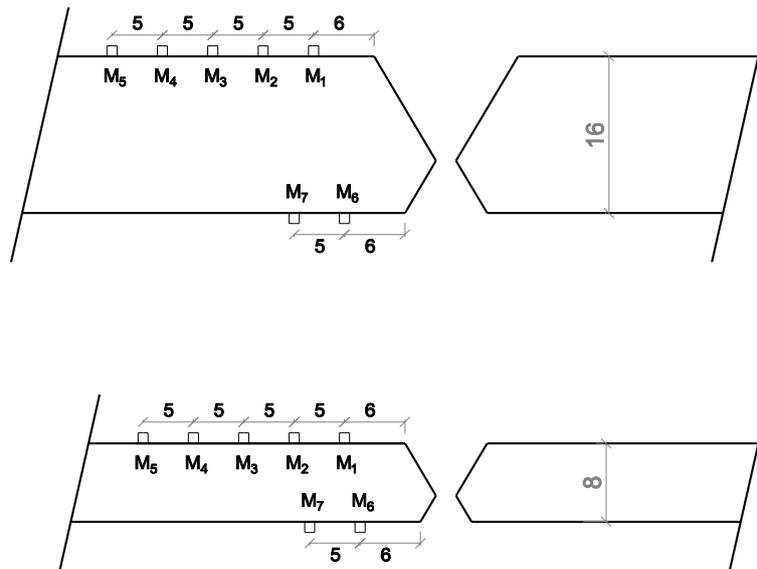


Abbildung 4.27: Anordnung der Messpunkte

Die Auswertung der Thermografiebilder erfolgte mit der Software IRBIS. Auf die Oberfläche der Versuchskörper wurden virtuelle Messpunkte gesetzt und die Temperatur ausgegeben. Abbildung 4.28 und Abbildung 4.29 zeigen das aufgezeichnete Temperaturfeld im Schmelzbad der Schweißnaht und den Versuchskörper nach dem Schweißen in der Abkühlphase.

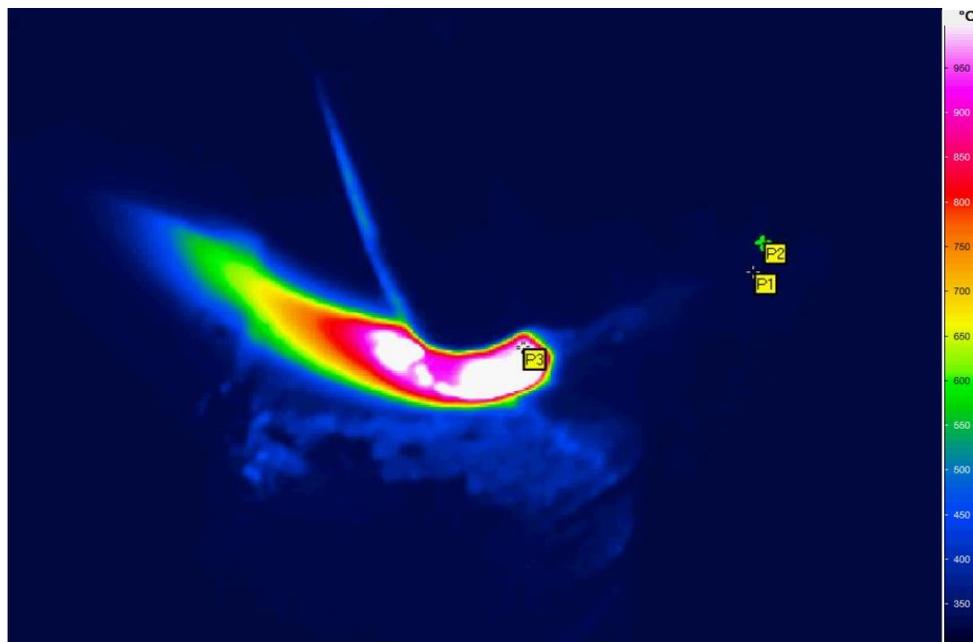


Abbildung 4.28: Thermografieaufnahmen im Schmelzbad der Schweißnaht (300 – 1000 °C)

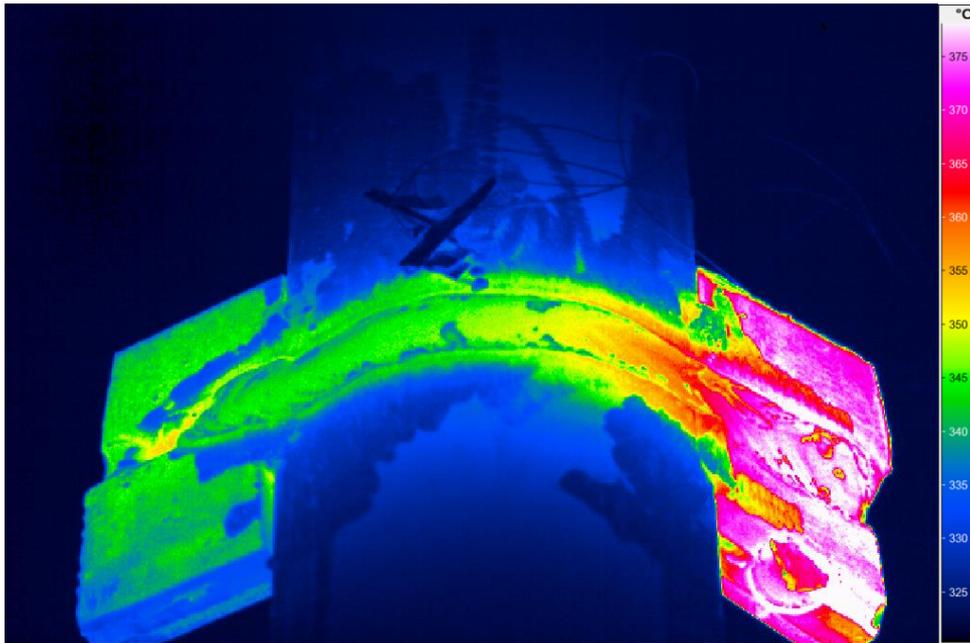


Abbildung 4.29: Thermografieaufnahmen nach dem Schweißen in der Abkühlphase (300 – 400 °C)

Die Temperaturdaten der Thermoelemente wurden mit einer Messfrequenz $f = 6,66 \text{ Hz}$ mit einem Datenlogger der Firma Ahlborn aufgezeichnet. Abbildung 4.30 zeigt den Temperatur-Zeit-Verlauf am Prüfkörper 17. Der Prüfkörper 17 mit $t = 8 \text{ mm}$ wurde mit drei Lagen geschweißt. Zwischen den Lagen wurde jeweils die Nahtoberfläche angeschliffen.

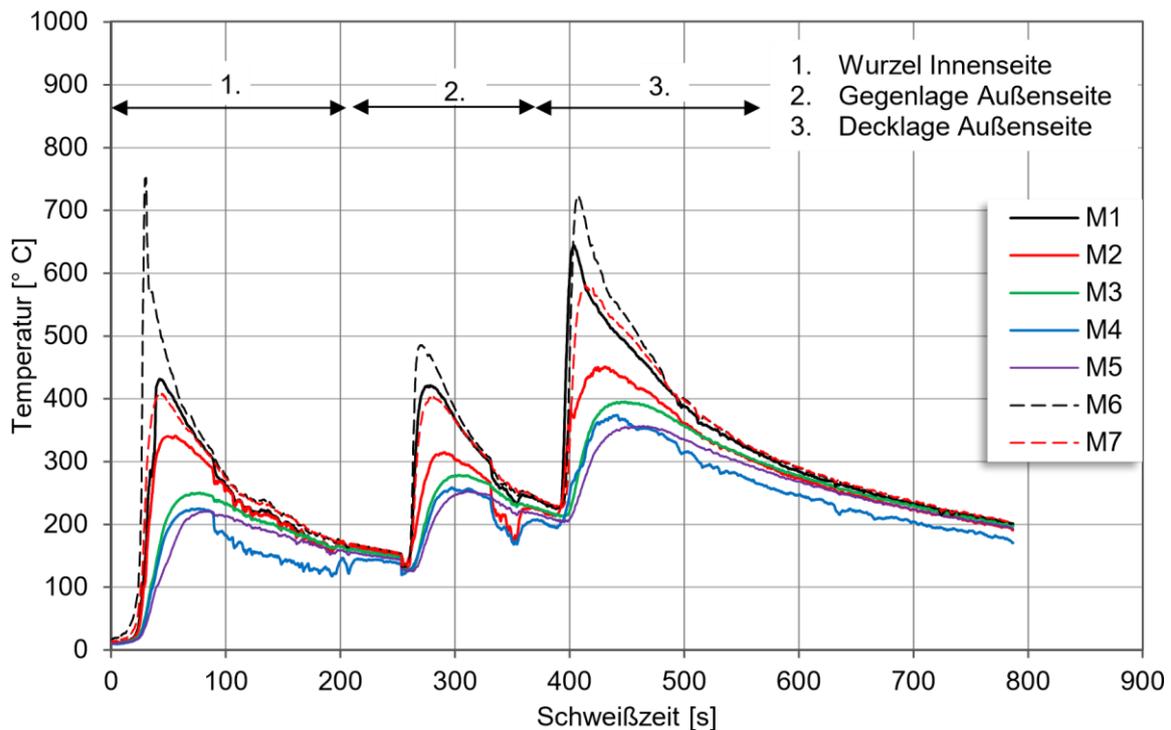


Abbildung 4.30: Temperaturmessung am Prüfkörper 17 mit $t = 8 \text{ mm}$

Abbildung 4.31 zeigt den Temperatur-Zeit-Verlauf am Prüfkörper 47. Durch einen Ausfall im Messsystem konnte hier nur der Temperaturverlauf von 5 Schweißlagen aufgezeichnet werden. Von den ersten zwei Zwischenlagen liegen keine Daten aus der Aufzeichnung der Thermoelemente vor.

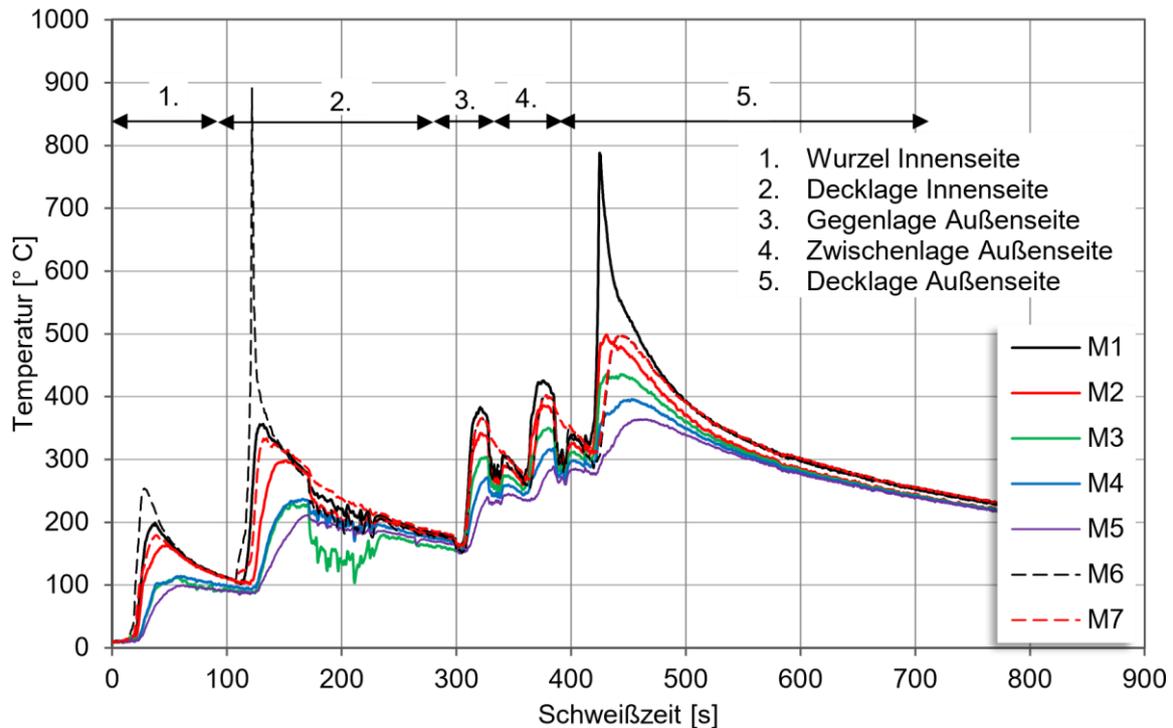


Abbildung 4.31: Temperaturmessung am Prüfkörper 47 mit $t = 16 \text{ mm}$

Nach dem Import der Blechgeometrie mit den Knotenverschiebungen aus dem Umformprozess und dem Import der vernetzten Schweißnähte als Volumenkörper wurde in Simufact Welding [62] eine Simulation des Schweißprozesses aufgebaut. Zur Kalibrierung der Schweißparameter wurden zwei vereinfachte Modelle mit unverformten Blechen erstellt, vgl. Abbildung 4.32. An diesen Blechen wurden durch thermische Simulationen die Wärmequellen für die einzelnen Schweißlagen kalibriert. Die Kalibrierung erfolgte im Abgleich mit den Daten aus den Thermoelementmessungen und der Ausgabe von Temperatur-Zeit-Verläufen an den Messpunkten aus der Simulation.

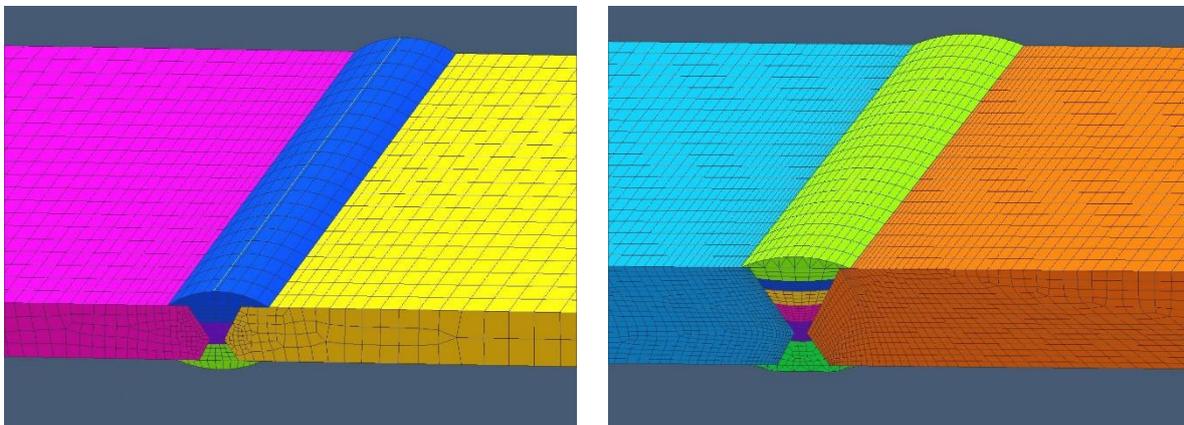


Abbildung 4.32: Vereinfachtes Modell mit unverformten Blechen

Es erfolgte ein Abgleich der Temperaturverläufe aus der Simulation (vgl. Abbildung 4.33) mit den Temperaturverläufen aus den Aufnahmen der Thermografiekamera. Die Spitzentemperaturen wurden an einem Querschnitt (vgl. Abbildung 4.34) in der Simulation abgegriffen. Die Spitzentemperaturen wurden mit den Makroschliffen abgeglichen.

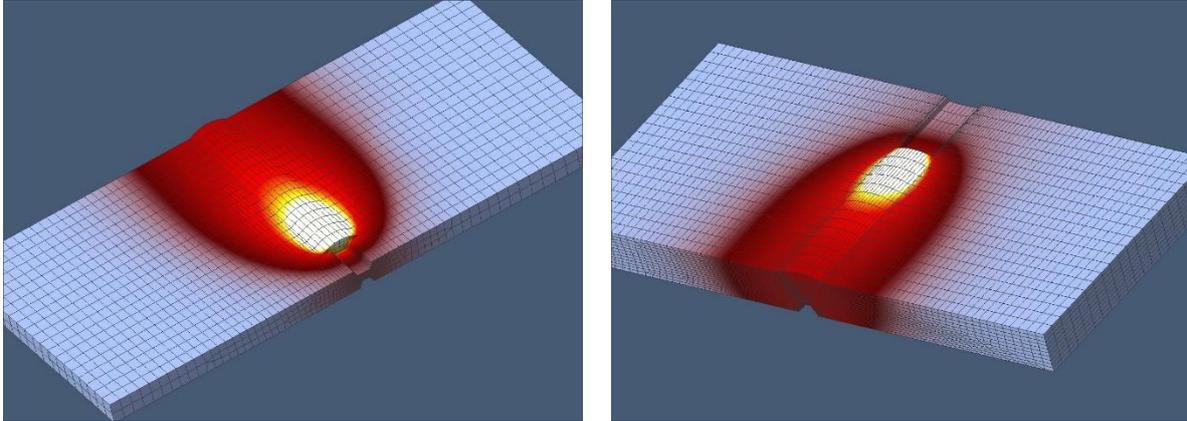


Abbildung 4.33: Temperaturverlauf der Simulation

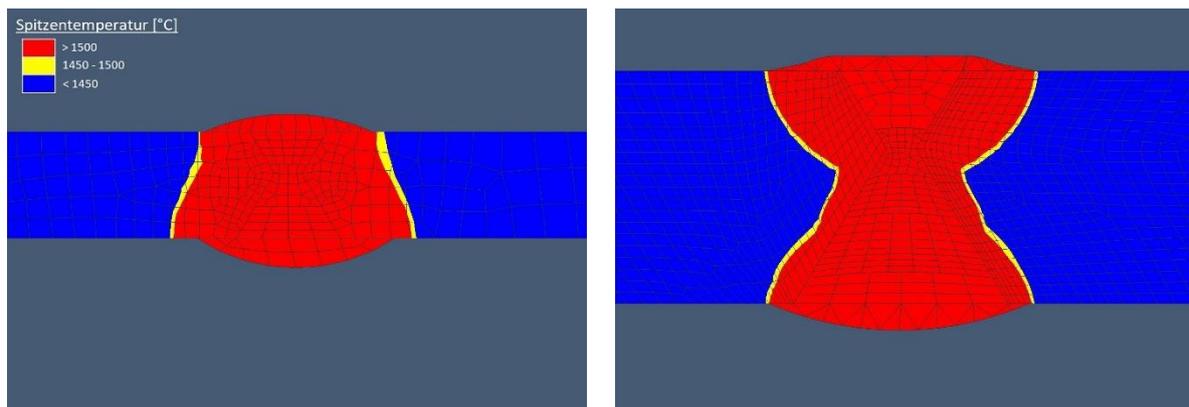


Abbildung 4.34: Spitzentemperaturen im Querschnitt

Die an den vereinfachten Modellen kalibrierten Wärmequellen wurden auf die Modelle mit den kaltumgeformten Blechen übertragen. In Abbildung 4.35 sind die Schweißsimulationsmodelle der kaltumgeformten Bleche dargestellt. Abbildung 4.36 zeigt die Eigenspannungen im Bereich des Biegeradius vor und nach der Schweißsimulation. Die Schweißsimulation wurde mit der Domain Decomposition Methode in 4 Teile zerlegt und es wurde auf 4 Rechenkernen zeitgleich gerechnet. Da durch das Einlesen der Knotenverschiebungen aus dem Kaltumformen bereits mechanische Lösungen im Modell vorhanden waren, konnten diese bei der Berechnung nicht unterdrückt werden. Die Rechenzeit für ein Modell am 16 mm dicken Blech betrug in der Regel mehr als 10 Tage. Durch die Schweißsimulation wurden im Bereich der Schweißnahtvorbereitung Eigenspannungen während des Schweißens abgebaut und beim Abkühlen der einzelnen Lagen neue Eigenspannungen eingebracht.

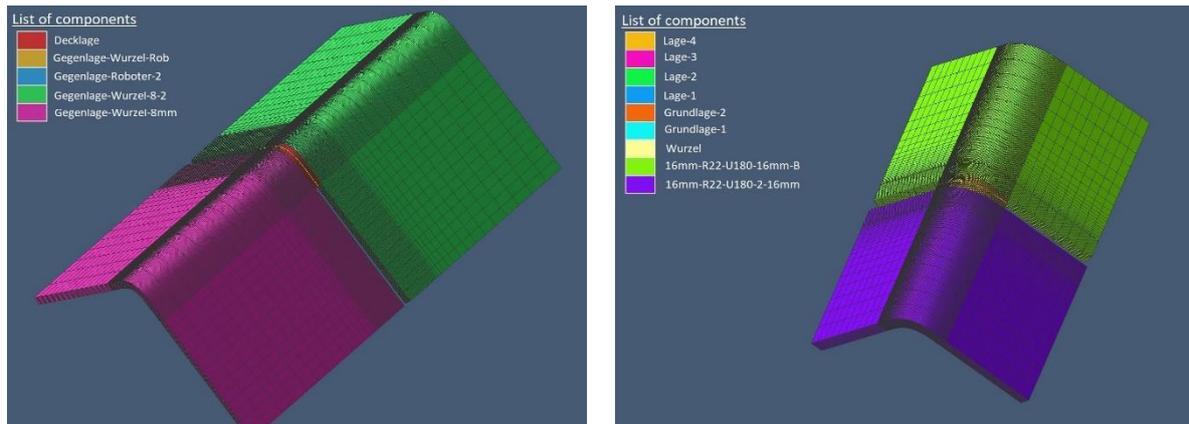


Abbildung 4.35: Schweißsimulationsmodell mit kaltumgeformten Blechen

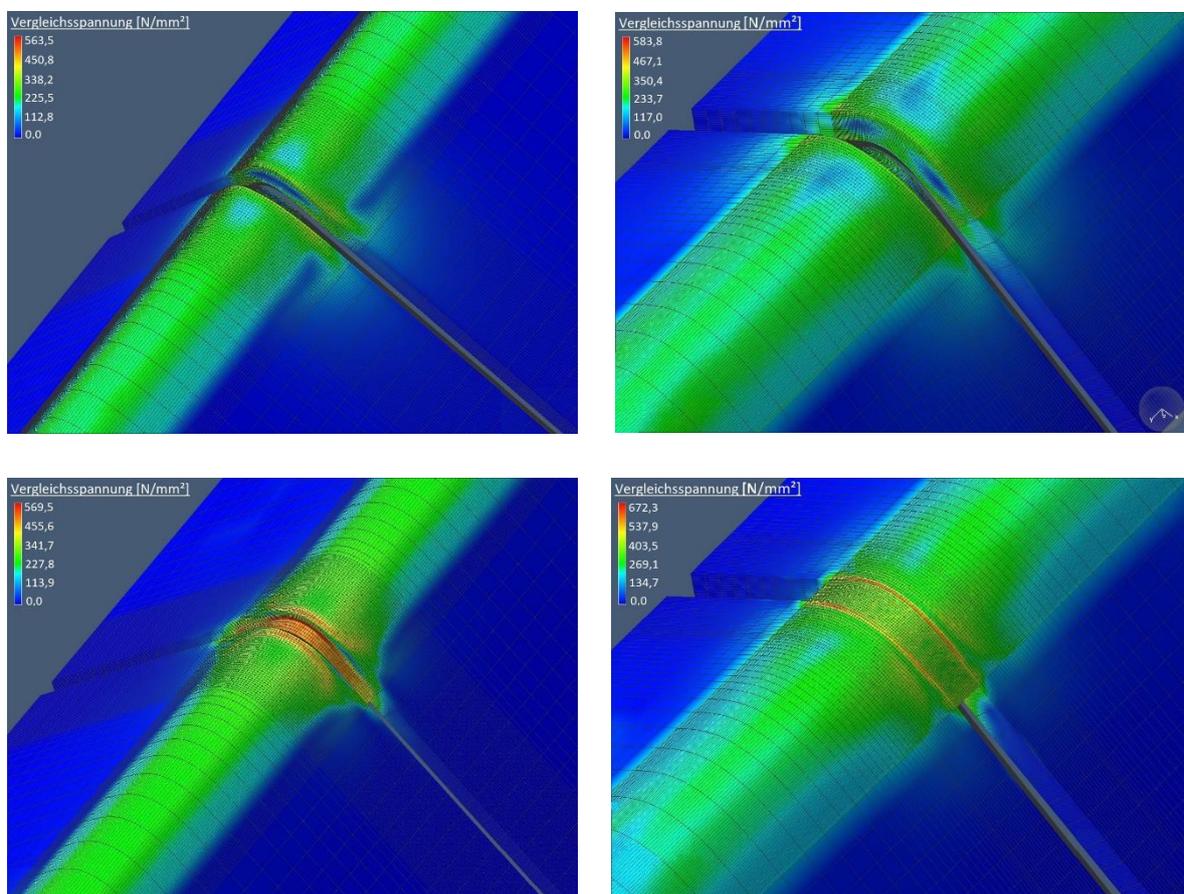


Abbildung 4.36: Eigenspannungen vor und nach dem Schweißen

4.3.3 Bruchmechanische Bewertung

Die aus der Simulation der beiden Herstellverfahren erhaltenen Ergebnisse werden im letzten Schritt auf ihre bruchmechanischen Eigenschaften ausgewertet, bei denen stets von einem gerissenen Bauteil ausgegangen wird. Zur Nachrechnung der Sprödbbruchuntersuchungen wurde deshalb im ersten Schritt die Anfangsrisstiefe der Sprödbbruchversuche auf Grundlage von Makroschliffen ermittelt und anschließend in AutoCAD skaliert und nachgezeichnet. An den CAD-Modellen wurde die Risstiefe a , der Rissradius r und die Lage des Mittelpunktes zur Oberfläche ermittelt. In Tabelle 4-3 ist die Anfangsrisssgeometrie der einzelnen Prüfkörper angegeben.

Tabelle 4-3: Anfangsrisssgeometrie

	Blechdicke t	Radius Riss (Versuch) R	Risstiefe (Versuch) a	Abstand Mittelpunkt bis Oberfläche X
	mm	mm	mm	mm
Pk.13	8	20,59	3,06	17,54
Pk.15	8	13,85	2,85	10,98
Pk.17	8	13,72	3,1	10,65
Pk.18	8	13,47	2,41	11,01
Pk.28	16	12,61	3,53	9,09
Pk.32	8	12,1	2,71	9,41
Pk.36	8	9,5	4,06	5,48
Pk.41	16	21,18	3,44	17,75
Pk.45	16	15,43	2,34	13,11
Pk.48	16	12,18	3,44	8,77

Zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren an der Rissspitze wurde in Ansys Workbench ein Modell erstellt, in dem die Symmetrieeigenschaften der Versuchskörper zur Verringerung der Rechenzeit ausgenutzt wurden. Aus dem Versuchskörper wurde eine Halbschale herausgenommen und in der Länge gekürzt, vgl. Abbildung 4.37. An den Kanten, an denen die beiden Halbschalen zusammenliegen, wurde eine reibungsfreie Linienlagerung modelliert. Auf einer der beiden Schnittflächen wurde die Kraft aufgebracht. Auf der anderen Schnittfläche wurde eine fixierte Lagerung modelliert.

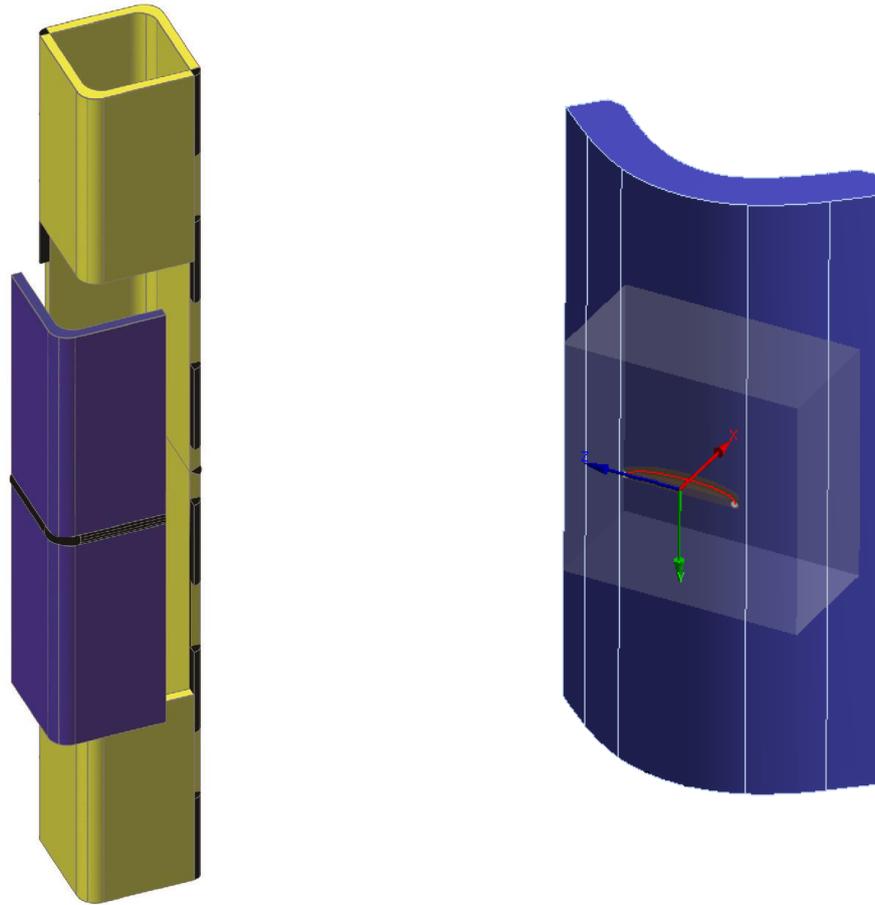


Abbildung 4.37: Räumliche Diskretisierung der Halbschale

Auf der Oberfläche in Blechdickenrichtung wurde ein halb elliptischer parametrisierter Riss eingebracht. Die Halbschale wurde ebenfalls parametrisch aufgebaut, um alle Versuchskörpergeometrien abbilden zu können. Die Vernetzung der Halbschale erfolgte mit Tetraedern mit einer Kantenlänge von $a = 2 \text{ mm}$. Im Bereich des eingebrachten Risses wurde mit einer Kugelfunktion das Netz auf eine Kantenlänge von $a = 0,5 \text{ mm}$ verfeinert. Der Radius der Kugel wurde immer 3 mm größer als der Radius des eingebrachten Risses gewählt, um eine sichere Verfeinerung im rissbeeinflussten Bereich zu erzielen. Entlang der Rissfront wurde in Umfangsrichtung eine Unterteilung von 25 Elementen gewählt. Im Bereich der Risspitze wurde die Vernetzung mit Rissspitzenelementen ausgeführt. Entlang der Rissfront wurde ein Torus mit einem Radius $r = 0,5 \text{ mm}$ gesweept der in Umfangsrichtung durch 16 Elemente und im Radius durch 6 Elemente vernetzt wurde, vgl. Abbildung 4.38. Entlang der Rissfront wurde ein Pfad definiert, anhand dessen die K-Faktoren ausgelesen wurden.

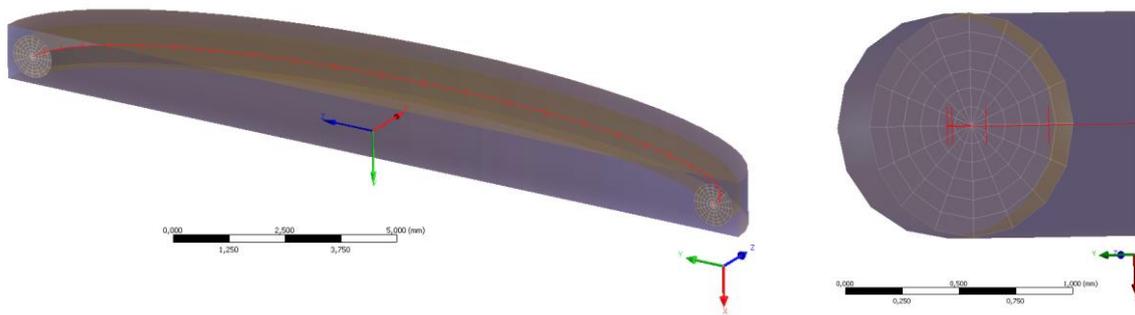


Abbildung 4.38: Räumliche Diskretisierung im Bereich des Risses

Abbildung 4.39 zeigt grafisch die Auswertung über den Pfad an der Rissspitze. Abbildung 4.40 zeigt den Verlauf für K_I , ausgewertet am Pfad für mehrere Konturelemente. Die weitere Berechnung erfolgt mit der Auswertung des maximalen K_I -Wertes an der Rissspitze.

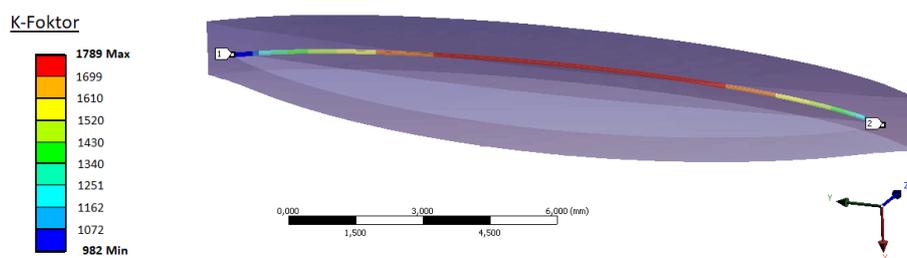


Abbildung 4.39: Auswertung der K-Faktoren über den Pfad an der Rissspitze

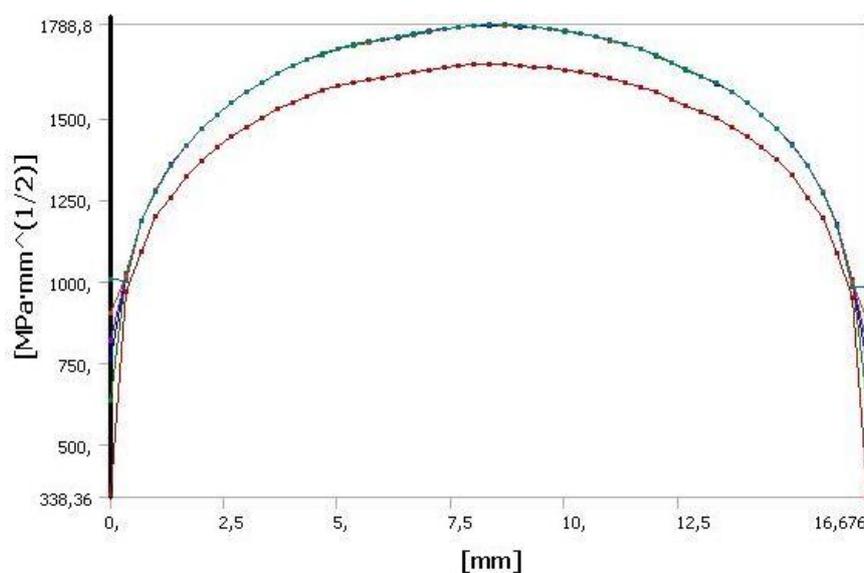


Abbildung 4.40: Auswertung der K-Faktoren über den Pfad an der Rissspitze für mehrere Konturelemente

Tabelle 4-4: K_I -Werte, berechnet mit der Anfangsriszlänge

	Blechdicke t [mm]	Risstiefe (Versuch) a [mm]	Kraft [N]	K_I [MPa mm ^{0,5}]
Pk.13	8	3,06	250.000	1788
Pk.15	8	2,85	314.000	1049
Pk.17	8	3,1	507.000	1852
Pk.18	8	2,41	595.000	1548
Pk.28	16	3,53	923.000	1789
Pk.32	8	2,71	154.000	1094
Pk.36	8	4,06	436.000	1604
Pk.45	16	2,34	527.000	1581
Pk.48	16	3,44	897.000	1635

Bei den hier durchgeführten Versuchen wurden Stähle untersucht, die bei Raumtemperatur duktil versagen. Das Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik Methode (LEBM) beruht auf dem Ansatz, dass der Bereich der plastischen Zone an der Rissspitze klein bleibt (Sprödbbruch). Durch die CEGB R6 Routine wurde der Ansatz erweitert, um Grenzfälle zu bewerten bei den ein Versagen durch spröden Bruch bzw. durch plastischen Kollaps auftreten kann. Über dieses Verfahren ist eine Aussage über das Versagensverhalten (Sprödbbruch / Duktilbruch) möglich. Bei diesem Ansatz wird ein mögliches Kleinbereichsfließen an der Rissspitze mit berücksichtigt.

Grundlage hierfür bildet das so genannte Failure-Assessment-Diagramm (FAD), vgl. Abbildung 4.41. Auf der Ordinate ist die nach der linear-elastischen Bruchmechanik ermittelte Beanspruchung an der Rissspitze (Spannungsintensitätsfaktor K_{appl} bezogen auf die temperaturabhängige Materialzähigkeit $K_{mat}(T_E)$) aufgetragen und auf der Abszisse die aufgebrachte Beanspruchung L_R , die den idealen Plastifizierungsgrad des Ligaments beschreibt. Mit Hilfe dieser Methode gelingt es, bei vorhandenen Lasten die maximal zulässigen Rissgrößen in Abhängigkeit der Bauteiltemperatur T_E zu bestimmen.

Die Temperaturabhängige Materialzähigkeit K_{mat} wird mit der Korrelation nach Sanz und dem Master-Curve-Ansatz nach Wallin mit der Bruchzähigkeit bei der Übergangstemperatur T_{27J} bei 27J Kerbschlagarbeit berechnet.

$$K_{Mat} = 20 + \left(70 * \exp * \left(\frac{T_{Ed} - T_{100}}{52} \right) + 10 \right) * \left(\frac{25}{b_{eff}} \right) \quad (4.1)$$

In DIN EN 1993-1-10:2005 [26] erfolgt die Bewertung der Sprödbbruchgefahr unter Verwendung der CEGB-R6-Routine auf der Ebene von Einsatztemperaturen. Dabei wird mit der Korrelation nach Sanz und dem Master-Curve-Ansatz nach Wallin die Bruchzähigkeit mit der Übergangstemperatur T_{27} bei 27J Kerbschlagarbeit verknüpft.

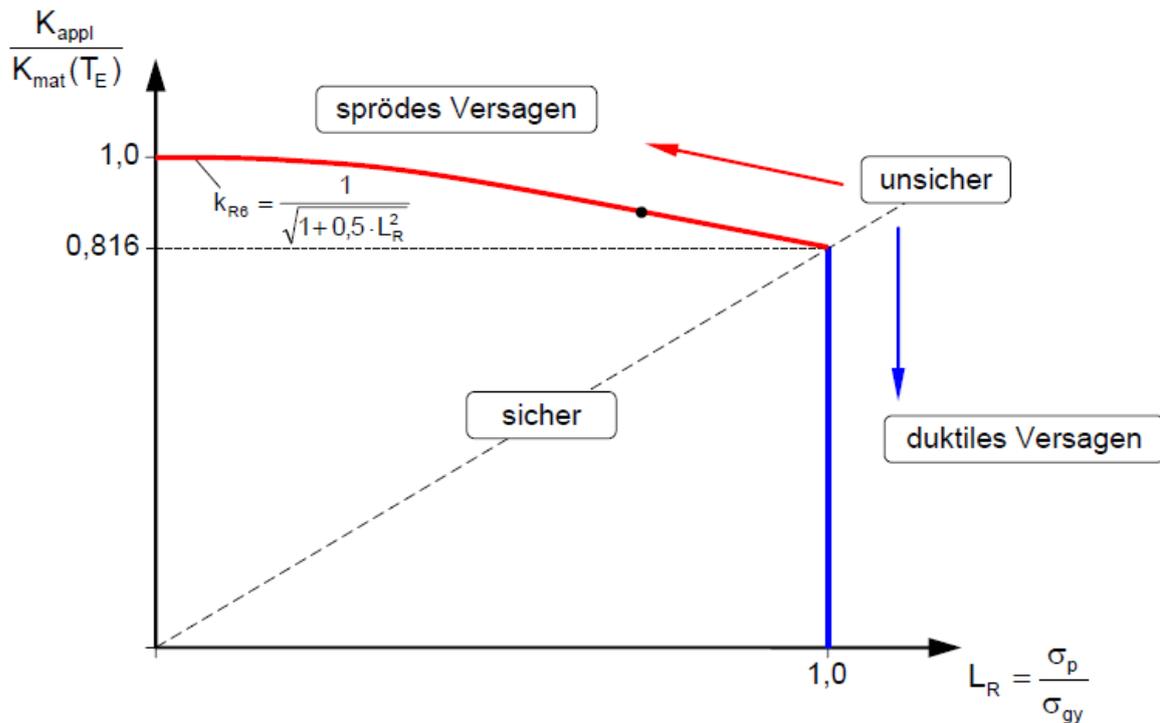


Abbildung 4.41: Failure-Assessment-Diagramm (FAD) basierend auf der CEBG R6-Routine

Die Beanspruchung σ_p beschreibt die Spannung aus äußerer Belastung. Bei der Nachrechnung der Versuche erfolgte die Berechnung der Spannung mit der ermittelten Maximallast und den ermittelten Querschnittsflächen ohne Berücksichtigung von Querschnittsverlusten durch Risse oder Einschnürungen.

$$\sigma_p = \frac{F_{max}}{A_{Brutto}} \quad (4.2)$$

Die Fließspannung σ_{gy} ist die Spannung, bei der ein Fließen im durch den Riss geschwächten Bauteil eintritt. Die Berechnung erfolgt unter Berücksichtigung der Rissgeometrie.

$$\sigma_{gy} = f_{ykt} * \left(\frac{\pi * 2,5 * a^2}{2 * t * (5 * a + t)} \right) \quad (4.3)$$

Abbildung 4.42 zeigt die Darstellung der Versuchsergebnisse im Failure-Assessment-Diagramm (FAD). Klar erkennbar ist, dass durch Steigung der Spannungskonzentration, und somit des K-Faktors, die Werkstoffversprödung zunimmt. Die Quantität dieser Spannungskonzentration konnte durch den durchgehenden Workflow der numerischen Untersuchungen beider Herstellprozesse anhand eines Modells bestimmt werden. Die den Failure-Assessment-Diagramm (FAD) zugrundeliegende Modellvorstellung wird durch die numerische Simulation anhand von zwei Ergebnissen bestätigt. Zum einen befinden sich die Ausnutzungskordinaten der untersuchten Versuchsparameter außerhalb der Grenzkurve im unsicheren, durch Versagen gekennzeichneten Bereich.

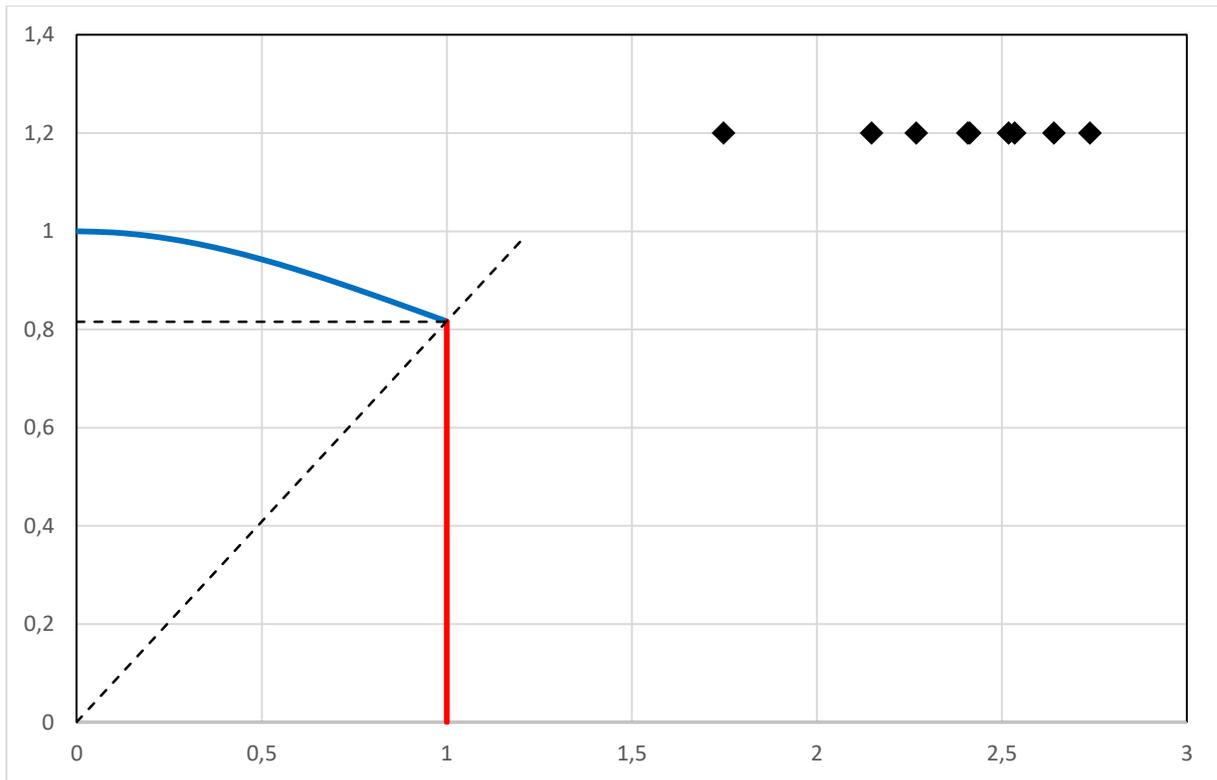


Abbildung 4.42: Failure-Assessment-Diagramm (FAD) basierend auf der CEGB R6-Routine

Des Weiteren konnte eine gute Übereinstimmung hinsichtlich der Zuordnung der Versagensmodi der FE-Berechnung zu den experimentellen Untersuchungen festgestellt werden. Das heißt, die Proben im Bereich eines eindeutigen spröden oder duktilen Versagens liegen im zugehörigen Versagensbereich des FAD, während die Proben entlang der ersten Winkelhalbierenden sowohl sprödes, als auch duktilen Versagen aufweisen können.

4.4 Zusammenfassung der Simulationen

Beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich entstehen komplexe, mehraxiale Spannungszustände, die sich primär beim ungleichmäßigen Abkühlen nach dem Schweißen bilden und teilweise durch die Gefügeumwandlungen abgebaut werden. Die wichtigsten Einflüsse dieser Gefügeumwandlungen sind in Kapitel 4.2.2 aufgeführt, das neben dem Einfluss auf Eigenspannungszustände auch Einblicke in die Volumenverteilung von Austenit in Perlit, Ferrit, Bainit und Martensit innerhalb einer typischen Schweißnaht bietet. Schweißprozesssimulationen unter Berücksichtigung einer Gefügeumwandlung (MPM) optimieren somit die Rechengenauigkeit, erhöhen jedoch auch den Rechenaufwand ca. um den Faktor zwei. Die Frage, ob sich die Berücksichtigung lohnt kann somit nicht pauschal beantwortet werden, sondern ist individuell in Abhängigkeit der Zielvorgaben zu beantworten.

Im zweiten Unterkapitel der Voruntersuchungen wurde der Einfluss der beiden Herstellprozesse in Bezug auf ihren Einfluss auf Eigenspannungszustände untersucht. Auf Grundlage dieser Untersuchungen konnte der maßgebende Punkt für die in Kapitel 5 aufgeführten Sprödbruchuntersuchungen lokalisiert werden und Einblicke in die Aufteilung der mehraxialen Spannungszustände getrennt für Schweißen und Kaltumformen geboten werden.

Die durchgehende Workflow der numerischen Sprödbruchnachrechnung an einem einzigen Modell ermöglichte es die einzelnen Herstellverfahren noch genauer auszuwerten. Durch den Vergleich der Verschiebungen, Temperatur im Bauteil, Geometrie und Großkornbildung der Schweißnaht konnte das Modell erfolgreich validiert werden. Im Fokus stand außerdem ein Vergleich der besten analytischen Ansätze zur Ermittlung des Umformgrads, die sich nur teilweise mit den gemessenen plastischen Dehnungen decken. Grundsätzlich entsteht beim Gesenkbiegen im Bereich der Kontaktfläche zwischen Werkstück und Werkzeug Reibung, die bei den numerischen, jedoch nicht analytischen Ansätzen berücksichtigt wird. Von allen untersuchten analytischen Ansätzen lieferte die DCF Variante die beste Übereinstimmung, vgl. Tabelle 4-2.

Bei der anschließenden Analyse des Schweißprozesses wurde die Validierung anhand der Temperaturmessungen bei der Versuchskörperherstellung erfolgreich abgeschlossen und die Gefügeumwandlung im Bereich der Wärmeeinflusszone auf Grundlage der Temperaturfelder im Bauteil nach Kapitel 4.2.2 anhand von Makroschliffen bestätigt. Auf Basis eines Vergleichs der Eigenspannungen vor und nach dem Schweißen können erste Rückschlüsse auf die Auswirkungen der Sprödbruchempfindlichkeit hergeleitet werden, die stets unter Berücksichtigung von metallurgischen Einflüssen, wie Grobkornbildung, zu bewerten ist. Die Eigenspannungsverläufe von Abbildung 4.36 tragen zum tieferen Verständnis der Entstehung von Eigenspannungen beim Abkühlen nach dem Schweißen bei.

Anhand der bruchmechanischen Berechnungen nach der R6 Routine können die Ergebnisse der Sprödbruchversuche bewertet werden, die Rückschlüsse über die Sprödbruchausnutzung liefern. Hierbei hat sich vor allem bei der Zuordnung der Versagensmodi zu den spröden bzw. duktilen experimentellen Untersuchungen eine Übereinstimmung ergeben.

5 Metallurgische Untersuchungen

5.1 Übersicht

Begleitend zur Fertigung der Versuchskörper wurden an allen Blechchargen metallurgische Untersuchungen bei allen in der Fertigung vorkommenden Materialzuständen durchgeführt.

1. Grundmaterial
2. Kaltumgeformter Zustand
3. Kaltumgeformter und geschweißter Zustand

5.2 Untersuchungen am Grundmaterial

Zur Bestimmung der mechanischen Materialeigenschaften wurde beim Zuschnitt der Bleche je Blechcharge ein Probeblech entnommen. Aus diesen Probeblechen wurden Rundzugproben in Längs- und Querrichtung entnommen, die die Grundlage zur Bestimmung der mechanischen Materialeigenschaften bilden. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 5-1 dargestellt und liegen über den in DIN EN 10025-2 [13] geforderten Grenzwerten.

Tabelle 5-1: Mechanische Kennwerte

Werkstoff	Probenlage	Durchmesser [mm]	S ₀ [mm ²]	R _{p0,2} [MPa]	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
100	längs	4,9	18,9	427	413	580	6,76
	quer	5,0	19,6	435	419	582	7,03
200	längs	10,0	78,5	381	379	570	13,06
	quer	10,0	78,5	387	381	571	13,41
300	längs	5,0	19,6	426	-	603	6,93
	quer	5,1	20,4	428	423	589	7,71
400	längs	10,0	78,5	401	394	519	14,90
	quer	9,9	77,0	407	419	520	16,39

In der Liefernorm DIN EN 10025-2 [13] ist die chemische Zusammensetzung für unlegierten Baustahl geregelt, die unter Verwendung einer Spektralanalyse für alle vier Blechchargen analysiert wurde und in den Tabelle 5-2 bis Tabelle 5-5 dargestellt ist. Die Stähle mit der zusätzlichen Kennzeichnung zum Kaltumformen (Material 3 und 4) weisen hierbei einen viel geringeren Kohlenstoffgehalt auf, die sowohl die Schweißbarkeit verbessert und zudem auch zu einem höheren Werten der Kerbschlagarbeit in der Hochlage führt. Die geforderten Werte für Mangan und Silizium liegen im erwarteten Bereich und decken sich im Wesentlichen mit den Materialerzeugnissen. Die in [13] geforderten Mindestwerte an Aluminium sind eingehalten und begünstigen zudem die Feinkornbildung. Die Werte an Schwefel und Phosphor liegen weit unterhalb den zulässigen Grenzen und lassen eine hohe Zähigkeit der Stähle 2 und 4 erwarten. Die Werte für Titan und Niob weisen auf einen Mikrolegierung hin und geben einen Hinweis auf mechanische Eigenschaften, die im vergleichbaren Bereich von Feinkornbaustähle liegen.

Tabelle 5-2: Chemische Analyse Material 100

Meas.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,142	0,350	1,45	0,0216	0,0111	0,0481	0,0028
W. Max	0,240	0,600	1,70	0,0350	0,0350	0,200	0,150
Meas.	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,0216	0,0279	0,0010	0,0384	<0,0010	0,0009	0,0025
W. Max	0,200			0,600			
Meas.	W	Pb	Sn	As	Zr	Bi	Ca
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0050	<0,0010	0,0008	0,0095	0,0011	0,0010	0,0005
W. Max	0,150						
Meas.	Ce	Sb	Se	Te	Ta	B	Zn
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0010	0,0081	0,0037	0,0034	0,0100	0,0019	<0,0010
Meas.	La	N	Fe	CEV			
	%	%	%	%			
	Konz.	Konz.	Konz.	Andere			
<X>	<0,0003	0,0097	97,83	0,398			

Tabelle 5-3: Chemische Analyse Material 200

Meas.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,165	0,296	1,54	0,0104	0,0030	0,0203	0,0054
W. Max	0,240	0,600	1,70	0,0350	0,0350	0,200	0,150
Meas.	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,163	0,0352	0,0075	0,126	<0,0010	0,0019	0,0018
W. Max	0,200			0,600			
Meas.	W	Pb	Sn	As	Zr	Bi	Ca
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0050	<0,0010	0,0004	0,0090	0,0010	0,0014	0,0015
W. Max	0,150						
Meas.	Ce	Sb	Se	Te	Ta	B	Zn
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0010	0,0072	0,0030	0,0031	0,0160	0,0018	0,0018
Meas.	La	N	Fe	CEV			
	%	%	%	%			
	Konz.	Konz.	Konz.	Andere			
<X>	<0,0003	0,0194	97,56	0,446			

Tabelle 5-4: Chemische Analyse Material 300

Meas.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,0949	0,311	1,29	0,0165	0,0028	0,0416	0,0051
W. Max	0,240	0,600	1,70	0,0350	0,0350	0,200	0,150

Meas.	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,147	0,0452	<0,0010	0,165	0,0208	0,0145	0,0028
W. Max	0,200			0,600			

Meas.	W	Pb	Sn	As	Zr	Bi	Ca
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0050	<0,0010	<0,0002	0,0078	0,0011	0,0014	0,0020
W. Max	0,150						

Meas.	Ce	Sb	Se	Te	Ta	B	Zn
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0010	0,0069	0,0029	0,0032	0,0158	0,0016	0,0041

Meas.	La	N	Fe	CEV			
	%	%	%	%			
	Konz.	Konz.	Konz.	Andere			
<X>	<0,0003	0,0077	97,78	0,340			

Tabelle 5-5: Chemische Analyse Material 400

Meas.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,100	0,302	1,31	0,0079	0,0038	0,0442	0,0064
W. Max	0,240	0,600	1,70	0,0350	0,0350	0,200	0,150

Meas.	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	0,151	0,0401	<0,0010	0,156	0,0179	0,0158	0,0036
W. Max	0,200			0,600			

Meas.	W	Pb	Sn	As	Zr	Bi	Ca
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0050	<0,0010	0,0005	0,0083	0,0012	0,0019	0,0020
W. Max	0,150						

Meas.	Ce	Sb	Se	Te	Ta	B	Zn
	%	%	%	%	%	%	%
	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.	Konz.
<X>	<0,0010	0,0072	0,0033	0,0036	0,0157	0,0016	0,0013

Meas.	La	N	Fe	CEV			
	%	%	%	%			
	Konz.	Konz.	Konz.	Andere			
<X>	<0,0003	0,0112	97,78	0,349			

5.3 Umformen der Schulterproben

Parallel zu den Prüfkörpern wurden aus den einzelnen Blechen Schulterproben entnommen, vgl. Abbildung 5.2. Die Schulterproben wurden in einer 1 MN Universalprüfmaschine der Firma Schenk mit Hydraulischen Spannbacken eingespannt und bei Raumtemperatur gereckt. Das Recken wurde durch zwei Wegaufnehmer überwacht. Die Auflage auf den Schulterproben war linienförmig quer zur Krafrichtung. Zusätzlich zu den Wegaufnehmern wurden in die Proben in Längsrichtung mit einem Körner Messpunkte eingeschlagen, die vor dem Recken vermessen wurden. Nach dem Recken wurden zusätzlich zu den Wegmessungen die Körnerpunkte vermessen und der Dehnungszustand dokumentiert. Jeweils die erste Probe je Material wurde bis kurz vor dem seitlichen Einschnüren gereckt. Abbildung 5.1 zeigt die aufgezeichnete Kraft-Weg-Kurve für den Prüfkörper 203. Tabelle 5-6 zeigt die Dehnungen, die an den Prüfkörpern nach dem Kaltrecken dokumentiert wurden.

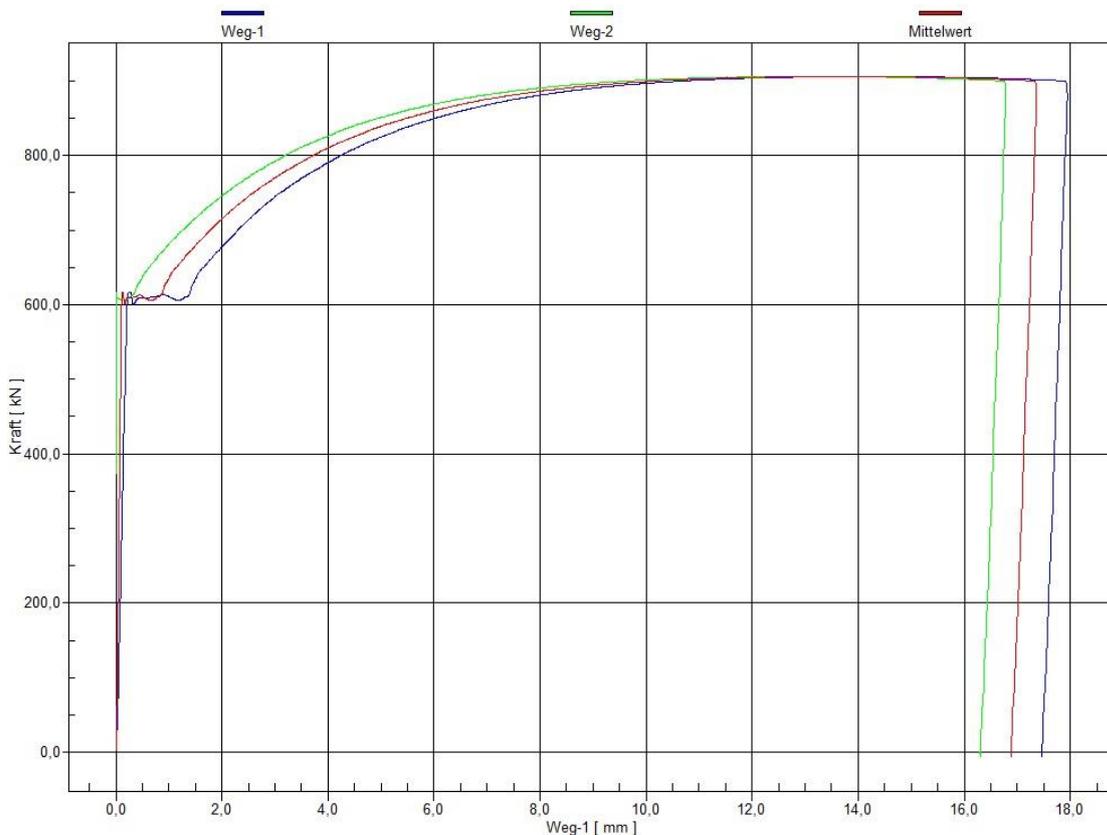


Abbildung 5.1: Datenaufzeichnung Kraft-Weg für den Prüfkörper 203

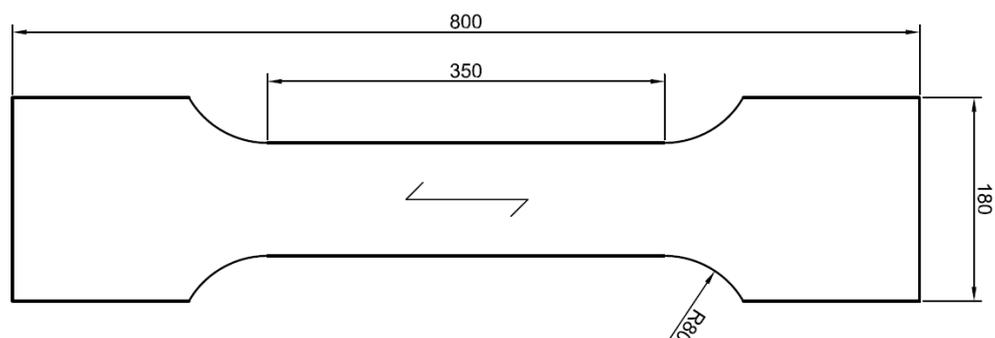


Abbildung 5.2: Schulterprobe

Tabelle 5-6: gemessene Dehnungen der Schulterproben

Versuchskörperbezeichnung	Prüfkörpernummer	Prüfkörperdehnung Mittelwert aus drei Messungen [%]
M.355-1.8.1-1	103	18,12
M.355-1.8.1-2	104	18,31
M.355-1.8.2-1	106	14,76
M.355-1.8.2-2	107	13,98
M.355-1.8.3-1	109	9,61
M.355-1.8.3-2	110	9,38
M.355-1.8.4-1	112	4,77
M.355-1.8.4-2	113	4,62
M.355-2.16.1-1	203	18,93
M.355-2.16.1-2	204	11,83
M.355-2.16.2-2	207	11,54
M.355-2.16.2-3	208	17,00
M.355-2.16.3-1	209	14,39
M.355-2.16.3-2	210	14,70
M.355-2.16.3-3	211	13,36
M.355-2.16.4-2	213	7,11
M.355-2.16.4-3	214	7,21
M.355-3.8.1-1	303	17,43
M.355-3.8.1-2	304	17,65
M.355-3.8.2-1	306	13,61
M.355-3.8.2-2	307	14,17
M.355-3.8.3-1	309	9,51
M.355-3.8.3-2	310	9,79
M.355-3.8.4-1	312	4,82
M.355-3.8.4-2	313	4,78
M.355-4.16.1-1	403	19,47
M.355-4.16.1-3	405	19,16
M.355-4.16.2-1	406	16,82
M.355-4.16.2-2	407	17,70
M.355-4.16.3-2	410	14,76
M.355-4.16.3-3	411	14,93
M.355-4.16.4-1	412	8,35
M.355-4.16.4-2	413	7,82

5.4 Korngrößenbestimmung

An den entnommenen Proben wurden zusätzlich die in Abbildung 5.3 bis Abbildung 5.14 dargestellten Mikroschliffe angefertigt, anhand denen die Korngröße in Abhängigkeit des Kaltumformgrads und der Wärmebehandlung ausgewertet wurde. Die Ermittlung der Korngrößen erfolgte auf Grundlage des Nachweiskonzeptes nach DIN EN ISO 643 [9], bei dem die Ferritkörner anhand von Linienschnitten längs zur Streckrichtung ermittelt werden. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5-7 für die fünf Messwerte inkl. Mittelwert zusammengefasst.

Tabelle 5-7: Korngröße in μm

Prüfkörper-Nr.	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert
100	3,5	5,3	4,7	5,7	6,3	5,1
103	6,5	14,6	10,0	10,1	8,2	9,9
106	5,3	7,5	8,4	7,3	8,1	7,3
200	6,3	12,0	7,4	11,6	8,7	9,2
203	9,1	15,5	12,2	15,8	8,9	12,3
209	13,9	14,2	13,0	14,0	12,3	13,5
300	6,0	6,0	7,6	9,6	7,4	7,3
303	9,0	9,1	9,9	11,7	9,3	9,8
306	11,2	9,4	15,8	8,6	11,4	11,3
400	8,9	7,7	6,9	9,5	8,9	8,4
403	13,9	12,5	9,8	10,5	11,8	11,7
406	8,8	10,6	11,1	17,6	9,5	11,5

In den Mikroschliffen zeigt sich ein für Stahl typisches Gefüge mit einem überwiegenden Ferritanteil und einem zeiligen Perlitanteil (dunkle Körner). Sowohl bei der Wärmebehandlung als auch der Kaltumformung wurde bei den untersuchten Versuchskörpern ein Anstieg der Korngrößen festgestellt, sodass das Strecken der Körner in Längsrichtung infolge von Kaltrecken bei den Untersuchungen bestätigt wird. Durch das zusätzliche Wärmebehandeln nach dem Kaltumformen wurde nicht bei allen Stählen ein weiterer Anstieg der Korngröße beobachtet.

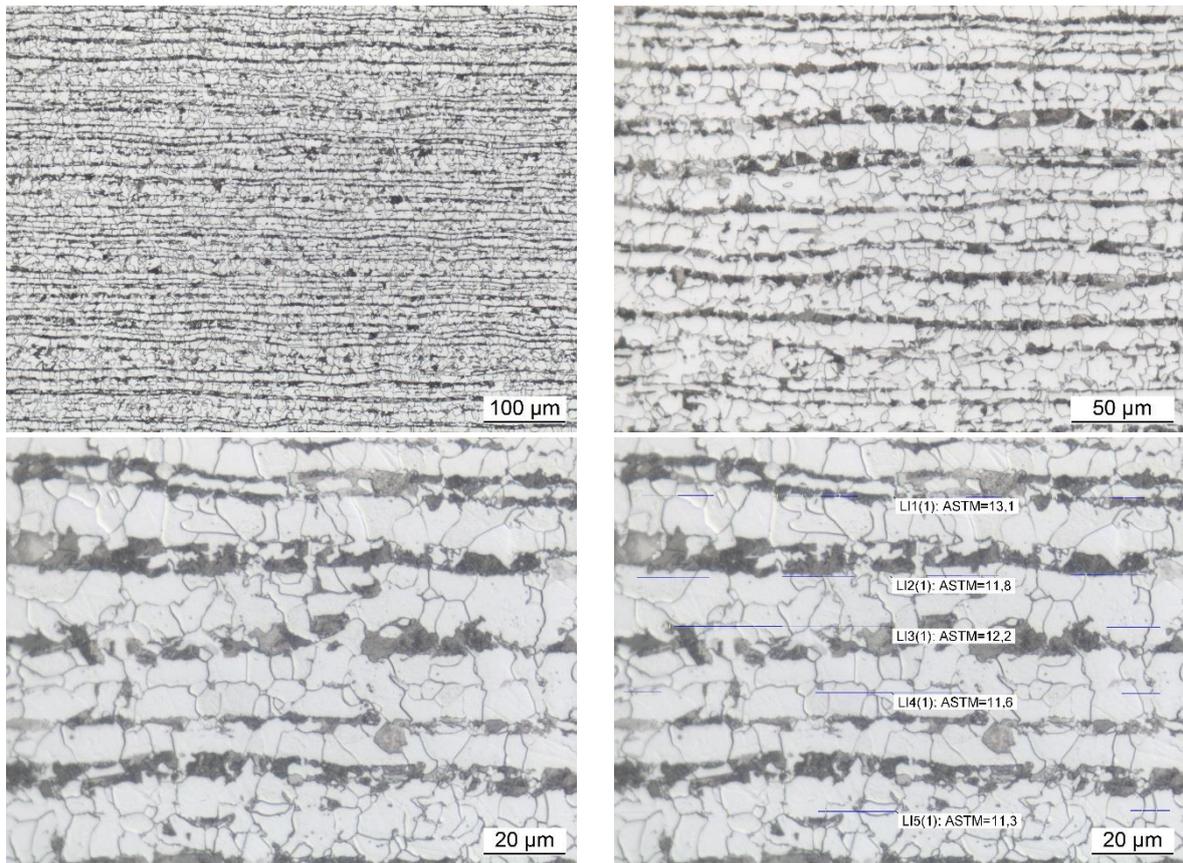


Abbildung 5.3: Mikroschliffe am Material 100

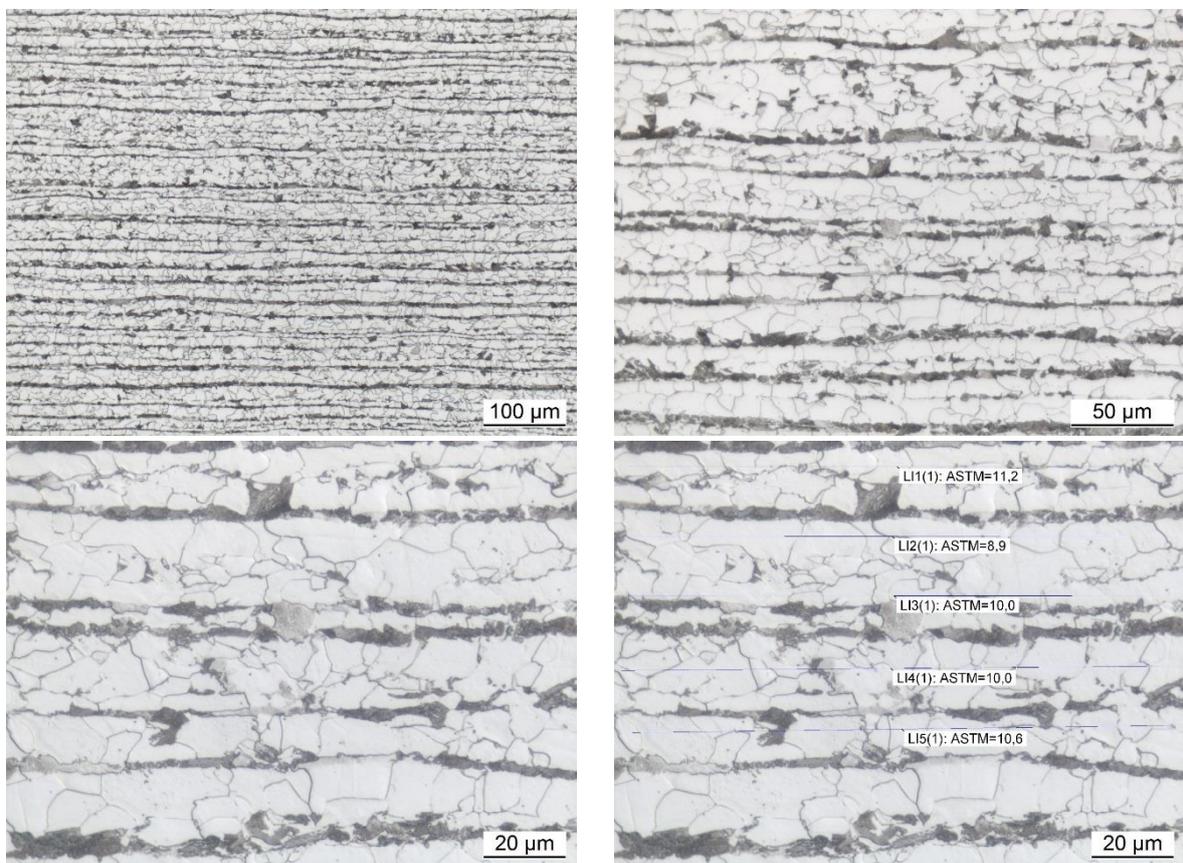


Abbildung 5.4: Mikroschliffe am Material 103

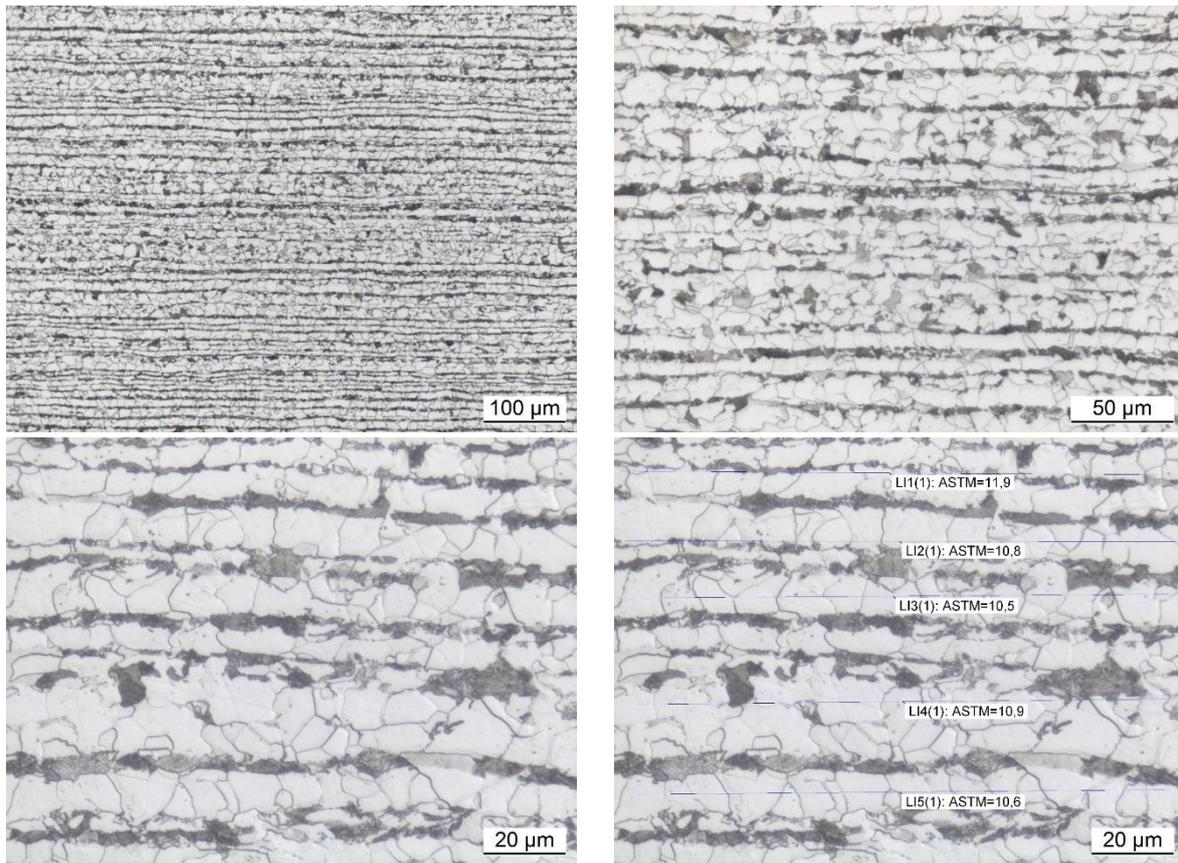


Abbildung 5.5: Mikroschliffe am Material 106

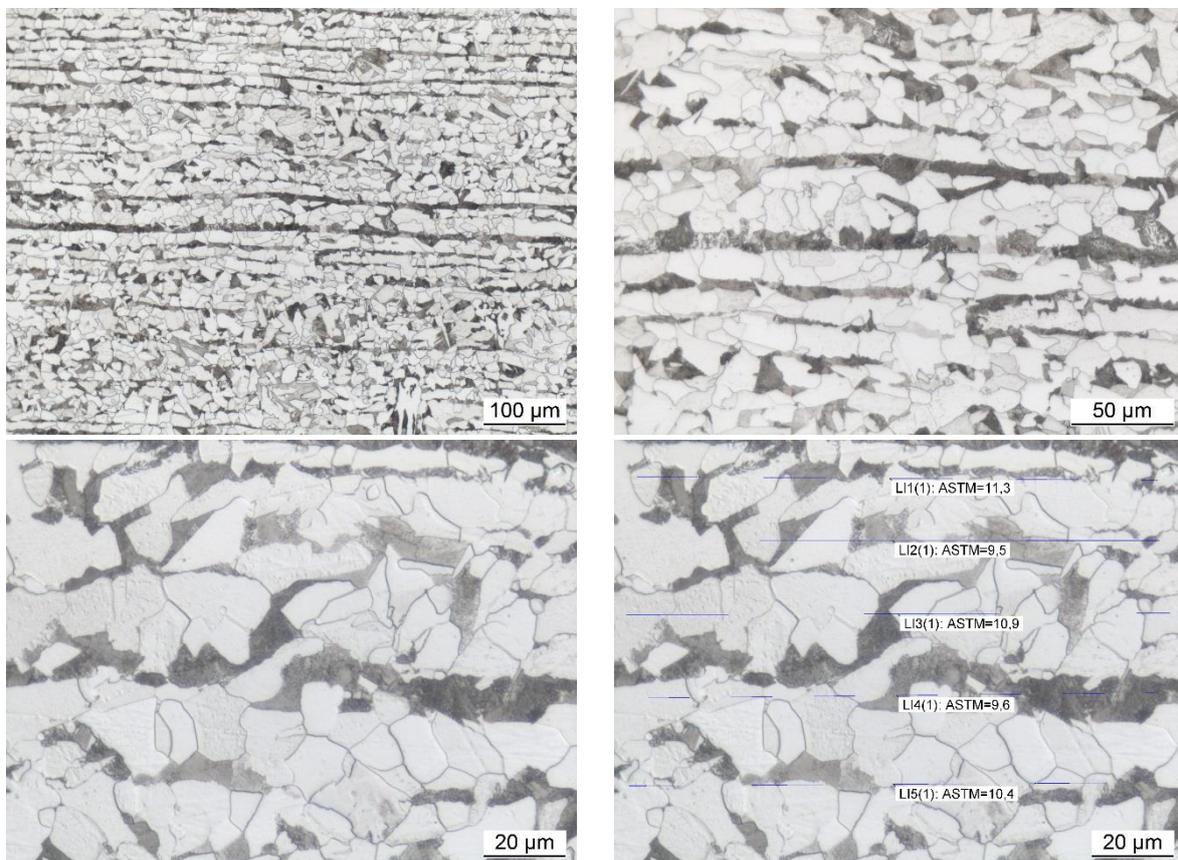


Abbildung 5.6: Mikroschliffe am Material 200

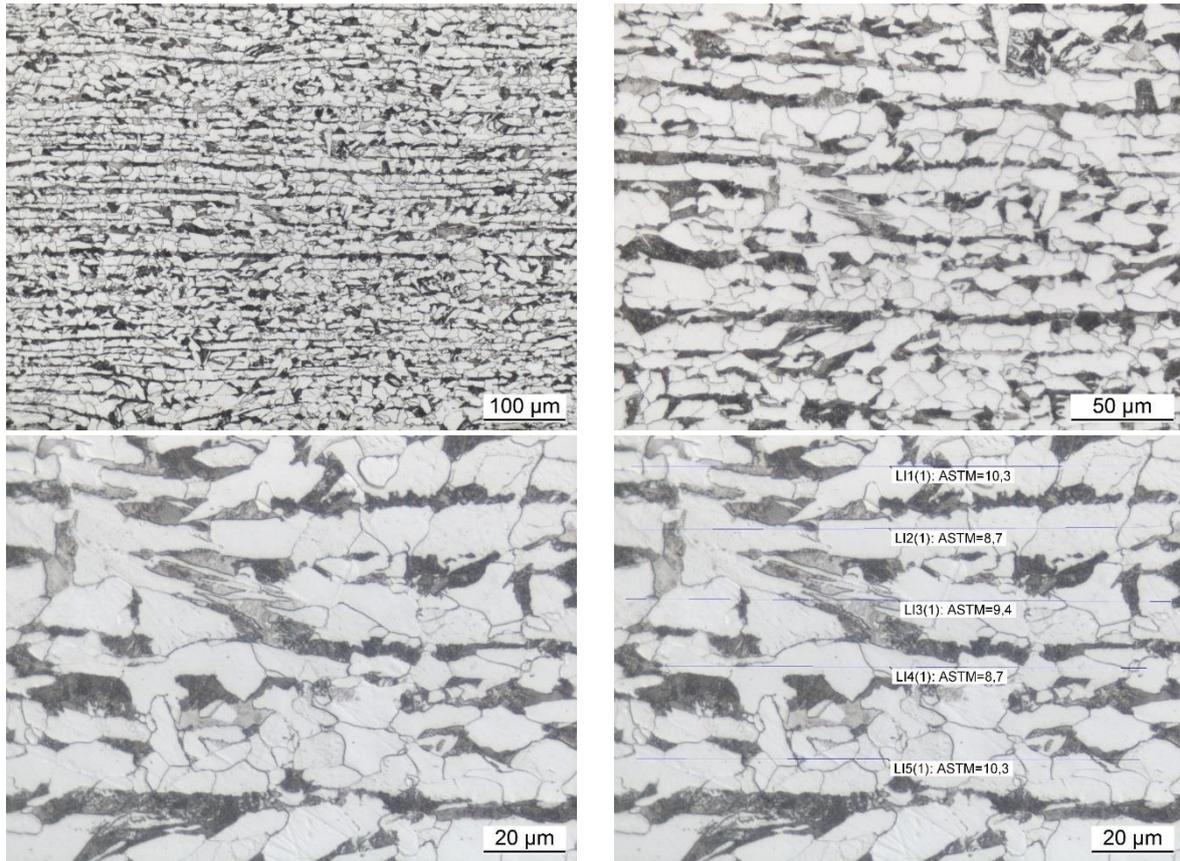


Abbildung 5.7: Mikroschliffe am Material 203

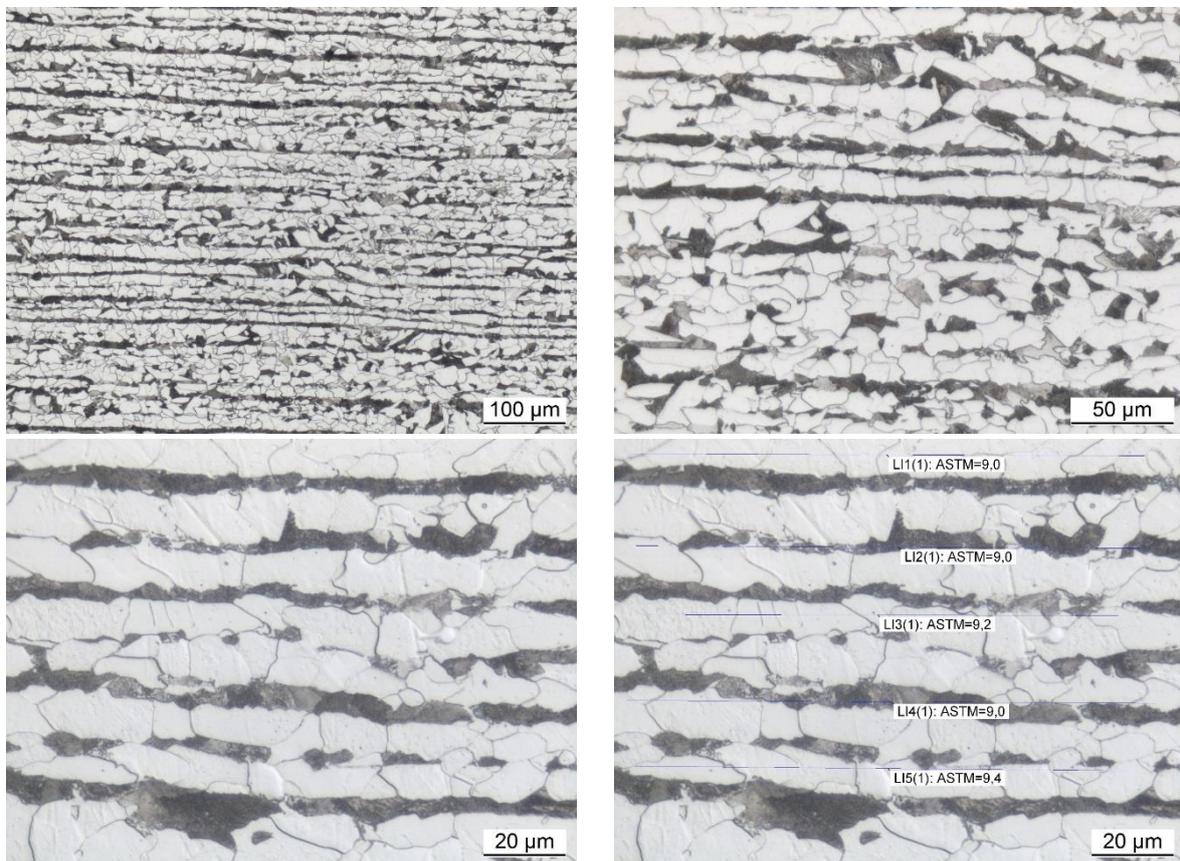


Abbildung 5.8: Mikroschliffe am Material 209

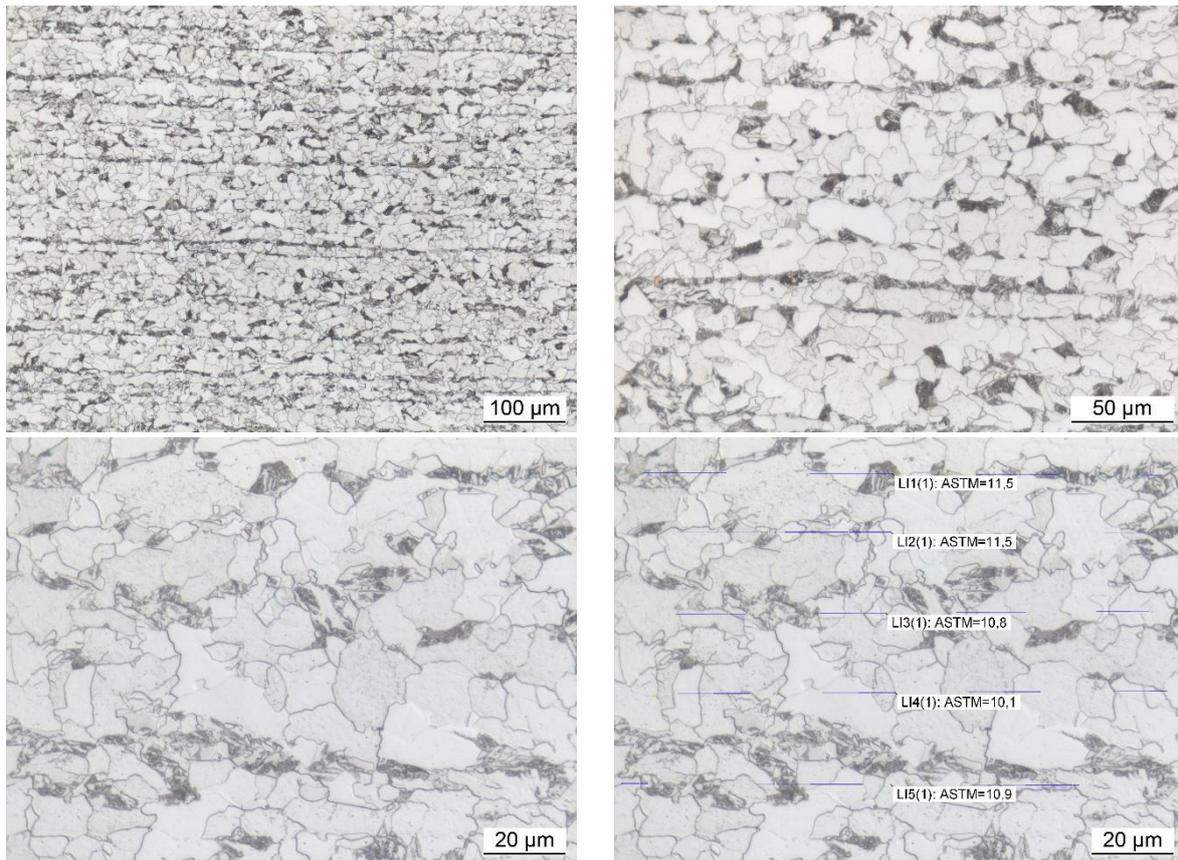


Abbildung 5.9: Mikroschliffe am Material 300

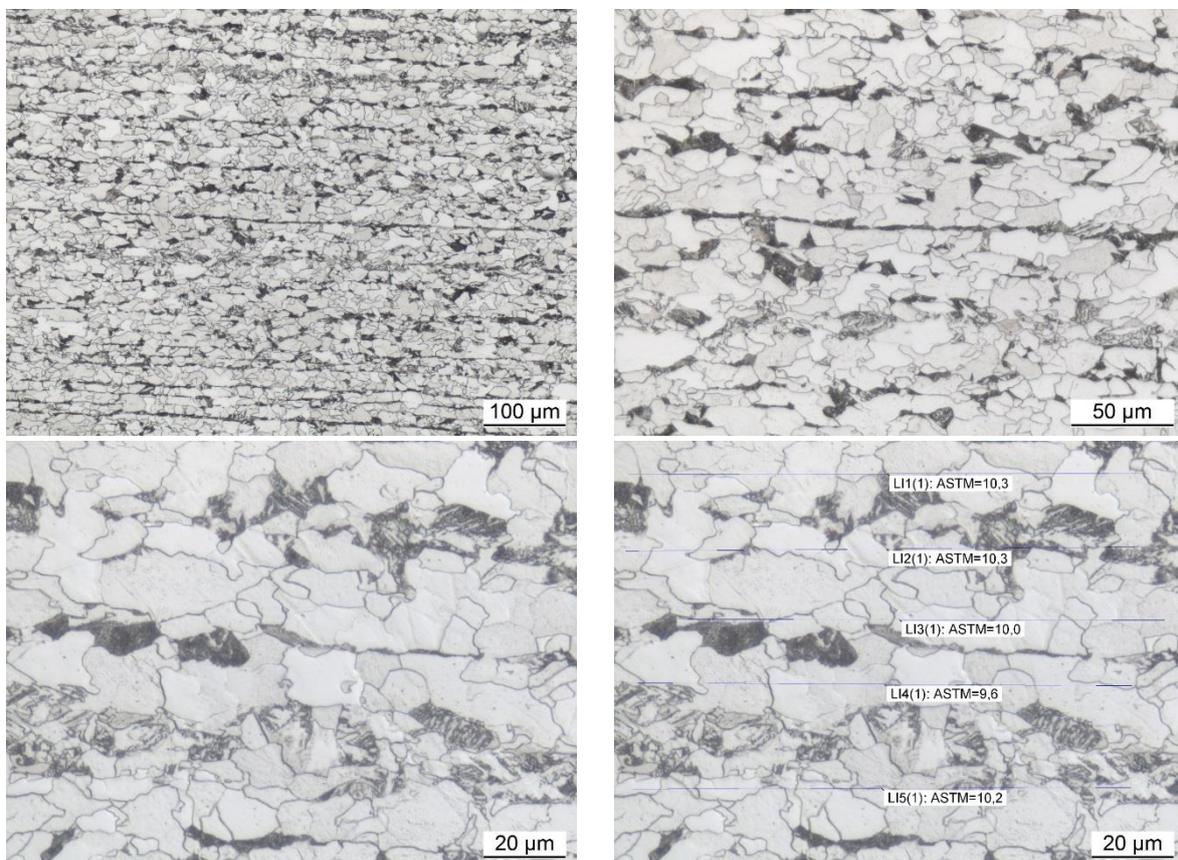


Abbildung 5.10: Mikroschliffe am Material 303

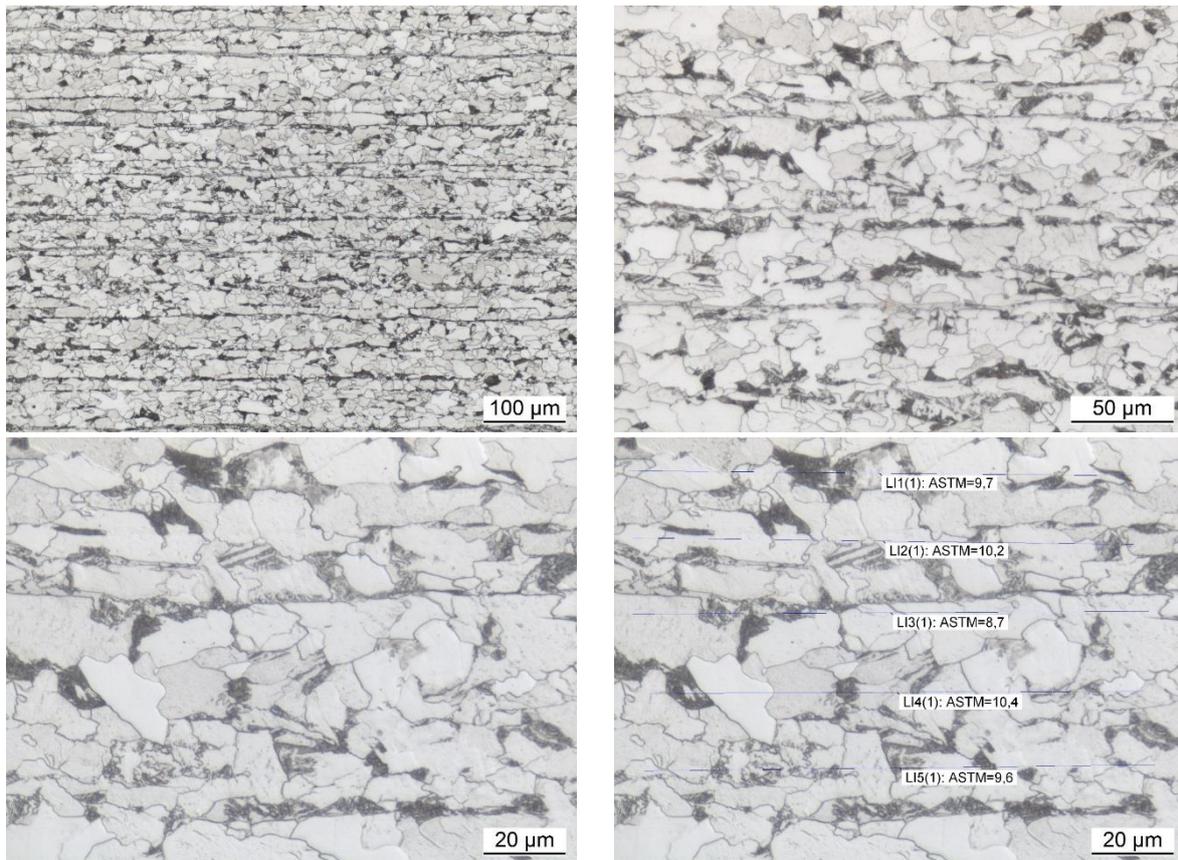


Abbildung 5.11: Mikroschliffe am Material 306

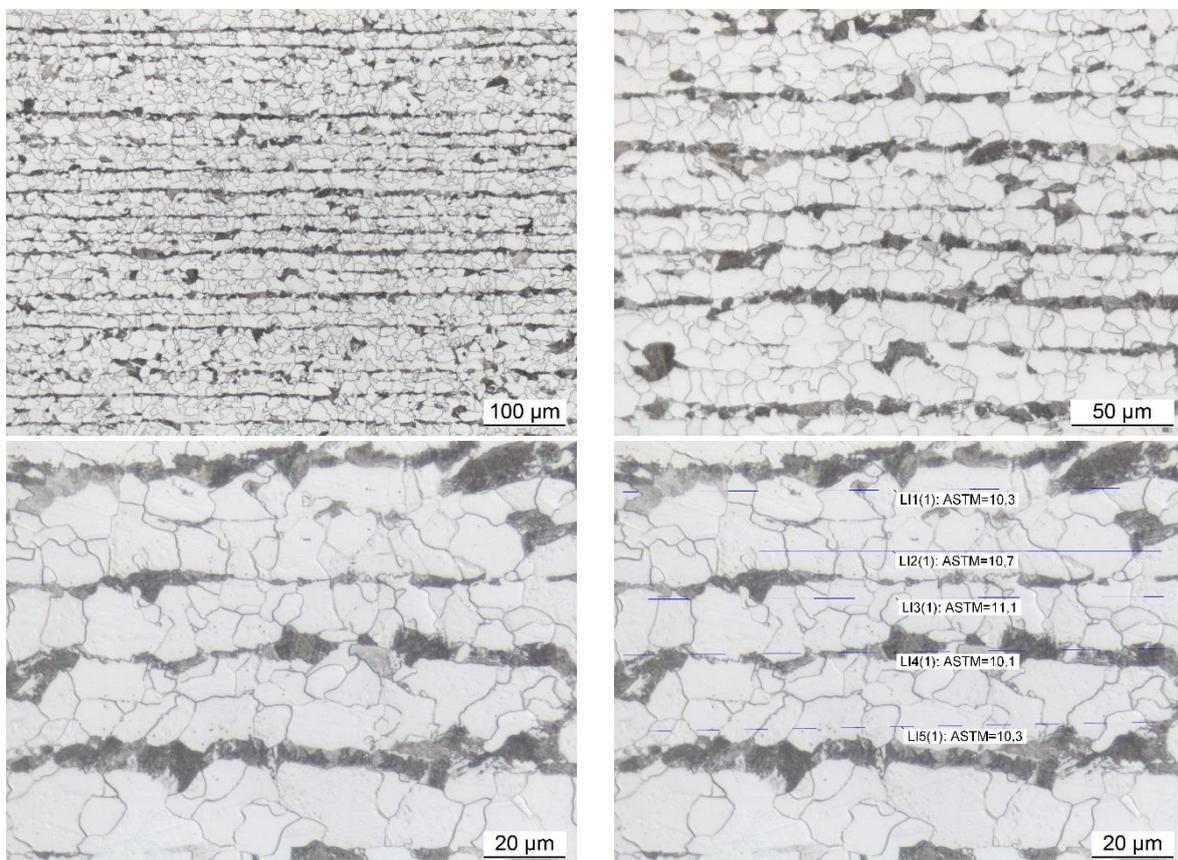


Abbildung 5.12: Mikroschliffe am Material 400

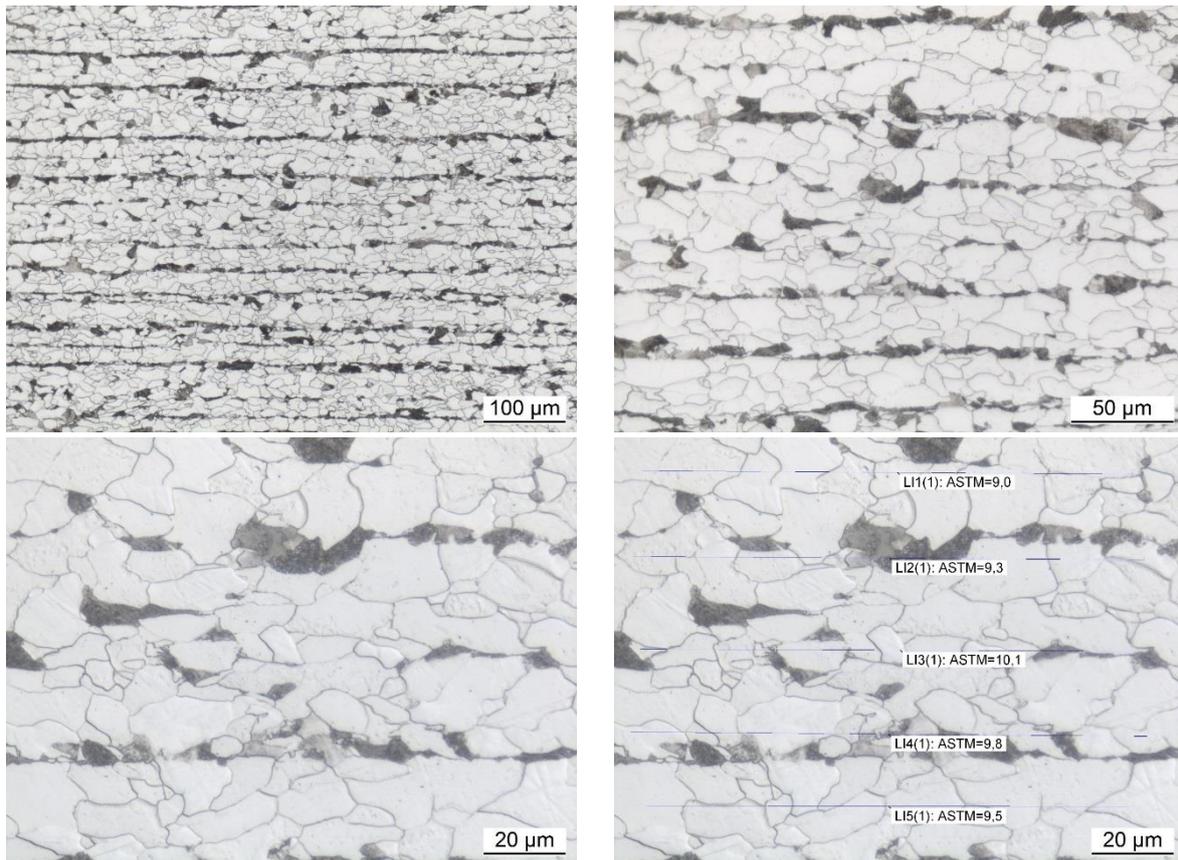


Abbildung 5.13: Mikroschliffe am Material 403

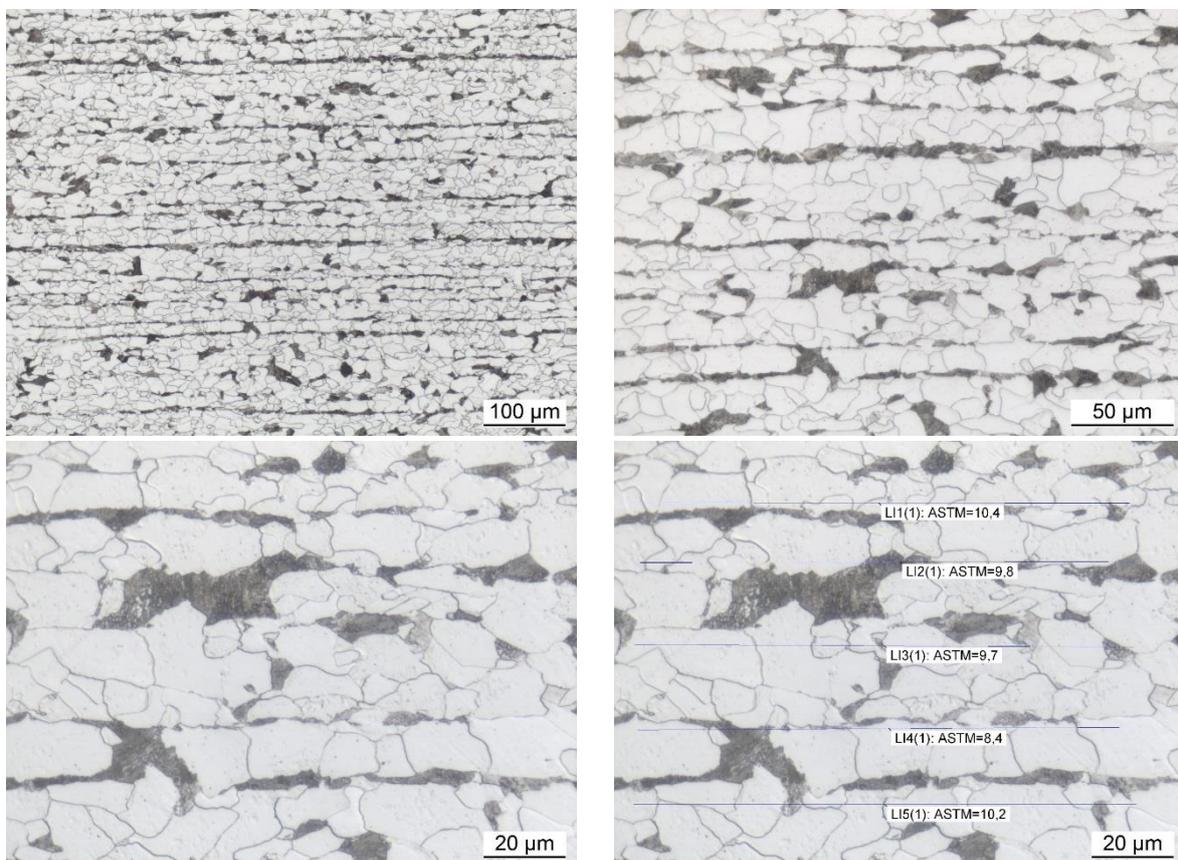


Abbildung 5.14: Mikroschliffe am Material 406

5.5 Härtemessung

Aus den kaltumgeformten Schulterproben wurden Materialproben entnommen, an denen Härtemessungen durchgeführt wurden. Die Ergebnisse der Härtemessung sind in Abbildung 5.15 getrennt für alle 4 Materialien dokumentiert. Danach ergab sich infolge einer Wärmebehandlung bei allen Versuchskörpern ein kleiner und infolge der Kaltverformung ein großer Anstieg der Härte.

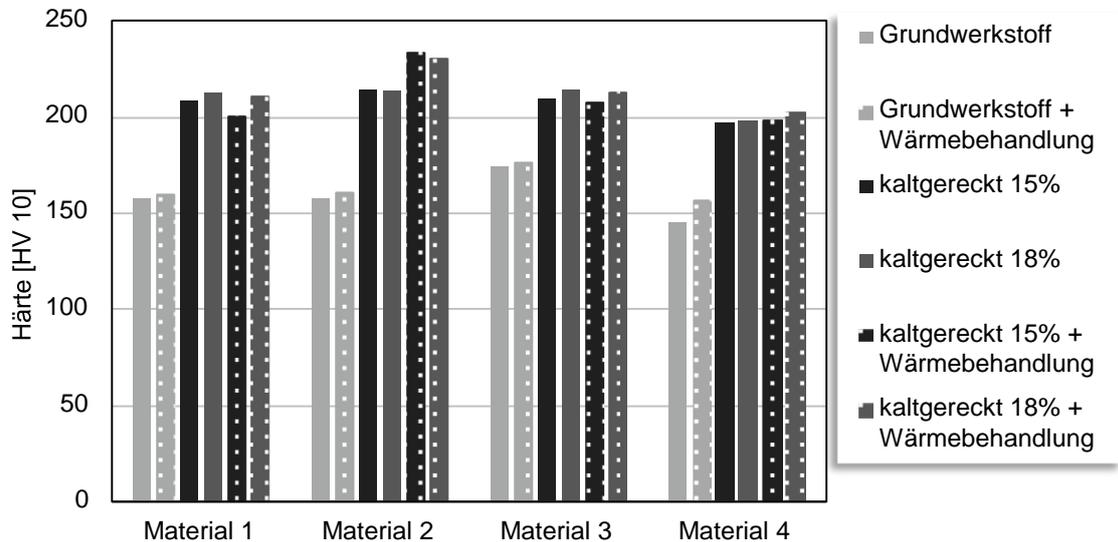


Abbildung 5.15: Härtewerte der einzelnen Werkstoffzustände

In Abbildung 5.16 sind die Tabellenwerte der DIN EN ISO 18265 [8] als lineare Funktion dargestellt, anhand der die teilweise mit großen Schwankungen verbundenen Abhängigkeit zwischen den Härtewerten HV10 und der Zugfestigkeit quantifiziert werden kann. Zusätzlich ist die aus Messwerten ermittelte lineare Funktion aufgeführt, die eine teilweise Übereinstimmung aufweist.

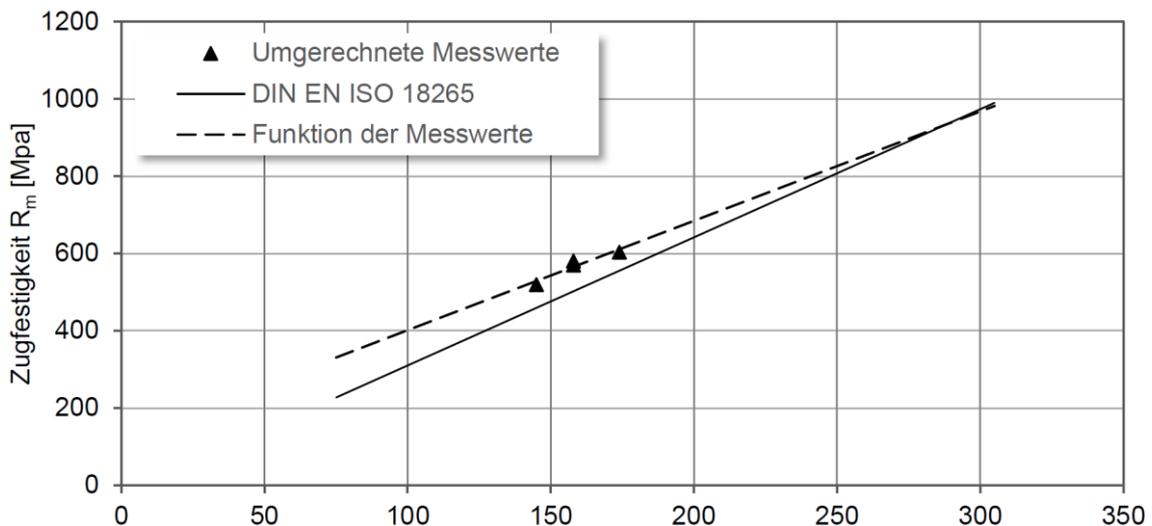


Abbildung 5.16: Umwertung der Härte in Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 18265 [8]

5.6 Zusammenfassung der metallurgischen Untersuchungen

Bei den metallurgischen Untersuchungen wurden die Materialeigenschaften der drei Zustände: Lieferzustand, kaltumgeformt und kaltumgeformt und geschweißt in Bezug auf chemische Zusammensetzung, mechanische Kennwerten, Korngrößen und Härte untersucht. Zusätzlich wurden Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt, die in Kapitel 6 näher erläutert sind.

Bei der Auswertung des Grundwerkstoffs wurden die Angaben der Lieferzeugnisse bestätigt und keine Auffälligkeiten entdeckt. Der Kohlenstoffgehalt, der als kaltumgeformt gekennzeichnete Stähle, ist geringer und der Anteil von Aluminium erhöht, wodurch der Stickstoff besser gebunden wird. Die Festigkeitswerte liegen im üblichen Bereich und weisen für beide Richtungen ähnliche Werte auf, sodass der Einfluss der Walzrichtung als vernachlässigbar angesehen werden kann.

Die Makroschliffe zeigen ein typisches ferritisch-perlitisches Gefüge, bei dem infolge des Kaltreckens die Korngrößen zunehmen. Die zusätzliche Wärmebehandlung hatte nur geringe Einflüsse auf die Korngröße. Die zusätzlichen Härtemessungen ergaben einen klaren Anstieg der Härte infolge der Kaltumformung und bestätigen grob die Tabellenwerte der DIN EN ISO 18265 [8] als lineare Funktion zwischen Härte und Zugfestigkeit.

6 Kerbschlagbiegeversuche

- Das 6. Kapitel wurde nach Zustimmung von Herrn Kudla teilweise aus seiner Dissertation [43] entnommen und entstand während seiner Tätigkeit am Institut für Konstruktion und Entwurf an der Universität Stuttgart –

6.1 Entnahme der Proben und Auswertung der Ergebnisse

Im Bereich der Kaltumformung liegt über dem Querschnitt ein veränderlicher Verlauf der Dehnung vor. Auf der Außenseite resultieren die Dehnungen aus Zugspannungen und auf der Innenseite aus Druckspannungen, vgl. Abbildung 6.1 a). Somit liegt bei Kerbschlagbiegeproben, die aus diesem Bereich entnommen werden, ein Dehnungsgradient im Kerbgrund vor, der nicht ausreichend genau definiert werden kann, vgl. Abbildung 6.1 a, b). Bei Blechdicken $t < 10$ mm müssten die Proben um 90° gedreht und die Probenbreite reduziert werden (Untermaßprobe), vgl. Abbildung 6.1 b). Bei solchen Proben würde der Dehnungsverlauf im Kerbgrund variieren. Für die eigenen durchgeführten Untersuchungen im kaltumgeformten Bereich wurden Schulterproben kaltgereckt. Aus diesen Schulterproben wurden die Proben für die Kerbschlagbiegeversuche entnommen. Somit kann davon ausgegangen werden, dass in der gesamten Probe eine gleichmäßige Dehnung vorhanden war, vgl. Abbildung 6.1 c).

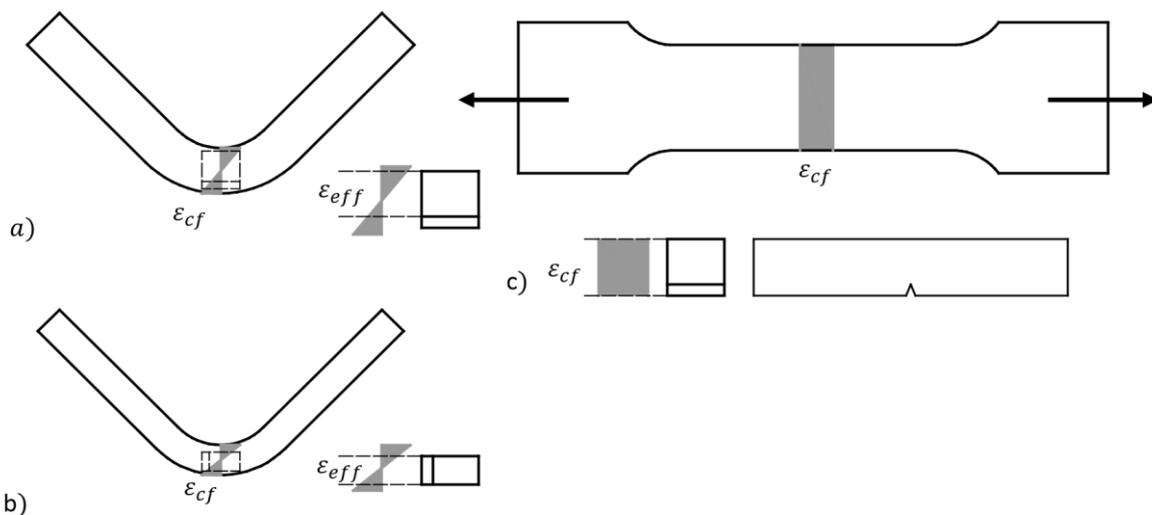


Abbildung 6.1: Anordnung von Kerbschlagbiegeproben im Biegeradius und der Dehnungsverteilung über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeprobe

Aus den Materialproben wurden je Versuchsmaterial und Materialzustand (Grundwerkstoff, kaltgereckt und kaltgereckt + wärmebehandelt) acht Kerbschlagbiegeproben entnommen. Die Proben wurden mittig aus den Blechen entnommen. Die ISO V-Kerbe wurde jeweils quer zur Walzrichtung in die Kerbschlagbiegeprobe eingebracht, vgl. Abbildung 6.1. Aus den 16 mm dicken Blechen wurden Normalproben (10 mm x 10 mm) nach DIN ISO 148 [4] entnommen. Aus den 8 mm dicken Blechen wurden Untermaßproben mit der Probendicke $w = 7,5$ oder 5 mm entnommen. Die Prüftemperaturen wurden so variiert, dass durch die einzelnen Versuchsergebnisse der Übergangsbereich sowie die Hoch- und Tieflagen abgedeckt wurden. Der Verlauf der K_V-T Kurve wurde durch eine angenäherte Tangens-Hyperbolicus-Funktion beschrieben, vgl. Kapitel 2.5. Durch die hier dargestellte K_V-T Kurve werden nur die

Mittelwerte ohne die Streuung abgebildet. Bei einigen Materialproben wurde die Tieflage nicht ausreichend durch Versuchsergebnisse abgebildet. Bei diesen Materialproben wurde die Höhe der Tieflage anhand von Versuchsergebnissen, die am gleichen Versuchswerkstoff in anderen Materialzuständen ermittelt wurden, abgeschätzt. Abbildung 6.2 zeigt die K_V - T Kurve für die Materialprobe M.355-4.16.1-1. Alle weiteren Kerbschlagbiegeversuche können [43] entnommen werden.

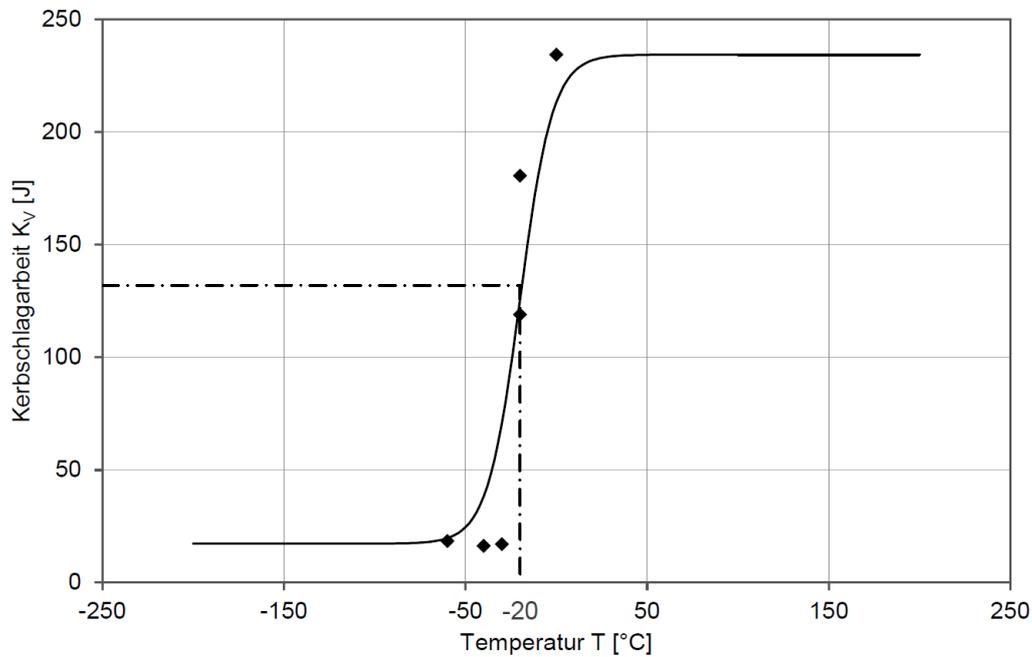


Abbildung 6.2: K_V - T Kurve, Material 4

Um die Verschiebung der K_V - T Kurve aus den materialverändernden Fertigungsschritten im Übergangsbereich eindeutig beschreiben zu können, wird im Nachfolgenden die Übergangstemperatur bei 27 J im Zusammenhang mit der Kerbschlagarbeit bei -20°C betrachtet. Um das Absinken der Kerbschlagarbeit durch das Kaltrecken beschreiben zu können, wurden bei -20°C zusätzliche Versuche an Materialproben bei 5 und 10 % plastischer Dehnung durchgeführt. Die Einzelergebnisse sind Tabelle 6-1 dargestellt.

Tabelle 6-1: Mittelwerte der Kerbschlagarbeit bei 5 und 10 % Dehnung

Materialnummer	Materialbezeichnung	Dehnung	Prüftemperatur	Kerbschlagarbeit
1	S355J2+N	5	-20 °C	51,3
		10		46,0
2	S355J2+N	5		14,0
		10		12,7
3	S355J2C+N	5		12,7
		10		11,3
4	S355J2C+N	5		-
		10		21,7

Um die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen untereinander vergleichen zu können, ist es notwendig, die Ergebnisse aus den Kleinproben auf das Niveau von Normalproben umzuwerten. Die Übergangstemperaturen aus den Untermaßproben wurden mit Gleichung (6.1) nach ([67] und [71]) auf das Niveau einer Normalprobe umgewertet. In Abbildung 6.3 ist die Verschiebung der K_V - T Kurve durch die Umwertung von T_0 durch ΔT_{aa} dargestellt. Zur Betrachtung der gemessenen Kerbschlagarbeiten bei -20 °C wurden die Ergebnisse der Untermaßproben durch den prozentualen Anteil nach DIN EN 10025-1 [12] umgewertet.

$$\Delta T_{aa} = -51,4 * \ln \left[2 * \left(\frac{w}{10} \right)^{0,25} - 1 \right] \quad (6.1)$$

w ... Breite der Kerbschlagbiegeprobe

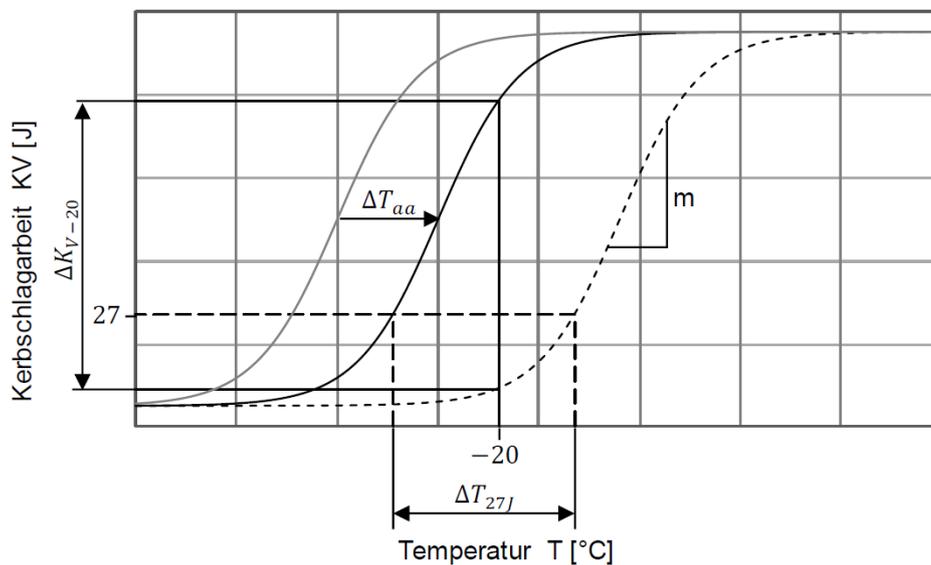


Abbildung 6.3: Definition der Verschiebungsparameter ΔT_{aa} , ΔK_{V-20} und ΔT_{27J} bei K_V - T Kurven

Wie in [40] durch Versuche gezeigt wurde, muss bei der Umwertung von an Untermaßproben ermittelten Kerbschlagarbeiten nach den zur Zeit bekannten Methoden mit Unsicherheiten gerechnet werden. Sowohl bei der Höhe der Kerbschlagarbeit als auch bei der Verschiebung der K_V - T Kurve können die Ergebnisse unterschätzt werden. Da hier nur die Verschiebungen der K_V - T Kurven je Materialcharge verglichen und ausgewertet werden, hat die Unsicherheit durch das Umwerten der Untermaßproben keine Auswirkung auf die qualitative Aussage der Ergebnisse.

Abbildung 6.3 zeigt die Definition der Parameter, durch die die Lage der K_V - T Kurve für die kaltgereckten und kaltgereckt + wärmebehandelten Proben im Vergleich zu der Kurve des Grundmaterials beschrieben wird. Da durch die Parameter keine Aussage über die Steigung der K_V - T Kurve im Übergangsbereich möglich ist, wird als weiterer Parameter die Steigung m eingeführt. Mit diesen Parameter werden im Folgenden die Ergebnisse je Material ausgewertet und diskutiert.

6.2 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 1

Bei Material 1 (S355J2+N, $t = 8\text{ mm}$) wurde im Lieferzustand (Grundmaterial) bei -20 °C eine Kerbschlagarbeit von 117 J gemessen. Die Kerbschlagarbeit am Grundmaterial wurde durch Untermaßproben mit $w = 7,5\text{ mm}$ ermittelt und prozentual nach DIN EN 10025-1 [12] umgewertet. Die Kerbschlagarbeit liegt um 44 J höher als der in Tabelle 3-1 angegebene Lieferzeugniswert. Durch das Kaltrecken wird die K_V-T Kurve erwartungsgemäß zu höheren Temperaturen hin verschoben, vgl. Abbildung 6.4. Bei den dargestellten K_V-T Kurven wurde die an Untermaßproben ermittelte Übergangstemperatur auf das Niveau von Normalproben umgewertet. Die Hoch- und Tieflagen wurden nicht umgewertet. Die Versuche wurden an kaltgereckten Untermaßproben mit $w = 5\text{ mm}$ durchgeführt. Da bei der Ermittlung der Kerbschlagarbeit durch Untermaßproben mit abnehmender Probenbreite die Kerbschlagarbeit geringer als bei vergleichbaren Ergebnissen an Normalproben ist, kann davon ausgegangen werden, dass die Hochlage und die Tieflage etwas höher lagen als von der ausgewerteten K_V-T Kurve abgebildet. Die Tendenz, dass durch das Kaltrecken auch die Hochlage absinkt, wird bestätigt. Durch die Wärmebehandlung am Grundmaterial sinkt ebenfalls die Hochlage ab und die Kurve verschiebt sich hin zu höheren Temperaturen. Bei -20 °C nähert sich die Kerbschlagarbeit durch die Verschiebung des Übergangsbereichs bereits der Tieflage an.

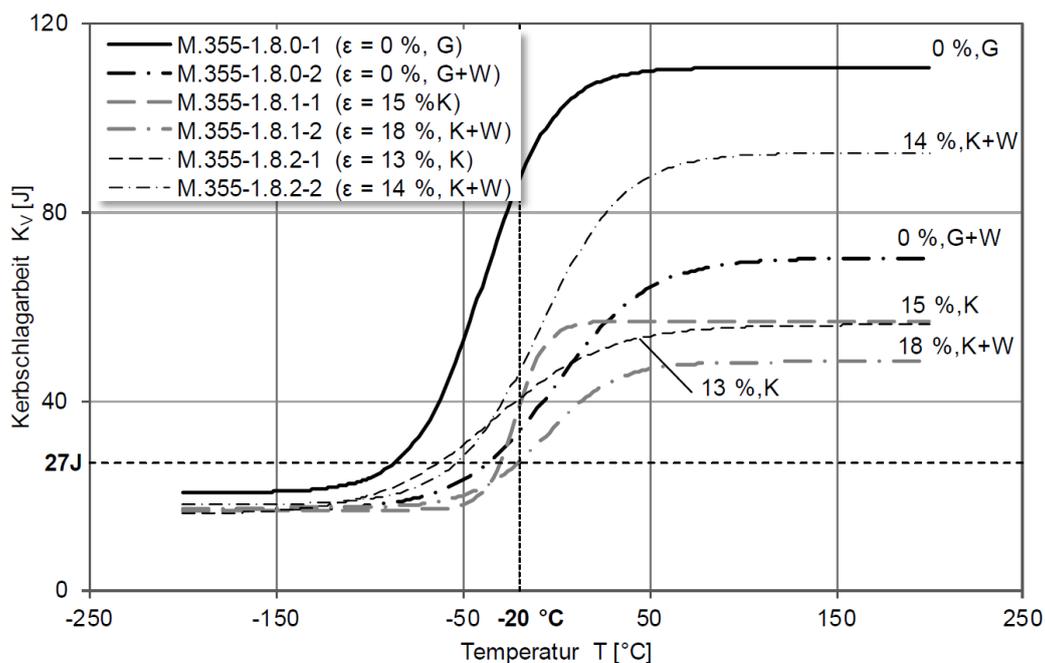


Abbildung 6.4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 1 (S355J2+N, $t = 8\text{ mm}$)

Es zeigt sich, dass durch das Kaltrecken und die Wärmebehandlung sowohl in Kombination als auch einzeln der Übergangsbereich flacher verläuft. Dieser Trend widerspricht dem Ergebnis der Materialprobe M.355-1.8.1-1, da hier die Steigung im Übergangsbereich mit der Steigung des Grundmaterials vergleichbar ist, vgl. Tabelle 6-2.

Tabelle 6-2: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 1 (S244J2+N, $t = 8$ mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Steigung im Übergangsbereich [m]	Verschiebung der K_V-T Kurve ΔT_0	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-1.8.0-1	G	0	1,22	-	-
M.355-1.8.0-2	G+W	0	0,54	38,75	-
M.355-1.8.2-1	K	18	0,33	72,36	54
M.355-1.8.1-1	K	13	1,24	44,08	39
M.355-1.8.1-2	K + W	18	0,41	60,14	45
M.355-1.8.2-2	K + W	14	0,83	47,64	42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt					

Durch die Verschiebung des Übergangsbereiches liegt bei allen K_V-T Kurven die 27 J-Grenze in der Nähe der Tieflage, vgl. Tabelle 6-3 und Tabelle 6-4. Es zeigt sich, dass die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J weit über dem nach DIN EN 1993-1-10 [26] erwarteten Bereich liegt, vgl. Tabelle 6-4. Die Kerbschlagarbeit bei -20 °C liegt bei allen Materialzuständen knapp über 27 J.

Tabelle 6-3: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 1 (S355J2+N, $t = 8$ mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Durch Versuche ermittelte Kerbschlagarbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^\circ C}$	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-1.8.0-2	G+W	0	56,84	-83,93	-
M.355-1.8.3-1	K	5	76,50	-64,26	-15
M.355-1.8.4-1	K	10	69,00	-71,76	-30
M.355-1.8.2-1	K	13	92,70	-48,06	-39
M.355-1.8.1-1	K	15	83,30	-57,47	-45
M.355-1.8.1-2	K + W	18	70,98	-69,78	-54
M.355-1.8.2-2	K + W	14	91,20	-49,56	-42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt					

Tabelle 6-4: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 1 (S355J2+N, t = 8mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Verschiebung der K_V-T Kurve ΔT_{27J}	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
M.355-1.8.0-2	G+W	0	49,86	-
M.355-1.8.1-1	K	15	116,62	45
M.355-1.8.2-1	K	13	149,63	39
M.355-1.8.1-2	K + W	18	106,76	54
M.355-1.8.2-2	K + W	14	140,00	42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt				

6.3 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 2

Im Lieferzustand wurde am Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm) bei -20 °C eine Kerbschlagarbeit von 76 J gemessen. Die Kerbschlagarbeit liegt somit 42 J über der im Lieferzeugnis angegebenen Kerbschlagarbeit, vgl. Tabelle 3-1. Die K_V-T Kurve in Abbildung 6.5 für das Grundmaterial zeigt, dass bei -20 °C der Übergangsbereich vorliegt. Durch das Kaltrecken der Materialproben verschiebt sich die K_V-T Kurve erwartungsgemäß hin zu höheren Temperaturen. Die K_V-T Kurven für 14 und 19 % plastischer Dehnung liegen nahezu übereinander, und bei -20 °C befindet sich der Werkstoff an der Grenze zur Tieflage unterhalb von 27 J. Auch hier kann ein Absinken der Hochlage durch das Kaltrecken beobachtet werden. Die Neigung der Kurve verändert sich nur unerheblich, vgl. Tabelle 6-5. Die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J liegt über dem nach DIN EN 1993-1-10 [26] erwarteten Bereichs.

Tabelle 6-5: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Steigung im Übergangs- bereich [m]	Verschiebung der K_V-T Kurve ΔT_0	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
M.355-2.16.0-1	G	0	1,84	-	-
M.355-2.16.0-2	G+W	0	1,73	-24,81	-
M.355-2.16.1-1	K	19	2,35	15,46	57
M.355-2.16.2-1	K	14	1,82	17,88	42
M.355-2.16.1-2	K + W	17	2,44	16,35	51
M.355-2.16.2-2	K + W	14	1,75	31,19	42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt					

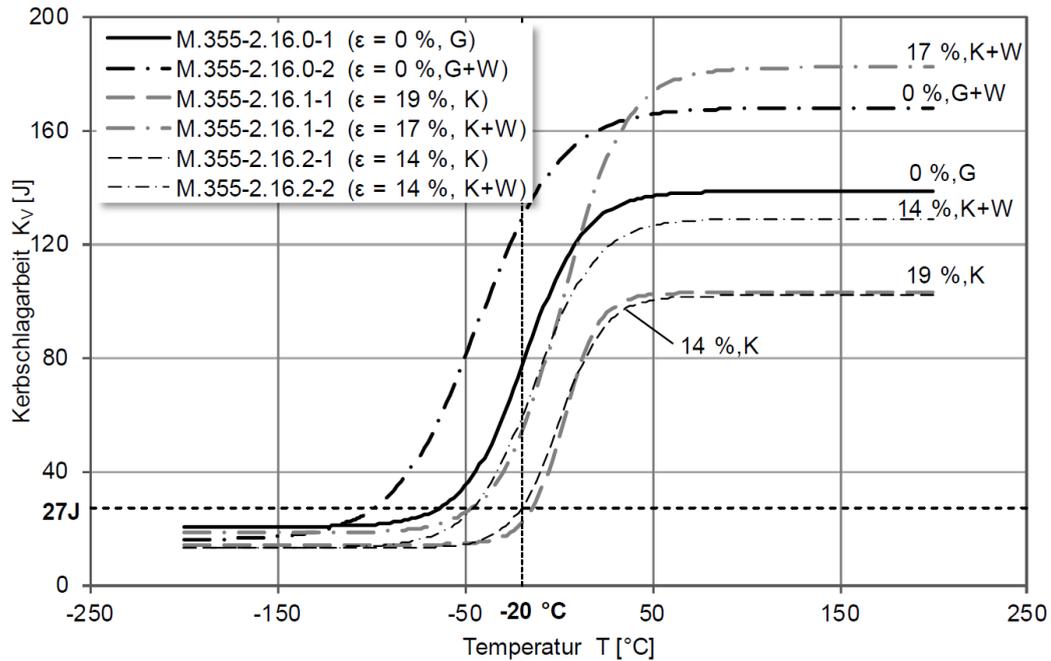


Abbildung 6.5: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Durch die Wärmebehandlung am Grundmaterial wird die K_V-T Kurve zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben, und im Bereich der Hochlage steigt die Kerbschlagarbeit an. Dieser Effekt wird bei den kaltgereckten Materialproben ebenfalls beobachtet. Mit zunehmender plastischer Dehnung steigt die Hochlage an, und die K_V-T Kurve wird zu tieferen Temperaturen in die Nähe der K_V-T Kurve vom Grundmaterial verschoben. Dies bestätigt auch die Verschiebung der gemessenen Kerbschlagarbeit bei -20 °C , vgl. Tabelle 6-7.

Tabelle 6-6: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27J, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Materialzustand	Dehnung ε	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_{27}	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
M.355-2.16.0-2	G+W	0	-35,01	-
M.355-2.16.1-1	K	19	78,29	57
M.355-2.16.2-1	K	14	84,32	42
M.355-2.16.1-2	K+W	17	110,65	51
M.355-2.16.2-2	K+W	14	110,25	42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt				

Tabelle 6-7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Durch Versuche ermittelte Kerbschlag- arbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^{\circ}C}$	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-2.16.0-2	G+W	0	157,92	87,85	-
M.355-2.16.3-1	K	5	14,00	-56,08	-15
M.355-2.16.4-1	K	10	12,00	-58,08	-30
M.355-2.16.1-1	K	19	14,00	-56,08	-57
M.355-2.16.2-1	K	14	13,09	-56,99	-42
M.355-2.16.1-2	K + W	17	45,20	-24,88	-51
M.355-2.16.2-2	K + W	14	69,34	-0,74	-42
K...Kaltgereckt					
W...Wärmebehandelt					

6.4 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 3

Die gemessene Kerbschlagarbeit nach Tabelle 3-1 (S355J2C+N, t = 8 mm) liegt bei 156 J und somit 13 J unterhalb der Angabe im Lieferzeugnis. Die K_V-T Kurve für das Grundmaterial zeigt, dass sich das Material bei -20 °C in der Nähe der Hochlage befindet, vgl. Abbildung 6.6. Durch das Kaltrecken verschiebt sich die Kurve erwartungsgemäß hin zu höheren Temperaturen. Bei 17 % plastischer Dehnung sinkt die Hochlage etwas ab. Bei 14 % Dehnung kann ein nicht erwarteter Anstieg der Hochlage beobachtet werden. Die Neigung der K_V-T Kurve im Übergangsbereich verändert sich durch das Kaltrecken nur unwesentlich, vgl. Tabelle 6-8.

Tabelle 6-8: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Steigung im Übergangs- bereich [m]	Verschiebung der K_V-T Kurve ΔT_0	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-3.8.0-1	G	0	4,92	-	-
M.355-3.8.0-2	G+W	0	0,84	-9,52	-
M.355-3.8.1-1	K	17	5,51	7,55	51
M.355-3.8.2-1	K	14	2,79	11,83	42
M.355-3.8.1-2	K + W	17	0,77	18,82	51
M.355-3.8.2-2	K + W	14	0,54	26,05	42
K...Kaltgereckt					
W...Wärmebehandelt					

Tabelle 6-9: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Durch Versuche ermittelte Kerbschlag- arbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlag- arbeit $K_{V,-20^{\circ}C}$	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-3.8.0-2	G+W	0	136,98	-39,56	-
M.355-3.8.3-1	K	5	19,50	-157,04	-15
M.355-3.8.4-1	K	10	16,50	-160,04	-30
M.355-3.8.1-1	K	17	12,76	-163,78	-51
M.355-3.8.2-1	K	14	35,13	-141,41	-42
M.355-3.8.1-2	K + W	17	52,79	-123,75	-51
M.355-3.8.2-2	K + W	14	56,84	-119,70	-42

K...Kaltgereckt
W...Wärmebehandelt

Durch die Wärmebehandlung flacht bei allen Materialzuständen die K_V-T Kurve im Übergangsbereich ab. Beim Grundmaterial zeigt die Wärmebehandlung keine Auswirkungen auf die Hoch- und Tieflagen. Bei den plastisch gedehnten Materialproben fällt die Hochlage erheblich ab. Durch die plastischen Dehnungen wird die K_V-T Kurve soweit verschoben, dass bei -20 °C bereits die Tieflage erreicht ist vgl. Tabelle 6-8. Die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J liegt im nach DIN EN 1993-1-10 [26] erwarteten Bereich, vgl. Tabelle 6-10.

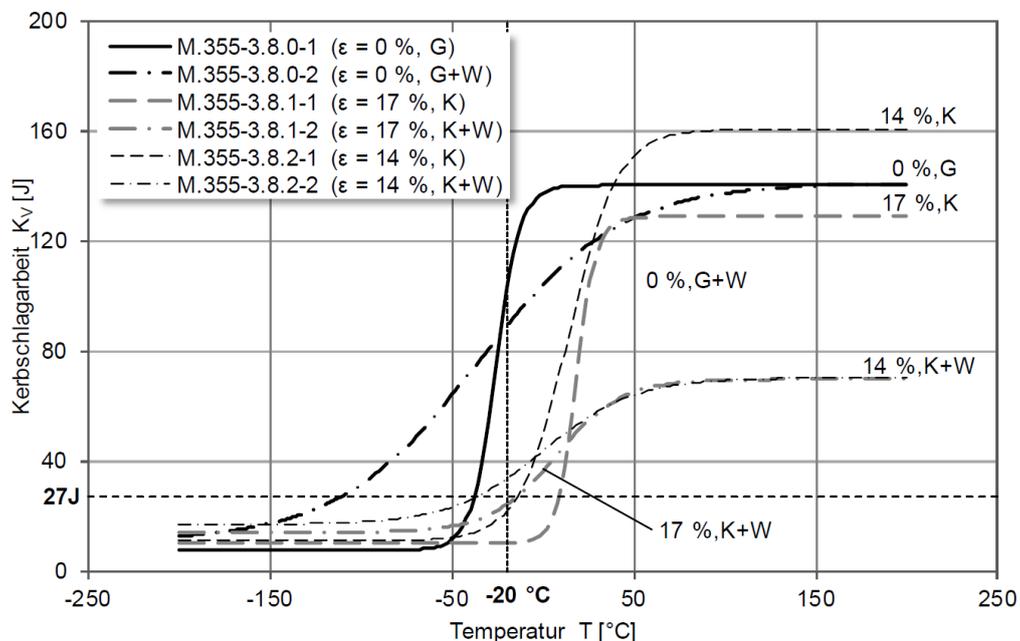


Abbildung 6.6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)

Tabelle 6-10: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Materialzustand	Dehnung ϵ	Verschiebung der K_V-T Kurve ΔT_{27}	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-3.8.0-2	G+W	0	-73,48	-
M.355-3.8.1-1	K	17	29,18	51
M.355-3.8.2-1	K	14	52,24	42
M.355-3.8.1-2	K + W	17	52,50	51
M.355-3.8.2-2	K + W	14	74,54	42
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt				

6.5 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 4

Die gemessene Kerbschlagarbeit bei Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm) bei -20 °C liegt bei 270 J und somit 7 J unterhalb des im Lieferzeugnis angegebenen Wertes, vgl. Tabelle 3-1. Die K_V-T Kurve für das Grundmaterial zeigt einen relativ steilen Anstieg im Übergangsbereich, vgl. Abbildung 6.7. Bei -20 °C befindet sich das Material im Bereich der Hochlage. Durch das Kaltrecken der Materialproben verschiebt sich die K_V-T Kurve erwartungsgemäß hin zu höheren Temperaturen, und die Hochlage sinkt ebenfalls ab. Nicht plausibel ist allerdings, dass durch die höhere plastische Dehnung die Kurve weniger stark verschoben wird. Durch die Verschiebung der K_V-T Kurve bei 17 % plastischer Dehnung befindet sich das Material bereits in der Tieflage. Die gemessenen Kerbschlagarbeiten bei -20°C bestätigen diese Beobachtung, vgl. Tabelle 6-11. Die Neigung der K_V-T Kurven im Bereich der Übergangstemperatur ist durch das Kaltrecken nahezu unverändert, vgl. Tabelle 6-12.

Tabelle 6-11: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Durch Versuche ermittelte Kerbschlag- arbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlag- arbeit $K_{V,-20^\circ C}$	Nach [26] erwartete Verschiebung g $3 * \epsilon$
M.355-4.16.0-2	G+W	0	290,15	-7,60	-
M.355-4.16.3-1	K	5	51,33	-246,41	-15
M.355-4.16.4-1	K	10	21,66	-276,08	-30
M.355-4.16.1-1	K	20	149,77	-147,97	-60
M.355-4.16.2-1	K	17	22,75	-274,99	-51
M.355-4.16.1-2	K + W	20	211,82	-85,92	-60
M.355-4.16.2-2	K + W	17	198,55	-99,19	-51
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt					

Tabelle 6-12: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 4 (S355J2C+N, $t = 16$ mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Steigung im Übergangs- bereich [m]	Verschiebung der K_V - T Kurve ΔT_0	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
M.355-4.16.0-1	G	0	4,98	-	-
M.355-4.16.0-2	G+W	0	2,77	-37,47	-
M.355-4.16.1-1	K	20	6,05	73,11	60
M.355-4.16.2-1	K	17	22,03	68,38	51
M.355-4.16.1-2	K + W	20	4,99	96,43	60
M.355-4.16.2-2	K + W	17	0,98	158,89	51

K...Kaltgereckt
W...Wärmebehandelt

Durch die Wärmebehandlung verschiebt sich die K_V - T Kurve für das Grundmaterial hin zu niedrigeren Temperaturen. Die Hochlage sinkt nur minimal ab. Bei den wärmebehandelten Materialproben mit plastischer Dehnung verschiebt sich die K_V - T Kurve ebenfalls wieder zurück zu tieferen Temperaturen in die Nähe des Grundmaterials, vgl. Tabelle 6-13. Die Neigung im Bereich der Übergangstemperatur ist nahezu gleichbleibend bei der Materialprobe mit 20 % plastischer Dehnung und bei den wärmebehandelten Grundmaterialproben. Die Höhe der Hochlage ist bei beiden Proben gleichbleibend. Bei der wärmebehandelten Materialprobe mit 17 % Dehnung verschiebt sich die K_V - T Kurve sehr stark zu tiefen Temperaturen mit einem Absinken der Hochlage. Diese Verschiebung entspricht nicht der Erwartung.

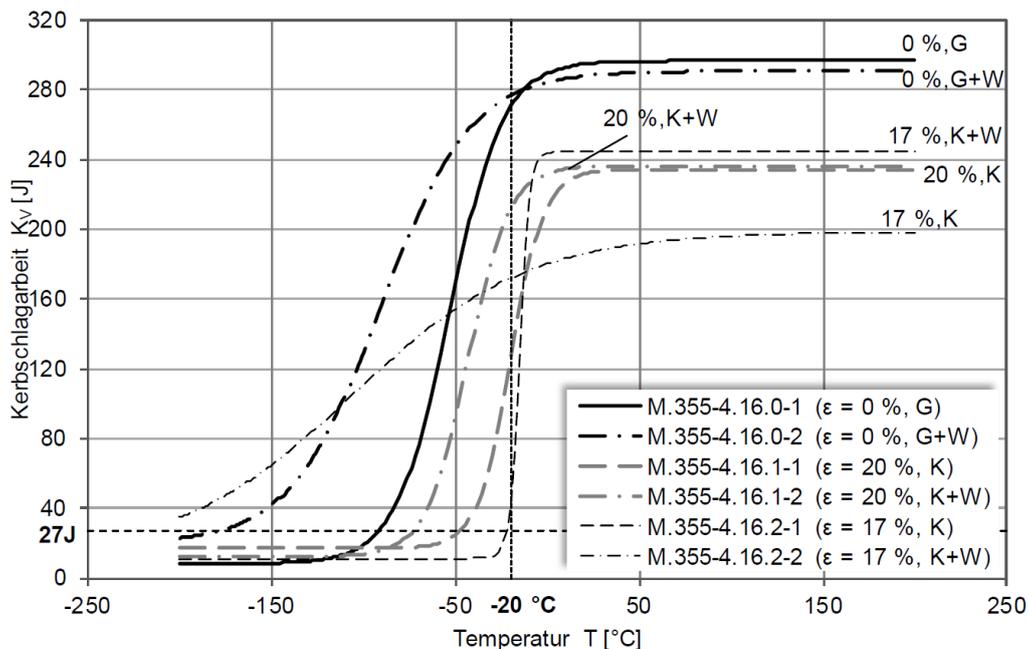
Abbildung 6.7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 4 (S355J2C+N, $t = 16$ mm)

Tabelle 6-13: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Materialzustand	Dehnung ε	Verschiebung der K_V - T Kurve ΔT_{27J}	Nach [26] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
M.355-4.16.0-2	G+W	0	-87,63	-
M.355-4.16.1-1	K	20	139,17	60
M.355-4.16.2-1	K	17	114,01	51
M.355-4.16.1-2	K + W	20	165,01	60
M.355-4.16.2-2	K + W	17	314,10	51

K...Kaltgereckt
W...Wärmebehandelt

6.6 Zusammenfassung der Ergebnisse aus den eigenen K_V - T Kurven und Auswertung der Kerbschlagarbeit

Durch die Kerbschlagbiegeversuche wurde untersucht, wie sich die verwendeten Stähle beim Kaltumformen und einer anschließenden Wärmebehandlung durch die Schweißwärme hinsichtlich der Werkstoffzähigkeit verhalten. Es wurde überprüft, ob die erhöhte Kerbschlagarbeit bei -20 °C den Materialien 3 + 4 ein Hinweis für eine geringere Verschiebung der Übergangstemperatur durch Kaltumformen und Schweißen ist. Für diese Betrachtung wurde je Blechdicke ein Werkstoff mit einer höheren und einer niedrigeren Kerbschlagarbeit bei -20 °C ausgewählt. Des Weiteren war die Frage zu klären, ob die Verschiebung der Übergangstemperatur durch 3-fachen Umformgrad gemäß DIN EN 1993-1-10 [26] bei unlegierten Baustählen ausreichend abgebildet wird, vgl. Gleichung (2.3).

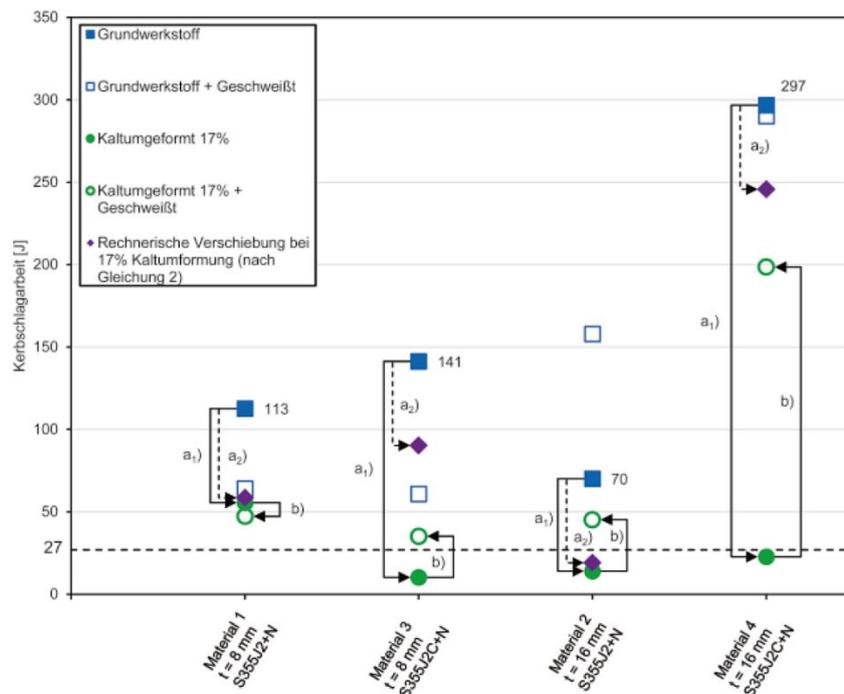


Abbildung 6.8: Werte der Kerbschlagarbeit bei -20 °C für die durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche aus [44]

In Abbildung 6.8 sind die Änderungen der Kerbschlagarbeiten infolge:

- a₁) reale Änderung der Kerbschlagarbeit durch das Kaltumformen
- a₂) nach Gleichung (2.3) berechnete Änderung der Kerbschlagarbeit durch das Kaltumformen
- b) Änderung der Kerbschlagarbeit durch Wärmebehandlung (Schweißwärme)

dargestellt. Während die Versuchsergebnisse aus Material 1 und Material 2 eine gute Übereinstimmung zur Änderung der Kerbschlagarbeit infolge Kaltumformen nach Gleichung (2.3) aufweisen, wird das Absinken der Kerbschlagarbeit bei Material 3 und 4 nach Gleichung (2.3) unterschätzt. Dieses Absinken wird zwar durch die Wärmebehandlung (b), die der Schweißwärme in der Rekristallisationszone entspricht, bei den Prüfkörpern aus Material 2 bis 4 teilweise neutralisiert, sodass die Kerbschlagarbeit der kaltumgeformten und wärmebehandelten Prüfkörper über der Grenze von 27 J liegt. Insgesamt wird aber die Verschiebung der Kerbschlagarbeit durch das Temperaturelement $\Delta T_{\varepsilon_{cf}}$ nach Gleichung (2.3) aus DIN EN 1993-1-10 [26] bei Material 3 und 4 (Materialgruppe 2) deutlich unterschätzt und erfasst somit die tatsächliche Reduktion nur unbefriedigend.

6.7 Zusammenfassung der Ergebnisse aus den eigenen K_V - T Kurven und Auswertung der Übergangstemperaturen

Die Untersuchungen zeigen, dass durch das Kaltrecken bei allen Versuchen - mit Ausnahme eines Versuches bei Material 3 die Hochlage mehr oder weniger stark absinkt. Bei den kaltgereckten Materialproben zeigt sich keine signifikante Auswirkung auf die Neigung der K_V - T Kurve im Übergangsbereich.

Hinsichtlich des Einflusses der Wärmebehandlung, die die Schweißwärme im kritischen Bereich der Rekristallisationszone abbildet, konnte keine Regelmäßigkeit auf die Auswirkungen im Hochlagenbereich beobachtet werden. Beim Verlauf der K_V - T Kurve im Übergangsbereich kann tendenziell eher eine flachere Neigung bei einer Wärmebehandlung durch Schweißen beobachtet werden, vgl. Tabelle 6-14.

Tabelle 6-14: Zusammenfassung der Auswirkung auf die Neigung und Hochlage

Material	Dehnung [%]	Materialzustand [-]	Hochlage	Neigung [m]
1 S355J2+N t = 8 mm	0	G+W	↓↓	↓
	15	K	↓↓↓	=
	13	K	↓↓↓	↓
	18	G+W	↓↓↓	↓
	14	G+W	↓	=
2 S355J2+N t = 16 mm	0	G+W	↑	=
	19	K	↓↓	=
	14	K	↓↓	=
	17	G+W	↑↑	=
	14	G+W	↓	=
3	0	G+W	=	↓

S355J2C+N t = 8 mm	17	K	↓	=
	14	K	↑	=
	17	G+W	↓↓	↓
	14	G+W	↓↓	↓
4 S355J2C+N t = 16 mm	0	G+W	=	↓
	20	K	↓	=
	17	K	↓	=
	20	G+W	↓	=
	17	G+W	↓↓	↓

Zur Bewertung der Verschiebung der Übergangstemperatur durch das Kaltrecken wurde die Lage der einzelnen an Versuchen ermittelten K_V-T Kurven bei 27 J in Abhängigkeit zu der plastischen Dehnung in einem Diagramm aufgetragen, siehe Abbildung 6.9 und Abbildung 6.11. Zum Vergleich ist in diesem Diagramm auch die zu erwartende Verschiebung nach DIN EN 19931-10 [26] mit $3 \cdot \varepsilon_{cf}$ bei Kaltumformung, ausgehend von der Lage der K_V-T Kurve im Lieferzustand, dargestellt.

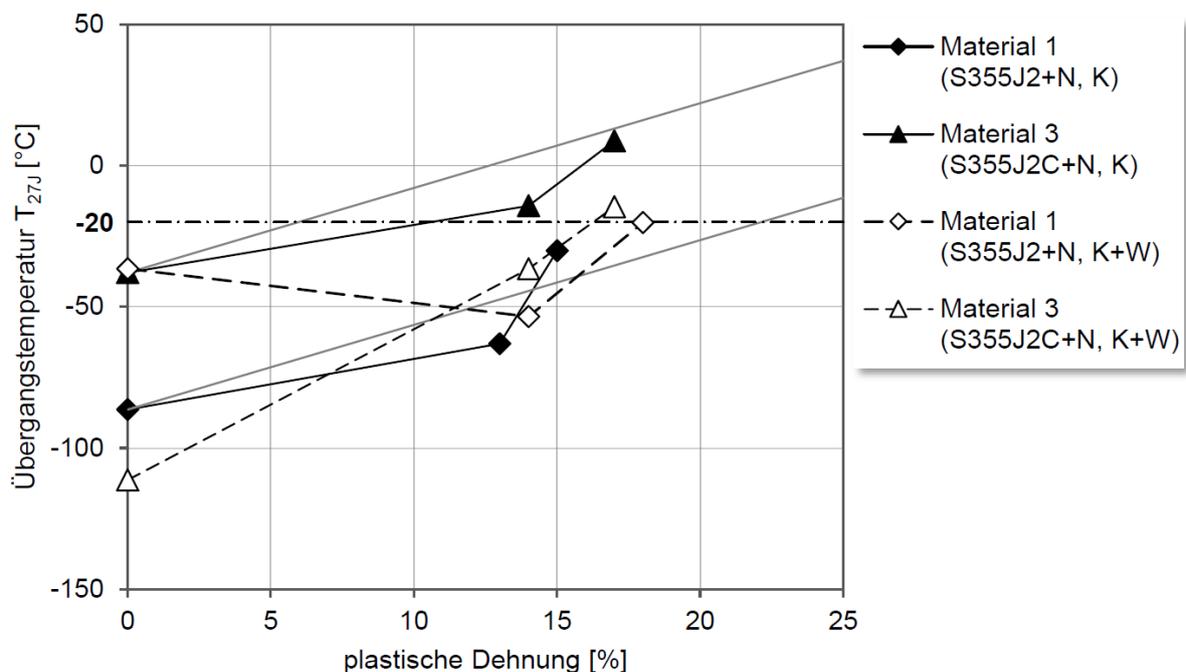


Abbildung 6.9: Übergangstemperatur bei 27 J, ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der K_V-T Kurve für t = 8 mm

Es zeigt sich, dass mit zunehmender plastischer Dehnung bei den 8 mm dicken Blechen die Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen hin verschoben wird, vgl. Abbildung 6.9. Obwohl bei Material 3 die Kerbschlagarbeit bei -20 °C, die als Qualitätskriterium im Lieferzustand angesehen wird, höher ist als bei Material 1, liegt die Übergangstemperatur von Material 3 über der Übergangstemperatur von Material 1. Bei Betrachtung der K_V-T Kurven zeigt sich, dass bei Material 1 die Neigung im Übergangsverlauf flacher verläuft und somit die Übergangstemperatur bei 27 J bei tieferen Temperaturen liegt. Durch plastische Dehnung und

der damit verbundenen Verschiebung der K_V - T Kurve zu höheren Temperaturen, befindet sich die Übergangstemperatur von Material 3 über -20 °C. Dies bestätigt sich bei Betrachtung der Messergebnisse bei -20 °C in Abbildung 6.10. Es zeigt sich, dass bereits bei 5 % plastischer Dehnung die Kerbschlagarbeit bei -20 °C unterhalb von 27 J liegt. Bei Material 1 ist der Abfall der Kerbschlagarbeit wesentlich geringer. Diese Erkenntnis zeigt, dass eine alleinige Betrachtung der Übergangstemperatur nicht ausreichend ist, da die Information zur Neigung der K_V - T Kurve im Übergangsbereich verloren gehen. Somit besteht bei einer steilen K_V - T Kurve die Gefahr, dass die Kerbschlagarbeit bei -20 °C durch eine kleine Verschiebung der K_V - T Kurve in die Tieflage abrutscht.

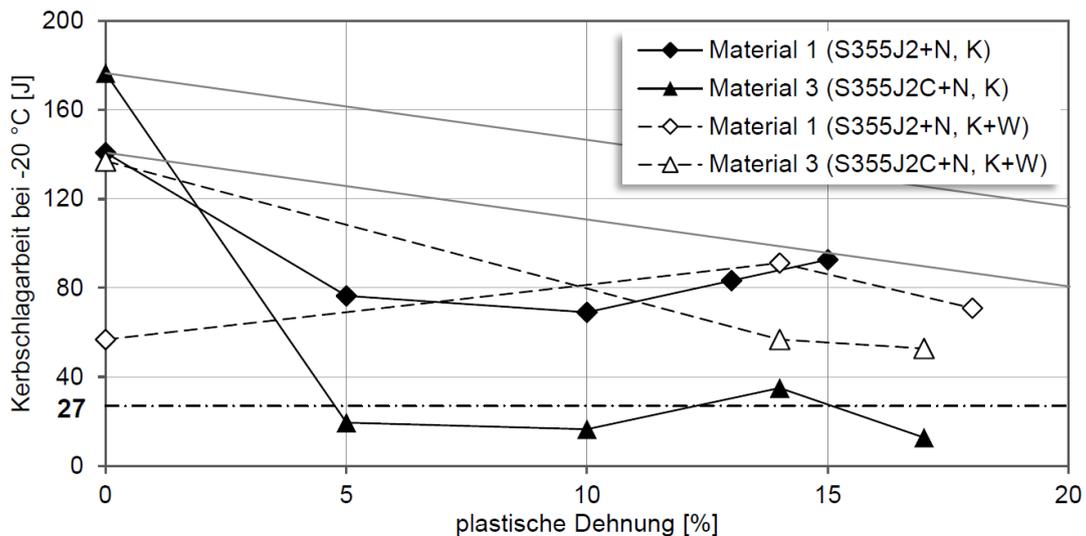


Abbildung 6.10: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 8$ mm

Der Vergleich der Übergangstemperaturen bei 27 J für die kaltgereckten und wärmebehandelten Materialproben zeigt, dass bei Material 3 die Verschiebung hin zu höheren Temperaturen stärker ausfällt als bei Material 1. Bei Material 1 mit bis zu 14 % Kaltumformung zeigt sich ein gegenläufiger Effekt. Die ermittelte Verschiebung der Übergangstemperatur von Material 3 deckt sich sehr gut mit der Ermittlung der Verschiebung der Übergangstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [26]. Bei der singulären Betrachtung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C zeigt sich, dass bei Material 3 die Kerbschlagarbeit abfällt und bereits bei 5 % plastischer Dehnung unterhalb der 27 J liegt. Somit hat sich bereits bei 5 % Kaltumformung die K_V - T Kurve so verschoben, dass bei -20 °C die Tieflage erreicht ist. Durch weiteres Verschieben der K_V - T Kurve durch plastische Dehnung liegt die Kerbschlagarbeit weiter in der Tieflage. Durch die Wärmebehandlung wird die K_V - T Kurve wieder zurück verschoben. Dieser Effekt ist ausreichend, sodass bei den hier untersuchten plastischen Dehnungen die Kerbschlagarbeit nicht in die Tieflage abfällt, sondern oberhalb von 27 J bleibt.

Bei Material 1 wird durch die flache Neigung im Übergangsbereich bei einer Verschiebung der K_V - T Kurve die Tieflage nicht erreicht und die Kerbschlagarbeit bleibt generell auf einem höheren Niveau. Durch die Wärmebehandlung bleibt die Kerbschlagarbeit bei -20 °C unabhängig von der plastischen Dehnung auf einem nahezu konstanten Niveau, das unterhalb der Kerbschlagarbeit im Lieferzustand liegt.

Bei der zweiten Serie wurden Bleche mit 16 mm Dicke untersucht. Hier zeigt sich, dass sich bei Material 2 die Verschiebung der K_V-T Kurve sehr gut mit der angenommenen Verschiebung nach DIN EN 1993-1-10 [26] deckt und bereits bei 14 % plastischer Dehnung oberhalb von -20 °C befindet. Bei Material 4 fällt die Verschiebung bei 17 % stärker aus und sinkt bei 20 % plastischer Dehnung wieder ab, vgl. Abbildung 6.11. Bei der Kombination des Kalttreckens mit der anschließenden Wärmebehandlung zeigt sich bei Material 2 ebenfalls die erwartete Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J. Allerdings liegt hier die Übergangstemperatur generell tiefer, und es zeigt sich eine Verbesserung der Kerbschlagarbeit durch die Wärmebehandlung. Material 4 bestätigt diesen Effekt mit einer weitaus tiefer liegenden Übergangstemperatur.

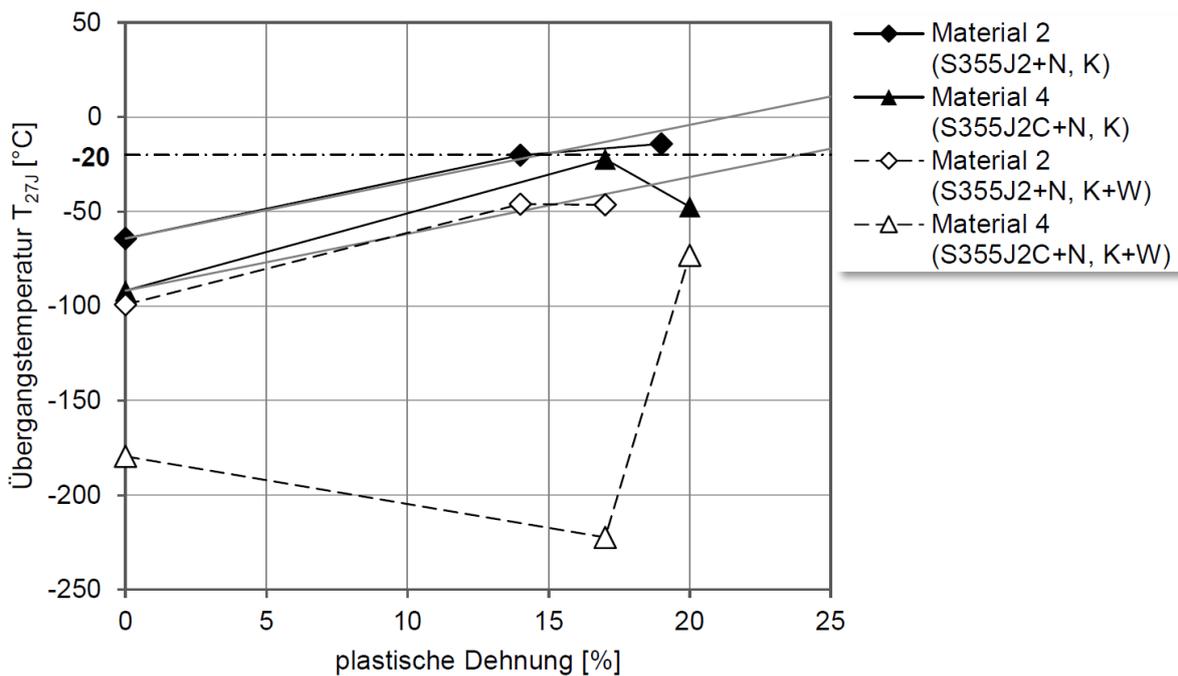


Abbildung 6.11: Übergangstemperatur bei 27 J ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der $K_V - T$ Kurve für $t = 16\text{ mm}$

Auch bei Material 2 und 4 zeigt sich, dass bereits bei 5 % plastischer Dehnung ein starker Abfall der Kerbschlagarbeit eintritt. Da bei beiden Materialien die K_V-T Kurve im Übergangsbereich einen steilen Verlauf zeigt und sich bei -20 °C im Lieferzustand das Material im Übergangsbereich befindet, bewirkt eine Verschiebung der K_V-T Kurve zu höheren Temperaturen hin einen schnellen Abfall der Kerbschlagarbeit, siehe Abbildung 6.12. Bei Material 2 befindet sich die Kerbschlagarbeit bereits bei 5 % plastischer Dehnung unterhalb der 27 J und somit in der Tieflage. Die Wärmebehandlung zeigt auch bei Betrachtung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C eine Verbesserung der Kerbschlagarbeit gegenüber der reinen plastischen Dehnung. Die Kerbschlagarbeit liegt aber immer noch unterhalb der Kerbschlagarbeit im Lieferzustand. Eine Bewertung der Ergebnisse erfolgt in Kapitel 6.8.

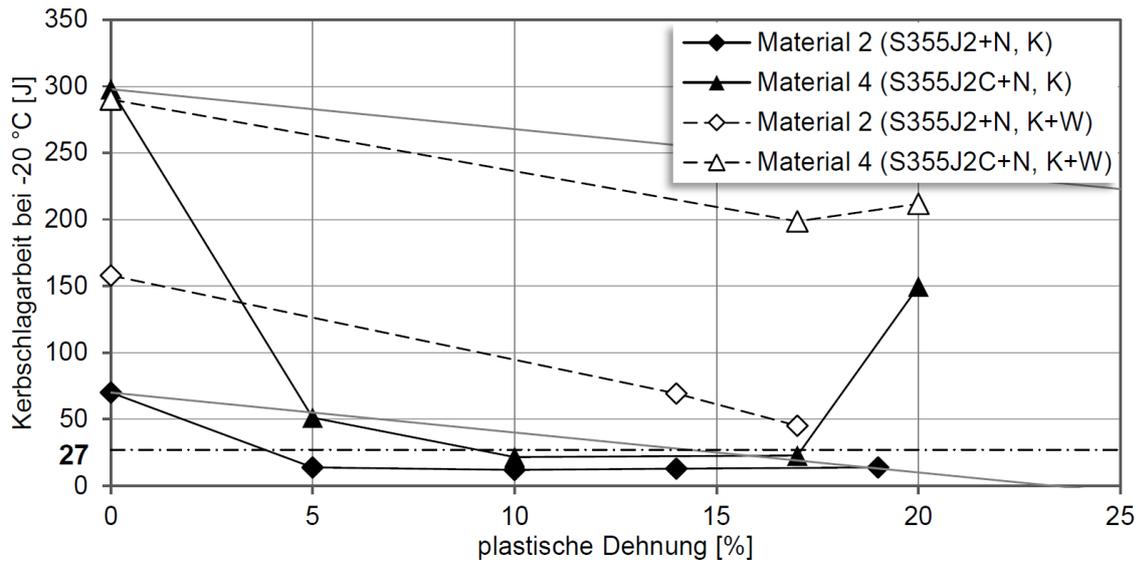


Abbildung 6.12: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 16$ mm

6.8 Zusammenfassung und Bewertung der dargestellten Ergebnisse

Bei der Betrachtung eigener untersuchter unlegierter Baustähle und den in ([32], [45] und [57]) untersuchten Feinkornbaustählen sowie den untersuchten thermomechanischen Stählen zeigen sich bei den K_V-T Kurven im Zusammenhang mit der chemischen Analyse, mehrere Regelmäßigkeiten. Es zeigt sich, dass bei den untersuchten Stählen S355J2 (1, 2, 5) die K_V-T Kurven im Übergangsbereich sehr flach verlaufen, siehe Abbildung 6.14. Im Vergleich zu allen anderen Stählen weisen diese Stähle einen höheren Kohlenstoffgehalt auf, siehe Abbildung 6.13. Bei geringerem Kohlenstoffgehalt (3, 4) werden die K_V-T Kurven im Übergangsbereich steiler. Bei den Stählen (6, 8, 9) mit dem niedrigsten Kohlenstoffgehalt bestätigt sich diese Beobachtung. Diese Vergleiche bestätigen den Einfluss des Kohlenstoffes auf die Materialzähigkeit nach Abbildung 2.7.

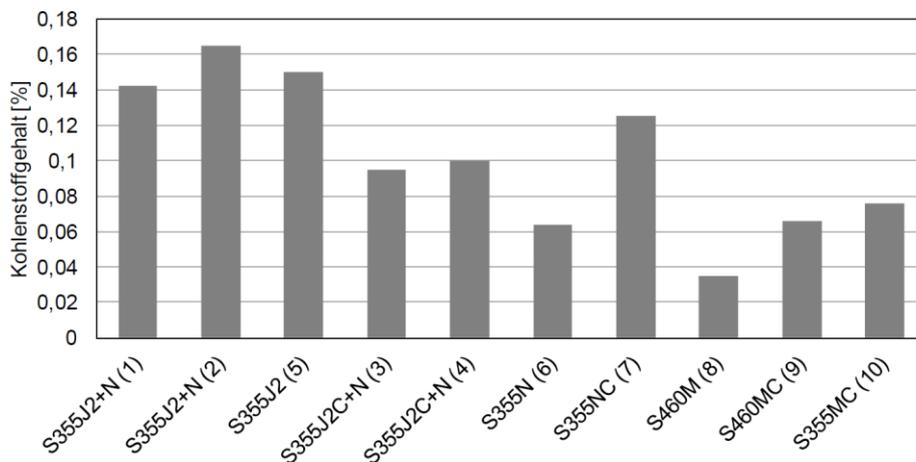


Abbildung 6.13: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 16$ mm

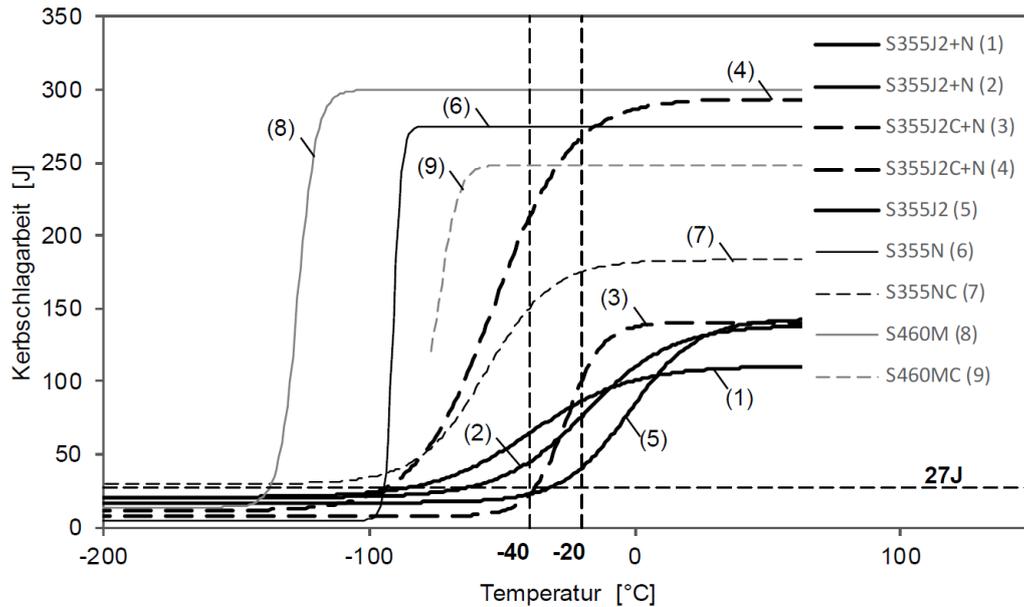


Abbildung 6.14: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 16 \text{ mm}$

Ein weiterer Zusammenhang zeigt sich bei der Betrachtung der Phosphor- und Schwefelgehalte zusammen mit dem Wert der Kerbschlagarbeit in der Hochlage. Bei den Stählen (1), (2), (3), (5), (7) liegt im Vergleich zu den anderen Stählen die Hochlage etwas tiefer, vgl. Abbildung 6.14. Bei diesen Stählen ist auch der Anteil der Eisenbegleiter Phosphor und Schwefel höher als bei den anderen Stählen, vgl. Abbildung 6.15. Bei den Stählen (4, 6, 8), mit sehr geringem Gehalt an Phosphor und Schwefel liegt die Hochlage weiter oben. Des Weiteren kann beobachtet werden, dass bei den Feinkornbaustählen (6, 7) und den thermomechanisch gewalzten Stählen (8, 9) die Übergangstemperatur im Vergleich zu den unlegierten Baustählen (1), (2), (3), (5) bei niedrigen Temperaturen liegt.

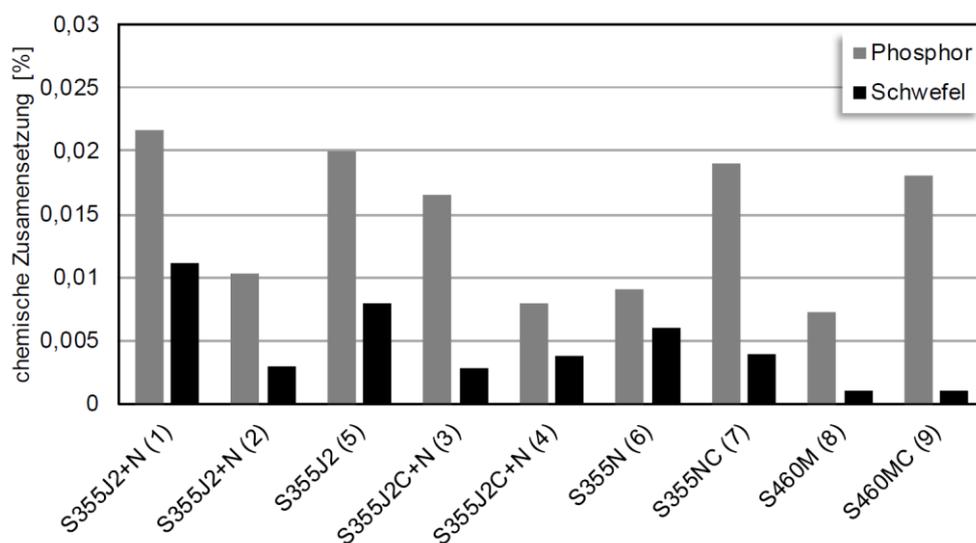
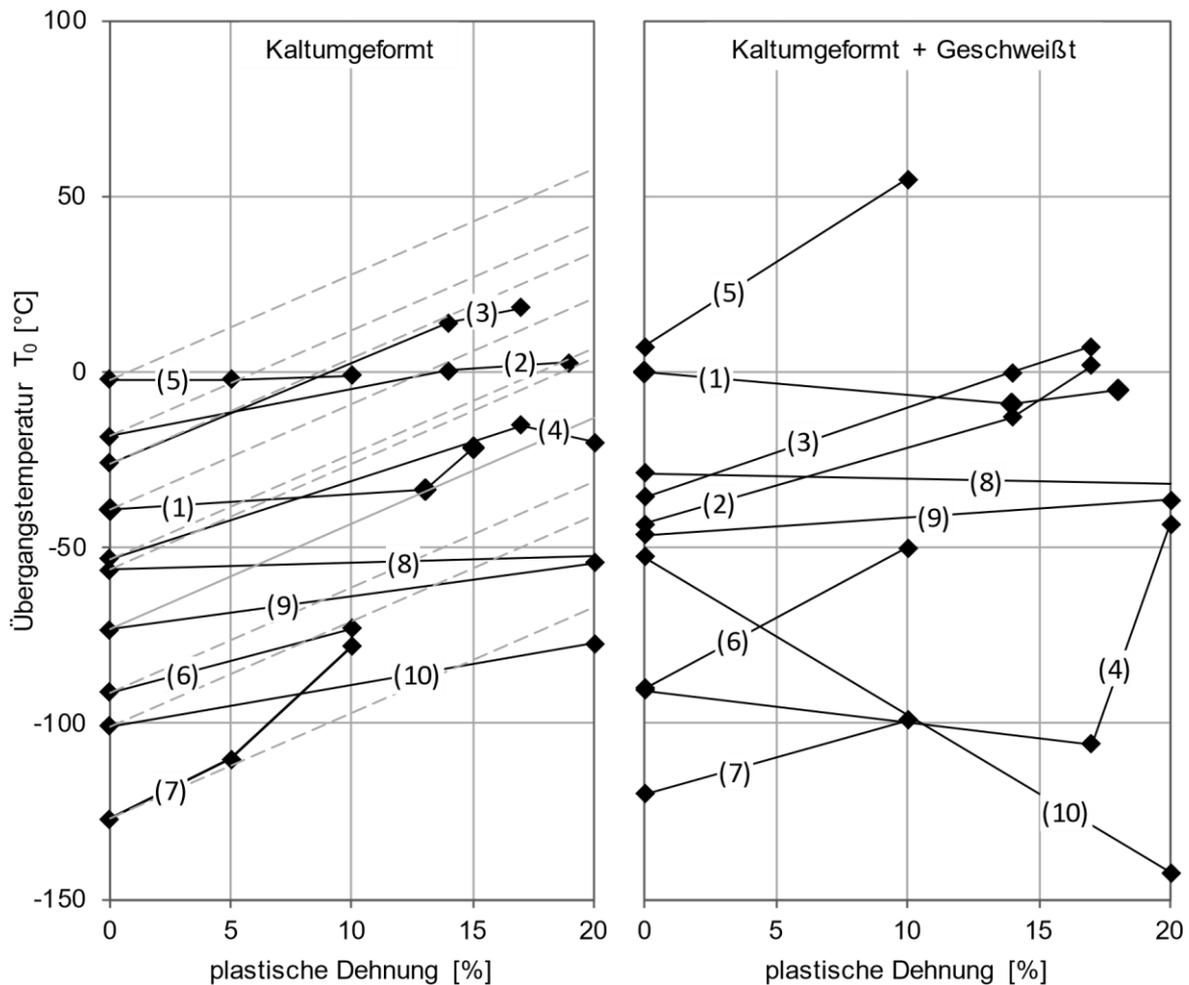


Abbildung 6.15: Phosphor und Schwefelgehalt der untersuchten Stähle und der Stähle aus ([32], [45] und [57])

Die Untersuchungen zeigen, dass bei einem großen Teil der eigene und in ([32], [45] und [57]) untersuchten Stähle die Verschiebung der Übergangstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [26] mit $\Delta T_{cf} = 3 \cdot \varepsilon_{cf}$ beim Kaltumformen nicht zutrifft. Bei den untersuchten Stählen wird größtenteils die Verschiebung der Übergangstemperatur infolge der Kaltumformung mit der vereinfachten Annahme $\Delta T_{cf} = 3 \cdot \varepsilon_{cf}$ überschätzt. Die Untersuchungen zeigen keine systematische Verschiebung, durch die alle Stähle beschrieben werden können, Abbildung 6.16. Auch bei der nach dem Kaltumformen durchgeführten Wärmebehandlung durch die Schweißwärme zeigt sich keine systematische Verschiebung der Übergangstemperatur, siehe Abbildung 6.16. Grundsätzlich zeigen die Ergebnisse, dass bei den Feinkornbaustählen und den thermomechanisch gewalzten Stählen eine geringere Verschiebung der Übergangstemperatur vorliegt.



- | | | |
|-------------------------|--------------------------|------------------------|
| (1) S355J2+N, t = 8 mm | (4) S355J2C+N, t = 16 mm | (7) S460M, t = 30 mm |
| (2) S355J2+N, t = 16 mm | (5) S355J2, t = 30 mm | (8) S355NC, t = 20 mm |
| (3) S355J2C+N, t = 8 mm | (6) S355N, t = 30 mm | (9) S460MC, t = 20 mm |
| | | (10) S690QL, t = 20 mm |

Abbildung 6.16: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung (Kaltumformung), Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus ([32], [45] und [57])

Bei der Betrachtung der Ergebnisse muss beachtet werden, dass die Werte teilweise mit unterschiedlichen Versuchsmethoden erzielt wurden. Bei den Untersuchungen in [57] wurden die Kerbschlagbiegeproben aus Schweißnähten an kaltgebogenen Blechen entnommen. Es

kann davon ausgegangen werden, dass bei diesen Untersuchungen über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeproben inhomogene Dehnungs- und Gefügestände vorlagen. Bei den Untersuchungen in [45] wurden die Kerbschlagbiegeproben aus kaltgereckten Proben entnommen, an denen nach dem Kaltrecken geschweißt wurde. Bei diesen kaltgereckten Proben kann von einem homogenen Dehnungszustand und einem durch eine reale Schweißung verursachten inhomogenen Gefügestand ausgegangen werden. Bei den eigenen Untersuchungen und denen der voestalpine Stahl GmbH kann davon ausgegangen werden, dass sowohl ein homogener Dehnungszustand als auch ein homogener Gefügestand vorlag. Bei den eigenen Untersuchungen wurden die plastischen Dehnungen durch Zugkräfte und bei den internen Untersuchungen der voestalpine Stahl GmbH durch Druckkräfte eingebracht. Bei den Untersuchungen von [34] an kaltumgeformten Hohlprofilen wurden die inhomogenen Dehnungen in homogene Dehnungen umgerechnet. Des Weiteren wurde hier die Lage der Kerbe bei den Kerbschlagbiegeversuchen durch eine Temperaturverschiebung korrigiert.

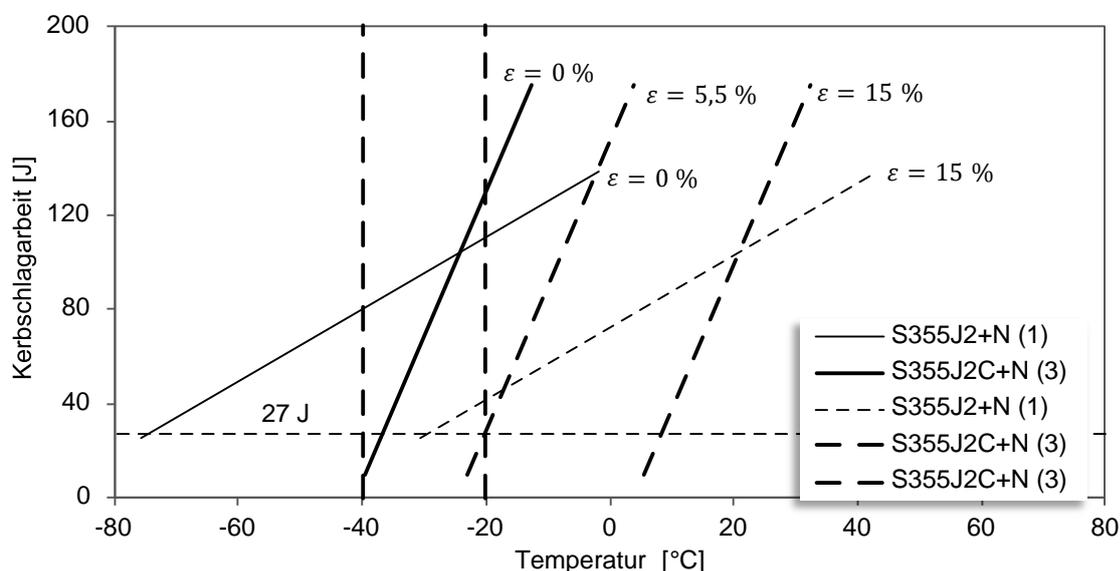


Abbildung 6.17: Verschiebung des Übergangsbereiches mit unterschiedlicher Neigung der 8 mm Bleche (Material 1 + 3)

Wie sich durch die eigenen Untersuchungen zeigt, hat die Neigung der K_V - T Kurve im Übergangsbereich des Stahls im Lieferzustand einen entscheidenden Einfluss auf die Kerbschlagarbeit, die nach dem Verschieben der K_V - T Kurve durch eine Kaltumformung im Stahl vorliegt. Abbildung 6.17 zeigt die Regressionsgeraden aus dem Übergangsbereich der K_V - T Kurven der beiden untersuchten 8 mm Bleche. Bei Material 1 (S355J2+N) verläuft die Gerade weitaus flacher als bei Material 3 (S355J2C+N). Die Steigung der Gerade von Material 3 entspricht dem Verlauf, wie er bei einem Feinkornbaustahl erwartet wird. Bei beiden Stählen liegt die Kerbschlagarbeit im unverformten Zustand bei -20 °C über 100 J. Durch eine angenommene Verschiebung der Gerade von 3 * 15 % Kaltverformung bei gleichbleibender Steigung hat Material 1 noch ca. 40 J Kerbschlagarbeit bei -20 °C und Material 3 fällt bereits bei 5,5 % Kaltverformung in der Tieflage ab, siehe Abbildung 6.17. Diese Betrachtung zeigt, dass über die reduzierte Betrachtung der Kerbschlagarbeit bei einer bestimmten Temperatur (in dieser Betrachtung -20 °C) ohne das Wissen über die Lage und Neigung des Übergangsbereiches keine verlässliche Aussage über das Zähigkeitsverhalten des Stahles durch Kaltumformen getroffen werden kann.

7 Spröbruchuntersuchungen bei tiefen Temperaturen

7.1 Experimentelle Untersuchungen

7.1.1 Versuchsaufbau und -bezeichnung

Das Ziel der experimentellen Untersuchungen besteht in der Auswertung der gegenseitigen Effekte und Einflüsse aus Kaltumformen und Schweißen bei Konstruktionen innerhalb tiefer Temperaturen in Abhängigkeit der Geometrie, Materialwahl und Nachbehandlung. Da für diese Randbedingungen aktuell kein Standardversuchskonzept vorliegt, wurde eigens hierfür in Anlehnung an die Grundlagenversuche der DIN EN 1993-1-10 [26] der in Kapitel 7.1.2 vorgestellte Versuchsaufbau entwickelt und anschließend in Kapitel 7.2 ausgewertet. Alle hierfür angefertigten Versuchskörper wurden aus der Stahlsorte S355J2 angefertigt, deren Versuchskörper durch die in Abbildung 7.1 dargestellten vier Materialgruppen klassifiziert wurde, vgl. Kapitel 3. Um beim Auswerten der Materialproben Abweichungen zwischen den Versuchen infolge des Herstellprozess ausschließen zu können, wurden alle Prüfkörper einer Materialgruppe aus einer Charge hergestellt.

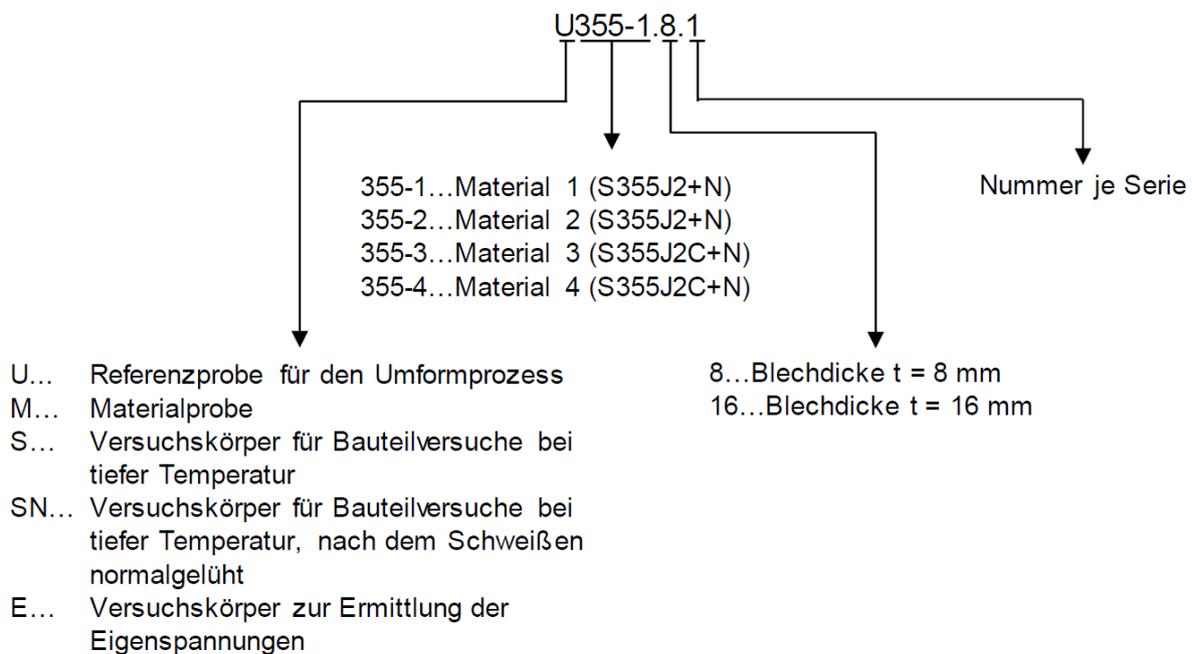


Abbildung 7.1: Versuchskörperbezeichnung

Die frei auf dem Markt erhältlichen unlegierte Bleche sind auf Grundlage der DIN EN 10025-2 [13] klassifiziert und wurden nach den in den Lieferzeugnissen aufgeführten mechanischen Eigenschaften ausgewählt. Durch die zusätzliche Anforderung der zweiten Materialgruppe nach Tabelle 7-1 konnte in der Auswertung in Kapitel 7.2 die Eignung zum Kaltumformen genauer untersucht werden, wobei alle verwendeten Bleche vom Hersteller mit +N für den Lieferzustand „normalgelüht“ oder „normalisierend gewalzt“ gekennzeichnet sind.

Tabelle 7-1: Bezeichnung der Stähle mit Angabe der Kerbschlagarbeit nach Lieferzeugnissen

Blech- dicke [mm]	Materialgruppe 1 S355J2+N					Materialgruppe 2 355J2C+N				
	Bezeichnung	Kerbschlagarbeit bei -20 °C [J]				Bezeichnung	Kerbschlagarbeit bei -20 °C [J]			
		Einzelwerte			Mittel- wert		Einzelwerte			Mittel- wert
8	Material 1	66	74	80	73	Material 3	172	165	171	169
16	Material 2	34	34	33	34	Material 4	284	284	263	277

Zusätzlich wurde zur Kennzeichnung des Kaltumformens die Materialauswahl durch die im Lieferzeugnis angegebene Kerbschlagarbeit charakterisiert. Bei Blechen mit einer höheren Kerbschlagarbeit wird im Allgemeinen von einer erhöhten Materialzähigkeit ausgegangen, dessen Einfluss anhand der experimentellen Untersuchungen untersucht wurde. Die Quantität dieser Kerbschlagarbeit kann Tabelle 7-1 entnommen werden und variiert zwischen 33 J und 284 J. Zusätzlich zeigt Tabelle 7-2 die mechanischen Eigenschaften nach den Lieferzeugnissen.

Tabelle 7-2: Mechanische Eigenschaften nach Lieferzeugnis

Bezeichnung	Messlänge L_0 [mm]	Streckgrenze R_{eH} oder $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A [%]
Material 1	k.A.	423 (R_{eH})	538	29,2
Material 2	k.A.	394 (R_{eH})	579	27
Material 3	51	415 ($R_{p0,2}$)	516	55
	120	425 (R_{eH})	520	31
Material 4	51	402 ($R_{p0,2}$)	520	67
	125	428 (R_{eH})	526	30

7.1.2 Entwicklung der Versuchskörpergeometrie

Durch die Versuchskörpergeometrie sollte ein gängiges Schweißnahtdetail untersucht werden, bei dem im kaltumgeformten Bereich geschweißt wird. Die Spröbuchversuche sollten an Versuchskörpern durchgeführt werden, bei denen über den Querschnitt ein dreieckförmiger, vorzeichenwechselnder Eigenspannungsverlauf vorhanden ist, vgl. Abbildung 7.2. Somit grenzen sich die hier durchgeführten Versuche von Versuchen an gestreckten Versuchskörpern ab, vgl. Abbildung 7.2 a.

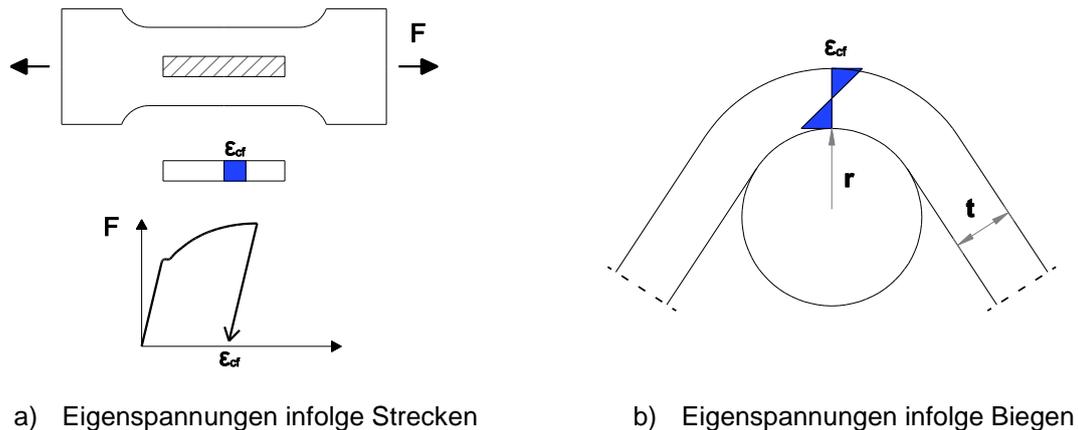


Abbildung 7.2: Eigenspannungsverteilung beim Strecken und Stauchen

Als Schweißnahtdetail wurde in Absprache mit dem projektbegleitendem Ausschuss, der Stoß einer Trapezsteife gewählt, siehe Abbildung 7.3. Beim Stoß einer Trapezsteife, wie er häufig im Brückenbau ausgeführt wird, werden beide Bauteile mit einer Schweißnahtvorbereitung in der Werkstatt versehen und auf der Baustelle als Stumpfstoß verschweißt. Das Schweißen des Stumpfstoßes erfolgt als Vollstoß mit einer Schweißbadsicherung. Durch das Schweißen eines Vollstoßes kommt es über den gesamten Querschnitt zu einer Wärmebehandlung des Querschnittes. Dieses Ausführungsdetail wurde für die Versuche modifiziert.

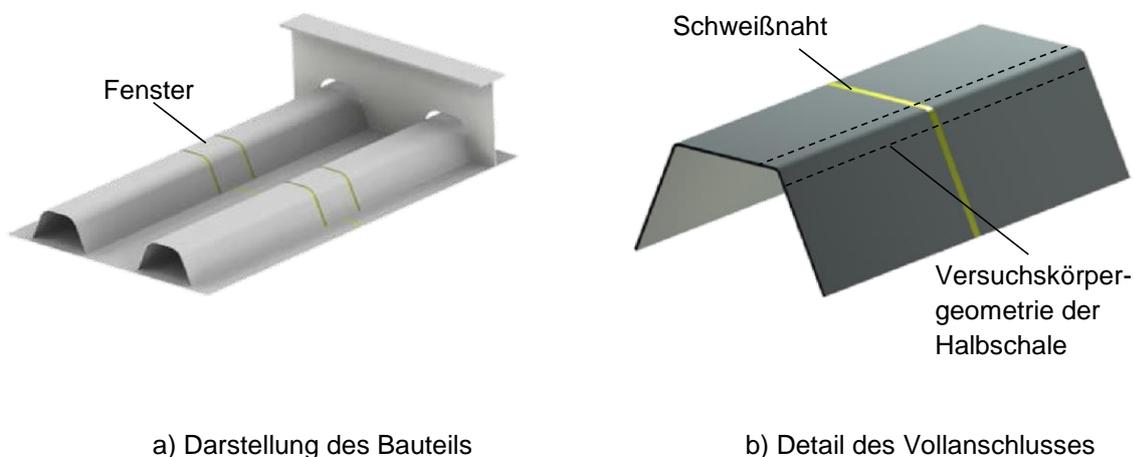


Abbildung 7.3: Vollstoß einer Trapezhohlsteife im Brückenbau

Wichtig war es, für die Versuche einen symmetrischen Versuchskörper zu entwickeln, der in einer 2 MN Zugprüfmaschine geprüft werden konnte. Die Fertigung der Einzelteile erfolgte auf einer Gesenkbiegemaschine, um im Bereich des Biegeradius eine Werkzeugberührung auszuschließen. Während den Biegearbeiten wurden im Bereich des Biegeradius Dehnungsmessungen durchgeführt. Die Versuchskörperform sollte bei den Blechstärken 8 mm und 16 mm und den verschiedenen Biegeradien gleichbleibend sein. Der Vollstoß wurde als 2/3 X-Naht ausgeführt, um ein sicheres Schweißen der Wurzel mit einer Gegenlage zu ermöglichen. Aus diesen Zwangsbedingungen wurde ein Versuchskörper aus zwei symmetrischen Halbschalen entwickelt, der in Abbildung 7.4 dargestellt ist.

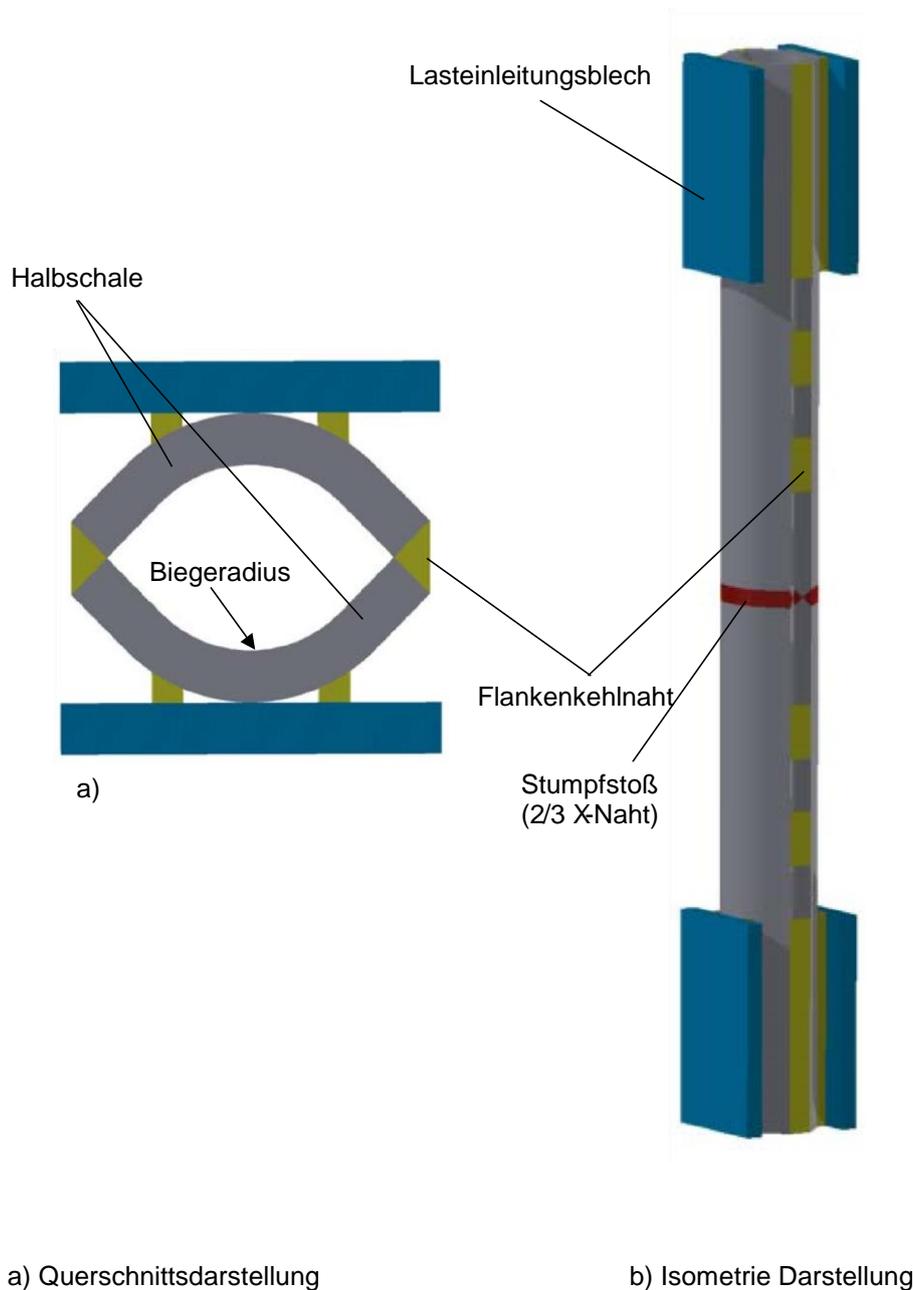


Abbildung 7.4: Geometrie der Versuchskörper

7.1.3 Fertigung der Versuchskörper

Um das Spröbruchverhalten von stählernen Bauteilen bei tiefen Temperaturen zu testen wird im Versuchsaufbau eine künstliche Kerbe aufgebracht, die in Kombination mit einer Ermüdungsbeanspruchung eine scharfe Rissspitze erzeugt. Die hieraus resultierende Spannungskonzentration an der Rissspitze ist Ausgangspunkt des spröden Bauteilversagens, das durch ein Herunterkühlen des Werkstoffs noch begünstigt wird. Auf diesen Grundlagen basieren auch die in DIN EN 1993-1-10 [26] enthaltenen zulässigen Blechdicken, wobei hierbei die Spannungskonzentration durch ein Fertigungsfehler in Verbindung mit Ermüdungsbeanspruchungen hervorgerufen wird. Nur durch eine ausreichende Materialzähigkeit kann die Spannungskonzentration abgebaut werden und ein Ausbreiten eines Risses verhindert werden.

Zur Ermittlung dieser Zähigkeit wurden die nachfolgenden beschriebenen Arbeitsschritte durchgeführt, wobei aus jedem der vier Materialien nach Tabelle 7-1 jeweils ein Versuchskörper zusätzlich nach dem Kaltumformen normalgeglüht wurde (siehe Fertigungsschritt 10). Ziel war es hierbei, den Einfluss aus dem Abbau von Eigenspannungen infolge dieser Nachbehandlung in Bezug auf das Spannungs-Dehnungs- und Bruchverhalten auszuwerten. Zuvor wurden für alle Prüfkörper die folgenden Fertigungsschritte ausgeführt:

1. Blechzuschnitt
2. Schweißnahtvorbereitung
3. Kaltumformen der Bleche (a)
4. Abtrennen der Schenkel (b)
5. Schweißen der Stumpfnah (c)
6. Richten der Halbschalen (d)
7. Zerstörungsfreie Prüfung
8. Zusammensetzen der Halbschalen (e)
9. Anschweißen der Lasteinleitungsbleche (f)
10. Normalglühen der Prüfkörper (nur an den explizit gekennzeichneten Prüfkörpern)

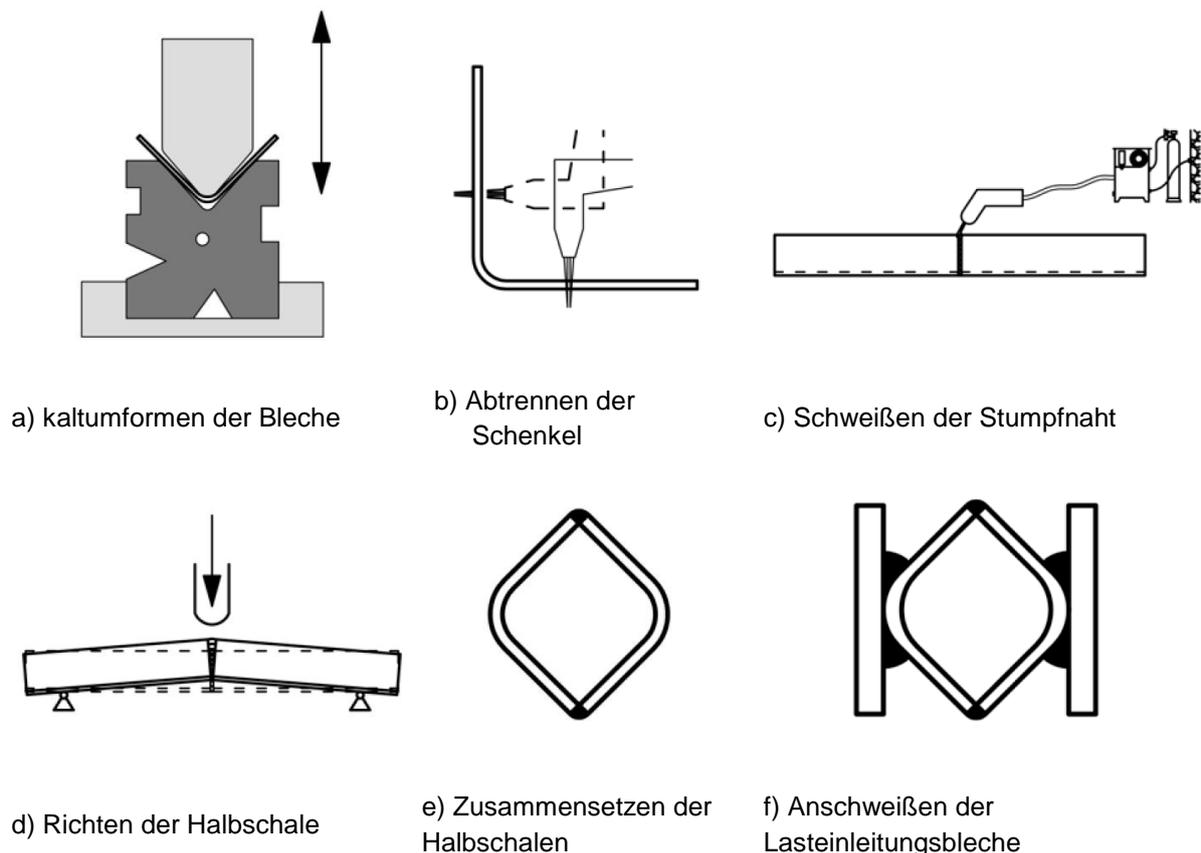


Abbildung 7.5: Fertigungsschritte der Versuchskörperfertigung

7.1.4 Blechzuschnitt

Der Blechzuschnitt wurde als Brennschnitt und als Plasmaschnitt in den einzelnen Fertigungsstätten der Blechzulieferbetriebe durchgeführt. Die Einzelteile wurden je Blechstärke und Materialgruppe aus einer Blechtafel unter Berücksichtigung der Walzrichtung herausgetrennt. Alle Bleche wurden nach dem Schneiden mit einer Positionsnummer

versehen, um eine eindeutige Zuordnung des Materials zu gewährleisten. Neben den Blechen für die Spröbruchversuche wurden weitere Bleche für die Umformuntersuchungen und die nachfolgenden Materialuntersuchungen aus den gleichen Blechtafeln entnommen. Die Blechbreite wurde so groß gewählt, dass beim Umformen die Bleche flächig auf dem Unterwerkzeug auflagen.

7.1.5 Schweißnahtvorbereitung

Die Schweißnahtvorbereitung wurde an die 8 mm Bleche direkt während des Zuschnittes mit einem geneigten Plasmabrenner angearbeitet. Die Anarbeitung der Schweißnahtvorbereitung an den 16 mm Blechen wurde mit einem Schweißkantenformer durch einen Scherschnitt angebracht. Der Querschnitt der Schweißnahtvorbereitung ist in Abbildung 7.6 dargestellt.

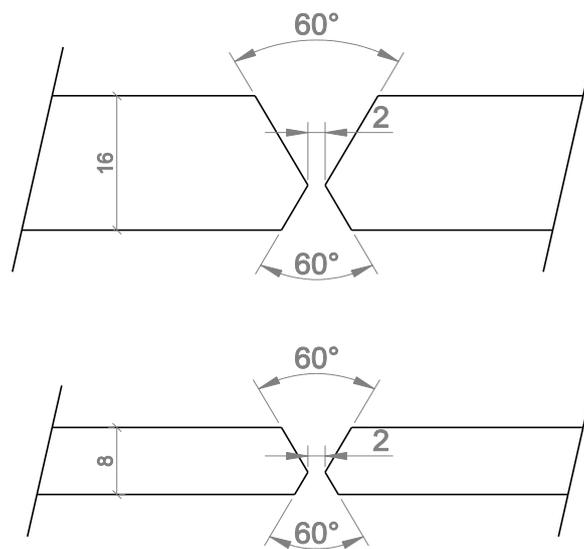


Abbildung 7.6: Querschnitt der Schweißnahtvorbereitung

7.1.6 Umformen

Die plastischen Dehnungen infolge des Kaltverformens wurden durch die r/t -Verhältnisse in den Versuchskörperserien realisiert. Für alle vier Materialien nach Tabelle 7-1 wurde eine Serie an Versuchskörpern mit den in Tabelle 7-3 aufgeführten Biegeradien angefertigt, wobei die Biegeradien so gewählt wurden, dass mindestens zwei Versuchskörper je Blechdicke außerhalb des zulässigen r/t -Verhältnisses nach DIN EN 1993-1-8 [25] und den zulässigen Mindestbiegeradien nach DIN EN 10025-2 [13] lagen, vgl. Abbildung 7.7.

Tabelle 7-3: Biegeradien beim Versuchsprogramm für die Bauteilversuche

Blechdicke t [mm]	Biegeradius r_t [mm]	r/t -Verhältnis [-]	Blechdicke t [mm]	Biegeradius r_t [mm]	r/t - Verhältnis [-]
8	10	1,25	16	16	1
	12	1,5		22,5	1,41
	22,5	2,81		40	2,5
	30	3,75		60	3,75

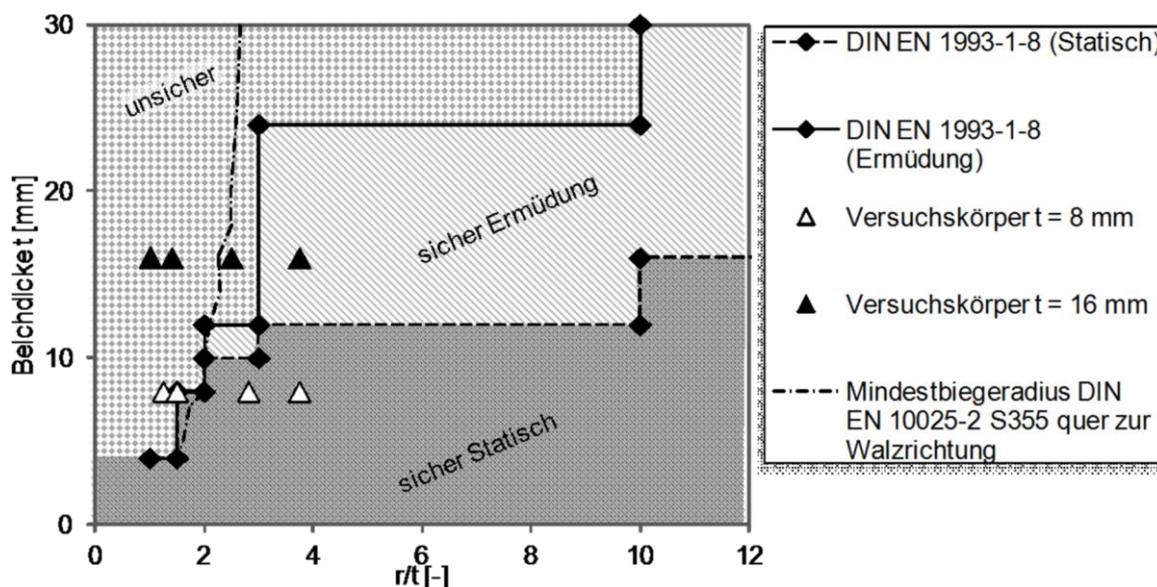


Abbildung 7.7: Einordnung der Versuchskörper nach DIN EN 1993-1-8 [25]

Die Umformarbeiten für die Versuchskörper wurden von der Firma Otto Klostermann ausgeführt. Das Kaltumformen der Bleche erfolgte auf einer Gesenkbiegemaschine. Um die gewünschten Biegeradien zu realisieren, wurde ein Oberwerkzeug mit den in Tabelle 7-4 angegebenen Biegeradien eingesetzt. Abhängig vom Oberwerkzeug und der Blechdicke wurden die in Abbildung 7.8 dargestellten Unterwerkzeuge mit einer Öffnungsweite von 80 mm und 180 mm eingesetzt. Die Bleche wurden bis zu einem Öffnungswinkel von 90° abgekantet. Der Öffnungswinkel wurde über den Maschinenweg des Oberwerkzeuges gesteuert. Die Kontrolle der Winkel erfolgte mit einem Anschlagwinkel. Um den Öffnungswinkel von 90° einzustellen, musste beim ersten gekanteten Blech einer Serie teilweise nochmals nachgedrückt werden. Dieser Vorgang entspricht dem üblichen Vorgehen der Praxis.

Tabelle 7-4: Öffnungsweite und Werkzeugradius beim Gesenkbiegen der Versuchskörper

Blechdicke t [mm]	Öffnungsweite Unterwerkzeug w_U [mm]	Werkzeugradius Oberwerkzeug r_o [mm]
8	100	10
		12
		22,5
		30
16	180	16
		22,5
		40
		60

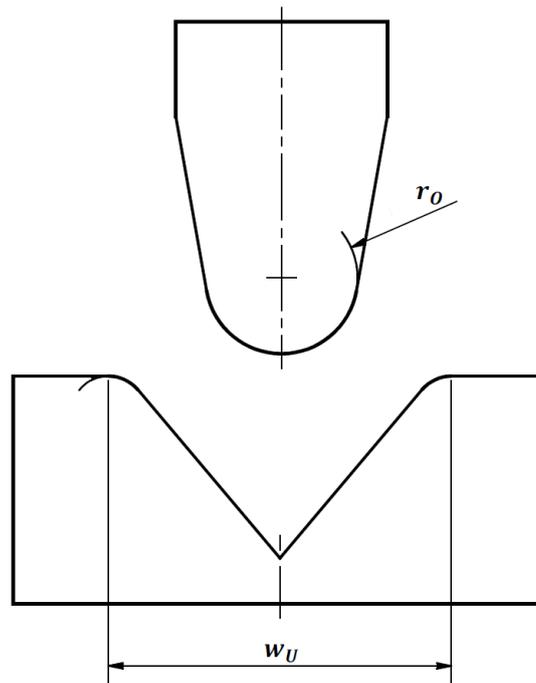


Abbildung 7.8: Definition der Geometrieparameter am Ober- und Unterwerkzeug beim Gesenkbiegen

7.1.7 Abtrennen der Schenkel

Nach dem Abkanten der Bleche wurden auf einer Brennschneidanlage die Schenkel abgetrennt, um den Querschnitt der Versuchskörper zu verringern. Das Abtrennen der Schenkel erfolgte entlang der kaltumgeformten Zone.

7.1.8 Schweißen der Stumpfnah

Die Schweißarbeiten an den Versuchskörpern wurden von Firma Christmann und Pfeiffer Brückenbau in Zahna Elster ausgeführt. Vor den Schweißarbeiten wurden alle Teile im Bereich der späteren Schweißnaht metallisch blank geschliffen. Im nächsten Arbeitsgang wurden an die kurzen Halbschalen An- und Auslaufbleche mit der gleichen Schweißnahtvorbereitung durch Heftnähte angeschweißt. Anschließend wurden die zusammengehörigen kurzen Halbschalen mit einem Schweißspalt von 2 mm auf einer Vorrichtung zusammengeheftet. Die Heftnähte wurden im Bereich der An- und Auslaufbleche angeordnet.

Die Schweißreihenfolge für die 8 mm und 16 mm Blech ist in Abbildung 7.9 dargestellt. Die Schweißarbeiten wurden alle in der Position PA ausgeführt. Die Halbschalen wurden während des Schweißens manuell durch den Schweißer gedreht, sodass der Schweißbrenner immer in der Position PA geführt werden konnte. Für die Schweißlagen auf der Innenseite der Halbschalen wurden diese gedreht. Nach dem Schweißen der Wurzel wurde auf der Gegenseite vorm Schweißen der Gegenlage der Wurzelpunkt durch eine Schruppschleifscheibe und einen Fingerschleifer der Wurzelpunkt kerbfrei ausgeschliffen. Die Schweißparameter der einzelnen Lagen sind in Tabelle 7-5 für $t=8$ mm und in Tabelle 7-6 für $t=16$ mm angegeben. Die Füll- und Decklagen wurden pendelnd geschweißt. Durch ein wechselseitiges Schweißen der einzelnen Lagen wurde der Schweißverzug so weit wie möglich verringert. Nach den Schweißarbeiten mussten die langen Halbschalen kalt auf einer Hydraulikpresse gerichtet werden.

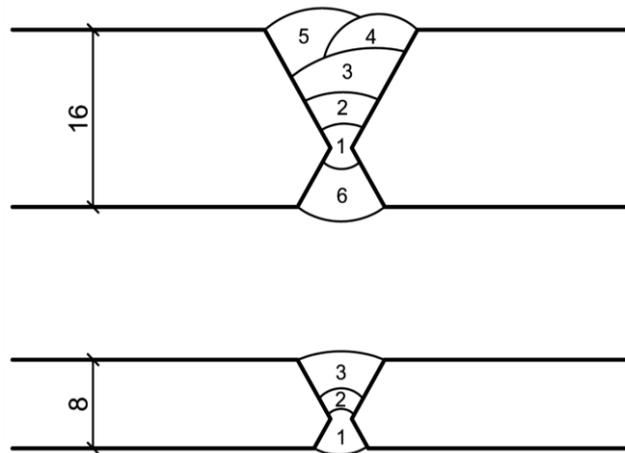


Abbildung 7.9: Schweißreihenfolge

Tabelle 7-5: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 8$ mm

Bereich der Schweißnaht	Schweißstrom [A]	Schweißspannung [V]
Wurzellage (1)	168	20,5
Decklage (2-3)	169	20,4

Tabelle 7-6: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 16$ mm

Bereich der Schweißnaht	Schweißstrom [A]	Schweißspannung [V]
Wurzellage (1)	180	21,4
Zwischenlage (2)	180	21,4
Zwischen-, Decklage (3-6)	220	26,3

7.1.9 Zerstörungsfreie Prüfung

Alle Stumpfnähte wurden nach dem Schweißen zu 100 % ultraschallgeprüft. Die Ultraschallprüfung wurde mit Phased Array durchgeführt. Bei drei Schweißnähten war eine Nacharbeit notwendig. Die Bindefehler wurden herausgeschliffen und die Schweißnähte wurden neu geschweißt.

7.1.10 Zusammensetzen der Halbschalen

Nach dem Schweißen und Richten der langen Halbschalen wurden zwei zueinander gehörende Halbschalen zu einem „Hohlprofil“ zusammengesetzt, ausgerichtet und geheftet. Nach dem Heften wurden die beiden langen Halbschalen an der Längsseite durch unterbrochene Flankennähte verschweißt. Im Bereich der eigentlichen Stumpfnäht wurde keine Flankennaht ausgeführt.

7.1.11 Anschweißen der Lasteinleitungsbleche

Um die Last in die Versuchskörper über Flachspannbacken einleiten zu können, wurden an den Enden der Versuchskörper Lasteinleitungsbleche angeschweißt. Bei den Versuchskörpern aus 8 mm Blech wurde im Bereich der Lasteinleitungsbleche der Hohlraum zusätzlich mit eingepassten Vierkantstählen ausgefüllt, um ein Zusammenpressen der Halbschalen beim Einleiten der Last zu verhindern. Durch die Lasteinleitungsbleche wurde die Spannfläche vergrößert und somit verhindert, dass die Versuchskörper beim Aufbringen der Last in den Spannbacken rutschen.

7.1.12 Einbringen einer künstlichen Kerbe

Im Bereich des Schweißnahtübergangs wurde bei den Prüfkörpern auf einer Seite im Bereich des größten Kaltumformgrades eine ca.3 mm tiefe, sichelförmige Kerbe mit einer 0,75 mm dicken Korund-Trennscheibe (Radius 15 mm) eingeschliffen, vgl. Abbildung 7.10. Die genaue Lage der künstlichen Kerbe wurde bei den späteren Bruchbildern dokumentiert.

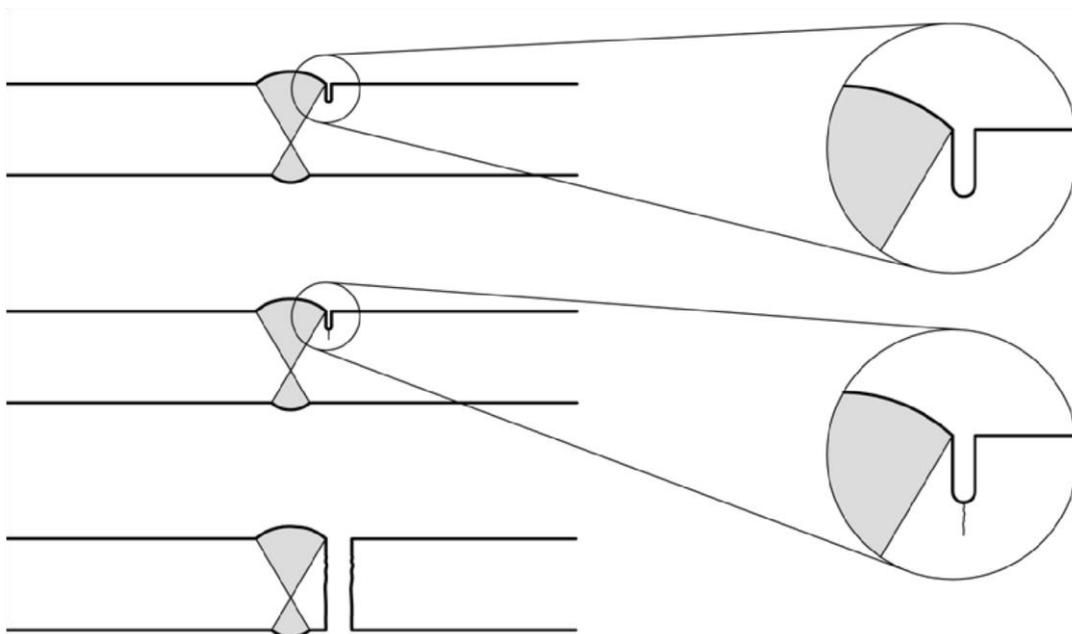


Abbildung 7.10: Einbringen der künstlichen Kerbe

7.1.13 Ermüdungsbelastung bis zum scharfen Ermüdungsanriss

Die gekerbten Prüfkörper wurden in einer servohydraulischen Universalprüfmaschine (1 MN, Firma Schenk) eingespannt. Die Krafteinleitung erfolgte mit Flachbacken durch ein hydraulisches Spannzeug über die Lasteinleitungsbleche. Alle Prüfkörper wurden mit 10.000 Lastspielen mit einer Nennspannungsschwingbreite $\Delta\sigma = 240 \text{ N/mm}^2$ belastet. Die Ermüdungsbelastung wurde mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ bei einer Prüffrequenz zwischen 6 und 8 Hz aufgebracht. Zur Dokumentation, ob eine Belastung von 10.000 Schwingspielen ausreicht, einen scharfen Ermüdungsanriss zu erzeugen, wurde am ersten belasteten Körper der in Abbildung 7.11 dargestellte Makroschliff quer zur Kerbe angefertigt, der einen deutlichen Ermüdungsanriss zeigt.

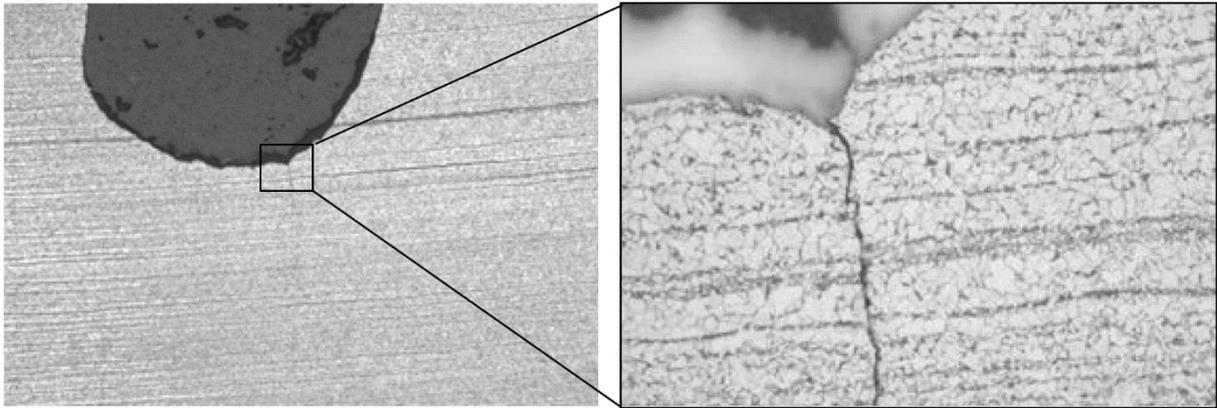


Abbildung 7.11: Mikroschliff am Kerbgrund

7.1.14 Anordnung von Dehnmessstreifen und Thermoelemente

Nach der Ermüdungsbelastung wurden Dehnmessstreifen und Thermoelemente auf der Außenseite der Prüfkörper appliziert. Die applizierten Dehnmessstreifen wurden dreiecksförmig angeordnet und für einen Dehnung bis 12 % ausgelegt. Durch die in Abbildung 7.12 dargestellte dreiecksförmige Anordnung der Dehnmessstreifen war es möglich, im elastischen Bereich die Dehnungen zu ermitteln, die neben der Normalkraft durch das Biegen auf die einzelnen Prüfkörper einwirkten.

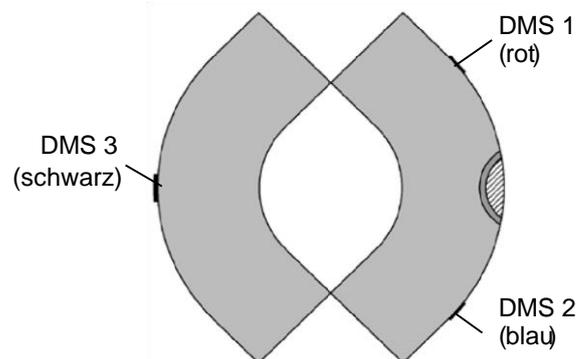


Abbildung 7.12: Anordnung der Dehnmessstreifen am Versuchskörper im Schnitt

7.1.15 Herunterkühlen der Prüfkörper

Die Prüfkörper wurden in einer mit Trockeneispellets gefüllten Thermobox für mindesten 12 h gelagert und somit auf eine Temperatur von -73°C heruntergekühlt, vgl. Abbildung 7.13. Für den eigentlichen Spröbruchversuch wurden die Prüfkörper einzeln aus der Thermobox entnommen. Im Bereich der Schweißnaht wurde sofort nach der Entnahme aus der Thermobox eine Manschette aus Polystyrol angebracht. Die Manschette wurde für jeden Prüfkörpertyp einzeln angefertigt, so dass eine vollständige Auflage des Polystyrols auf dem Prüfkörper sichergestellt wurde. Durch die Manschette konnte gewährleistet werden, dass sich der Prüfkörper nahezu gleichmäßig erwärmt und die gemessene Außentemperatur der Innentemperatur entspricht. Um den Prozess der gleichmäßigen Erwärmung zu begünstigen, wurde der Prüfkörper nach dem Anbringen der Manschette bei ca. -60°C in die Prüfmaschine eingespannt. Durch die Masse der Maschine wurde der Prüfkörper gleichmäßig von beiden Seiten erwärmt.



Abbildung 7.13: In Trockeneis eingelegte Prüfkörper mit applizierter Messtechnik

7.1.16 Aufbringen einer quasi-statischen Belastung bis zum Prüfkörperbruch

Das Einspannen der Prüfkörper erfolgte in eine 2 MN Zugprüfmaschine mit Keilklemmbacken. Nach dem Ausrichten und Einmessen der Prüfkörper im Spannzeug wurden die Spannbacken geschlossen und eine Vorbelastung von 20 kN aufgebracht. Durch die Vorbelastung konnte ein unplanmäßiges Öffnen der Keilbacken ausgeschlossen werden. Bis zum Erreichen der Soll-Prüftemperatur wurde die Vorbelastung konstant gehalten. Beim Erreichen der Soll-Oberflächentemperatur $T_{\text{Exp,Soll}}$ wurde die Belastung mit einer Geschwindigkeit $v = 5 \text{ mm/min}$ aufgebracht. Bei steigender Belastung konnte die Geschwindigkeit im Bereich des Fließens nicht mehr gehalten werden, da die Leistung der Hydraulik nicht mehr ausreichend war, um den Weg nachzufahren. Die Belastung wurde kraftgesteuert bis zum Prüfkörperbruch aufgebracht. Während der Versuche wurden die Temperatur, der Maschinenweg und die Dehnung am Prüfkörper aufgezeichnet. Durch das Steigern der Last erwärmte sich kontinuierlich das Hydrauliköl und somit auch der Maschinenkorpus. Über die Spannbacken wurden die Prüfkörper weiter aufgeheizt (T_{Exp}).

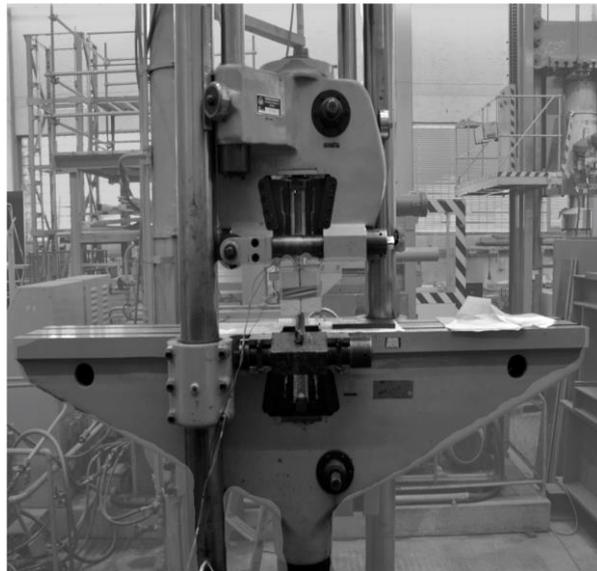


Abbildung 7.14: Eingebauter Prüfkörper mit Polystyrol Manschette

7.1.17 Kontrolle der Dehnungen

Aus den aufgezeichneten Dehnungen ist ersichtlich, dass durch die Einspannung und die Geometrie minimale Biegeeffekte im Prüfkörper während der Versuche auftraten. In Abbildung 7.15 ist ein typischer Dehnungsverlauf für den Versuch am Prüfkörper 10 dargestellt.

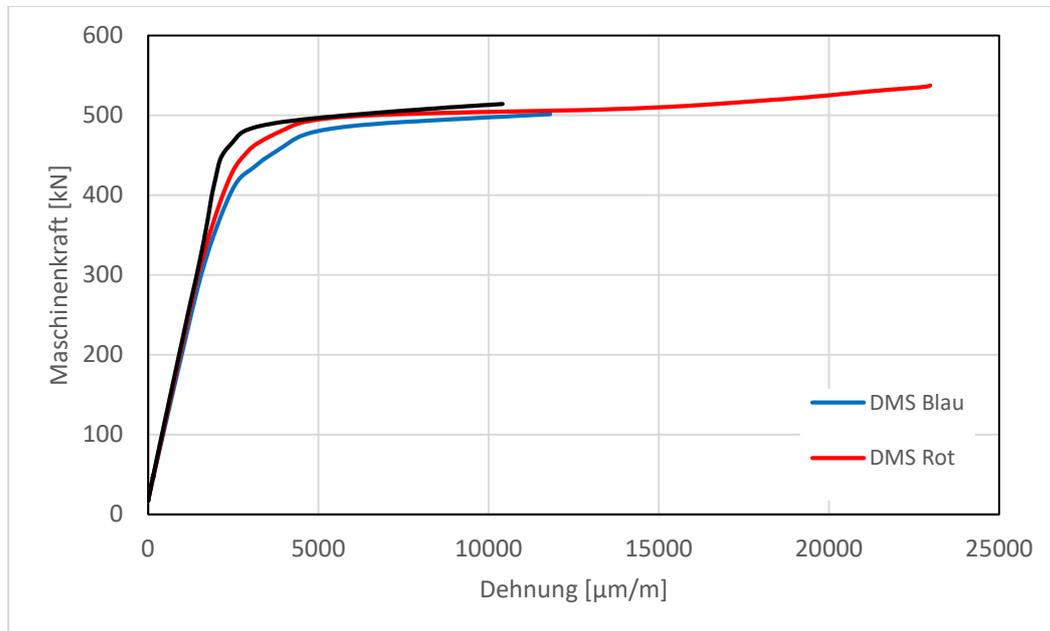


Abbildung 7.15: Dehnung Prüfkörper 10

Es zeigt sich, dass sich mit Beginn des Fließens des Materials die Dehnungen im Versuchskörper an allen Stellen angleichen und bei Versagen der Dehnmessstreifen nahezu gleiche Dehnungen an allen Messpunkten im Prüfkörper vorliegen. Auf Grund dieser Tatsache kann davon ausgegangen werden, dass beim Bruch der Prüfkörper kein Einfluss aus Biegung vorhanden war. Bei allen Prüfkörpern haben die Dehnmessstreifen auf Grund der hohen Dehnung und den tiefen Temperaturen vor dem Bruch der Prüfkörper versagt.

7.1.18 Kontrolle der Bruchtemperatur

Der Bruch der Prüfkörper sollte bei einer Oberflächentemperatur $T_{\text{Bruch}} \approx -30^\circ\text{C}$ erfolgen. Aus der Rückrechnung der Bruchtemperatur und dem zusätzlichen Aufheizen durch die Maschine konnte unter Verwendung von Gleichung (7.1) die Soll-Oberflächentemperatur bei Versuchsbeginn abgeschätzt werden.

$$T_{\text{Bruch}} - T_{\text{Exp}} \approx T_{\text{Exp,soll}} \quad (7.1)$$

Bei allen Prüfkörpern, bis auf Prüfkörper 18, ist der Prüfkörperbruch im Temperaturbereich zwischen -26°C und -38°C aufgetreten. In Tabelle 7-7 sind die Temperaturen beim Prüfkörperbruch dargestellt. Beim Versuch des achtzehnten Prüfkörpers entstanden bei der Versuchsdurchführung Verzögerungen, die zu einer erhöhten Temperatur von -12°C führte. In Abbildung 7.16 ist beispielhaft der Temperaturverlauf am Prüfkörper 10 ab Beginn der Belastung bis zum Prüfkörperbruch dargestellt. Es zeigt sich, dass die Temperatur mit zunehmender Dehnung um ca. 6°C zunimmt. Bei allen Versuchen wurde die Temperatur bis

zum Prüfkörperbruch aufgezeichnet und dokumentiert. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7-7 dargestellt.

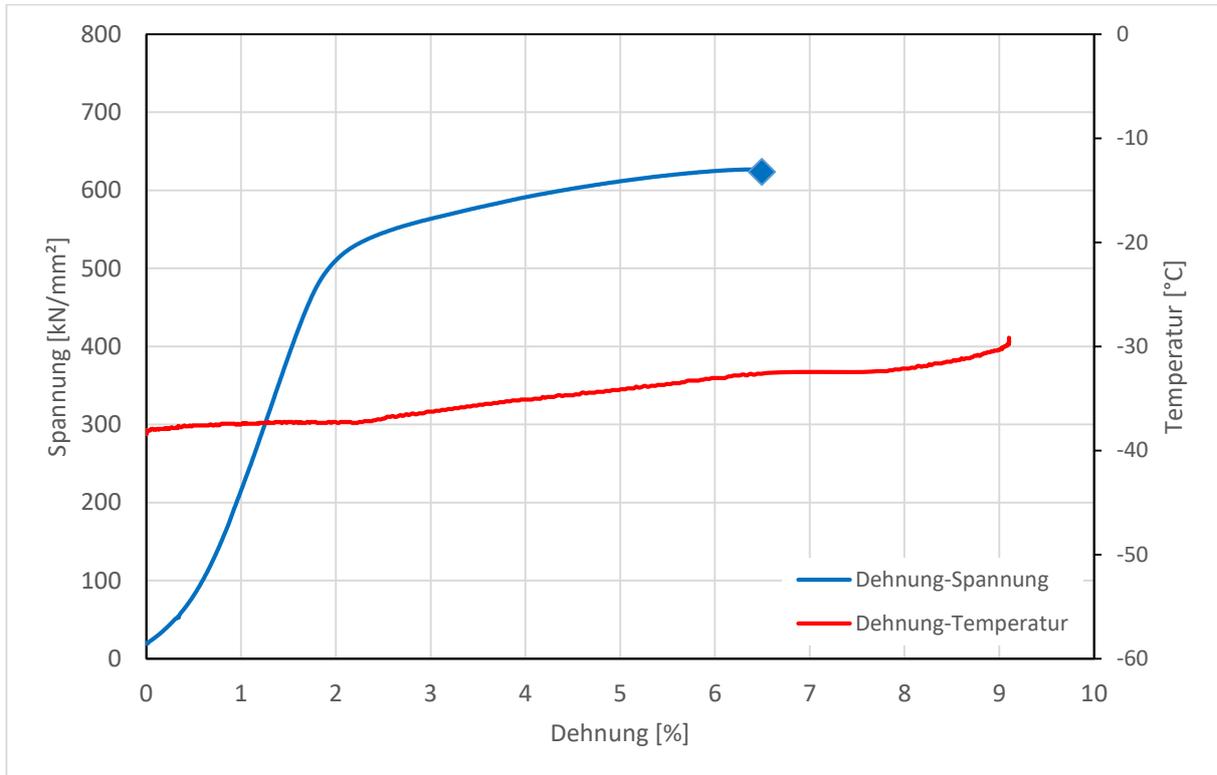


Abbildung 7.16: Temperaturverlauf Prüfkörper 10

Tabelle 7-7: Versuchsdaten zur Temperatur beim Prüfkörperbruch

Prüfkörperbezeichnung	Prüfkörpernummer	Temperatur beim Prüfkörperbruch [°C]
S.355-1.8.1-1	10	-33
S.355-1.8.1-1	10w	-36
SN.355-1.8.1-1	13	-28
S.355-1.8.2-1	15	-35
S.355-1.8.3-1	17	-28
S.355-1.8.4-1	18	-12
SN.355-2.16.1-1	22	-30
S.355-2.16.1-1	23	-38
S.355-2.16.2-1	24	-31
S.355-2.16.3-1	26	-29
S.355-2.16.4-1	28	-26
SN.355-3.8.1-1	32	-36
S.355-3.8.1-1	33	-36
S.355-3.8.2-1	34	-34
S.355-3.8.2-2	35	-33
S.355-3.8.2-2	35w	-31
S.355-3.8.3-1	36	-31
S.355-3.8.4-1	38	-36

SN.355-4.16.1-1	41	-28
S.355-4.16.1-1	42	-36
S.355-4.16.2-1	45	-33
S.355-4.16.3-1	46	-34
S.355-4.16.4-1	48	-27

7.2 Auswertung der Ergebnisse

7.2.1 Vorgehen

Es wurden pro Material vier Versuche mit unterschiedlichen Umformgraden durchgeführt. Zum Vergleich wurde je ein Versuch pro Material und dem größtem Umformgrad mit einer normalgeglühten Probe durchgeführt. In Tabelle 7-8 ist das Versuchsprogramm und die visuelle Bewertung der Bruchflächen dargestellt. Nach dem Prüfkörperbruch wurden die Bruchflächen umgehend mit einem Heißluftfön erwärmt, um eine Kondenswasserbildung auf der Bruchfläche zu vermeiden. Anschließend wurden die Bruchflächen nach dem Ausbau der Prüfkörper visuell untersucht und prozentual den in Abbildung 7.17 dargestellten Klassen Duktil und Spröde zugordnet.

Tabelle 7-8: Versuchsergebnisse

Prüfkörperbezeichnung	Prüfkörper Nr.	Halbschale 1 Bruchanteile [%]			Halbschale 2 Bruchanteile [%]		
		Duktil	Spröd	Bruch- ausgang	Duktil	Spröd	Bruch- ausgang
S.355-1.8.1-1	10	100	0	E	100	0	E
S.355-1.8.1-1	10w	0	100	K	100	0	WEZ
SN.355-1.8.1-1	13	0	100	K	100	0	G
S.355-1.8.2-1	15	100	0	K	100	0	G
S.355-1.8.3-1	17	0	100	K	100	0	G
S.355-1.8.4-1	18	100	0	K	100	0	G
SN.355-2.16.1-1	22	0	100	K	100	0	G
S.355-2.16.1-1	23	0	100	B/W	0	100	B/W
S.355-2.16.2-1	24	0	100	K	0	100	WEZ
S.355-2.16.3-1	26	0	100	K	0	100	G
S.355-2.16.4-1	28	0	100	K	100	0	G
SN.355-3.8.1-1	32	0	100	K	0	100	WEZ
S.355-3.8.1-1	33	20	80	S	30	70	S
S.355-3.8.2-1	34	100	0	G	100	0	G
S.355-3.8.2-2	35	100	0	E	100	0	E
S.355-3.8.2-2	35w	0	100	WEZ	100	0	K
S.355-3.8.3-1	36	0	100	K	100	0	G
S.355-3.8.4-1	38	0	100	G	100	0	E
SN.355-4.16.1-1	41	0	100	K	0	100	G
S.355-4.16.1-1	42	0	100	K	0	100	G
S.355-4.16.2-1	45	15	85	WEZ	75	25	K
S.355-4.16.3-1	46	100	0	G	100	0	G
S.355-4.16.4-1	48	0	0	E	0	0	E
W... WEZ S... Schweißgut		B... Bindefehler E... Einspannung			G... Grundmaterial K... Kerbe		

Bei den Versuchskörpern 10 und 35 traten bei den ersten Versuchen die Brüche an der Einspannstelle auf. An diesen Versuchskörpern wurden nach den ersten Versuchen neue Lasteinleitungsbleche angeschweißt und nach einem weiteren Herunterkühlen wurde der

Versuch wiederholt. Es ist zu beachten, dass bei diesen Versuchskörpern bereits hohe plastische Dehnungen in den ersten Versuchen erfolgt sind.



a) Prüfkörper 42: Sprödes Versagen, beide Halbschalen zeigen eine glatte Bruchfläche

b) Prüfkörper 34: Duktileres Bruchverhalten, beide Halbschalen weisen Scherlippen auf

Abbildung 7.17: Bruchflächen der Prüfkörper 42 und 34

Vor den Versuchen wurden am Ende der Schweißarbeiten an den Versuchskörpern außerhalb der beim Kaltumformen entstehenden Aufwölbung durch Sägen Querschnittsproben entnommen. Diese Querschnitte wurden fotografisch erfasst und in einem CAD Programm nachgezeichnet. Durch die detailgetreue Abbildung der Geometrie wurde die Fläche der Versuchskörper vor dem Spröbruchversuch erfasst. Die Flächen der Versuchskörper sind in Tabelle 7-9 aufgeführt. In Abbildung 7.18 ist die Originalfläche und die nachgezeichnete Flächen am Prüfkörper 38 dargestellt.

Tabelle 7-9: Versuchskörperflächen

Prüfkörperbezeichnung	Prüfkörper Nr.	Prüfkörperfläche [mm ²]
S.355-1.8.1-1	10	902
S.355-1.8.1-1	10w	902
SN.355-1.8.1-1	13	854
S.355-1.8.2-1	15	1108
S.355-1.8.3-1	17	1664
S.355-1.8.4-1	18	1989
SN.355-2.16.1-1	22	1036
S.355-2.16.1-1	23	1231
S.355-2.16.2-1	24	1812
S.355-2.16.3-1	26	2564
S.355-2.16.4-1	28	2919
SN.355-3.8.1-1	32	763

S.355-3.8.1-1	33	849
S.355-3.8.2-1	34	1032
S.355-3.8.2-2	35	992
S.355-3.8.2-2	35w	992
S.355-3.8.3-1	36	1813
S.355-3.8.4-1	38	2174
SN.355-4.16.1-1	41	1021
S.355-4.16.1-1	42	1021
S.355-4.16.2-1	45	1709
S.355-4.16.3-1	46	2449
S.355-4.16.4-1	48	3020

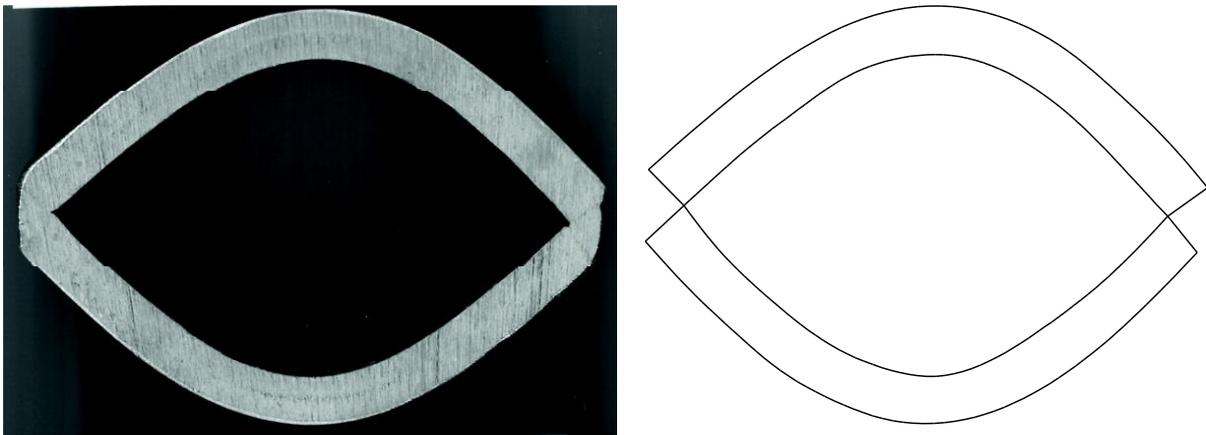


Abbildung 7.18: Flächenermittlung Prüfkörper 38

Während den Spröbruchversuchen wurden parallel zu den Dehnungen und der Temperatur die Maschinenkraft und der Maschinenweg aufgezeichnet. Da die Versuchskörper über die Länge den gleichen Querschnitt aufweisen wurde die Anfangsmesslänge L_0 zwischen den Lasteinleitungsblechen definiert und war bei allen Versuchen bis auf die Wiederholungsversuche mit $L_0 = 600$ mm konstant. In Tabelle 7-10 sind die Maschinenkraft und der Maschinenweg bei Versuchskörperbruch für die einzelnen Prüfkörper angegeben.

Tabelle 7-10: Maschinenkraft und Maschinenweg bei Versuchskörperbruch

Prüfkörperbezeichnung	Prüfkörper Nr.	Maschinenkraft bei Bruch [kN]	Maschinenweg bei Bruch [mm]
S.355-1.8.1-1	10	565	33
S.355-1.8.1-1	10w	624	12
SN.355-1.8.1-1	13	500	60
S.355-1.8.2-1	15	628	31
S.355-1.8.3-1	17	1014	50
S.355-1.8.4-1	18	1191	52
SN.355-2.16.1-1	22	728	61
S.355-2.16.1-1	23	714	14

S.355-2.16.2-1	24	1003	18
S.355-2.16.3-1	26	1432	30
S.355-2.16.4-1	28	1846	34
SN.355-3.8.1-1	32	308	8
S.355-3.8.1-1	33	482	12
S.355-3.8.2-1	34	586	28
S.355-3.8.2-2	35	603	24
S.355-3.8.2-2	35w	646	15
S.355-3.8.3-1	36	872	15
S.355-3.8.4-1	38	1028	20
SN.355-4.16.1-1	41	613	63
S.355-4.16.1-1	42	772	20
S.355-4.16.2-1	45	1054	34
S.355-4.16.3-1	46	1504	57
S.355-4.16.4-1	48	1794	73

$$A = \frac{(L_o + \Delta_L) - L_o}{L_o} * 100 \quad (7.2)$$

Aus den Querschnittsflächen und der Maschinenkraft können die Normalspannungen und aus den Anfangsmesslängen L_o und dem Maschinenweg Δ_L können die Bruchdehnungen A unter Verwendung von Gleichung (7.2) für die einzelnen Versuchskörpern berechnet werden. Betrachtet man die entstehenden Spannungs-Dehnungs-Diagramme zeigte sich am Anfang der Kurve starke Nichtlinearität, die auf den Schlupf in der Einspannung der Keilbacken zurückzuführen ist, vgl. Abbildung 7.19. Durch Extrapolation der Hookschen-Gerade konnte des Weiteren aus den nachfolgenden Spannungs-Dehnungs Diagrammen dieser Effekt eliminiert werden.

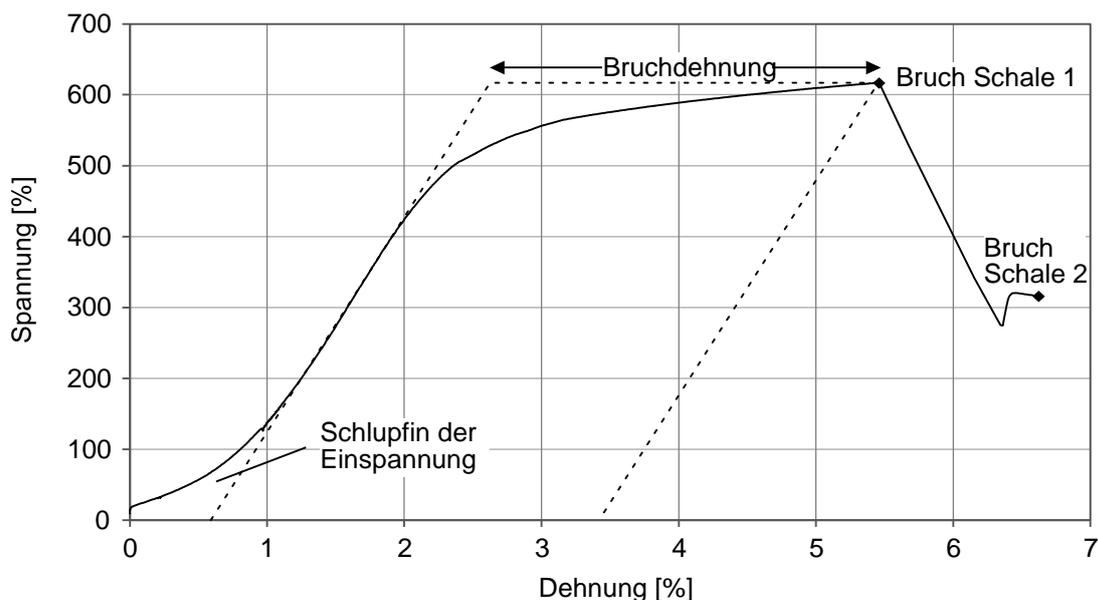


Abbildung 7.19: Spannungs-Dehnungs-Verlauf berechnet für Prüfkörper 45

7.2.2 Ergebnisse der Testserie 10

In Abbildung 7.20 sind die Spannungs-Dehnungsverläufe für die Prüfkörper der Serie 10 ($t = 8 \text{ mm}$, 73 J) dargestellt. Durch das erste Quadrat ist der Punkt gekennzeichnet, an dem die erste Halbschale des Prüfkörpers gebrochen ist und das zweite Quadrat kennzeichnet den Punkt, an dem die zweite Halbschale gebrochen ist. Nach dem Bruch der ersten Halbschale kam es zu einem kurzzeitigen Lastabfall, der durch die Hydraulik ausgeglichen werden musste. Zusätzlich kam es bei manchen Versuchskörpern zu einem gleichzeitigen Versagen beider Halbschalen, siehe Pk. 10.

Die schwarze Linie zeigt den Spannungs-Dehnungsverlauf für den normalgeglühten Prüfkörper. Es ist eindeutig erkennbar, dass dieser die größte Dehnung bis zum Bruch aufnehmen konnte. Gleichzeitig wird durch das Normalglühen die Festigkeitssteigerung, die auf das Kaltumformen zurückzuführen ist, abgebaut und die aufnehmbare Spannung nimmt ab. Des Weiteren ist in Abbildung 7.20 die negative Korrelation zwischen plastischer Dehnung aus der Kaltumformung und der Normalkraft ersichtlich. Die Prüfkörper mit der größten Kaltumformung ($r/t=1,5$ und $r/t=1,75$) versagen bei kleinen Dehnungen und großen Spannungen, während die Kaltumformungen mit einem großen Biegeradius ($r/t=3,25$ und $r/t=3,875$) zwar bereits bei geringeren Normalkräfte versagen, jedoch ein größeres Verformungspotenzial aufweisen. Somit kann festgehalten werden, dass mit zunehmendem Kaltumformgrad die Bruchdehnung abnimmt und die Spröbruchgefahr zunimmt. Insgesamt zeigte sich bei allen Bauteilversuchen der Testserie 10 nach dem elastischen Bereich eine deutliche Laststeigerung mit einem ausgeprägten Fließen im Versuchskörper.

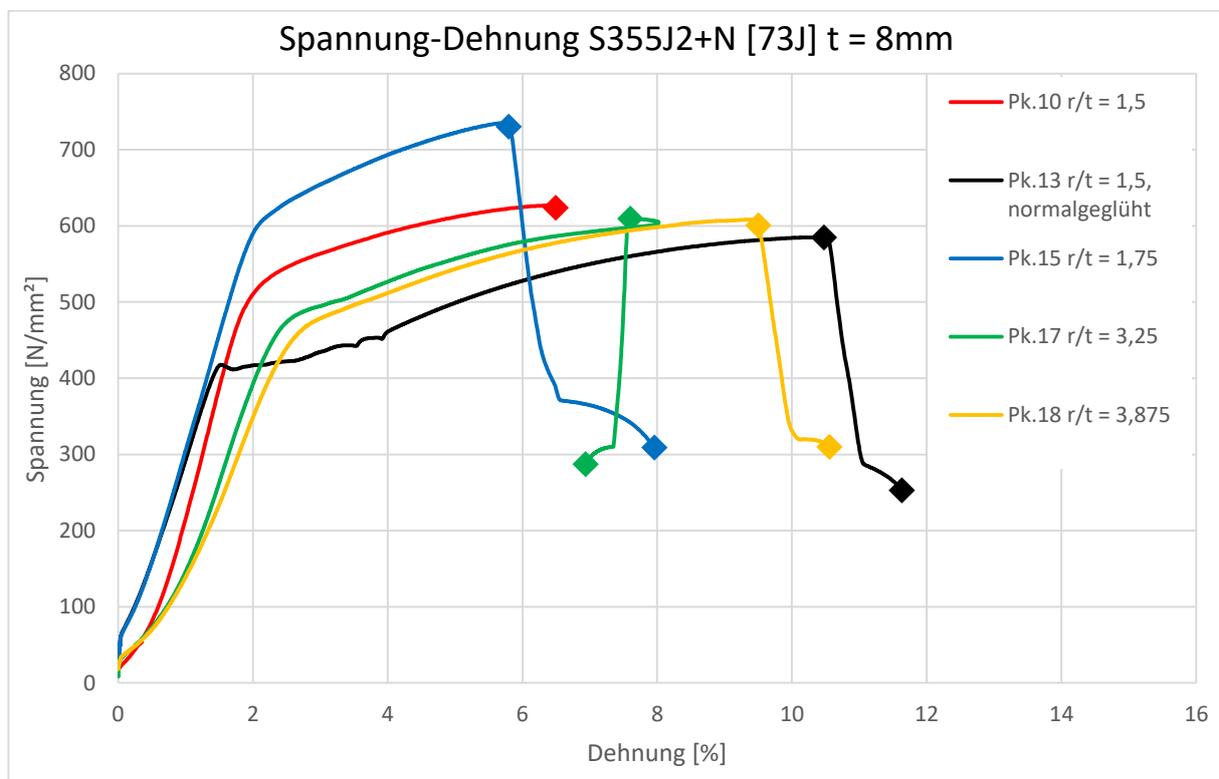


Abbildung 7.20: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 10

7.2.3 Ergebnisse der Testserie 20

In der Serie 20 wurden Versuchskörper aus 16 mm Bleche mit einer Kerbschlagarbeit 34 J bei -20 °C getestet, deren Spannungs-Dehnungs Diagramme in Abbildung 7.21 dargestellt sind. Im Vergleich zum 8 mm Blechen tritt der Versuchskörperbruch bei einer geringeren Bruchdehnung auf. Dies deckt sich mit der Auswertung der Bruchflächen nach Tabelle 7-8, nachdem die ersten Halbschalen aus Material 2 zu 100% spröde versagen.

Die schwarze Linie stellt den Spannungsdehnungsverlauf für den Versuch am normalgeglühten Prüfkörper dar. Hier zeigt sich wieder, dass, wie erwartet, eine große Bruchdehnung erreicht wird und die Versprödung infolge der Kaltumformung durch das Normalglühen abgebaut wurde. Die restlichen Versuche bestätigen die Ergebnisse der Serie 10 und zeigen, dass mit zunehmendem Kaltumformgrad die Spröbruchgefahr ansteigt und die Bruchdehnung abnimmt.

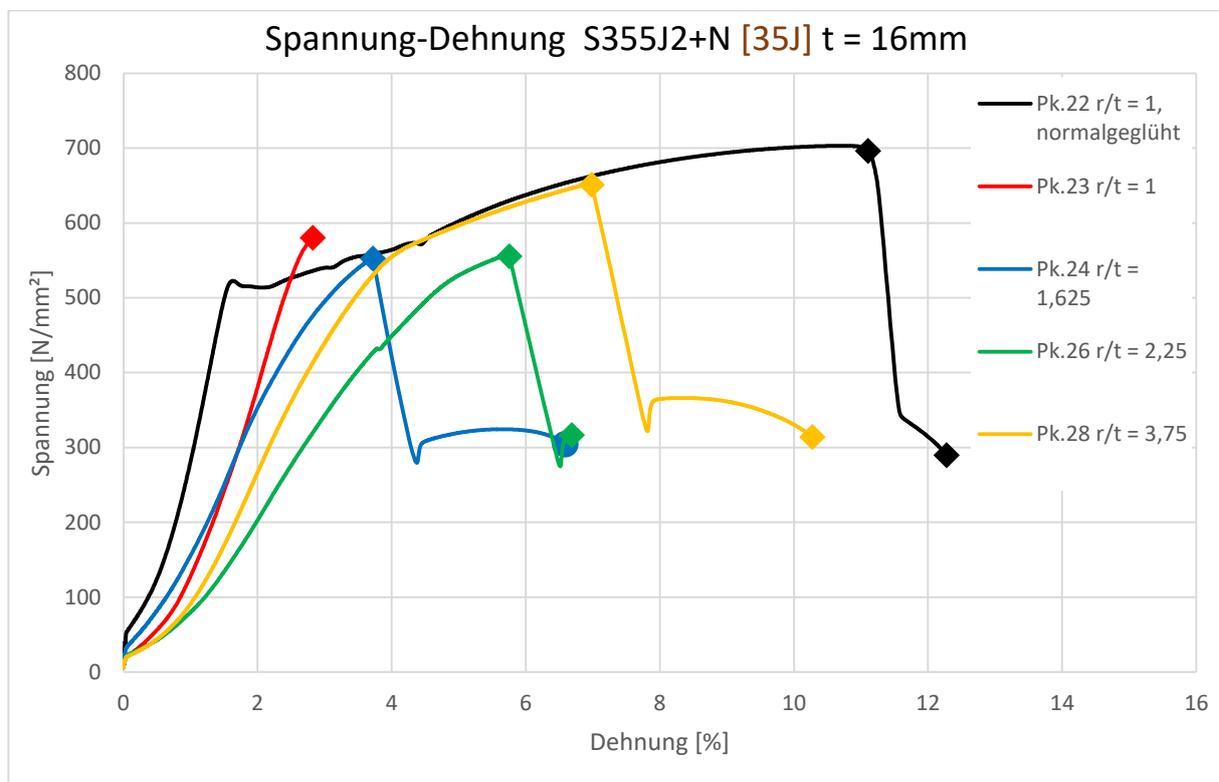


Abbildung 7.21: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 20

7.2.4 Ergebnisse der Testserie 30

Bei Serie 30 zeigt sich, dass sich, wie zu erwarten infolge des Normalglühens die Festigkeitssteigerungen aus dem Kaltumformen abgebaut hat, jedoch sich nicht die erwarteten höheren Dehnungen einstellen. Das Ergebnis lässt vermuten, dass für den Stahl eine falsche Glüh Temperatur gewählt wurde. Bei den Versuchen der Serie 30 sind im Vergleich mit der Serie 10 die Bruchdehnungen kleiner, obwohl bei der Serie 30 die Kerbschlagarbeit bei -20 °C bei 168 J und bei Serie 10 die Kerbschlagarbeit bei -20 °C bei 73 J lag. Lediglich der Prüfkörper 34 mit einem mittleren r/t -Verhältnis weist im Spannungs-Dehnungs-Diagramm nach dem elastischen Bereich eine Materialverfestigung auf, die mit einem ausgeprägten Fließverhalten übereinght. Vor dem Prüfkörperbruch trat ein Lastabfall ein, der an den Bruchflächen anhand einer Einschnürung beobachtet werden kann. Bei den Prüfkörpern im Bereich der großen und kleinen r/t -Verhältnisse trat das Versagen im elastischen Bereich auf, ohne dass ein ausgeprägtes Fließen stattfand. Somit kann in Serie 30 nicht die Tendenz aus Serie 10 eindeutig bestätigt werden, dass mit abnehmendem Kaltumformgrad die Spröbruchgefahr abnimmt.

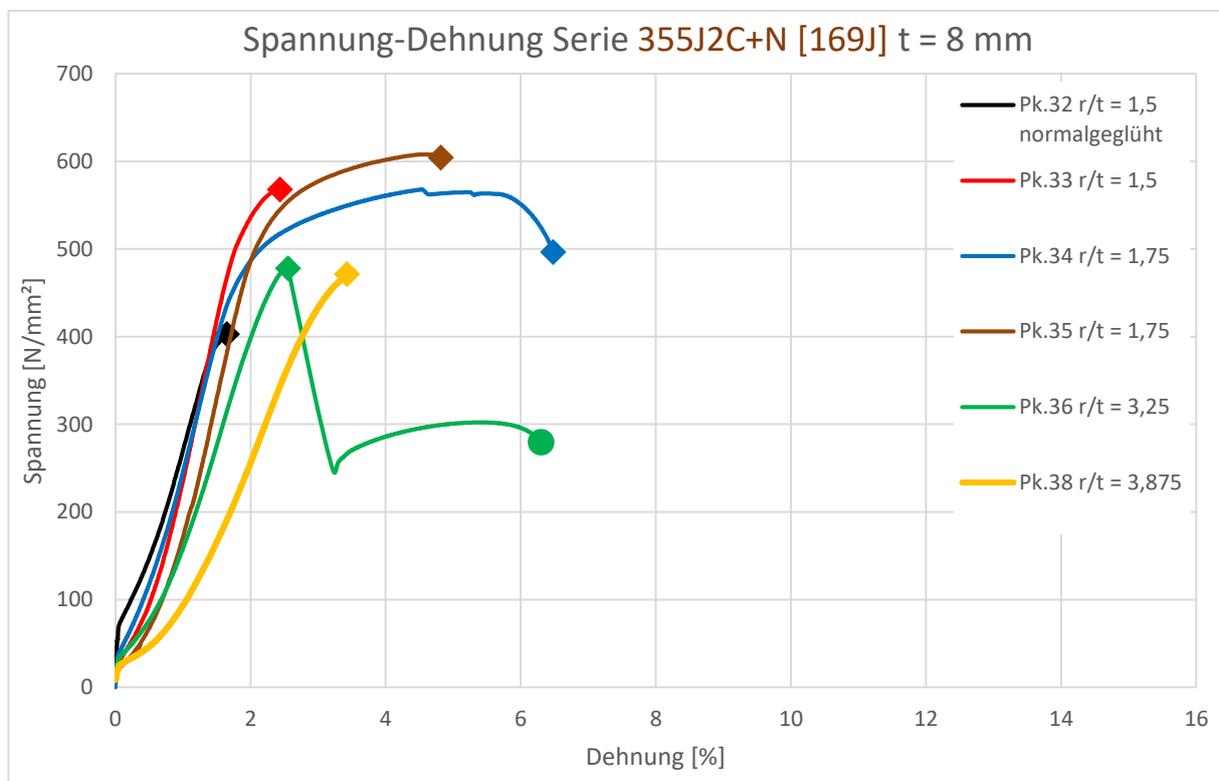


Abbildung 7.22: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 30

7.2.5 Ergebnisse der Testserie 40

In der Serie 40 wurden Versuchskörper aus 16 mm dicken Blechen mit einer Kerbschlagarbeit 277 J bei $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ geprüft, deren Spannungs-Dehnungs-Verläufe in Abbildung 7.23 dargestellt sind. Im Vergleich zu allen anderen Versuchen zeigen sich größere Bruchdehnungen, die auf eine verminderte Spröbruchgefahr hinweisen. Durch die hohe Kerbschlagarbeit war dieses Ergebnis zu erwarten. Bei allen Versuchskörpern ist eine Verfestigung nach dem elastischen Bereich feststellbar.

Beim normalgeglühten Versuchskörper 41 zeigte sich ein ausgeprägtes plastisches Materialverhalten, das im Vergleich zu den Testserien 10-30 mit einer maximalen Dehnung von über 12% die größte Verformung bis zum Versagen der ersten Halbschale aufweist. Während beim Versuchskörper 42 nach einem kurzen Fließen bereits der Versuchskörperbruch mit einem spröden Bauteilversagen auftrat, konnte beim Versuchskörper 46 ein ausgeprägtes Materialfließen mit einer Einschnürung am Prüfkörper beobachtet werden. Beim Versuchskörper 48 wurde sogar der maximale Weg der Prüfmaschine überschritten, sodass bei dieser Testserie die allgemeine Tendenz eines zunehmenden Kaltumformgrads bei geringen Kaltumformungen bestätigt werden kann.

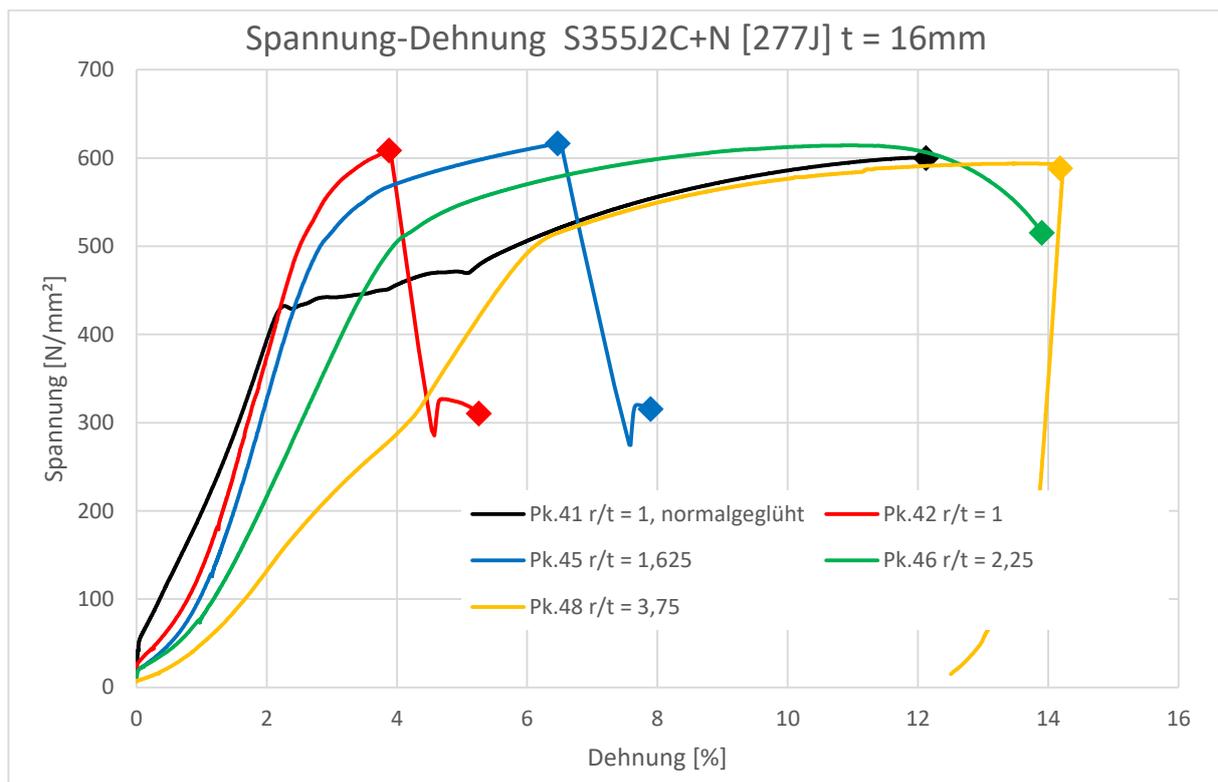


Abbildung 7.23: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 40

7.2.6 Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Spröbruchversuchen

An insgesamt 20 Versuchskörper aus einem S355J2 wurden für kaltumgeformte und geschweißte Bleche Spröbruchuntersuchungen durchgeführt und in Bezug auf ihr Spannungs-Dehnungs- und Bruchverhalten ausgewertet. Die Schweißnähte erfolgten als 2/3 X-Naht und befanden sich im Bereich der Kaltumformung. Am Nahtübergang wurde eine künstliche Kerbe eingeschliffen und solange einer Ermüdungsbelastung ausgesetzt, bis sich am Kerbgrund ein scharfer Ermüdungsriss bildete. Die experimentellen Untersuchungen wurden bei einer Temperatur von ca. -30°C durchgeführt, die einer realistischen Einsatztemperatur bei außenliegenden Bauteilen entspricht. Ziel war es, das Materialverhalten in Abhängigkeit der Blechdicke, Umformgrad im Verhältnis r/t , der Wärmebehandlung und der Kennzeichnung +C auszuwerten.

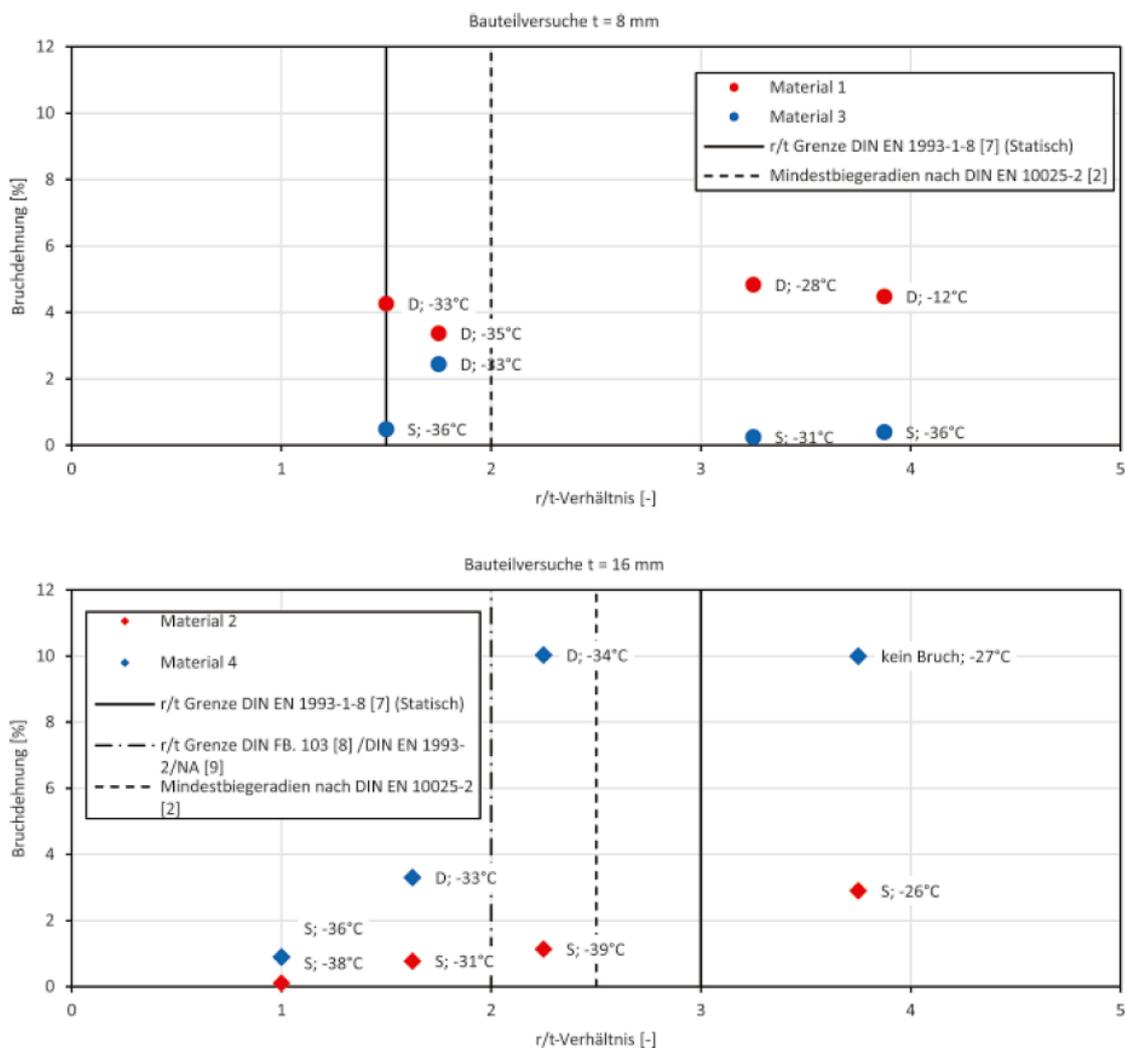


Abbildung 7.24: Maximale Bruchdehnung, Bauteiltemperatur und Bewertung der Bruchflächen der Bauteilversuche (S) spröde und (D) duktil bei tiefer Temperatur aus [44]

Bei der Auswertung der Bruchdehnungen, Bauteiltemperatur und Bewertungen der Bruchflächen nach Abbildung 7.24 zeigt sich, dass bei Material 1 (S355J2+N, $t=8\text{mm}$) nur duktile Brüche erfolgt sind und bei Material 3 (S355J2C+N, $t=8\text{mm}$) überwiegend sprödes Bauteilsagen auftrat. Bei der Versuchen an Material 2 (S355J2+N, $t=16\text{mm}$) wurde stets ein

sprödes Bruchverhalten beobachtet und bei den Versuchskörpern aus Material 4 (S355J2C+N, $t=8\text{mm}$) wurde ein überwiegend duktiles Versagen festgestellt. Lediglich der Versuchskörper aus Material 4 mit einem sehr kleinen r/t -Verhältnis versagte spröde. Die Klassifikation des Bauteilverhaltens in (S) spröde und (D) duktil auf Grundlage einer visuellen Bewertung der Bruchflächen konnte anhand der Auswertung der Bruchdehnungen bestätigt werden.

Die Ergebnisse der normalgeglühten Probe bestätigen die Vermutungen, dass infolge der Wärmebehandlung die Effekte aus dem Kaltumformen (Versprödung und Kaltverfestigung) und Schweißen (unkontrollierte Wärmebehandlung) weitestgehend normalisiert wurden. Sie weisen im Vergleich zu den nicht nachbehandelten Proben eine sehr viel größere aufnehmbare Dehnung auf. Lediglich bei den normalgeglühten Prüfkörper aus Material 3 wurde ein unvorhergesehenes Materialverhalten festgestellt, das nicht abschließend geklärt werden konnte. Alle anderen normalgeglühten Versuchskörper zeigten ein ausgeprägtes duktilen Bauteilverhalten.

Beim Vergleich der Umformgrade zeigte sich, dass eine Abhängigkeit zwischen dem r/t -Verhältnisse und den damit verbundenen plastischen Dehnungen besteht, aber diese Betrachtung alleine nicht ausreicht, um das Schweißen im kaltumgeformten Bereich zu regeln. Durch das Steigern der plastischen Dehnungen, die durch einen Variation der Biegeradien oder Blechdicken erzeugt wurden, nahm die Materialzähigkeit tendenziell ab und die Spröbruchgefahr zu. Die ermittelten Streuungen zeigen jedoch auch, dass diese Einflussgröße allein bei der Materialwahl nicht ausreicht. Stattdessen sollte der Fokus um den Einfluss des Materials ergänzt werden, sodass eine ganzheitliche Werkstoffprüfung, die das Kaltumformen und den Einfluss aus der Schweißwärme differenziert betrachtet, ergänzt wird.

8 Entwicklung einer Werkstoffprüfung zur Charakterisierung der Werkstoffzähigkeit im kaltumgeformten und geschweißten Bereich

- Das 8. Kapitel wurde nach Zustimmung von Herrn Kudla teilweise aus seiner Dissertation [43] entnommen und entstand während seiner Tätigkeit am Institut für Konstruktion und Entwurf an der Universität Stuttgart -

8.1 Beschreibung der Ausgangslage

Die Untersuchungen der Kerbschlagarbeit nach dem Kaltumformen und nach dem Schweißen im kaltumgeformten Bereich zeigen, dass sich die einzelnen Stahlsorten unterschiedlich in Bezug auf die Materialzähigkeit verhalten, siehe Kapitel 6. Die Ergebnisse zeigen, dass eine pauschale Betrachtung aller Materialsorten, wie sie nach DIN EN 1993-1-8 [25] erfolgt, die Möglichkeit von kleineren zulässigen Biegeradien bei hochwertigen Stählen ausschließt. Aus wirtschaftlicher und konstruktiver Sicht ist an dieser Stelle eine differenzierte Betrachtung notwendig, um die Biegeradien zu reduzieren. In DIN EN 1993-1-10 [26] wird von einer Verschiebung der Übergangstemperatur $\Delta T_{cf} = 3 \cdot \epsilon_{cf}$ bei allen Stahlsorten ausgegangen. Auch hier zeigen die Untersuchungen aus Kapitel 6, dass diese Verschiebung nicht auf alle Stähle zutrifft. Somit können momentan die positiven Eigenschaften von Feinkornbaustählen, thermomechanisch gewalzten Stählen und qualitativ hochwertigen unlegierten Baustählen beim Kaltumformen und Schweißen im kaltumgeformten Bereich nur eingeschränkt genutzt werden. Des Weiteren sieht die Liefernorm nur einen Satz Kerbschlagbiegeproben bei einer Prüftemperatur vor. Durch diesen Umstand liegen für die eingesetzten Stähle weder Informationen über die Lage der Übergangstemperatur, noch über die Neigung der Kurve im Übergangsbereich vor, sondern nur über die Höhe der Kerbschlagarbeit bei einer bestimmten Temperatur.

Durch die Anmerkung „In anderen Fällen ist Schweißen nur zulässig, wenn durch Prüfungen bewiesen werden kann, dass Schweißen für diese besondere Anwendung zulässig ist“ In Tabelle 2.1 [26] wird bereits jetzt die Möglichkeit eröffnet, durch Versuche die Materialzähigkeit zu ermitteln. Allerdings fehlt an dieser Stelle eine genaue Definition der Versuche. Durch die Entwicklung einer Werkstoffprüfung zur Charakterisierung der Werkstoffzähigkeit im kaltumgeformten und geschweißten Bereich kann ein Versuch definiert werden, der diese Lücke schließt und somit die Möglichkeit eröffnet, um die guten Zähigkeitseigenschaften hochwertiger Stähle beim Kaltumformen und Schweißen im kaltumgeformten Bereich zu nutzen.

8.2 Diskussion und Bewertung der unterschiedlichen Versuchskonzepte

Die eigenen und die hier vorgestellten Ergebnisse aus der Literatur zur Ermittlung der Materialzähigkeit wurden durch unterschiedliche Versuchskonzepte ermittelt. Es lassen sich vier Varianten unterscheiden:

1. Entnahme von Proben für Kerbschlagbiegeversuche aus biegeumgeformten und real geschweißten Bauteilen
2. Entnahme von Proben für Kerbschlagbiegeversuche aus kaltgereckten und real geschweißten Bauteilen
3. Entnahme von Proben für Kerbschlagbiegeversuche aus kaltgereckten und wärmesimulierten Proben
4. Entnahme von Proben für Kerbschlagbiegeversuche aus kaltgewalzten und wärmesimulierten Proben

Bei der ersten Variante werden die Proben für die Kerbschlagbiegeversuche aus Bauteilen entnommen, die biegeumgeformt wurden und bei denen anschließend im kaltumgeformten Bereich eine Schweißnaht ausgeführt wurde, ([31], [33] und [57]). Diese Versuchsmethode hat die Vorteile, dass die Proben aus realen Bauteilen entnommen wurden. Die entnommenen Proben weisen einen realen Dehnungs- und Gefügegradienten auf und bilden somit die realen Zustände ab. Allerdings können bei dieser Methode durch die Kerbtiefe in der Probe nicht die stark gedehnten Randbereiche abgedeckt werden. Die exakte Position für die Probenentnahme stellt ebenfalls ein Problem dar und kann nur durch Makroschliffe verifiziert werden.

Bei der zweiten und dritten Variante werden die plastischen Dehnungen durch Kaltrecken aufgebracht. Diese Versuchsdurchführung bringt den Vorteil, dass in der entnommenen Kerbschlagbiegeprobe ein homogenes Gefüge vorliegt. Die Probenentnahme und die Versuchsdurchführung sind relativ einfach umzusetzen. Durch die Gleichmaßdehnung ist allerdings die einstellbare plastische Dehnung beschränkt. Da bei dieser Variante Kerbschlagbiegeproben mit einer homogenen Verformung geprüft werden, kann davon ausgegangen werden, dass durch diese Versuchsvariante Ergebnisse erzielt werden, die auf der sicheren Seite liegen. Allerdings muss bei dieser Variante die Dehnung, die durch eine vergleichbare Biegeumformung erzielt wird, genau bestimmt werden.

Der Nachteil, dass die plastische Dehnung durch die Gleichmaßdehnung beschränkt ist, kann durch Kaltwalzen kompensiert werden. Durch diese Variante können höhere homogene Verformungsgrade als beim Kaltrecken eingestellt werden. Der Nachteil bei dieser Variante liegt allerdings in der aufwendigen Versuchstechnik.

Der zweite Prozess, der bei den Versuchskonzepten angewandt wird, ist die Wärmebehandlung durch die Schweißwärme. Bei der Variante 1 wird durch eine reale Schweißnaht die Wärmebehandlung indirekt durchgeführt. Die Kerbschlagbiegeprobe bildet somit einen Teilbereich der Schweißnaht und der angrenzenden WEZ ab. In der Probe liegt somit ein inhomogenes Gefüge vor, das abhängig von der Entnahmeposition ist.

Bei den Varianten 2 - 4 wird die Wärmebehandlung durch eine physikalische Schweißsimulation auf die Kerbschlagbiegeprobe aufgebracht. Durch diese Versuchsmethode liegt in der Probe ein homogenes Gefüge vor. Somit sind detaillierte Untersuchungen der Subzonen in der WEZ möglich, die unabhängig von der Entnahmeposition sind. Auch hier sind die Nachteile in der aufwendigen Versuchstechnik zu sehen.

Die Kombination einer Kaltumformung, die einen homogenen Dehnungsgradienten abbildet, und einer physikalischen Schweißsimulation, die ein homogenes Gefüge einstellt, führt zu einer Versuchstechnik, die qualitativ hochwertige Ergebnisse erzielt.

8.3 Möglichkeiten zur materialdifferenzierten Zähigkeitsbetrachtung unter Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen

Aus dieser Betrachtung, unter Berücksichtigung der Ergebnisse aus den Kapiteln 6 und 7 können drei Varianten abgeleitet werden, wie die Werkstoffzähigkeit nach dem Kaltumformen und anschließendem Schweißen geprüft werden kann:

1. Ermittlung der gesamten K_V-T Kurve mit Kerbschlagbiegeversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen an kaltumgeformten und geschweißten Proben.
2. Prüfen der Kerbschlagarbeit bei einer Temperatur unterhalb der späteren Einsatztemperatur, um die Zähigkeitsreserve abzuschätzen, die durch das Kaltumformen aufgebraucht wird.
3. Prüfen der Kerbschlagarbeit im kaltumgeformten und geschweißten Zustand.

Die erste Variante wird aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten der Forschung vorbehalten bleiben, da die Zahl der Probekörper, die Versuchskosten und die Versuchszeiten in der praktischen Anwendung nicht realisiert werden können.

Bei Variante 2 wird vorausgesetzt, dass die Neigung der K_V-T Kurve im Übergangsbereich abgeschätzt werden kann. Durch die große Bandbreite bei den nach der Liefernorm zugelassenen Anteilen der Legierungselemente bei unlegierten Stählen ist diese Abschätzung nur bei den qualitativ hochwertigen Feinkornbaustählen und thermomechanisch gewalzten Stählen möglich.

Mit der Variante 3 ist eine Werkstoffprüfung gegeben, die für die praktische Anwendung eine Möglichkeit der Beurteilung der Zähigkeit darstellt. Anhand einer standardisierten Prüfmethode kann eine Möglichkeit zur Beurteilung der Werkstoffzähigkeit durch bekannte und erprobte Versuchstechniken bei beliebigen plastischen Dehnungen geschaffen werden.

Die genaue Durchführung einer solchen standardisierten Prüfmethode beschreibt Kudla detailliert in [43] und wurde so gestaltet, dass die Prüfung durch ein Werkstofflabor mit einer Standardausstattung erfolgen kann. Durch den Passus „In anderen Fällen ist Schweißen nur innerhalb eines Abstandes von 5 t von den Kanten zulässig, wenn durch Prüfungen bewiesen werden kann, dass Schweißen für diese besondere Anwendung zulässig ist.“ in Tabelle 4.2 DIN EN 1993-1-8 [25] kann mit dieser standardisierten Prüfmethode normkonform das Schweißen im kaltumgeformten Bereich auch bei kleineren Biegeradien unter gleichzeitiger Berücksichtigung der Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [26] durchgeführt werden. Durch den Versuch soll die Kerbschlagarbeit ermittelt, die im kaltumgeformten Bereich nach dem Schweißen vorliegt. Die Ermittlung der notwendigen Kerbschlagarbeit erfolgt in Abhängigkeit der Blechdicke über die Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [26].

9 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen des IGF-Vorhabens 16518 N „Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen - Kriterien für die Werkstoffauswahl“ der Forschungsvereinigung Deutscher Ausschuss für Stahlbau (DASt) wurden die wichtigsten Einflussgrößen der beiden Herstellprozesse untersucht und im Hinblick auf Materialzähigkeit ausgewertet. Ziel war es hierbei, die bisher normativ stark eingeschränkte Verwendung von kaltgefertigten Profilen und Blechen in Schweißkonstruktionen im Außenbereich, wie beispielsweise bei Brücken, durch die Entwicklung eines sicheren Bemessungskonzepts zu optimieren. Die Forschungsergebnisse wurden auf Grundlage eines erstmals neuartigen Ansatzes erarbeitet, der bisher getrennt voneinander stattgefundenen Untersuchungen des Schweiß- und Kaltumformprozess unter Berücksichtigung der Metallurgie vereint. Das Vorhaben gliedert sich insgesamt in fünf Arbeitsgebiete.

Im ersten Arbeitsgebiet wurden die wichtigsten Versuchsparameter und Werkstoffe identifiziert, die in den nachfolgenden numerischen und experimentellen Analysen im ersten Schritt getrennt voneinander untersucht und anschließend zur gegenseitigen Validierung verglichen wurden. Neben dem für Kaltumformen gekennzeichneten S355J2C+N Stahl wurden auch Stähle mit relativ niedriger Kerbschlagarbeit (S355J2+N) ausgewählt. Um den Einfluss der Kaltumformung auf die Materialzähigkeit untersuchen zu können, wurde der Umformgrad in Abhängigkeit des r/t -Verhältnisses für die Blechdicken 8 und 16 mm variiert.

Begleitend zur Fertigung der Versuchskörper wurden im zweiten Arbeitspaket die metallurgischen Eigenschaften an allen Blechchargen und Materialzuständen (Grundmaterial, kaltumgeformter Zustand und kaltumgeformter und geschweißter Zustand) untersucht. Die Härtemessungen ergaben einen Anstieg der Härte infolge der Kaltumformung und bestätigen den Zusammenhang zwischen der Härte und Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 18265 [8]. Die Makroschliffe zeigen im Ausgangszustand ein typisches ferritisch-perlitisches Gefüge, bei dem infolge des Kaltreckens die Korngrößen zunehmen. Die zusätzliche Wärmebehandlung hatte nur geringe Einflüsse auf die Korngröße. Die chemische Analyse des Ausgangswerkstoffs bestätigte die Angaben der Lieferzeugnisse, sodass die Ergebnisse der nachfolgenden experimentellen Untersuchungen auch für zukünftige Untersuchungen als Referenz herangezogen werden können.

Die Spröbruchempfindlichkeit wurde auf Grundlage eines in zwei Teilbereiche gegliederten Versuchsprogramms bestimmt. Beim ersten Teil wurde das Kaltumformen durch Kaltrecken von Schulterproben erzeugt, die einen konstanten Eigenspannungsverlauf erzeugen. Die Wärmebehandlung, die einer äquivalenten Wärmebehandlung durch eine Schweißnaht entsprach, wurde durch das Nachfahren eines gemessenen Temperaturzyklus auf einer Gleeble-Anlage erzeugt. Die hierbei erhaltenen mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialzustand wurden im zweiten Teil durch Versuchsergebnisse eines eigens hierfür entwickelten Versuchsaufbaus ergänzt. Die neu entwickelte Versuchskörpergeometrie ermöglichte die Analyse eines üblichen Schweißnahtdetails, bei dem im kaltumgeformten Bereich geschweißt wurde. Die Eigenspannungen infolge des Kaltumformens wurden hierbei durch eine Biegeverformung aufgebracht und weisen im Gegensatz zum ersten Teil einen dreieckförmigen, vorzeichenwechselnden Verlauf auf, sodass auf Basis beider Teile neben der Quantität des Umformgrads auch die qualitative Änderung innerhalb des Querschnitts berücksichtigt werden kann.

Die Ergebnisse der Kerbschlagversuche bei kaltumgeformten Blechen zeigen geringe Übereinstimmungen der Übergangstemperaturverschiebung nach DIN EN 1993-1-10 [26] um $\Delta T_{\epsilon_{cf}}$ nach Gleichung (2.3), bei denen die Verschiebung der Übergangstemperatur meist überschätzt wird und keine systematische Verschiebung der K_V -T Kurve erkennen lässt, vgl. Abbildung 6.16. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Versuchsergebnissen der Kerbschlagbiegeversuche an wärmebehandelten Versuchskörper, sodass die Berücksichtigung der Kaltumformung auf der Einwirkungsseite kritisch hinterfragt werden kann.

Zur Steigerung der Ergebnistransparenz wurden deshalb zusätzlich zu den Kerbschlagbiegeversuchen an insgesamt 20 Versuchskörpern Spröbruchuntersuchungen durchgeführt und in Bezug auf ihr Spannungs-Dehnungs- und Bruchverhalten ausgewertet. Die Versuchskörper wurden aus einem S355J2 gefertigt. Sie wurden im ersten Schritt an einer Gesenkbiegemaschine kaltumgeformt und erhielten anschließend eine 2/3 X-Naht. Die Kerbe wurde eingeschliffen und solange einer Ermüdungsbelastung ausgesetzt, bis sich am Kerbgrund ein scharfer Ermüdungsriß bildete. Die experimentellen Untersuchungen wurden bei einer Temperatur von ca. -30°C durchgeführt, die einer realistischen Einsatztemperatur bei außenliegenden Bauteilen entspricht. Ziel war es das Materialverhalten in Abhängigkeit der Blechdicke, des Umformgrads im Verhältnis r/t , der Wärmebehandlung und der Kennzeichnung +C zu ermitteln.

Die Auswertung der Spröbruchuntersuchungen an normalgeglühten Proben bestätigte die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche, bei denen infolge einer Wärmebehandlung die Effekte aus dem Kaltumformen (Versprödung und Kaltverfestigung) und Schweißen (unkontrollierte Wärmebehandlung) weitestgehend normalisiert wurden. Die Duktilität der Proben nahm tendenziell mit geringerem Biegeradius ab, woraus sich eine erhöhte Spröbruchgefahr ergibt. Die ermittelten Streuungen zeigten jedoch auch, dass diese Einflussgröße allein bei der Materialwahl nicht ausreicht. Stattdessen sollte der Fokus um den Einfluss des Materials ergänzt werden, sodass eine ganzheitliche Werkstoffprüfung, die das Kaltumformen und den Einfluss aus der Schweißwärme differenziert betrachtet, ergänzt wird.

Die Auswertung der im Rahmen des Forschungsvorhabens durchgeführten Experimente und Ergebnisse aus der Literatur zeigen, dass die Formulierung einer allgemeingültigen Regelung zur Zähigkeitsabnahme infolge von Schweißen und Kaltumformen für alle im Stahlbau zulässigen Stähle große Probleme bereitet. Zu groß ist die Bandbreite der nach aktuell gültigen Liefornormen zulässigen Legierungsbestandteile und Herstellverfahren, deren Wechselwirkung durch eine pauschale Verschiebung der Temperaturgleichung nach dem Ansatz der DIN EN 1993-1-10 [26] um $\Delta T_{cf} = 3 \cdot \epsilon_{cf}$ nicht die positiven Eigenschaften von Stählen, die eine geringe Verschiebung der Übergangstemperatur durch Kaltumformen aufweisen, berücksichtigt.

Besonders negativ wirkt sich diese Regelung auf die Werkstoffwahl bei Stahlbrücken aus, bei denen beispielsweise die Längssteifen kleine Umformgrade aufweisen und in Längsrichtung häufig verschweißt sind. Durch die eingeschränkte Bezugstemperatur nach Tabelle 2.1 der DIN EN 1993-1-10 [26] auf -50°C können auf Grundlage des pauschalen Ansatzes der normativen Regelungen nur sehr geringe Blechdicken, Umformradien oder Querschnittsausnutzungen realisiert werden.

Auf Basis der Ergebnisse dieses Forschungsvorhabens wurde ein neues normkonformes Konzept zur Werkstoffwahl entwickelt, bei dem die wichtigsten Einflüsse des Kaltumformens und Schweißen durch ein ingenieurpraktisches Konzept berücksichtigt werden kann. Die standardisierte Prüfmethode baut grundlegend auf einem Kerbschlagbiegeversuch auf, bei dem aus einer kaltgereckten Schulterprobe Prüfkörper entnommen werden. Diese Prüfkörper erhalten anschließend in einem 250°C warmen Ofen eine einstündige Wärmebehandlung und werden zur Bestimmung der Kerbschlagarbeiten in Abhängigkeit der Stahlsorte bei unterschiedlichen Prüftemperaturen ausgewertet. Im Gegensatz zur aktuellen Werkstoffwahl nach DIN EN 1993-1-10 [26] wird somit der Einfluss der Kaltumformung nicht bei der Bezugstemperatur T_{Ed} berücksichtigt, sondern geht direkt auf der Widerstandsseite bei der Ermittlung der Kerbschlagarbeit ein.

Des Weiteren wird in [43] eine genauere Spezifizierung der Eignung von Stählen fürs Kaltumformen vorgestellt, dessen Aufbau dem Bemessungskonzept der Z-Güte entspricht. Zusätzlich zur Kennzeichnung der Werkstoffe mit dem Symbol C kann eine nachfolgende Zahl bzw. Ziffer die bei experimentellen Untersuchungen abgesicherte plastischen Dehnungen angeben und somit zur besseren Transparenz bei der Werkstoffwahl nach Norm beitragen.

Begleitend zu den experimentellen Untersuchungen wurden numerische Simulationen der beiden Herstellprozesse Schweißen und Kaltumformen durchgeführt, die anhand der Versuchsmessungen für jeden Fertigungsschritt einzeln validiert werden konnten. Die Ergebnisse der FE-Berechnungen tragen zum einem zum besseren Verständnis der beim Schweißen und Kaltumformen stattfindenden Prozesse bei, indem beispielsweise die beim Schweißen entstehenden Eigenspannungen infolge von Gefügeumwandlungen in Abhängigkeit von Temperaturgradienten quantifiziert und lokalisiert werden können. Des Weiteren ermöglichen sie eine konkrete Auswertung der normativ nicht klar geregelten Ermittlung des Umformgrads, wobei hierbei die DCF Variante die größte Übereinstimmung zwischen allen untersuchten geometrischen Berechnungsmethoden aufweist.

Durch das Forschungsvorhaben wurde zur Erläuterung der Normensituation das aktuelle Nachweiskonzept zur Vermeidung von Sprödbruch und den zugehörigen Regelungen zum Schweißen im kaltumgeformten Bereich vorgestellt. Das hierin enthaltene Optimierungspotenzial wurde durch Literaturrecherchen und der hierauf basierenden Entwicklung eines neuartigen Versuchsaufbau untersucht und eine erste Datenbasis für häufig im Stahlbau verwendete Stähle geschaffen. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zeigen jedoch auch, dass die Sprödbruchgefahr große Abhängigkeiten zu den zulässigen Herstellverfahren und der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs aufweisen, sodass weitere experimentelle Untersuchungen an weiteren Ausgangsmaterialien sinnvoll erscheinen. Vor allem bei Stählen mit niedrigen Kerbschlagarbeiten, deren Marktanteil durch die eigenen durchgeführten Experimente bestätigt wurde, ist die Materialzähigkeit bei kaltumgeformten und geschweißten Konstruktionen eingeschränkt, sodass diese im Fokus weiterer Versuche stehen sollten.

Des Weiteren ist bei biegeumgeformten Bauteilen mit einem vorzeichenwechselnden Spannungsverlauf zu rechnen, dessen Einfluss auf die Materialzähigkeit im Vergleich zu einem konstanten nicht abschließend geklärt ist. Um die Auswertung von zukünftigen Forschungen zu optimieren, sollte vor allem bei Querschnitten mit nicht konstanten Eigenspannungsverläufen und im Bereich der WEZ der Ort der Prüfkörperentnahme noch genauer normativ geregelt werden. Für die Lokalisierung der maßgebenden und vor allem auch technisch am besten umsetzbaren Stelle wäre eine statistische Auswertung auf

Grundlage weiterer Sprödbruchuntersuchungen erforderlich, die die Auswertung der mit großen Schwankungen verbundenen Sprödbruchuntersuchungen nachhaltig verbessern würde.

10 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Beispiele für Schweißen in kaltumgeformten Bereichen.....	1
Abbildung 1.2: Darstellung von Anwendungsbedingungen zur Kaltumformung und dem Schweißen von kaltumgeformten Bauteilen.....	2
Abbildung 1.3: Eigene Voruntersuchungen zum Spröbruchverhalten kaltumgeformter und geschweißter Bauteile	4
Abbildung 2.1: Einfluss der Werkstoffzähigkeit auf die Ausbildung einer plastischen Zone aus [58]	6
Abbildung 2.2: Überblick über die Vorgänge beim Bruch nach [70].....	7
Abbildung 2.3: Stahlzähigkeit in Abhängigkeit von der Bauteiltemperatur aus [63].....	8
Abbildung 2.4: Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [32].....	8
Abbildung 2.5: Spannungsverläufe in einem „dicken“ gekerbten Blech.....	9
Abbildung 2.6: Einfluss von festigkeitssteigernden Maßnahmen auf die Werkstoffzähigkeit nach [70]	10
Abbildung 2.7: Einfluss des Kohlenstoffes auf die Werkstoffzähigkeit nach [70].....	10
Abbildung 2.8: Abhängigkeit der Übergangstemperatur vom Verformungsgrad nach [4]	11
Abbildung 2.9: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Kaltumformung aus ([58] und [64])	11
Abbildung 2.10: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Reckalterung aus ([58] und [64]).....	11
Abbildung 2.11: Mikroschliffe zur Bestimmung der Korngrößen eines Baustahls	13
Abbildung 2.12: Einfluss der Korngröße auf die Übergangstemperatur der	13
Abbildung 2.13: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [18].....	15
Abbildung 2.14: Ablauf zur Auswahl der Stahlgüte nach DIN EN 1993-1-10 [26]	18
Abbildung 2.15: Größte zulässige Blechdicke gemäß dem Spröbruchkonzept nach [26]	20
Abbildung 2.16: Einsatztemperaturen T_{mdr} nach DIN EN 1993-1-10 Anhang NA.A [26]	20
Abbildung 2.17: Rissbeanspruchungsarten nach [63].....	21
Abbildung 2.18: Failure-Assessment-Diagramm FAD	22
Abbildung 2.19: Korrelation von Kerbschlagarbeit nach Wallin und Sanz [48].....	24
Abbildung 2.20: Ablaufschema für die bruchmechanische Berechnung nach [60].....	25
Abbildung 2.21: Probenform und Abmessung nach DIN EN ISO 148-1 [4].....	26
Abbildung 2.22: Aufbau des Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramms nach [58].....	28
Abbildung 2.23: Mathematische Beschreibung des Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramms	28
Abbildung 2.24: Auswertung der nach [12] umgerechneten Kerbschlagbiegeversuchen von Untermaßproben aus [40] und mit Normalproben eines S355J2G3	29
Abbildung 3.1: DIN EN 10025-2 [13] Tabelle 12 – Empfohlene Mindestbiegeradien für die Biegehalbmesser beim Abkanten von Flacherzeugnissen	30
Abbildung 3.2: Gesenkbiegen	32
Abbildung 3.3: Schwenkbiegen	32
Abbildung 3.4: Verschiebung der neutralen Faser nach [42].....	32
Abbildung 3.5: Dehnungsberechnung in Abhängigkeit vom r/t - Verhältnis.....	34
Abbildung 3.6: r/t – Verhältnisse der Versuchskörper im Zusammenhang mit zulässigen Grenzen für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich	35
Abbildung 4.1: Versuchskörper und Messeinrichtung der Voruntersuchungen aus [41]	36
Abbildung 4.2: Bauteilgeometrie im Schweißprozess aus [41]	37
Abbildung 4.3: Vorgänge in der WEZ einer Schweißverbindung eines S 355J2+N aus [58]	38
Abbildung 4.4: Maximaltemperaturen mit und ohne Berücksichtigung von Phasentransformationen aus [41].....	39
Abbildung 4.5: Normal- und Vergleichsspannungen mit und ohne Berücksichtigung von Phasentransformationen aus [41]	39
Abbildung 4.6: Volumenanteil Martensit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]	40
Abbildung 4.7: Volumenanteil Austenit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41].....	41
Abbildung 4.8: Volumenanteil Bainit (Zwischenstufengefüge) nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41].....	41
Abbildung 4.9: Volumenanteil Ferrit nach Beendigung des Schweißvorgangs aus [41]	42
Abbildung 4.10: Vergleichsspannungen vor (rechts) und nach (links) dem Kaltumformen aus [41]	42

Abbildung 4.11: Eigenspannungen vor (grün) und nach (blau) dem Kaltumformen aus [41]	43
Abbildung 4.12: Eigenspannungen vor (dunkelblau) und nach (hellblau) dem Schweißen aus [41]	44
Abbildung 4.13: Umformsimulation	46
Abbildung 4.14: Darstellung der Vernetzung und der Verfeinerungsboxen	47
Abbildung 4.15: Vermessung des Biegewinkels	48
Abbildung 4.16: Neutrale Zone.....	48
Abbildung 4.17: Umformgrad ausgewertet über den Pfad im Bereich der Umformzone $t = 8$ mm.....	49
Abbildung 4.18: Umformgrad ausgewertet über den Pfad im Bereich der Umformzone $t = 16$ mm.....	49
Abbildung 4.19: Maximale Dehnung der Vialux-Messung in [%]	50
Abbildung 4.20: Auswertung USB Lupe	50
Abbildung 4.21: Schnitte zur Auswertung	51
Abbildung 4.22: Vergleichsmessung	51
Abbildung 4.23: Vergleich der Umformgrade aus den Simulationen, Messungen und geometrischen Berechnungsansätzen.....	53
Abbildung 4.24: Dehnung Prüfkörper 10	54
Abbildung 4.25: Schweißnahtlagenaufbau Makroschliff	55
Abbildung 4.26: Messaufbau Temperaturmessung	55
Abbildung 4.27: Anordnung der Messpunkte	56
Abbildung 4.28: Thermografieaufnahmen im Schmelzbad der Schweißnaht (300 – 1000 °C)	56
Abbildung 4.29: Thermografieaufnahmen nach dem Schweißen in der Abkühlphase (300 – 400 °C)	57
Abbildung 4.30: Temperaturmessung am Prüfkörper 17 mit $t = 8$ mm	57
Abbildung 4.31: Temperaturmessung am Prüfkörper 47 mit $t = 16$ mm	58
Abbildung 4.32: Vereinfachtes Modell mit unverformten Blechen	58
Abbildung 4.33: Temperaturverlauf der Simulation	59
Abbildung 4.34: Spitzentemperaturen im Querschnitt.....	59
Abbildung 4.35: Schweißsimulationsmodell mit kaltumgeformten Blechen	60
Abbildung 4.36: Eigenspannungen vor und nach dem Schweißen	60
Abbildung 4.37: Räumliche Diskretisierung der Halbschale	62
Abbildung 4.38: Räumliche Diskretisierung im Bereich des Risses.....	63
Abbildung 4.39: Auswertung der K-Faktoren über den Pfad an der Rissspitze.....	63
Abbildung 4.40: Auswertung der K-Faktoren über den Pfad an der Rissspitze für mehrere Konturelemente	63
Abbildung 4.41: Failure-Assessment-Diagramm (FAD) basierend auf der CEGB R6-Routine	65
Abbildung 4.42: Failure-Assessment-Diagramm (FAD) basierend auf der CEGB R6-Routine	66
Abbildung 5.1: Datenaufzeichnung Kraft-Weg für den Prüfkörper 203.....	71
Abbildung 5.2: Schulterprobe	71
Abbildung 5.3: Mikroschliffe am Material 100.....	74
Abbildung 5.4: Mikroschliffe am Material 103.....	74
Abbildung 5.5: Mikroschliffe am Material 106.....	75
Abbildung 5.6: Mikroschliffe am Material 200.....	75
Abbildung 5.7: Mikroschliffe am Material 203.....	76
Abbildung 5.8: Mikroschliffe am Material 209.....	76
Abbildung 5.9: Mikroschliffe am Material 300.....	77
Abbildung 5.10: Mikroschliffe am Material 303.....	77
Abbildung 5.11: Mikroschliffe am Material 306.....	78
Abbildung 5.12: Mikroschliffe am Material 400.....	78
Abbildung 5.13: Mikroschliffe am Material 403.....	79
Abbildung 5.14: Mikroschliffe am Material 406.....	79
Abbildung 5.15: Härtewerte der einzelnen Werkstoffzustände	80
Abbildung 5.16: Umwertung der Härte in Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 18265 [8]	80
Abbildung 6.1: Anordnung von Kerbschlagbiegeproben im Biegeradius und der Dehnungsverteilung über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeprobe	82
Abbildung 6.2: $K_V - T$ Kurve, Material 4	83

Abbildung 6.3: Definition der Verschiebungsparameter ΔT_{aa} , ΔK_{V-20} und ΔT_{27J} bei K_V-T Kurven	84
Abbildung 6.4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 1 (S355J2+N, t 8mm)	85
Abbildung 6.5: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	88
Abbildung 6.6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)	90
Abbildung 6.7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)	92
Abbildung 6.8: Werte der Kerbschlagarbeit bei -20 °C für die durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche aus [44]	93
Abbildung 6.9: Übergangstemperatur bei 27 J, ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der K_V-T Kurve für t = 8 mm	95
Abbildung 6.10: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für t = 8 mm	96
Abbildung 6.11: Übergangstemperatur bei 27 J ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der K_V-T Kurve für t = 16 mm ...	97
Abbildung 6.12: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für t = 16 mm	98
Abbildung 6.13: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für t = 16 mm	98
Abbildung 6.14: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für t = 16 mm	99
Abbildung 6.15: Phosphor und Schwefelgehalt der untersuchten Stähle und der	99
Abbildung 6.16: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung (Kaltumformung), Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus ([32], [45] und [57])	100
Abbildung 6.17: Verschiebung des Übergangsbereiches mit unterschiedlicher Neigung der 8 mm Bleche (Material 1 + 3)	101
Abbildung 7.1: Versuchskörperbezeichnung	102
Abbildung 7.2: Eigenspannungsverteilung beim Strecken und Stauchen	104
Abbildung 7.3: Vollstoß einer Trapezhohlsteife im Brückenbau	104
Abbildung 7.4: Geometrie der Versuchskörper	105
Abbildung 7.5: Fertigungsschritte der Versuchskörperfertigung	106
Abbildung 7.6: Querschnitt der Schweißnahtvorbereitung	107
Abbildung 7.7: Einordnung der Versuchskörper nach DIN EN 1993-1-8 [25]	108
Abbildung 7.8: Definition der Geometrieparameter am Ober- und Unterwerkzeug beim Gesenkbiegen	109
Abbildung 7.9: Schweißreihenfolge	110
Abbildung 7.10: Einbringen der künstlichen Kerbe	111
Abbildung 7.11: Mikroschliff am Kerbgrund	112
Abbildung 7.12: Anordnung der Dehnmessstreifen am Versuchskörper im Schnitt	112
Abbildung 7.13: In Trockeneis eingelegte Prüfkörper mit applizierter Messtechnik	113
Abbildung 7.14: Eingebauter Prüfkörper mit Polystyrol Manschette	113
Abbildung 7.15: Dehnung Prüfkörper 10	114
Abbildung 7.16: Temperaturverlauf Prüfkörper 10	115
Abbildung 7.17: Bruchflächen der Prüfkörper 42 und 34	118
Abbildung 7.18: Flächenermittlung Prüfkörper 38	119
Abbildung 7.19: Spannungs-Dehnungs-Verlauf berechnet für Prüfkörper 45	120
Abbildung 7.20: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 10	121
Abbildung 7.21: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 20	122
Abbildung 7.22: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 30	123
Abbildung 7.23: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Testserie 40	124
Abbildung 7.24: Maximale Bruchdehnung, Bauteiltemperatur und Bewertung der Bruchflächen der Bauteilversuche (S) spröde und (D) duktil bei tiefer Temperatur aus [44]	125

11 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Eisenbegleiter in Stahl.....	12
Tabelle 2-2: Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [11]	14
Tabelle 2-3: Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [11]	14
Tabelle 2-4: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [18].....	16
Tabelle 2-5: Nach DIN EN 1993-1-1 [24] für den Stahlbau zugelassene Stähle	16
Tabelle 2-6: Nach DIN EN 1993-1-1 [24] für den Stahlbau zugelassene Stähle für Hohlprofile.....	17
Tabelle 2-7: Einzuhaltende Mindestbiegeradien nach entsprechender Liefernorm.....	17
Tabelle 2-8: Mindestwerte für die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Materialgüte für Spitzkerb-Längsproben.....	27
Tabelle 3-1: Materialeigenschaften	31
Tabelle 3-2: Dehnungen infolge der Kaltverformung (%) nach DIN EN 1993-1-8 [25].....	34
Tabelle 3-3: r/t Verhältnis der Versuchskörper	35
Tabelle 4-1: Umformgrad der Referenzbleche	52
Tabelle 4-2: Vergleich der Umformgrade aus den Simulationen, Messungen und der Berechnungsmethode DCF	52
Tabelle 4-3: Anfangsrissgeometrie.....	61
Tabelle 4-4: K_I -Werte, berechnet mit der Anfangsrisslänge	64
Tabelle 5-1: Mechanische Kennwerte	68
Tabelle 5-2: Chemische Analyse Material 100.....	69
Tabelle 5-3: Chemische Analyse Material 200.....	69
Tabelle 5-4: Chemische Analyse Material 300.....	70
Tabelle 5-5: Chemische Analyse Material 400.....	70
Tabelle 5-6: gemessene Dehnungen der Schulterproben	72
Tabelle 5-7: Korngröße in μm	73
Tabelle 6-1: Mittelwerte der Kerbschlagarbeit bei 5 und 10 % Dehnung.....	83
Tabelle 6-2: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 1 (S244J2+N, t = 8 mm)	86
Tabelle 6-3: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 1 (S355J2+N, t = 8 mm)	86
Tabelle 6-4: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 1 (S355J2+N, t = 8mm)	87
Tabelle 6-5: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	87
Tabelle 6-6: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27J, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	88
Tabelle 6-7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	89
Tabelle 6-8: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)	89
Tabelle 6-9: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm).....	90
Tabelle 6-10: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm) .	91
Tabelle 6-11: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)....	91
Tabelle 6-12: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)	92
Tabelle 6-13: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)	93
Tabelle 6-14: Zusammenfassung der Auswirkung auf die Neigung und Hochlage	94
Tabelle 7-1: Bezeichnung der Stähle mit Angabe der Kerbschlagarbeit nach Lieferzeugnissen	103
Tabelle 7-2: Mechanische Eigenschaften nach Lieferzeugnis	103
Tabelle 7-3: Biegeradien beim Versuchsprogramm für die Bauteilversuche	107
Tabelle 7-4: Öffnungsweite und Werkzeugradius beim Gesenkbiegen der Versuchskörper	108
Tabelle 7-5: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper t = 8 mm.....	110
Tabelle 7-6: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper t = 16 mm.....	110
Tabelle 7-7: Versuchsdaten zur Temperatur beim Prüfkörperbruch	115
Tabelle 7-8: Versuchsergebnisse	117
Tabelle 7-9: Versuchskörperflächen.....	118
Tabelle 7-10: Maschinenkraft und Maschinenweg bei Versuchskörperbruch.....	119

12 Literatur

[1] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.

- [2] Bathke, W.: Einfluss des Schweißens in kaltgeformten Bereichen auf das Sprödbbruchverhalten von Kaltprofilverbindungen mit Kopfplattenstoß und Kehlnahtanschluss. Schweißen und Schneiden 42 (1992), Heft 6, S. 292-295.
- [3] Björk, T.; Heinilä, S.; Marquis, G.: Assessment of Subzero Fracture of Welded Tubular K-Joint, Journal of Structural Engineering, ASCE, February 2008, Volume 134, Number 2, pp.181-188.
- [4] Degenkolbe, J.; Müsgen, B.: Wärmebehandlung von Stahl nach Kaltumformung, Archiv für das Eisenhüttenwesen 44 (1973), Nr. 10, S. 769-774.
- [5] Dilger, K.; Pries, H.; Röhrs, K.: Untersuchungen zum Schweißen in kaltgeformten Bereichen von Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen von mindestens 355 N/mm², Schlussbericht zum AiF-Projekt Nr. 12674, Institut für Füge- und Schweißtechnik, TU Braunschweig, 2003.
- [6] Dinocapture, User's Manual, AnMo Electronics Corporation, www.anmo.com.tw
- [7] DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren, 2011.
- [8] DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe-Umwertung von Härtewerten, 2004.
- [9] DIN EN ISO 643 Entwurf: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße, 2015.
- [10] DIN EN ISO 7438: Metallische Werkstoffe - Biegeversuche, 2016.
- [11] DIN EN 10020: Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle, 2000.
- [12] DIN EN 10025-1: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen, 2005.
- [13] DIN EN 10025-2: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen –Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle, 2005.
- [14] DIN EN 10025-3: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, 2005.
- [15] DIN EN 10025-4: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, 2005.
- [16] DIN EN 10025-5: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 5: Technische Lieferbedingungen für wetterfeste Baustähle, 2005.
- [17] DIN EN 10025-6: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand, 2005.
- [18] DIN EN 10027-1: Bezeichnungssysteme für Stähle Teil 1: Kurznamen, 2005.
- [19] DIN EN 10149-1: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen, 2013.
- [20] DIN EN 10149-2: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle, 2013.

- [21] DIN EN 10149-3: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte oder normalisierend gewalzte Stähle, 2013.
- [22] DIN EN 10210-1: Warmgefertigte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen, 2006.
- [23] DIN EN 10219-1: Kaltgefertigte geschweißte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen, 2006.
- [24] DIN EN 1993-1-1: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-1: Allgemeine Bemessungsregeln und Regeln für den Hochbau, 2010.
- [25] DIN EN 1993-1-8: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-8: Bemessung von Anschlüssen, 2010.
- [26] DIN EN 1993-1-10: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten – Teil 1-10: Stahlsortenauswahl im Hinblick auf Bruchzähigkeit und Eigenschaften in Dickenrichtung, 2010.
- [27] DIN Fachbericht 103: Stahlbrücken, 2003.
- [28] DIN 18800-1: Stahlbauten - Teil 1: Bemessung und Konstruktion, 2008.
- [29] DIN 18800-7: Stahlbauten - Teil 7: Ausführung und Herstellerqualifikation, 2008.
- [30] DIN 6935: Kaltbiegen von Flacherzeugnissen aus Stahl, 2011.
- [31] Eichler, B.; Feldmann, M.; Sedlacek, G.: Zähigkeitsdargebote kaltgefertigter Hohlprofile bei tiefen Temperaturen. Stahlbau, 81, Heft 3. S. 181–189, 2012.
- [32] Ernst, W.; Rauch, R.; Turk, C.: Eigenschaftsveränderungen durch Kaltverformung, künstliche Alterung und physikalische Schweißsimulation eines Laser alform 355 M, F&E Bericht intern, unveröffentlicht: voestalpine Stahl GmbH 2011.
- [33] Feldmann, M.; Eichler, B.; Sedlacek, G.: Stahlsortenwahl für Brückenlager, Bruchmechanische Untersuchungen für die Vereinigung der Hersteller von Fahrbahnübergängen und Lagern für Bauwerke; Lehrstuhl für Stahlbau und Leichtbau, RWTH Aachen: 2011.
- [34] Feldmann M.; Eichler B.; Kühn B.; Stranghöner N.; Dahl W.; Langenberg P.; Kouhi J.; Pope R.; Sedlacek G.; Ritakallio P.; Iglesias G.; Puthli R.S.; Packer J.A.; Krampen J.: Choice of Steel Material to Avoid Brittle Fracture for Hollow Section Structures. Addition to EN 1993-1-10. JRC Scientific and Technical Report: 2012.
- [35] Großpietsch, D.; Brauer, H.: Einfluss der Probengröße auf die Werte im Kerbschlagbiegeversuch an Rohren.: 3P, 2012.
- [36] Halbritter, J.: Beurteilung der Schweißseignung in kaltumgeformten Bereichen bei Einsatz hochfester Feinkornbaustähle. Stahlbau 69 (2000), Heft 4, S. 292-294.
- [37] Hußmann, W.: Einfluß kleiner Kaltverformungsbeiträge und unterschiedlicher Alterungsbehandlungen auf die Kerbschlagzähigkeit allgemeiner Baustähle, Dissertation, TU Clausthal, 1971.
- [38] Höhler, S.: Beitrag zur Erweiterung der Regelungen der Stahlsortenauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch auf Anschlüsse unter vorwiegend ruhender

- Beanspruchung, RWTH Aachen Dissertation: Shaker 2006.
- [39] JMatPro User's Guide, Sente Software Ltd., www.sentesoftware.co.uk/jmatpro
- [40] Kauer, B.: Einfluss der Probengeometrie auf die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen; Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, Universität Stuttgart, 2014.
- [41] Klein, J.: Numerische Simulation zum Schweißen im kaltumgeformten Bereichen, Masterarbeit, Universität Stuttgart, 2014.
- [42] Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren, Umformen: Springer: 2006.
- [43] Kudla, K.: Einfluss des Kaltumformens und Schweißens auf die Materialzähigkeit von Baustahl, Dissertation, Universität Stuttgart, in Bearbeitung.
- [44] Kuhlmann, U.; Kudla, K.: Untersuchungen zum Schweißen in kaltumgeformten Bereichen: Stahlbau 84 (2015), Heft 10, S. 802-810.
- [45] Kuhlmann, U.; Novák, B.; Günther, H.-P.; Braun, B.; Raichle, J.; Reichert, F.; Röhm, J.: FOSTA-Forschungsvorhaben P645, Stahlverbundträger mit Trapezblechträgern im Brückenbau. Forschungsbericht, FOSTA-Forschungsvorhaben P645: Universität Stuttgart, 2006.
- [46] Kühn, B.: Beitrag zur Vereinheitlichung der europäischen Regelungen zur Vermeidung von Sprödbruch, RWTH Aachen Dissertation: Shaker 2005.
- [47] Kühn, B.; Sedlacek, G.: DAST-Richtlinie 009 Stahlsortenauswahl für geschweißte Stahlbauten - Kommentar: Stahlbau Kalender 2006, Ernst und Sohn: 2006.
- [48] Kühn, B.; Stranghöner, N.; Sedlacek, G.; Höhler, S.: Stahlbaunormen - Kommentar zu DIN EN 1993-1-10: Stahlsortenauswahl im Hinblick auf Bruchzähigkeit und Eigenschaft in Dickenrichtung: Stahlbau Kalender, Ernst und Sohn 2012.
- [49] Macherauch, E (Hrsg.): Eigenspannungen: Entstehung – Berechnung – Messung – Bewertung. Oberursel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 1980.
- [50] Marandet, B.; Sanz, G.: Étude par mécanique de la ténacité d'aciers à résistance moyenne fouris en forte épaisseur. Revue Métallurgie. S. 359–383:1976.
- [51] Niemi, E. J.: Use of cold-formed rectangular hollow sections in welded structures subjected to low ambient temperatures. CIDECT Project No. 5AQ/2, Cold-formed RHS in Artic steel structures, Final Rep. No. 5AQ-5-96.
- [52] Nonn, A.; Bauer, H.: Korrelation der Kerbschlagenergien unterschiedlicher Probenabmessungen durch Schädigungsmodelle. Stahl und Eisen, 5. S. 71–79: 2014.
- [53] Oehler, G.: Biegen - Vergleich und Abgrenzung der Einsatzmöglichkeit der Abkantpressen, der Abkantmaschinen und der Profilwalzmaschinen für Biege-Profilformungen: Carl Hanser Verlag: 1963.
- [54] Oldfield, W.: Curve Fitting Impact Test Data. ASTM Standardisation. S. 24–29: 1975.
- [55] Pech, P.; Potthoff, F.: Sprödbruchverhalten kaltumgeformter geschweißter 12 bis 20 mm dicker Bleche aus unlegierten Baustählen. Schweißen und Schneiden 30 (1978), Heft 2, S. 41-44.
- [56] Ruge, J.; Wösle, H.: Schweißen an kaltverformten Teilen – Entwicklung aus heutiger

- Sicht, Stahlbau 9 (1977), Heft 9, S. 266-277.
- [57] Röhrs, K.: Untersuchungen zum Schweißen in kaltgeformten Bereichen von Feinkornbaustählen, TU Braunschweig Dissertation: Shaker 2005.
- [58] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweissens, Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe: Springer: 2010.
- [59] Schumann, H.; Oettel, H.: Metallographie, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2005.
- [60] Sedlacek, G.; Feldmann, M.; Kühn, B.; Tschickardt, D.; Höhler, S.; Müller, C.; Hensen, W.; Stranghöner, N.; Dahl, W.; Langenberg, P.; Münstermann, S.; Brozetti, J.; Raoul, J.; Pope, R.; Bijlaard, F.: Commentary and Worked Examples to EN 1993-1-10 "Material toughness and through thickness properties", and other toughness oriented rules in EN 1993: JRC Scientific and Technical Report: 2008.
- [61] Simufact Forming: www.simufact.de/simufactforming-umformsimulation.html
- [62] Simufact Welding: <https://www.simufact.de/simufactwelding-schweisssimulation.html>
- [63] Stranghöner, N.: Werkstoffwahl im Stahlbrückenbau, Deutscher Ausschuss für Stahlbau Forschungsbericht 4/2006: Stahlbau Verlags- und Service GmbH: 2006.
- [64] Straßburger, C.: Entwicklungen zur Festigkeitssteigerung der Stähle, Unter besonderer Berücksichtigung der unlegierten und mikrolegierten Baustähle, Verl. Stahleisen: 1976.
- [65] Straßburger, C.; Schauwinhold, D.: Einfluß der Art der Kaltverformung auf die künstliche Alterung bei der Kerbschlagzähigkeitsprüfung allgemeiner Baustähle, Stahl und Eisen 87 (1967), Nr. 13, S. 792-798.
- [66] Veit, H.-J.: Probleme des Schweißens im Bereich kaltgeformter Profile, Schweißen und Schneiden 20 (1968), Heft 3, S. 113-119.
- [67] Wallin, K.: Fracture Toughness of Engineering Materials, Estimation and Application: EMAS Publishing: 2011.
- [68] Wallin, K.: Methodology for Selecting Charpy Toughness Criteria for Thin High Strength Steels, Part 1, 2 and 3: VTT Manufacturing Technology: 1994.
- [69] Wießbach, W.: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium: Vieweg 2004.
- [70] Jäniche, W.: Werkstoffkunde Stahl. Band 1: Springer 1984.
- [71] Zerbst, U.: Fitness-for-service Fracture Assessment of Structures Containing Cracks, A workbook based on the European SINTAP/FITNET procedure: Elsevier 2007.

[DAST-Richtlinien \(deutscherstahlbau.de\)](http://deutscherstahlbau.de)

[Forschungsberichte \(deutscherstahlbau.de\)](http://deutscherstahlbau.de)

