

Einfluss des Kaltumformens und Schweißens auf die Materialzähigkeit von Baustahl

Konrad Kudla

Mitteilungen

Einfluss des Kaltumformens und Schweißens auf die Materialzähigkeit von Baustahl

Von der Fakultät Bau- und Umweltingenieurwissenschaften der Universität
Stuttgart zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte
Abhandlung

vorgelegt von

Konrad Kudla

aus Braunschweig

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Markus Feldmann

Tag der mündlichen Prüfung 18.12.2018

Institut für Konstruktion und Entwurf der Universität Stuttgart
2018

Mitteilung des Instituts für Konstruktion und Entwurf, Nr. 2019-2

Konrad Kudla Einfluss des Kaltumformens und Schweißens auf die Materialzähigkeit
von Baustahl

Herausgeber Prof. Dr.-Ing. U. Kuhlmann
Pfaffenwaldring 7
70569 Stuttgart
Telefon: (0711) 685 66245
Telefax: (0711) 685 66236

Redaktion Simon Mönch, M.Sc.

D93

© Institut für Konstruktion und Entwurf, Stuttgart 2019
Alle Rechte vorbehalten

ISSN 1439-3751

Kurzdarstellung

In der stahlverarbeitenden Industrie ist es gängige Praxis, dass aus Halbzeugen wie z.B. Blechen oder Flachstählen Profile jeglicher Art durch Kaltumformen hergestellt werden. Das Kaltumformen kann z.B. an Blechen durch Schwenk- oder Gesenkbiegen ausgeführt werden. In der Serienfertigung werden z.B. Trapezbleche oder auch Stangenprofile durch Kaltwalzen profiliert. Das Kaltumformen hat neben der industriellen Serienfertigung auch in der handwerklichen Einzelteilfertigung einen hohen Stellenwert, um Blechteile zu formen. Durch das Kaltumformen wird der Stahl im Bereich des Biegeradius auf der Außenseite gestreckt und auf der Innenseite gestaucht. Durch die plastischen Dehnungen und das damit verbundene zeitgleiche Fließen des Werkstoffes im Bereich des Biegeradius entstehen Gefügeveränderungen im Stahl.

Eine der häufigsten Fügemethoden im Stahlbau ist das Lichtbogenschweißen. Beim Schweißen werden die zu verbindenden Bauteile im Bereich der Fügestelle örtlich aufgeschmolzen. Durch einen ebenfalls aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoff wird der Bereich zwischen den Bauteilen aufgefüllt. Nach dem Abkühlen der örtlichen Schmelze (Schweißnaht) sind die Bauteile starr miteinander verbunden. Durch das örtliche Aufschmelzen des Stahls und das Anschmelzen der Randbereiche in der Wärmeeinflusszone (WEZ) wird der Stahl im Bereich der Schweißnaht und den angrenzenden Bereichen mit unterschiedlichen Aufheiz-, Halte- und Abkühlzyklen thermisch beansprucht.

Die beiden Verfahren, Kaltumformen und Schweißen, treffen aufeinander, wenn kaltumgeformte Bauteile im Bereich der Kaltumformung zusammengefügt werden. Da sich in diesem Bereich aus beiden Verfahren Einflüsse auf das Gefüge des Stahls überlagern, ist davon auszugehen, dass in diesem Bereich die Materialzähigkeit abnimmt. Eine verminderte Materialzähigkeit und die Kerbe aus einer Schweißnaht sind zwei Komponenten, die einen Sprödbruch hervorrufen können.

Um das Sprödbruchproblem und das damit einhergehende schlagartige Versagen im Stahlbau zu vermeiden, gibt es neben den Regelungen für die Materialwahl auch für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich besondere Vorgaben. In der aktuellen europäischen Norm für die Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten DIN EN 1993-1-8 [13] ist das Schweißen im kaltumgeformten Bereich geregelt. Durch diese Regelung wird das Schweißen im kaltumgeformten Bereich pauschal für alle im Stahlbau verfügbaren Stähle gleich geregelt.

Im ersten Abschnitt dieser Arbeit wird der Stand der Wissenschaft und Technik in Bezug auf die Zähigkeit von Stahl und die Einflüsse auf die Zähigkeit durch Kaltumformen und Schweißen erarbeitet. Im Weiteren werden die aktuellen Regelungen und deren Hintergründe zur Vermeidung der Sprödbruchproblematik im Stahlbau erläutert. Abschließend wird der aktuelle Stand der Technik beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich dargestellt.

Um weitere Erkenntnisse an unlegierten Baustählen zu gewinnen, wurde ein Versuchskonzept erarbeitet, das die Einflüsse auf die Werkstoffzähigkeit aus der durch Kaltumformen und Schweißen hervorgerufenen Wechselwirkung untersucht. Das Versuchskonzept sieht im ersten Schritt vor, dass die Materialzähigkeit an Kerbschlagbiegeproben untersucht wird, an denen die Einflüsse aus Kaltumformen und Schweißen simuliert wurden. Im zweiten Schritt wurden Bauteilversuche geplant, durch die das reale Materialverhalten bei tiefen

Temperaturen abgebildet wird. Für beide Versuchsserien wurden Bleche aus S355J2 ausgewählt. Es wurden Bleche $t = 8$ mm und $t = 16$ mm untersucht. Bei der Auswahl der Bleche wurde je Materialstärke eine Blechtafel mit einer hohen Kerbschlagarbeit und eine Tafel mit einer niedrigen Kerbschlagarbeit gewählt.

Während und nach der Herstellung der Versuchskörper wurden die fertigungsbedingten Materialveränderungen ermittelt. Während des Schweißens wurden durch Thermolemente, die neben der Schweißnaht appliziert waren, Temperatur-Zeit-Verläufe ermittelt. Die plastischen Dehnungen an der Außenseite der Versuchskörper wurden nach dem Kaltumformen an einem signierten Raster ermittelt.

Zur Charakterisierung der in den Versuchen eingesetzten Stähle wurden umfangreiche Versuche gefahren, um die mechanischen und metallurgischen Eigenschaften zu ermitteln. Die Untersuchungen wurden am Grundmaterial, am kaltumgeformten und geschweißten Blech durchgeführt.

Zur Ermittlung der Werkstoffzähigkeit wurden Kerbschlagbiegeversuche an Proben durchgeführt, an denen die Fertigungseinflüsse simuliert wurden. Das Kaltumformen wurde durch Kaltrecken und der Einfluss der Schweißwärme durch Nachfahren eines Wärmezyklus auf einer Gleebelanlage simuliert. Durch diese Verfahren lagen in den Versuchskörpern homogene Dehnungen und homogenes Gefüge vor. Die Kerbschlagbiegeproben wurden aus Proben mit 5, 10, 15 und ca. 20 % Dehnung entnommen. Die Ergebnisse zeigen, dass sich durch das Kaltumformen die Übergangstemperatur verschiebt. Die Verschiebung der Übergangstemperatur durch die Schweißwärme war hingegen sehr gering. In diesem Abschnitt werden auch umfangreiche Ergebnisse aus der Literatur dargestellt. Es wurden Ergebnisse aus Untersuchungen an Feinkornbaustählen und thermomechanisch gewalzten Baustählen aufbereitet und bewertet. Die Betrachtung der Ergebnisse zeigt, dass eine Verallgemeinerung der Verschiebung der Übergangstemperatur die positiven Einflüsse bei hochwertigen Baustählen vernachlässigt und dass bei unlegierten Baustählen die Verschiebung nur unzureichend durch die Ermittlung eines Wertes aus der $K_V - T$ Kurve bewertet werden kann.

Um das reale Verhalten von kaltumgeformten und geschweißten Bauteilen abzubilden, wurden eigene Bauteilversuche bei tiefer Temperatur an Versuchskörpern durchgeführt, bei denen durch Biegeumformen typische Dehnungsgradienten eingepreßt wurden. An den Prüfkörpern wurde im kaltumgeformten Bereich eine 2/3 X-Naht als Vollstoß ausgeführt. Nach dem Schweißen wurde in die Prüfkörper am Nahtübergang eine künstliche Kerbe eingeschliffen. Die Prüfkörper wurden so lange einer Ermüdungsbelastung ausgesetzt, bis am Kerbgrund ein scharfer Ermüdungsanriss eintrat. Im nächsten Schritt wurden die Versuchskörper heruntergekühlt und bei -30 °C mit einer quasi statischen Last bis zum Prüfkörperbruch belastet.

Die Ergebnisse bestätigen die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen und zeigen, dass bei Zunahme der plastischen Dehnungen durch einen kleineren Biegeradius die Sprödbuchgefahr steigt und die Materialzähigkeit abnimmt. Die Auswertung erfolgte über die Bruchflächen und die Bruchdehnung. Die Bauteilversuche bestätigen die Beobachtungen aus den Kerbschlagbiegeversuchen. Es zeigt sich, dass eine Abhängigkeit vom r/t -Verhältnis

vorliegt und dass die durch das Kaltumformen beeinflusste Materialzähigkeit einen entscheidenden Einfluss auf das Bauteilverhalten hat.

Im letzten Abschnitt wird die Entwicklung einer Werkstoffprüfung zur Charakterisierung der Werkstoffzähigkeit im kaltumgeformten und geschweißten Bereich dargestellt. Durch diese standardisierte Werkstoffprüfung wird es möglich, die Zähigkeitseigenschaften von Stahl durch einen Satz Kerbschlagbiegeversuche zu ermitteln, bei dem die negativen Einflüsse aus Kaltumformen und Schweißen mit abgebildet werden. Des Weiteren wird ein Vorschlag erarbeitet, wie dieser Versuch in die aktuellen Regelwerke integriert werden könnte. Somit besteht die Möglichkeit, auch beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich eine Materialsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 durchzuführen, bei der die positiven Eigenschaften von hochwertigen Stählen berücksichtigt werden können.

Die Arbeit endet mit einer Zusammenfassung, in der die Ergebnisse der einzelnen Abschnitte zusammengeführt und bewertet werden. Anschließend wird die Übertragbarkeit in die Praxis erläutert und der weitere Forschungsbedarf aufgezeigt.

Abstract

In the steel processing industry it is state-of-the-art to produce different types of profiles by cold forming of semi-finished products like plates or flat-rolled steel. Cold forming can be done for example by pan bending or bottom bending. Trapezoidal plates or different bar profiles are produced in serial production through cold rolling. Besides the industrial production, cold forming is also important in traditional crafts to produce individual plate profiles. Cold forming means that the steel profile is elongated at the outer side and compressed at the inner side of the bending radius. Due to plastic strains and the corresponding yielding of the material in the zone of the bending radius, the microstructure of the steel changes.

The method of arc welding is very often used in steel construction to connect structural components. In the local area of the joint, the steel is melting due to welding. The zone between the structural components is filled with a molten filler material. When the melt (the weld) is solidified, the structural components are rigidly connected. Due to melting of the steel in the joint and heat affected zones (which partially also start to melt) near the joint, there are thermal stresses (with different heat up-, waiting- und cooling cycle) induced in the material.

Both methods, cold forming and welding, are combined, when profiles are welded in the cold formed zone. Due to effects on the microstructure of steel from both methods, the toughness decreases in this zone. A low toughness as well as a notch of a weld may cause a brittle fracture of the material.

There are specifications for the choice of the material and for welding in cold formed zones in order to prevent a brittle fracture and a corresponding sudden failure in steel construction. In the European standard EN 1993-1-8 rules for welding in cold formed zones are given. These rules deal with welding in cold formed zones for all available steels in the same manner.

In the first section of this thesis, the state of the art regarding the toughness of steel and effects from cold forming and welding on the toughness are presented. Current design rules to prevent a brittle fracture and corresponding background information are summarized. Furthermore, the state of the art regarding welding in cold formed zones is presented.

To get further information on unalloyed steel, an experimental test program was developed to investigate the influences of welding in cold formed zones on the toughness. The first step of the test program was the investigation of the toughness of charpy specimens, for which cold forming and welding had been simulated. As a second step, component tests had been set up to analyze the material behavior at a low temperature. Plates with strength grade S355J2 were chosen for both test series. Plate thicknesses of $t = 8$ mm and $t = 16$ mm were investigated. For each thickness one steel plate with a high notched impact work and one steel plate with a low notch impact was chosen.

Changes of material properties were documented during manufacturing of the test specimens and also during testing. Temperature-time graphs were determined during welding using thermocouples, which had been applied near the weld. After cold forming, plastic strains at the outer side of the specimens were measured using a special grid.

In order to characterize the material, which was used for the test specimens, mechanical and metallurgical properties of the different steels were determined by tests. These properties were tested for the raw material, for the cold formed material and for the cold formed and welded material.

In order to determine the toughness, notch impact test were performed with specimens, for which the influences of manufacturing were simulated. Cold forming was simulated through cold drawing and the influence of welding was simulated by the application of a temperature cycle using a Gleebel system. The use of these methods guaranteed that a homogeneous strain distribution and a homogeneous microstructure were present. The Charpy specimens were taken from specimens with 5 %, 10 %, 15 % and approximately 20 % elongation. The test results show that cold forming leads to a change of the transition temperature. However, the transition temperature did not change significantly due to welding heat. In this section, also extensive results from literature are presented. Test results from fine-grained steel and thermo-mechanical rolled structural steel were processed and evaluated. The results show that positive properties of high-quality structural steels are not taken into account, if existing rules regarding the change of the transition temperature are applied.

In order to simulate the real behavior of cold formed and welded structural components, specimens with typical strain distributions due to the forming process were tested at low temperature. In the cold formed zones of the specimens a 2/3 X-weld was welded. At the weld transition an artificial notch was cut into each specimen after welding. After that the specimens were subjected to a fatigue loading until a first clear fatigue crack occurred at the notch root. The next step was to cool down the specimens to -30 °C and then the specimens were subjected to a quasi-static load until failure occurred.

These test results from structural components confirm the results from notch impact tests and show that for high plastic strains due to a small bending radius, a brittle fracture is more likely and the toughness decreases. The tests on structural components were evaluated using the fractured surface and the fracture strain. The results show that there is a dependency on the r/t -ratio and that the toughness, which is influenced by cold forming, has an influence on the behavior of the structural component.

In the last section, the development of a material test for the characterization of the toughness in cold formed and welded zones is presented. Using this standardized material test, it is possible to determine the toughness of steel with a set of notch impact tests, which take into account negative effects from cold forming and welding. Furthermore, a proposal on how to include this test into current standards is worked out. The choice of the material according to EN 1993-1-10, under consideration of positive properties of high-quality steel, is thus possible also for welding in cold formed zones.

In the end a summary, in which the results of each section are presented and evaluated, is given. The possible application in practice is explained and further needs for research are pointed out.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Konstruktion und Entwurf der Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt der Institutsleiterin Frau Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann für die Übernahme des Hauptberichts sowie für Ihre Unterstützung und das Vertrauen in meine Arbeit. Bei Prof. Dr.-Ing. Markus Feldmann bedanke ich mich ebenfalls vielmals für die Übernahme des Mitberichts.

Außerdem bedanke ich mich bei der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AiF) für die finanzielle Unterstützung bei einem Forschungsprojekt. Den Mitgliedern der FG Brückenbau vom Bauforumstahl e.V. danke ich für die Begleitung und die fachliche Diskussion während des Forschungsprojektes.

Ein großer Dank gilt auch den Firmen Max Bögl Stahl- und Anlagenbau GmbH & Co. KG, C+P Brückenbau GmbH & Co. und Otto Klostermann GmbH, ohne deren Unterstützung die Versuchskörperfertigung und die experimentellen Untersuchungen nicht möglich gewesen wären. Im Zusammenhang mit den experimentellen Untersuchungen bedanke ich mich außerdem vielmals bei Herrn Oliver Schneider für die Hilfe bei der Versuchsdurchführung.

Ebenfalls möchte ich mich bei Frau Arite Scharff für die Unterstützung bei der Durchführung der zahlreichen Untersuchungen zu den mechanischen und metallurgischen Einflüssen an der SLV Rostock bedanken.

Herrn Dr. Ernst von der Voest Alpine Stahl GmbH danke ich für die Bereitstellung der zahlreichen Ergebnisse aus den eigenen Untersuchungen und den fachlichen Austausch.

Ein großes Dankeschön gilt außerdem den Herrn Prof. Dr.-Ing. Hans-Peter Günther, Herrn Prof. Dr.-Ing. Andreas Taras, Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Knödel und Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Thiele für die zahlreichen Diskussionen, die Anregungen, kritische Beurteilung und die Unterstützung meiner Arbeit und Tätigkeit in den letzten Jahren.

Weiterer Dank gilt meinen Kolleginnen und Kollegen, allen wissenschaftlichen Hilfskräften und den Verfassern der von mir betreuten Bachelor- und Masterarbeiten. Die Zusammenarbeit mit euch hat mir eine sehr schöne Zeit am Institut für Konstruktion und Entwurf beschert, und ich danke allen für die Diskussionen, die Anregungen und die Unterstützung.

Meiner Ehefrau Katrin und meiner Familie danke ich herzlich für ihre Liebe, die bedingungslose Unterstützung, die Aufmunterungen und die Geduld im letzten Jahr. Darüber hinaus gilt mein Dank allen Freunden und Bekannten für ihren Rückhalt und die Ablenkung vom Arbeitsalltag.

Sengenthal, im November 2016

Konrad Kudla

Inhaltsverzeichnis

KURZDARSTELLUNG	V
ABSTRACT	IX
VORWORT	XI
INHALTSVERZEICHNIS	XII
1 EINLEITUNG	1
1.1 Fragestellung	1
1.2 Motivation und Lösungsweg	2
1.3 Vorgehen	3
2 STAND DER WISSENSCHAFT UND TECHNIK.....	5
2.1 Allgemeines zu Stahl	5
2.2 Gefügebau von Stahl	9
2.3 Gefügebestandteile von Stahl	10
2.3.1 Allgemeines	10
2.3.2 Gitterbaufehler	11
2.3.3 Vorgänge im Gefüge bei elastischer und plastischer Verformung von Stahl	14
2.3.4 Kaltverfestigung von Stahl	15
2.4 Wärmebehandlung von Stahl	16
2.4.1 Überblick	16
2.4.2 Normalglühen	17
2.4.3 Rekristallisationsglühen	17
2.5 Kaltumformen	20
2.5.1 Definitionen von Kaltumformen und Biegen	20
2.5.2 Biegeumformen	20
2.5.3 Verschiebung der neutralen Faser	23
2.5.4 Technisch kleinstmöglicher Biegeradius	24
2.5.5 Dehnungen und Spannungen infolge des Biegeprozesses	25
2.6 Schweißen	26
2.6.1 Definition und Begriffe	26
2.6.2 Wärmebehandlung durch die Schweißwärme	27
2.6.3 Einfluss des Temperatur-Zeit-Verlaufs auf die Metallurgie	29
2.6.4 Beschreibung von Wärmebehandlungen durch den Hollomon-Jaffe Parameter	31
2.7 Eigenspannungen	33
2.7.1 Grundsätzliches	33
2.7.2 Walzeigenspannungen	36

2.7.3	Eigenspannungen durch Kaltumformen	37
2.7.4	Eigenspannungen aus Schweißen	37
2.8	Sprödbruch	40
2.8.1	Definition und Ursachen für das Eintreten eines Sprödbruchs	40
2.8.2	Sprödbruch begünstigende Belastungseinflüsse	42
2.8.3	Ermittlung der Werkstoffzähigkeit durch den Kerbschlagbiegeversuch	43
2.8.4	Metallurgische Einflüsse auf die Sprödbruchneigung bei Stahl	48
2.8.5	Stahlgütewahl zur Vermeidung von Sprödbruch im Stahlbau	53
2.9	Aktueller Stand der Technik beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich.....	62
2.10	Zusammenfassung	65
3	VERSUCHSKONZEPT, WERKSTOFFWAHL UND FERTIGUNG DER	
	VERSUCHSKÖRPER	68
3.1	Allgemeines	68
3.2	Wahl und Charakterisierung der Versuchswerkstoffe	69
3.3	Versuche zur Ermittlung der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften....	70
3.4	Bauteilversuche bei tiefer Temperatur zur Untersuchung der Sprödbruchempfindlichkeit ...	71
3.4.1	Versuchskonzept	71
3.4.2	Fertigung der Versuchskörper	74
3.4.3	Einbringen der künstlichen Kerbe.....	78
3.5	Zusammenfassung	79
4	ERMITTLUNG DER FERTIGUNGSBEDINGTEN MATERIALVERÄNDERUNGEN....	81
4.1	Allgemeines	81
4.2	Messung der plastischen Dehnungen	81
4.3	Messen des Temperatur-Zeit-Verlaufes beim Schweißen	85
4.4	Zusammenfassung	88
5	ERMITTLUNG DER MECHANISCHEN UND, METALLURGISCHEN	
	EIGENSCHAFTEN.....	89
5.1	Allgemeines	89
5.2	Zugversuch	89
5.3	Makroschliffe und Korngröße	89
5.4	Härtemessung	91
5.5	Chemische Zusammensetzung.....	94
5.6	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse	96
6	KERBSCHLAGBIEGEVERSUCHE	97
6.1	Entnahme der Proben und Auswertung der Ergebnisse	97
6.2	Ergebnisse eigener Untersuchungen	100
6.2.1	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 1	100

6.2.2	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 2	101
6.2.3	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 3	103
6.2.4	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 4	104
6.2.5	Zusammenfassung der Ergebnisse aus den eigenen $KV - T$ Kurven und Auswertung der Übergangstemperaturen.....	105
6.3	Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am thermomechanisch gewalzten Stahl S355MC [9] 110	
6.4	Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen an Blechen aus ausgewählten Quellen	116
6.5	Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen an Hohlprofilen	119
6.6	Zusammenfassung und Bewertung der dargestellten Ergebnisse.....	124
7	BAUTEILVERSUCHE BEI TIEFER TEMPERATUR	128
7.1	Quasi-Statische Bauteilversuche bei tiefer Temperatur	128
7.1.1	Dehnungsmessung.....	128
7.1.2	Kühlen der Prüfkörper.....	128
7.1.3	Aufbringen einer quasi-statischen Belastung bis zum Prüfkörperbruch.....	130
7.2	Auswertung der Ergebnisse	130
7.2.1	Auswertung der Bruchtemperaturen.....	130
7.2.2	Auswertung der Bruchflächen	132
7.2.3	Auswertung der Dehnungen aus der aufgetragenen Belastung	135
7.2.4	Auswertung der Bauteilversuche am 8 mm dicken Blech	137
7.2.5	Auswertung der Bauteilversuche am 16 mm dicken Blech	139
7.3	Bauteilversuche aus der Literatur.....	141
7.4	Zusammenfassung und Schlussfolgerung	144
8	ENTWICKLUNG EINER WERKSTOFFPRÜFUNG ZUR CHARAKTERISIERUNG DER WERKSTOFFZÄHIGKEIT IM KALTUMGEFORMTEN UND GESCHWEIßTEN BEREICH	145
8.1	Beschreibung der Ausgangslage.....	145
8.2	Diskussion und Bewertung der unterschiedlichen Versuchskonzepte.....	145
8.3	Möglichkeiten zur materialdifferenzierten Zähigkeitsbetrachtung unter Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen	147
8.4	Entwicklung einer standardisierten Prüfmethode zur Untersuchung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten und anschließend schweißwärmebehandelten Proben mit homogenem Dehnungszustand.....	147
8.4.1	Ziel der standardisierten Prüfmethode	147
8.4.2	Prüfversuchskonzept und Prüfvordurchführung.....	148
8.4.3	Kerbschlagarbeiten aus eigenen Versuchen.....	149
8.4.4	Ermittlung der durch den Versuch abzudeckenden plastischen Dehnung.....	153
8.4.5	Definition der standardisierten Prüfmethode zur Untersuchung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten und anschließend schweißwärmebehandelten Proben mit homogenem Dehnungszustand.....	155
9	ZUSAMMENFASSUNG, UND AUSBLICK	158

10	LITERATURVERZEICHNIS	163
11	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	167
12	TABELLENVERZEICHNIS	172
13	ANHANG A.....	174
13.1	Durch Messungen ermittelte plastischen Dehnungen an biegeumgeformten Versuchskörper 174	
13.2	Vergleichsmessung zur Ermittlung der plastischen Dehnung.....	191
13.3	Temperaturzeitverläufe gemessen an realen Schweißnähten	192
14	ANHANG B.....	193
14.1	Makroschliffe Material 1.....	193
14.2	Makroschliffe Material 3.....	194
14.3	Makroschliffe Material 4.....	195
14.4	Kerbschlagbiegeversuche Material 1	196
14.5	Kerbschlagbiegeversuche Material 2	203
14.6	Kerbschlagbiegeversuche Material 3	210
14.7	Kerbschlagbiegeversuche Material 4	217
14.8	Kerbschlagbiegeversuche bei 5 und 10 % Dehnung	225
15	ANHANG C.....	226
15.1	Ergebnisse aus Untersuchungen der Voest am S355 MC.....	226
15.2	Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve aus Untersuchungen der Voest am S355 MC	284
	LEBENS LAUF	287

1 Einleitung

1.1 Fragestellung

Bei der Herstellung von kaltumgeformten Bauteilen wie z.B. Trapezhohlsteifen oder Trapezblechstegen im Brückenbau werden Stahlbleche durch Kaltumformen aus der ebenen Ursprungsform zu Profilen umgeformt. Diese werden in der Einzelteilerfertigung häufig durch Abkanten im Gesenk oder durch Schwenkbiegen hergestellt. In der Serienfertigung erfolgt das Kaltumformen z.B. durch Formwalzen. Durch den Biegeprozess wird die Faser auf der Außenseite gestreckt und auf der Innenseite des gebogenen Bleches gestaucht. Die Dehnungen der Fasern gehen über den elastischen Bereich des Werkstoffes (Streckgrenze) hinaus in den Bereich der plastischen Dehnungen. Die Aktivierung der Versetzungen führt zu einer Kaltverfestigung, die im Zusammenhang mit einer Abnahme der Werkstoffzähigkeit stehen kann. Die Größe der plastischen Dehnung ist abhängig von der Blechdicke (t) und dem Biegeradius (r).

Neben der eigentlichen Schweißnaht wird beim Schweißprozess in der kaltumgeformten Zone eine Wärmebehandlung mit örtlich abhängigen Spitzentemperaturen, Aufheizraten, Haltezeiten und Abkühlzeiten durchgeführt. Für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich wird das Rekristallisationsglühen als kritische Wärmebehandlung betrachtet. Durch den Wärmeeintrag im Bereich um 580 °C wird ein Rekristallisationsglühen mit kurzer Haltezeit im Bereich der Spitzentemperatur durchgeführt. Es ist bekannt, dass bei einer solchen Wärmebehandlung im Bereich des Rekristallisationsglühens bei einer schwachen Kaltumformung (ca. 5...10 %) mit einem grobkörnigen Rekristallisationsgefüge gerechnet werden muss. Ein grobkörniges Gefüge steht im direkten Zusammenhang mit einer geringen Materialzähigkeit. Somit treten beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich mehrere ungünstige Effekte, die zu einer Abnahme der Materialzähigkeit führen, gleichzeitig auf. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass durch Schweißen im kaltumgeformten Bereich die Sprödbruchgefahr im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) und deren Randbereichen erheblich zunehmen kann.

Bei Betrachtung der aktuellen Regelungen zur Absicherung gegen Sprödbruch nach DIN EN 1993-1-10 [11]. zeigt sich, dass die Abminderung der Zähigkeit, hervorgerufen durch eine Kaltumformung, durch eine Temperaturverschiebung abgebildet wird. Diese Temperaturverschiebung wird für alle Stahlsorten gleich angenommen. Des Weiteren zeigt sich, dass bei der Berechnung der Bezugstemperatur zur Ermittlung der Stahlgüte nach DIN EN 1993-1-10 [11]. nur geringe plastische Dehnungen berücksichtigt werden können. Beim vereinfachten tabellarischen Nachweis können nur Bezugstemperaturen bis -50 °C berücksichtigt werden. Dies entspricht bei einer Einsatztemperatur von -30 °C (Brückenbau) einer Dehnung von 6,7 %. Somit könnte ein Blech S355J2C+N $t = 10\text{ mm}$ mit einem Biegeradius $r = 70\text{ mm}$ kaltumgeformt werden. Nach DIN EN 10025-2 [57] wäre ein Biegeradius $r = 20\text{ mm}$ quer zur Walzrichtung zulässig.

Die Regelungen zum Schweißen im kaltumgeformten Bereich sehen vor, dass über das r/t -Verhältnis die Blechdicken begrenzt werden, bei denen das Schweißen im kaltumgeformten Bereich zulässig ist. Wenn nun an dem gleichen Blech aus dem vorhergehenden Beispiel im kaltumgeformten Bereich geschweißt werden soll, dann wäre nach DIN EN 1993-1-8 [13] ein Biegeradius $r = 20$ zulässig. Diese einfache Betrachtung der beiden zulässigen Biegeradien

zeigt, dass die beiden Regelwerke DIN EN 1993-1-10 [11]. und DIN EN 1993-1-8 [13] unterschiedliche Angaben liefern. Es stellt sich somit die Frage wie diese Regelungen harmonisiert werden können und ob diese Regelungen für alle Stähle unabhängig von der Herstellungsart und der Legierungsbestandteilen gleichbehandelt werden können.

1.2 Motivation und Lösungsweg

Die für DIN EN 1993-1-10 [11] herangezogenen Untersuchungen zur Verschiebung der Kerbschlagarbeit durch Kaltumformen enden bei 10% Dehnung. Diese Begrenzung des oberen Parameterbereiches wird momentan nicht in DIN EN 1993-1-10 [11] deutlich.

Die Regelwerke und die Literatur geben ebenfalls keine konkreten Angaben ab welchem Biegeradius ein Stahl die Eignung „Kaltumformbar“ aufweisen muss. DIN EN 1090-2 [1] gibt lediglich an, dass Stahlerzeugnisse für die Herstellung von kaltgeformten Bauteilen eingesetzt werden müssen, die die Eigenschaften aufweisen, die der geforderten Eignung für den Kaltumformprozess Rechnung tragen. In der Tabelle 3 DIN EN 1090-2 [1] wird unter anderem die Produktnorm DIN EN 10025-2 [57] genannt. In dieser Produktnorm wird unter dem Absatz 7.4.2.2 Kaltumformbarkeit aufgeführt, dass bei der Bestellung von Stahlsorten, die zum Kaltumformen geeignet sein sollen der entsprechende Kurzname einschließlich dem Buchstaben C anzugeben ist. Die Stähle mit der Eignung zum Kaltumformen sind wiederum in der Tabelle 10 der Produktnorm aufgeführt. Stähle, die zum Kaltumformen geeignet sind, werden mit dem Zusatzsymbol „C“ gekennzeichnet. Diese Bezeichnung kann vom Hersteller ohne eine zusätzliche Prüfung vergeben werden. Mit dieser Kennzeichnung wird vom Hersteller garantiert, dass beim Kaltumformen auf der Außenseite keine Risse entstehen. In der Praxis führt dieser Punkt immer wieder zu Auseinandersetzungen, da es keine konkreten Angaben gibt ab welchem Biegeradius bzw. Kaltumformgrad ein Stahl mit der Kennzeichnung „C“ eingesetzt werden muss. Selbst bei sehr großen Biegeradien, zu denen es z.B. beim Runden von Blechen kommt und diese zu sehr geringen Kaltumformgraden führt, gibt es immer wieder die Forderung einen Stahl mit der Kennzeichnung „C“ einzusetzen.

Wie in Kapitel 2 dargestellt, ist die Sprödbruchempfindlichkeit beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich abhängig von der Materialeigenschaft des Grundwerkstoffes. Die aktuellen Regelungen erfassen pauschal alle nach [10] geregelten Stähle für tragende Bauteile im Stahlbau. Durch diesen pauschalen Ansatz können die positiven Eigenschaften von hochwertigen Stählen beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich nicht ausgenutzt werden. Die Sonderregelung für Hohlprofile bis 12,5 mm aus Aluminium beruhigten Stählen in DIN EN 1993-1-8 [13] wirft die Frage auf, warum die positiven Eigenschaften von rekalterungsunempfindlichen Stählen nicht bei Blechen genutzt werden können. An gleicher Stelle wird in den Anmerkungen darauf verwiesen, dass durch eine Prüfung nachgewiesen werden kann, dass Schweißen im kaltumgeformten Bereich keinen negativen Einfluss hat. Allerdings wird die vorgeschlagene Prüfung nicht genauer spezifiziert.

Bei Betrachtung der Regelwerke, die das Schweißen im kaltumgeformten Bereich direkt und indirekt beeinflussen, zeigt sich, dass die Regelungen untereinander nicht abgestimmt sind, und bei der praktischen Anwendung die oben genannten Themen zu Problemen führen. Die Untersuchungen in dieser Arbeit sollen dazu beitragen, dass dem Anwender praktikable Möglichkeiten zur sicheren und wirtschaftlichen Materialauswahl beim Schweißen im

kaltumgeformten Bereich zur Verfügung gestellt werden können, die mit den aktuellen Regelwerken harmonieren.

Um die Wechselwirkungen durch Kaltumformen und Schweißen bei der Materialauswahl ganzheitlich berücksichtigen zu können, werden aus den eigenen Untersuchungen und Ergebnissen aus der Literatur Regeln und Bedingungen für einfache praktikable Untersuchungsmethoden abgeleitet. Der Lösungsweg zur ganzheitlichen Betrachtung der Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen gliedert sich in folgende Abschnitte:

1. Auswahl und Charakterisierung der Werkstoffe und Fertigung der Versuchskörper
2. Mechanische und metallurgische Untersuchungen
3. Versuche zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten sowie an kaltumgeformten und geschweißten Materialproben
4. Bauteilversuche bei tiefer Temperatur an kaltumgeformten und geschweißten Versuchskörpern
5. Entwicklung einer ganzheitlichen Werkstoffprüfung zur sicheren und wirtschaftlichen Materialauswahl beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich.

1.3 Vorgehen

In Kapitel 2 dieser Arbeit wird der Stand der Wissenschaft und Technik zum Gefügeaufbau von Stahl, zu den Prozessen Schweißen und Kaltumformen sowie zum Thema Spröbruch zusammengefasst.

In Kapitel 3 werden die Grundlagen und Vorüberlegungen zu den durchgeführten Versuchen dargestellt. Es werden die Eigenschaften und die Auswahl der Versuchswerkstoffe, mit denen Bauteilversuche und Materialuntersuchungen durchgeführt wurden, erläutert.

In Kapitel 4 werden die Ergebnisse aus Messungen, die während der einzelnen Prozessschritte der Fertigung ermittelt wurden, vorgestellt. Diese Ergebnisse dienen als Grundlage für die nachfolgenden metallurgischen Untersuchungen und die folgenden Bauteilversuche.

In Kapitel 5 werden die mechanischen und metallurgischen Untersuchungen an den ausgewählten Baustählen sowohl im kaltumgeformten als auch im kaltumgeformten und geschweißten Zustand dargestellt.

In Kapitel 6 werden Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen aus eigenen Untersuchungen an kaltumgeformten und kaltumgeformt und geschweißten Versuchskörpern dargestellt. Des Weiteren werden hier Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen aus der Literatur ausgewertet. Am Ende des Kapitels erfolgt eine Bewertung der Ergebnisse.

In Kapitel 7 werden die Ergebnisse der eigenen durchgeführten Bauteilversuche an kaltumgeformten und geschweißten Bauteile bei tiefer Temperatur vorgestellt. Des Weiteren

werden hier Ergebnisse von Bauteilversuchen aus der Literatur dargestellt. Am Ende des Kapitels erfolgt eine Bewertung der Ergebnisse.

Da die hier durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass die in Kapitel 2 vorgestellten Regelungen für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich nicht ausreichen, wurde in Kapitel 8 eine neue Werkstoffprüfung definiert und die Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] modifiziert.

Abgeschlossen wird diese Arbeit in Kapitel 9 durch eine Zusammenfassung der Erkenntnisse und einen Ausblick

2 Stand der Wissenschaft und Technik

2.1 Allgemeines zu Stahl

Als Stahl werden Werkstoffe aus Eisen bezeichnet, bei denen der Kohlenstoffgehalt unter 2% liegt, siehe DIN EN 10020 [6]. Nach dem Eisenkohlenstoffdiagramm werden Stähle mit weniger als 0,8% C als untereutektoid bezeichnet und zwischen 0,8 % und 2% Kohlenstoff als übereutektoid. Eisenwerkstoffe mit mehr als 2 % Kohlenstoff sind in der Regel spröde und werden als Gusseisen bezeichnet. Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0,2% sind in der Regel gut schweißbar.

Nach DIN EN 10020 [6] werden Stähle in unlegierte und legierte Stähle eingeordnet. Um einen unlegierten Stahl handelt es sich, wenn kein Element den Grenzmassenanteil nach Tabelle 2-1 überschreitet. Alle weiteren Stähle werden als legierter Stahl bezeichnet.

Tabelle 2-1 Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [6]

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

Neben der Unterscheidung zwischen unlegierten und legierten Stählen wird auch nach den Hauptgüteklassen zwischen Qualitäts- und Edelstählen unterschieden. Bei einem unlegierten Edelstahl handelt es sich um einen Stahl, bei dem eine oder mehrere der folgenden Anforderungen erfüllt sind:

Auszug der Anforderungen nach DIN EN 10020 für einen unlegierten Edelstahl:

- festgelegter Höchstgehalt an Phosphor und Schwefel für die Schmelzanalyse $\leq 0,020\%$;
- festgelegter Mindestwert der Kerbschlagarbeit

Somit handelt es sich bei allen aktuell im Stahlbau eingesetzten Stählen um unlegierte Edelstähle. Häufig werden auch in der Fachwelt fälschlicherweise nichtrostende Stähle als „Edelstähle“ bezeichnet. Hier sind legierte Edelstähle gemeint, die richtigerweise als „Edelstahl rostfrei“ oder „Chrom-Nickel-Stahl“ zu bezeichnen sind.

Zur eindeutigen und einheitlichen Identifikation von Stählen wird durch DIN EN 10027 [3] ein Schema vorgegeben, nach dem Stähle für den Stahlbau in Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften und des Lieferzustands zu bezeichnen sind, siehe Abb. 2-1 und Abb. 2-2. In den einzelnen Liefernormen für Baustähle ist wiederum geregelt, wie durch geeignete Prüfverfahren die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit und Zähigkeit abzusichern sind. Nach DIN EN 1993-1-1 [10] sind für den Stahlbau eine Vielzahl von Stählen zugelassen, siehe Tabelle 2-2 und Tabelle 2-3. Somit können im Stahlbau unlegierte, thermomechanisch gewalzte und vergütete Stähle sowie Feinkornbaustähle eingesetzt werden.

Tabelle 2-2: Nach DIN EN 1993-1-1 [10] für den Stahlbau zugelassene Stähle

DIN EN 10025-2 [57] unlegierter Baustahl	DIN EN 10025-3 [53] Feinkornbaustahl	DIN EN 10025-4 [54] thermomechanisch gewalzt	DIN EN 10025-5 [55] Wetterfester Baustahl	DIN EN 10025-6 [56] 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 2-3: Nach DIN EN 1993-1-1 [10] für den Stahlbau zugelassene Stähle für Hohlprofile

DIN EN 10219-1 [26] Hohlprofile kaltgefertigt		DIN EN 10210-1 [51] 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

Auch die Angaben zu den technologischen Eigenschaften, wie z.B. der Korngröße, erfolgen in den Liefernormen, siehe

Tabelle 2-4. Somit ist die Ferritkorngröße für Feinkornbaustahl geregelt. Für unlegierte Stähle sind keine bindenden Vorgaben für die Ferritkorngröße angeben. Bei der Bestellung kann für die Gütegruppen J2 und K2 eine zusätzliche Option angegeben werden, die die Korngröße einschränkt. Auch für die Lieferzustände existieren, abhängig von der jeweiligen Liefernorm, weitere Angaben. Hier sind besonders die Option +N bei unlegierten Baustählen und die Option N bei Feinkornbaustählen zu erwähnen. Beide Optionen sagen aus, dass der Walzprozess so abgeschlossen werden muss, dass im Endzustand ein Gefügestand vorliegt, der durch ein Normalglühen wieder hergestellt werden kann. Dies ist auch für die mechanischen Sollwerte maßgebend. In den Liefernormen wird keine Aussage über einen Eigenspannungszustand getätigt. Somit können in einem Blech ohne Weiteres Eigenspannungen durch Walzen oder Richten vorhanden sein, solange nach einem Normalglühen die Sollwerte der mechanischen Eigenschaften wieder herstellbar sind. Auch zu den technologischen Eigenschaften wie z.B. der Kaltumformbarkeit werden in den Liefernormen entsprechende Angaben genannt. Für das Kaltumformen werden

Mindestbiegeradien angegeben, siehe Tabelle 2-5, für die durch die Hersteller garantiert wird, dass beim Biegeumformen keine Risse oder Brüche eintreten. Hier ist zu beachten, dass diese Tabellen bei $t > 30$ mm enden. Somit endet formal auch die Kennzeichnung der Kaltumformbarkeit ab $t = 30$ mm. Die Kaltumformbarkeit wird mit dem Zusatzsymbol C gekennzeichnet. Häufig wird die Kaltumformbarkeit C mit dem Zusatzsymbol +C verwechselt. Hinter der Eigenschaft +C verbirgt sich allerdings eine durch den Herstellprozess durchgeführte Kaltverfestigung.

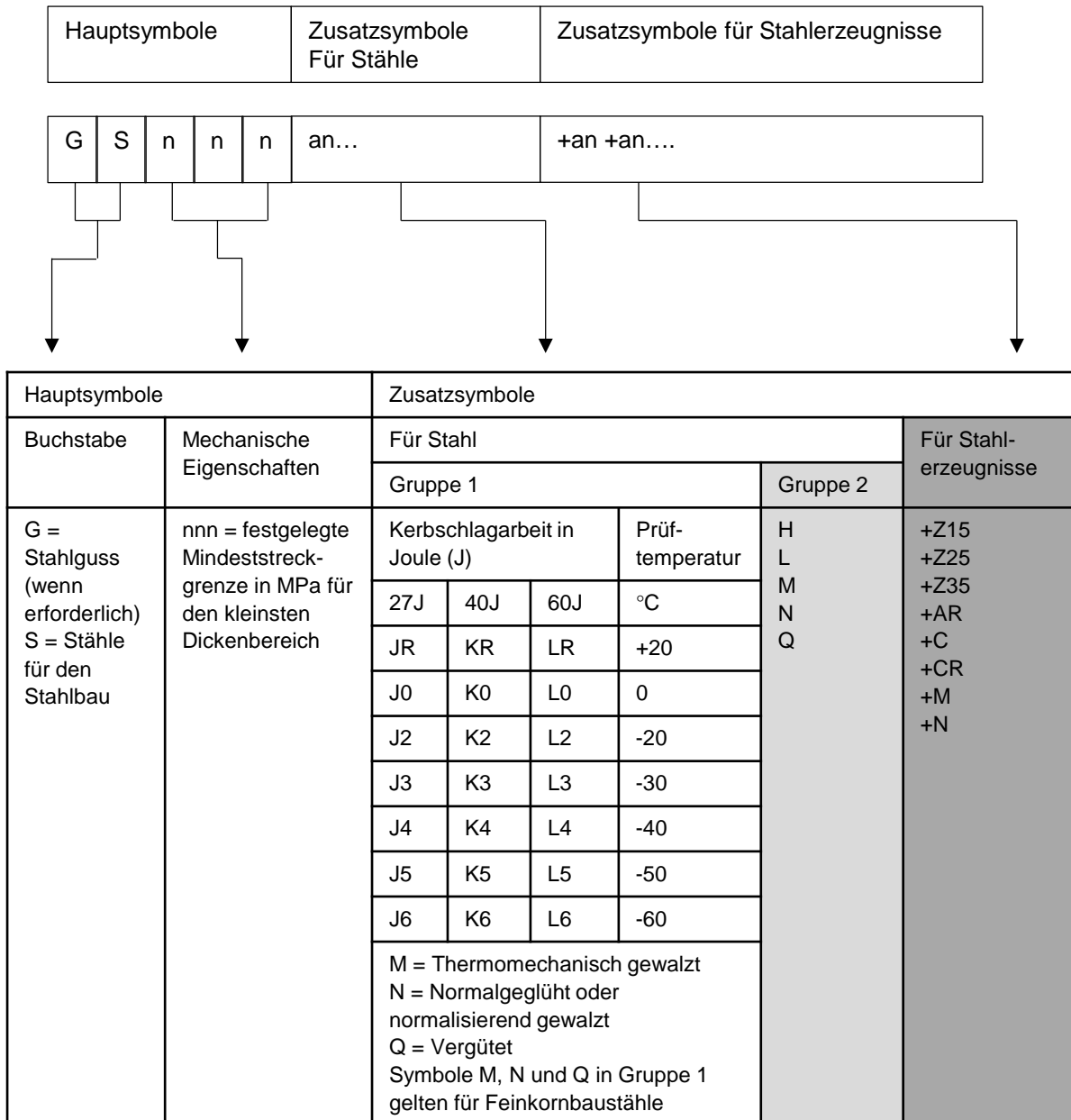


Abb. 2-1: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [3]

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

Abb. 2-2: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [3], Legende zu Abb. 2-1

Tabelle 2-4: Angaben nach entsprechender Liefernorm zur Ferritkorngröße nach ISO 643 [46]

DIN EN 10025-2 [57] unlegierter Baustahl	DIN EN 10025-3 [53] Feinkornbaustahl	DIN EN 10025-4 [54] thermomechanisch gewalzt	DIN EN 10025-5 [55] Wetterfester Baustahl	DIN EN 10025-6 [56] Vergüteter Zustand
Gütegruppe J2 und K2 bei gesonderter Bestellung ≥ 6	≥ 6	≥ 6	Bei Gütegruppe J2 und K2 ≥ 6	Stähle müssen feinkörnig und der Stickstoff ausreichend gebunden sein.

Tabelle 2-5: Einzuhaltende Mindestbiegeradien nach entsprechender Liefernorm

Liefernorm	Stahlgüte	Zusätzliche Anforderungen für Bleche - geeignet zum Abkanten	Blechedicke [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	S275, S355	Option 11a)	$\leq 16mm$	$2,5 * t$	$2,0 * t$
DIN EN 10025-4	S420, S460		$\leq 16mm$	$5,0 * t$	$4,0 * t$
DIN EN 10025-5		Option 11c)	Siehe Tabelle 6 nach DIN EN 10025-6		
DIN EN 10025-6	S460 – S890	Option 11a)	$\leq 16mm$	$4,0 * t$	$3,0 * t$
	S960			$5,0 * t$	$4,0 * t$

2.2 Gefügeaufbau von Stahl

Für das Verständnis von Materialveränderungen, z.B. durch Wärmebehandlung oder Kaltumformen bei Stählen, hat der Gefügeaufbau des Werkstoffes eine grundlegende Bedeutung. Ausgehend von den kleinsten Teilchen im Stahl, den Atomen, werden mit abnehmender Vergrößerung die Ebenen als Kristallhaufen, Kristallgitter, Körner und Gefüge bezeichnet, vgl. Abb. 2-3.

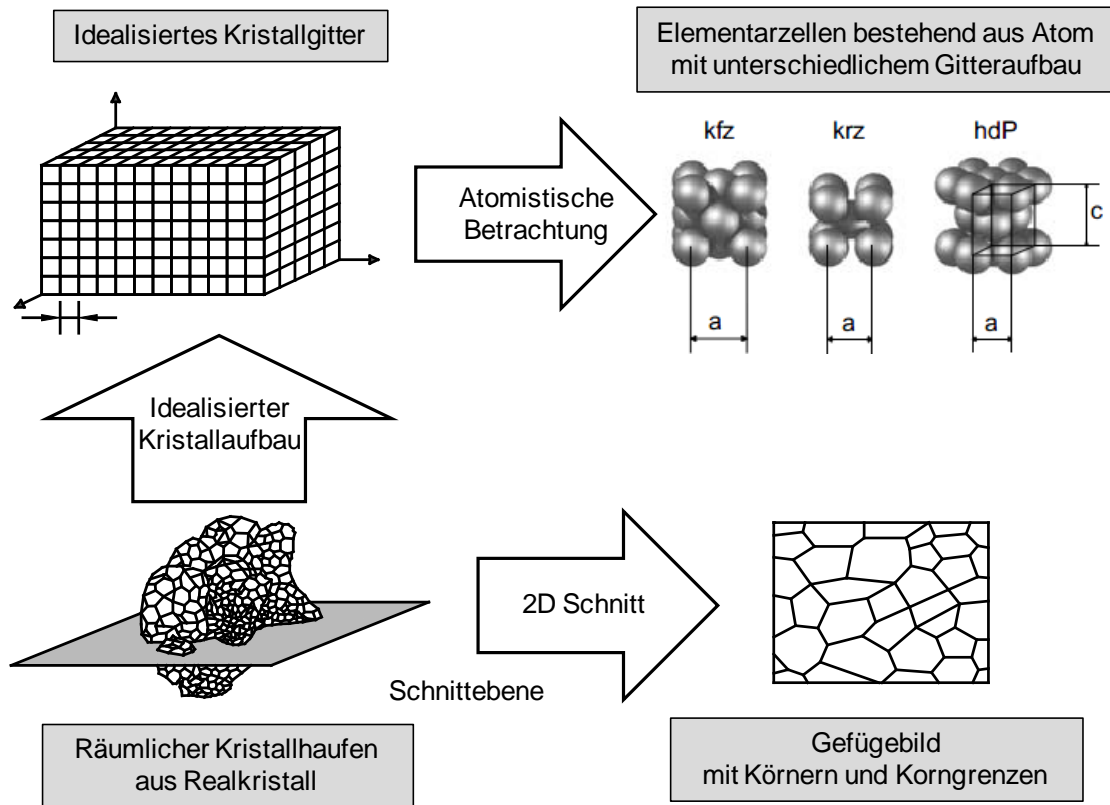


Abb. 2-3: Atomistische und makroskopische Betrachtung des Metallaufbaus [28]

Die einzelnen Atome ordnen sich in einem Kristallgitter an. Bei Stahl liegt in der Regel ein kubisch-flächenzentrierter (kfz) oder ein kubisch-raumzentrierter (krz) Gitteraufbau vor, vgl. Abb. 2-3. Die Gitterstruktur ist bei Stahl temperaturabhängig. Beginnend bei der tiefsten Temperatur, werden die einzelnen Phasen nach dem griechischen Alphabet benannt (α -Eisen bis δ -Eisen). Die einzelnen Anordnungen der Atome im kubisch-raumzentrierten (krz) und kubisch-flächenzentrierten Gitter sind in Abb. 2-4 dargestellt.

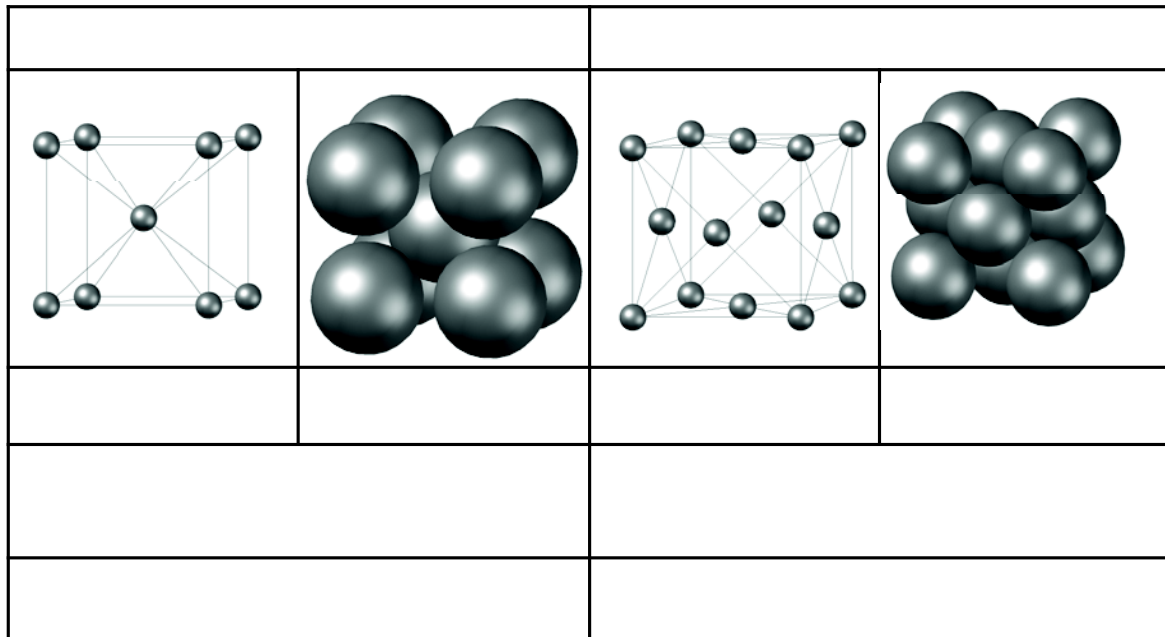


Abb. 2-4: Gitteraufbau beim kubisch-raumzentrierten und kubisch-flächenzentrierten Gitter

2.3 Gefügebestandteile von Stahl

2.3.1 Allgemeines

Um die Gefügebestandteile zu erläutern, wird das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD) herangezogen. Ein unlegierter Baustahl nach DIN EN 10025-2 [57] hat einen Kohlenstoffgehalt von 0,17 bis 0,24 %. Beim Erstarren der Schmelze ändert sich mehrmals der Gefügebau. In dieser Arbeit wird nur der Gefügebau der bereits erstarrten Schmelze betrachtet. Abb. 2-5 zeigt einen Ausschnitt aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und die einzelnen Gefügebestandteile beim Abkühlen der Schmelze. Beim Erstarren bildet sich als erstes das γ -Eisen (Austenit) aus. Der Austenit ist kubisch-flächenzentriert (kfz). Beim weiteren Abkühlen unterhalb der A_{c3} Linie (ca. 900 °C) findet eine Gitterumwandlung in einen kubisch-raumzentrierten (krz) Aufbau statt. Als zweite Phase neben dem Austenit entsteht α -Eisen (Ferrit). Mit sinkender Temperatur nimmt der Ferritanteil zu und der Austenitanteil ab. Beim Unterschreiten der A_{c1} -Linie (723°C) erfährt der Stahl seine letzte Umwandlung. Es kommt zum Austenitfall und es bildet sich neben Ferrit ein zweiter Gefügebestandteil, der Mischkristall Perlit. Da Ferrit maximal 0,02 % Kohlenstoff einlagern kann, steigt bei der Zunahme von Ferrit der Kohlenstoffgehalt im Austenit. Der Kohlenstoff diffundiert aus dem Ferrit heraus, und es bildet sich Zementit aus. Im Perlit wird der Kohlenstoff als Zementit neben Ferritkörnern gebunden. [59; 2; 58]

Bezeichnung	Merkmale
Austenit	<ul style="list-style-type: none"> • kfz • C-Gehalt: < 2,06% • Sehr zäh, Sehr gut verformbar
Ferrit	<ul style="list-style-type: none"> • krz • C-Gehalt: > 0,02% • Weich, zäh, gut umformbar
Perlit	<ul style="list-style-type: none"> • C-Gehalt: < 0,83% • Feinkörnig, hohe Festigkeit • Kristallgemisch aus Ferrit und Zementit
Zementit	<ul style="list-style-type: none"> • C-Gehalt: = 6,67% • Fest, hart, spröde, nichtumformbar • im Perlit enthalten

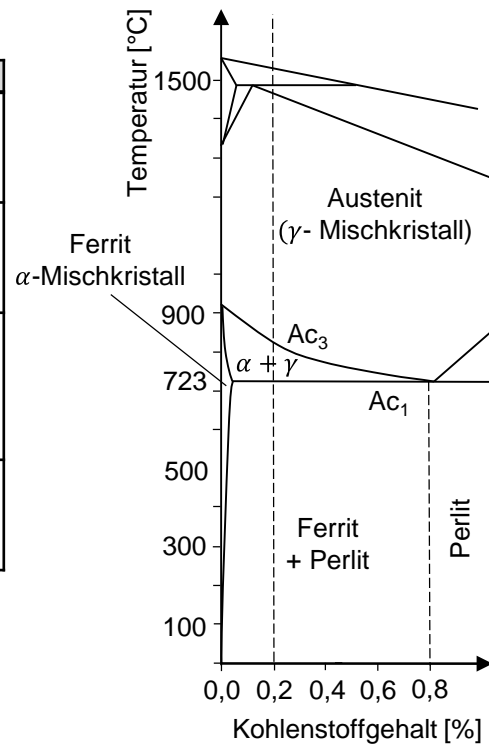


Abb. 2-5: Gefügebestandteile von Stahl - abhängig vom Eisenkohlenstoffgehalt - und ihre Eigenschaften

2.3.2 Gitterbaufehler

Beim Erstarren einer Schmelze erfolgt die Kristallisation, und die Atome ordnen sich einem Gitter mit geringer Packungsdichte an. Beim Erkalten der Schmelze bilden sich erste Kristallisationskeime, die bei weiterem Abkühlen weiter anwachsen, bis ein Gefüge aus unterschiedlich großen Körnern entsteht. Gleiche Körner sind durch Korngrenzen und ungleiche Körner durch Phasengrenzen getrennt, vgl. Abb. 2-6.

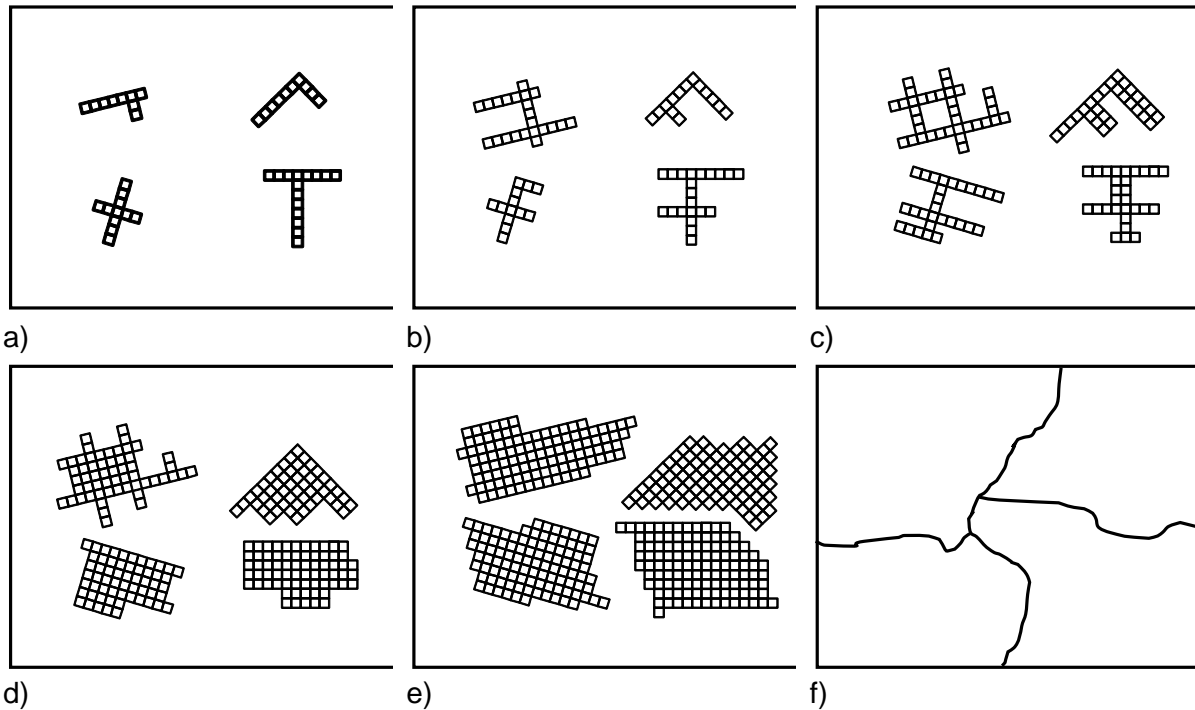


Abb. 2-6: Schematische Darstellung einer erstarrenden idealen Metallschmelze, a) Bildung der ersten Keime, b-e) Wachsen der Körner, f) Fertig gebildete Körner mit Korngrenzen, nach [2]

Beim Erstarren der Schmelze entsteht kein idealer Gitteraufbau. In einem realen Gitter liegen nach dem Erstarren Fehler im Gitter vor. Diese Fehler werden in sogenannte dimensionale Fehler eingeordnet, siehe Tabelle 2-6. Abb. 2-7 zeigt mikrostrukturelle Gitterbaufehler in einem Gefüge.

Tabelle 2-6: Einordnung von Gitterfehlern nach [43]

Gitterfehler	Beispiel
0 dimensionale (Punktfehler)	Leerstellen Fremdatome Einlagerungsatome Substitutionsatome
1 dimensionale (Linienfehler)	Versetzungen
2 dimensionale (Flächenfehler)	Korngrenzen Zwillingsgrenzen
3 dimensionale (Räumliche Fehler)	Poren Löcher Ausscheidungen

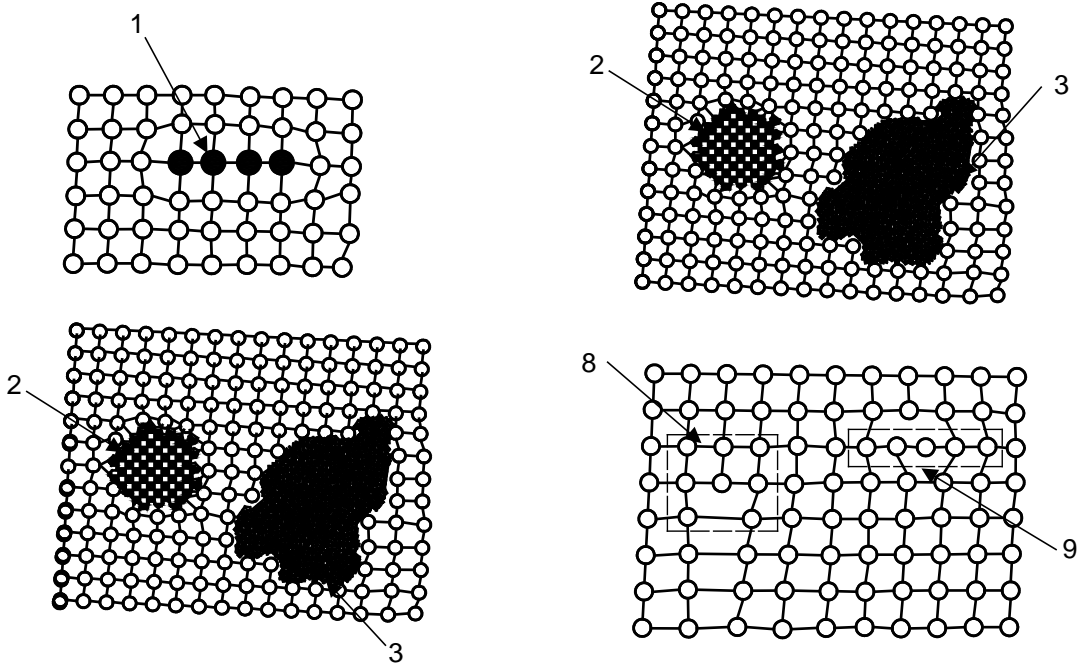


Abb. 2-7: Mikrostrukturelle Gitterbaufehler - dargestellt in einem Gefüge nach [43]

- 1. Fremdatome, 2. Ausscheidung, 3. Einschluss, 4. Leerstelle, 5. Zwischengitteratom,
- 6. Substitutionsatom, 7. Interstitionsatom, 8. Versetzung, 9. Crowdion

Versetzungen stellen den wichtigsten Gitterbaufehler dar, um Festigkeit und Zähigkeit von metallischen Werkstoffen zu erläutern. Versetzungen sind linienförmige Gitterbaufehler im Kristall. Versetzungen werden als Stufen- und Schraubenversetzung unterschieden, die meistens als kombinierte Versetzungen im Kristall vorliegen. Abb. 2-8 zeigt schematisch eine reine Stufenversetzung a-b), eine reine Schraubenversetzung c) und eine gemischte Versetzung. Eine Stufenversetzung ist ein tunnelartiger Hohlraum im Kristall, der durch einen Teilungsfehler entsteht und der beim Gleiten zu einer Stufe im Gitter führt. Bei der schraubenartigen Versetzung entsteht beim Gleiten eine rampenartige Fläche um die Versetzungsachse, bei der die Gitterebenen wendelförmig verzerrt sind. [2; 43; 58]

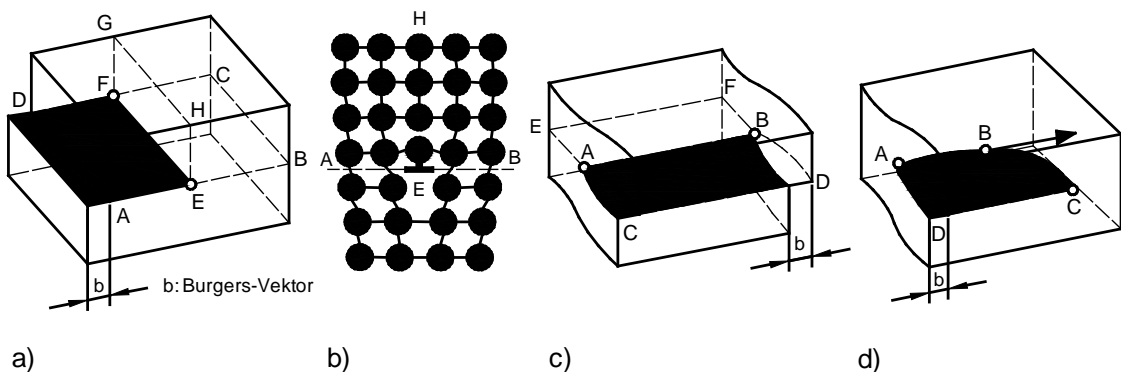


Abb. 2-8: Schematische Darstellung von Versetzungen nach [43]

2.3.3 Vorgänge im Gefüge bei elastischer und plastischer Verformung von Stahl

Bei einer auf einen Körper einwirkenden äußeren Belastung verformt sich der Körper. Solange sich der Körper nach der Belastung wieder in seinen ursprünglichen Ausgangszustand zurückbegibt, spricht man von elastischer Formänderung. Wird das elastische Verformungsvermögen überschritten, so dass der Körper nach der Belastung eine andere Form annimmt, wird dies als plastische Formänderung bezeichnet. Bei der elastischen Formänderung ist die Spannung zwischen den Kristallbereichen kleiner als ihre Bindungskräfte und es findet keine Verschiebung statt. Bei der plastischen Formänderung im idealen Werkstoff werden die Bindungskräfte überschritten und es findet ein Gleiten im Gitter statt, vgl. Abb. 2-9. Nach der Entlastung bleibt die neue Form erhalten.

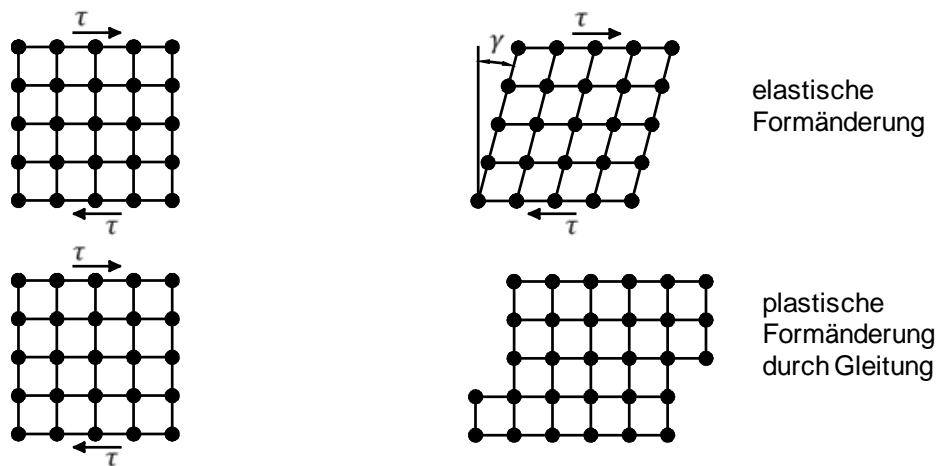


Abb. 2-9: Elastische und plastische Formänderung nach [28]

Im realen Werkstoff haben die Versetzungen einen erheblichen Einfluss auf den Gleitvorgang und somit auf die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. Bei einer plastischen Verformung wandern die Versetzungen durch das Gitter, bis sie auf ein Hindernis, wie z.B. eine Korngrenze oder eine Ausscheidung, treffen. Durch Versetzungen wird das Gleiten begünstigt und das plastische Formänderungsvermögen (die Duktilität) nimmt zu. Abb. 2-10 zeigt die ideale plastische Formänderung durch eine Stufenversetzung.

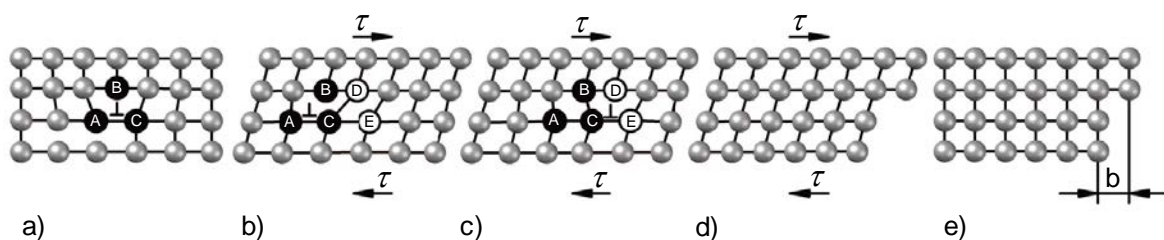


Abb. 2-10: Plastische Verformung durch Versetzungsbewegung nach [43]

- a) Unverformtes Gefüge mit einer Stufenversetzung, b) Schubspannung τ verformt den Kristall, c) Versetzung wird um einen Atomabstand verschoben, d) Versetzung ist durch den Kristallbereich gelaufen, e) Nach dem Abbau des elastischen Anteils bildet sich an der Oberfläche eine Gleitstufe

An den Korngrenzen stauen sich die Versetzungen auf. Bei weiterer Zunahme der Schubspannungen und ausreichender Aufstauung der Versetzungen kommt es zum Überwinden der Korngrenze, und die Versetzungen wandern auf den Gleitebenen der benachbarten Körner weiter. Die Korngrenzen stellen für die Gleitvorgänge ein Hindernis dar, bei dem die einwirkenden Schubspannungen zur Überwindung der Korngrenze ausreichend groß sein müssen. Je feinkörniger ein Gefüge ist, umso größer ist die Anzahl der Korngrenzen. Bei kleinen Körnern erreichen die Versetzungen schneller die Korngrenzen. Auch dieser Effekt führt dazu, dass die einwirkenden Spannungen größer sein müssen, um plastische Verformungen zu erreichen. Dies erklärt, warum bei Feinkornbaustählen die Streckgrenze ansteigt. Ein weiterer positiver und erwünschter Effekt ist die erhöhte Wahrscheinlichkeit, dass mehr Gleitvorgänge gleichzeitig ablaufen können als bei einem groben Korngefüge. Das führt bei zunehmender Streckgrenze zu einer erhöhten Duktilität. Ebenso steigt durch das häufige Ab- und Umlenken der Gleitebenen an den Korngrenzen die Zähigkeit bei einem feinkörnigen Gefüge deutlich an, vgl. [43]. Somit werden die Festigkeit und die Zähigkeit des Stahls durch die Anzahl der Versetzungen und die Korngröße beeinflusst.

2.3.4 Kaltverfestigung von Stahl

Bei Stählen kann durch Kaltumformen eine Festigkeitssteigerung beobachtet werden, vgl. Abb. 2-11. Die Kaltverfestigung tritt dann auf, wenn der Werkstoff plastisch verformt wird und die eingebrachte Energie ausreichend ist, um das Wandern der Versetzungen durch das Gitter aufrecht zu erhalten. Die Versetzungen behindern sich dann gegenseitig und stauen sich an den Korn- und Phasengrenzen auf. Das plastische Fließen wird dadurch aufrecht erhalten, dass weitere ungünstige Versetzungen aktiviert werden. Die benötigte äußere Energie steigt somit weiter an, und die Gleitmöglichkeiten (Duktilität) nehmen stetig ab. Mit zunehmender Kaltverfestigung nimmt die Duktilität ab, der Werkstoff versprödet, vgl. Abb. 2-11.

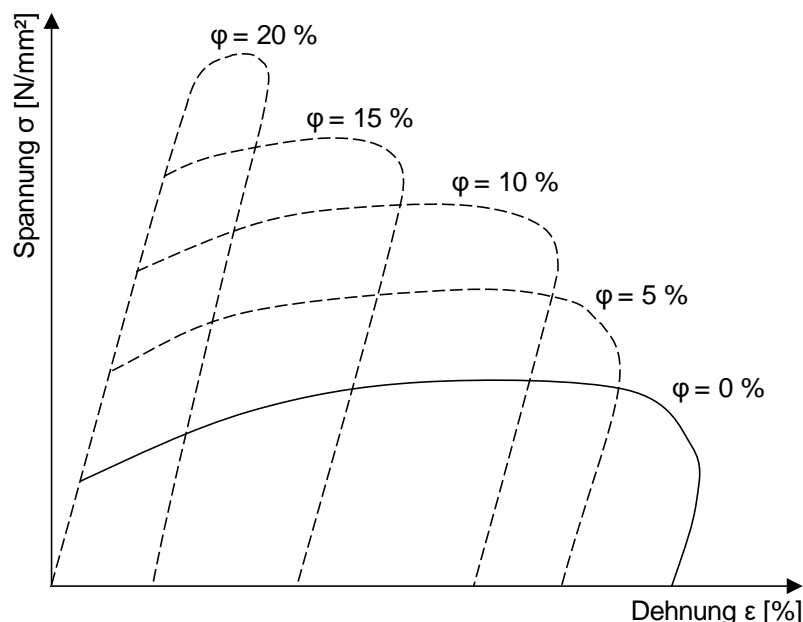


Abb. 2-11: Spannungs-Dehnungsdiagramm für einen Baustahl in Abhängigkeit vom Umformgrad φ

Das Fließen eines Werkstoffes wird in Fließkurven dargestellt, siehe Abb. 2-12. Fließkurven beschreiben die erforderliche Spannung, die benötigt wird, damit im Werkstoff ein Fließen eintritt, und zwar in Abhängigkeit vom Umformgrad φ . Als Fließspannung k_f wird diejenige Spannung bezeichnet, die zur Einleitung des plastischen Fließens und zur Überwindung der Verfestigung notwendig ist.

„Kaltverfestigung ist der Anstieg von Härte und Festigkeit beim Kaltumformen. Dabei sinkt die restliche Kaltumformbarkeit, der Werkstoff wird spröder“ [58]

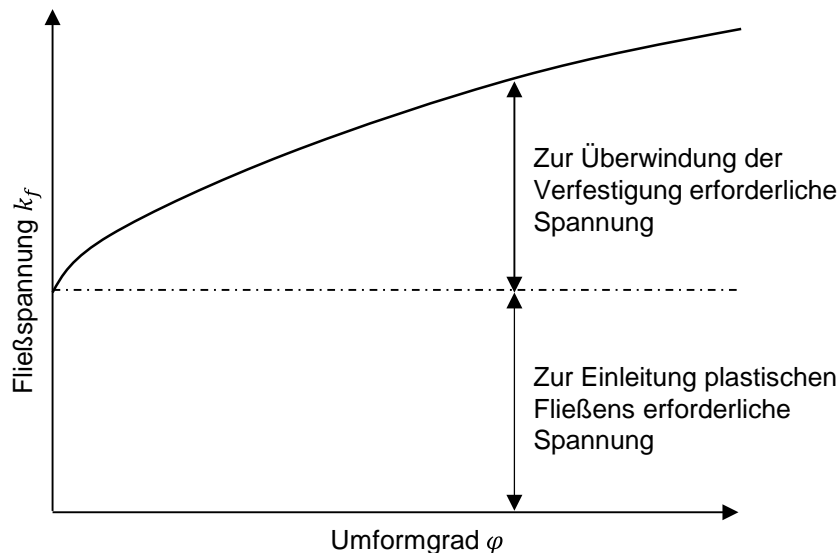


Abb. 2-12: Schematischer Verlauf einer Fließkurve [28]

2.4 Wärmebehandlung von Stahl

2.4.1 Überblick

Durch planmäßiges Wärmebehandeln von Stahl können die Eigenschaften im festen Zustand beeinflusst werden. Nachfolgend werden die beiden Wärmebehandlungen „Normalglühen“ und „Rekristallisationsglühen“ erläutert, da diese beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich im wesentlichen Zusammenhang mit einer Werkstoffversprödung stehen. Nach [43] können die Wärmebehandlungsverfahren nach der hervorgerufenen Änderung einer Eigenschaft eingeteilt werden:

- Erhöhen der Festigkeit oder Verbessern des Verformungsvermögens (z. B. Härten, Normalglühen, Weichglühen).
- Beseitigen des Eigenspannungszustandes, z. B. Spannungsarmglühen, Normalglühen.
- Beseitigen der Auswirkung einer Kaltverformung, z. B. Rekristallisations-, Spannungsarm-, Normalglühen.
- Verändern der Korngröße, z. B. Normalglühen, Rekristallisationsglühen.
- Einstellen bestimmter erwünschter Gefügestände, z. B. Härten, Normalglühen, Rekristallisationsglühen.

2.4.2 Normalglühen

Beim Normalglühen wird das Bauteil in einem Ofen bis zu einer Temperatur über A_{C_3} erwärmt, und die Temperatur wird für eine bestimmte Zeit gehalten. Die A_{C_3} Temperatur ist abhängig vom Kohlenstoffgehalt des Stahls und beschreibt das Gebiet, unter dem ein Mischgefüge aus Ferrit und Perlit vorliegt, siehe 2.3. In der Zeit bis zum Überschreiten von A_{C_3} lösen sich aus dem Mischkristall (Ferrit und Perlit) die Zementitlamellen. Steigt die Temperatur über A_{C_3} , dann wirken die gelösten Zementitlamellen keimbildend, und an diesen Keimen wächst ein neues feinkörniges Gefüge (Austenit). Beim Abkühlen findet wieder eine Umwandlung statt, und der feinkörnige Austenit wandelt sich wieder zu einem feinkörnigen Ferrit-Perlit-Gefüge um, siehe. Abb. 2-13.

Bei einem Überschreiten der Temperatur A_{C_3} muss beachtet werden, dass die Haltezeit nicht zu lang sein darf, da sonst ein ungewolltes Grobkorngefüge entsteht. Der gleiche ungewollte Effekt entsteht bei einem wesentlichen Überschreiten der Temperatur A_{C_3} . Um eine vollständige Normalisierung des Bauteils zu erhalten, muss die Bauteiltemperatur an allen Stellen A_{C_3} überschreiten.

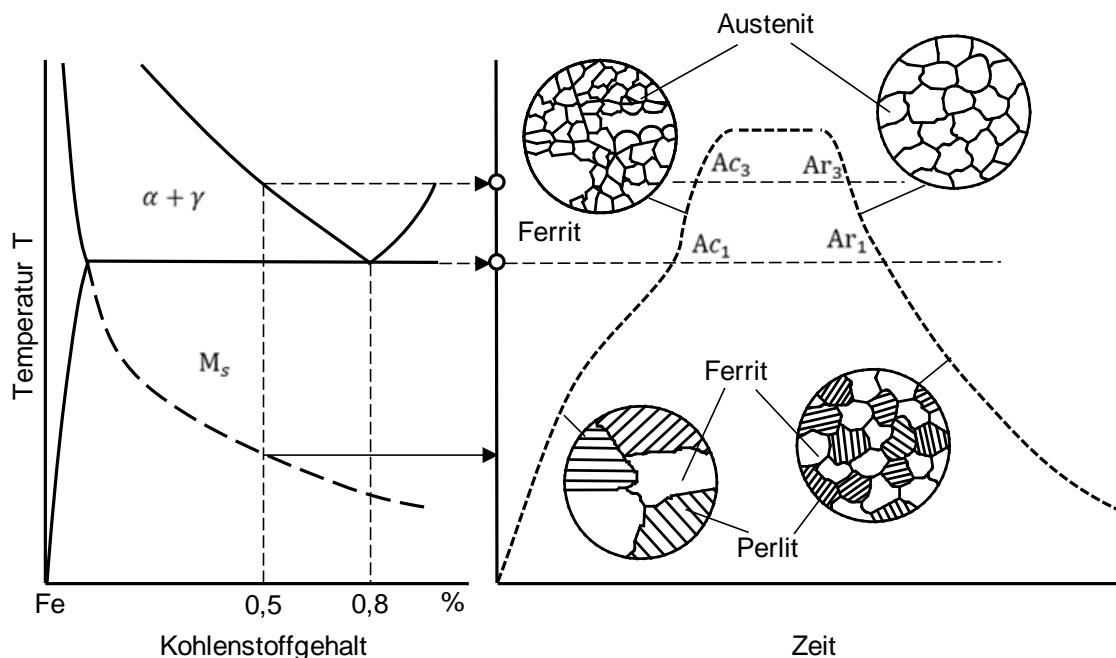


Abb. 2-13: Normalglühen als Temperatur-Zeit Verlauf mit Gefügeumwandlung

2.4.3 Rekristallisationsglühen

Plastische Verformungen führen zu Aktivierung und Neubildung von Versetzungen, siehe 2.3.3. Durch diese Aktivierung der Versetzungen entsteht ein Ungleichgewicht der Kräfte im Gefüge (Gefüge-Eigenstress) und die gespeicherte Energie im Werkstoff erhöht sich. Die gespeicherte Energie wird auch als elastische Verzerrungsenergie bezeichnet und hat einen erheblichen Einfluss auf die Korngröße nach dem Rekristallisationsglühen.

Das Rekristallisationsglühen kann in mehrere Abschnitte eingeteilt werden:

1. Kristallerholung
2. Rekristallisation
3. Kornwachstum

Im Ausgangszustand liegt idealerweise im Material ein gleichmäßiges Gefüge vor. In Abb. 2-15 ist beispielhaft für den Ausgangszustand (a) ein relativ grobes Gefüge gewählt worden. Nach dem Kaltumformen (b) sind die Körner gestreckt und die Versetzungen sind aktiviert. Im Werkstück liegt ein dreidimensionaler Spannungszustand vor. Beim Erwärmen eines Bauteils kommt es in der Aufheizphase zur Kristallerholung (c). Hier kommt es zum Abbau der metallurgischen Eigenspannungen, da die Leerstellen ausheilen und die Versetzungen umgelagert werden. Die Anzahl der Versetzungen bleibt erhalten. Mit weiterer Erhöhung der Temperatur im Bereich der Kristallerholung ordnen sich die Versetzungen in Reihen innerhalb der Körner an. Mit weiterer Erhöhung der Temperatur beginnt die Phase der Rekristallisation (c). An den Versetzungen (Keime) wachsen neue unverzerrte Kristalle. Mit Halten der Rekristallisationstemperatur wird das Kornwachstum (d) aufrechterhalten, bis die Körner aneinander stoßen, die Kornbildung abgeschlossen und die Rekristallisation beendet wird (e). Nun wird die Temperatur wieder abgesenkt. Bei einem gering umgeformten Werkstück ist die Korngröße deutlich größer als im Ausgangszustand, da die Anzahl an Keimen nicht ausreichend ist, um genügend neue Körner zu bilden. Bei einem stark umgeformten Werkstück entsteht aufgrund der größeren Anzahl an Keimen ein feineres Korngefüge.

Für ein erfolgreiches Rekristallisationsglühen (feinkörniges Gefüge) müssen ausreichend Keime (Versetzungen) vorhanden sein. Bei einem geringen Umformgrad und somit wenig vorhandenen Keimen entsteht ein grobkörniges Gefüge. Somit muss für die Entstehung eines feinkörnigen Gefüges ein kritischer Umformgrad φ_{krit} überschritten werden.

Die Rekristallisationstemperatur $T_{Rk,min}$ sinkt mit zunehmendem Kaltumformgrad und ist keine feste Größe. Die Rekristallisationstemperatur hängt von folgenden Faktoren ab:

- Umformgrad
- Haltezeit
- Korngröße des verformten Gefüges
- Chemische Zusammensetzung des Stahls (Begleit- und Legierungselemente verzögern die Rekristallisation erheblich)

Abb. 2-14 zeigt schematisch den Zusammenhang zwischen Umformgrad, Korngröße und Rekristallisationstemperatur. Hier zeigt sich, dass bei einer ungünstigen Parameterkonfiguration mit einem deutlichen Kornwachstum gerechnet werden muss. Gerade beim Schweißen und der in den Randbereichen undefiniert vorliegenden Schweißwärme muss mit einem deutlichen Kornwachstum gerechnet werden.

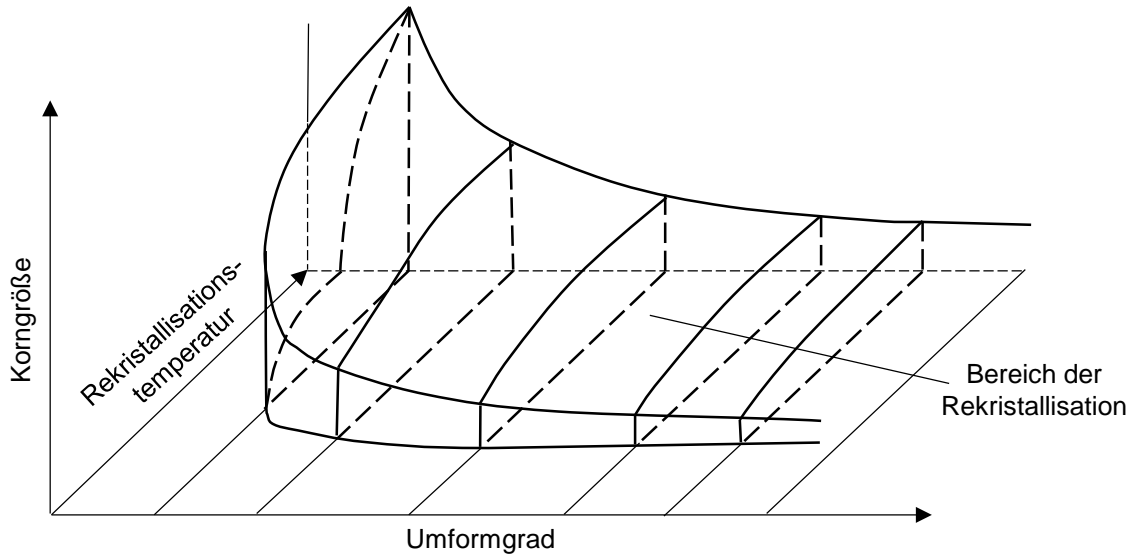


Abb. 2-14: Einfluss von Umformgrad und Temperatur auf die Korngröße bei Rekristallisation nach [28]

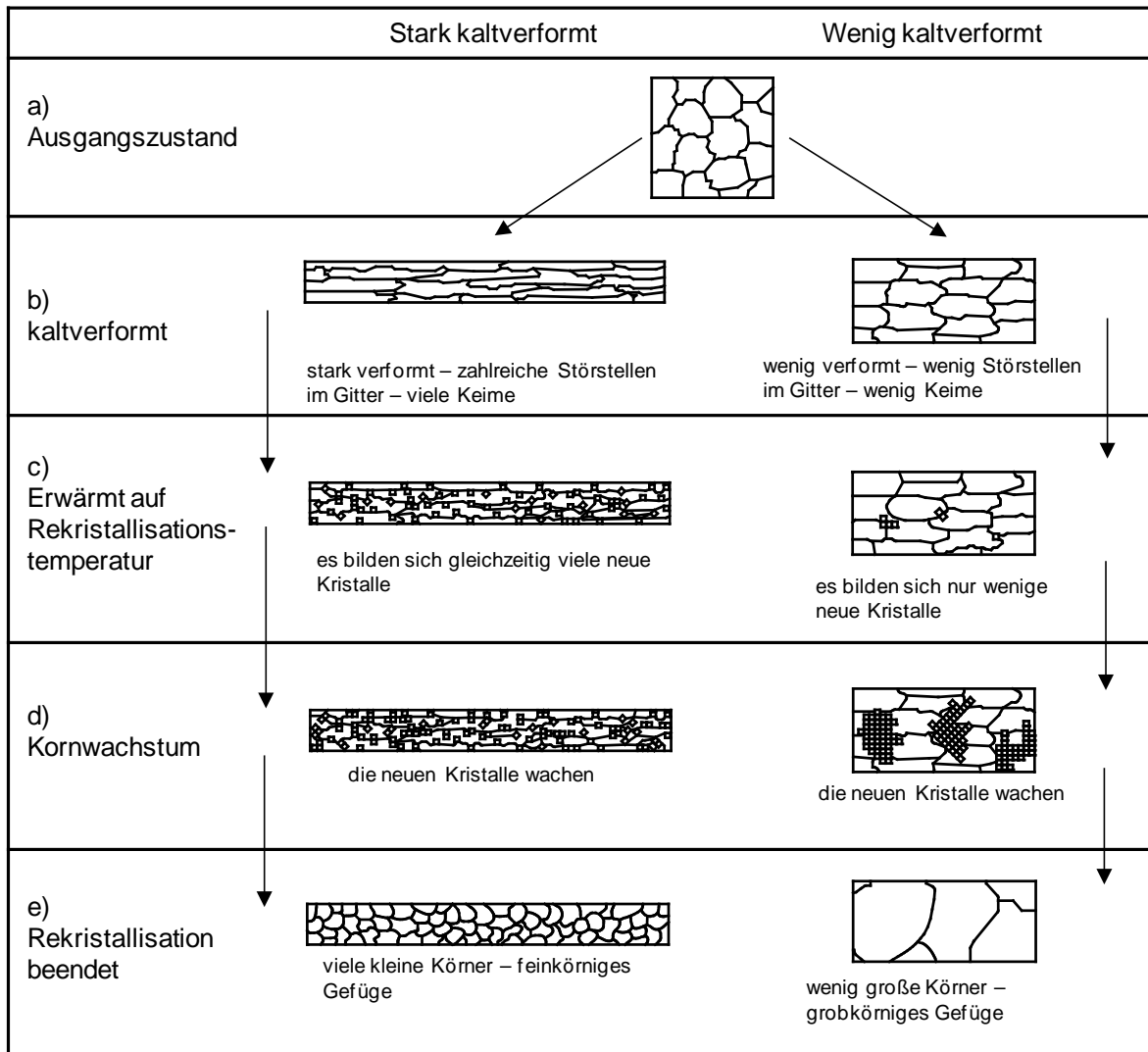


Abb. 2-15: Ablauf der Rekristallisation nach Röhrs [42]

2.5 Kaltumformen

2.5.1 Definitionen von Kaltumformen und Biegen

Beim Kaltumformen handelt es sich um einen Umformprozess, der unterhalb der Rekristallisationstemperatur $T_{Rk,min}$ (siehe [2], [28]) des Werkstücks durchgeführt wird. Per Definition nach [2] werden Umformprozesse mit einer Werkstücktemperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur als Warmumformen bezeichnet.

Biegen kann als Kaltumformen aber auch als Warmumformen ausgeführt werden. In dieser Arbeit wird nur das Kaltumformen als Biegeumformprozess betrachtet. Nach [16] ist das Biegen bzw. Biegeumformen ein Umformen von festen Körpern, wobei der plastische Zustand (Fließen) im Wesentlichen durch eine Biegebeanspruchung herbeigeführt wird. In der Regel können alle metallischen Werkstoffe durch den Umformprozess des Biegens kaltumgeformt werden.

2.5.2 Biegeumformen

2.5.2.1 Überblick

Nach DIN 8582 [17] werden die einzelnen Umformprozesse in Abhängigkeit ihrer auf das Werkstück einwirkenden Kraft eingeteilt, siehe. Abb. 2-16. Der wesentliche Prozess für die häufig im Stahlbau vorkommende Einzelteilfertigung ist das Biegeumformen nach DIN 8586 [16]. Abb. 2-17 zeigt die Unterteilung der Biegeumformprozesse. Die maßgeblichen Prozesse für kaltumgeformte Einzelbauteile aus Blech sind das Biegen im Gesenk und das Schwenkbiegen. Neben Blechen werden durch das freie Biegen häufig in der Einzelteilfertigung Flachstähle, Drähte, Stäbe und Hohlprofile umgeformt. Bei der Serienfertigung wie z.B. der Herstellung von kaltumgeformten Hohlprofilen kommt das Walzbiegen zum Einsatz.

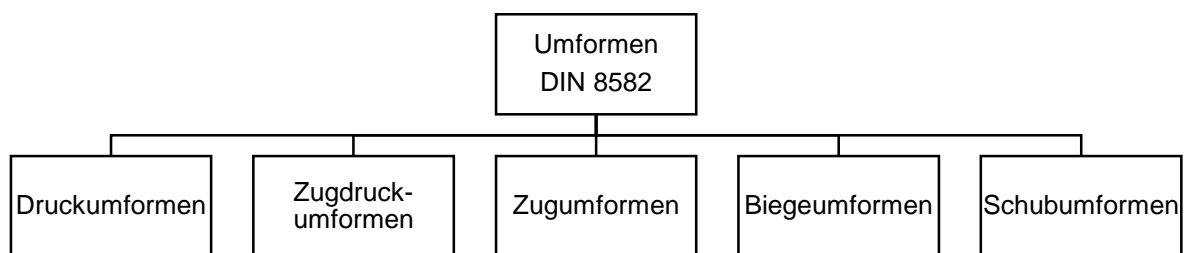


Abb. 2-16: Unterteilung der Fertigungsverfahren der Umformtechnik in Untergruppen nach DIN 8582 [17]

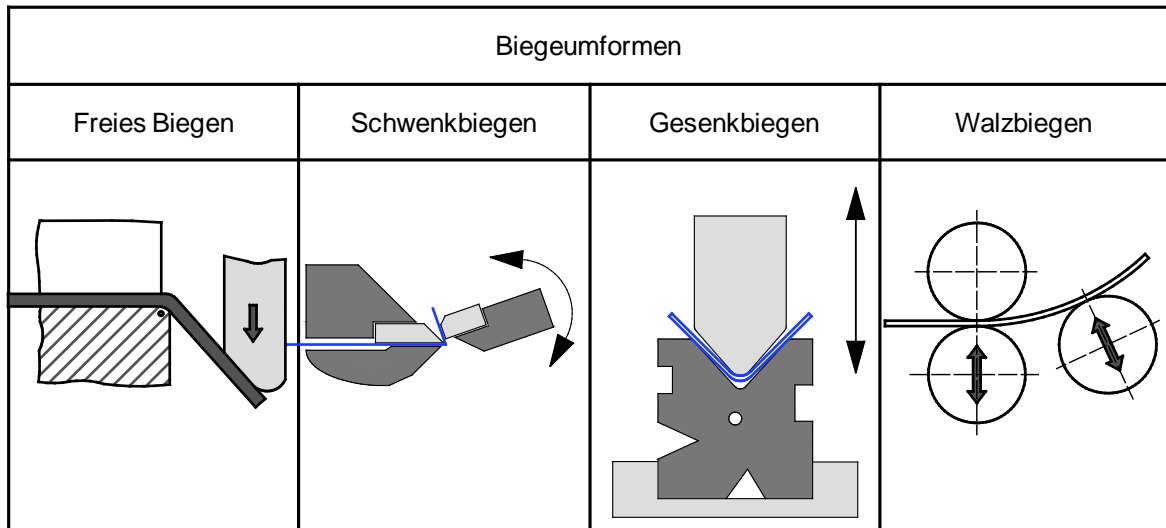


Abb. 2-17: Unterteilung der Biegeumformverfahren

2.5.2.2 Gesenkbiegen

Beim Gesenkbiegen wird ein Werkstück (2) auf das Unterwerkzeug (3) aufgelegt. Von oben wird das Werkstück durch ein Oberwerkzeug (1) in das Unterwerkzeug (3) gedrückt. Der Biegeprozess lässt sich nach der Position des Oberwerkzeuges in vier Abschnitte einteilen, siehe. Abb. 2-18:

1. Startposition

Das Werkstück wird auf das Unterwerkzeug aufgelegt, und das Oberwerkzeug wird in die Startposition gefahren.

2. Zwischenposition

Der Biegeprozess wird durch das Einfahren des Oberwerkzeuges in das Unterwerkzeug ausgeführt. Das Werkstück wird im Bereich des drückenden Oberwerkzeuges umgeformt. Das Unterwerkzeug stellt das Widerlager dar.

3. Endposition

Die Endposition ist erreicht, wenn der erwünschte Biegewinkel erreicht ist oder das Werkstück im Unterwerkzeug anliegt.

4. Zurückfahren des Oberwerkzeuges

Beim Zurückfahren des Oberwerkzeuges federt das Werkstück um den elastischen Anteil zurück und das Werkstück kann entnommen werden.

Durch den Weg des Oberwerkzeuges, mit dem es in das Unterwerkzeug einfährt, und die Öffnungsweite des Unterwerkzeuges wird der Biegewinkel des Werkstückes bestimmt. Der Biegeradius wird durch den Radius am Oberwerkzeug definiert.

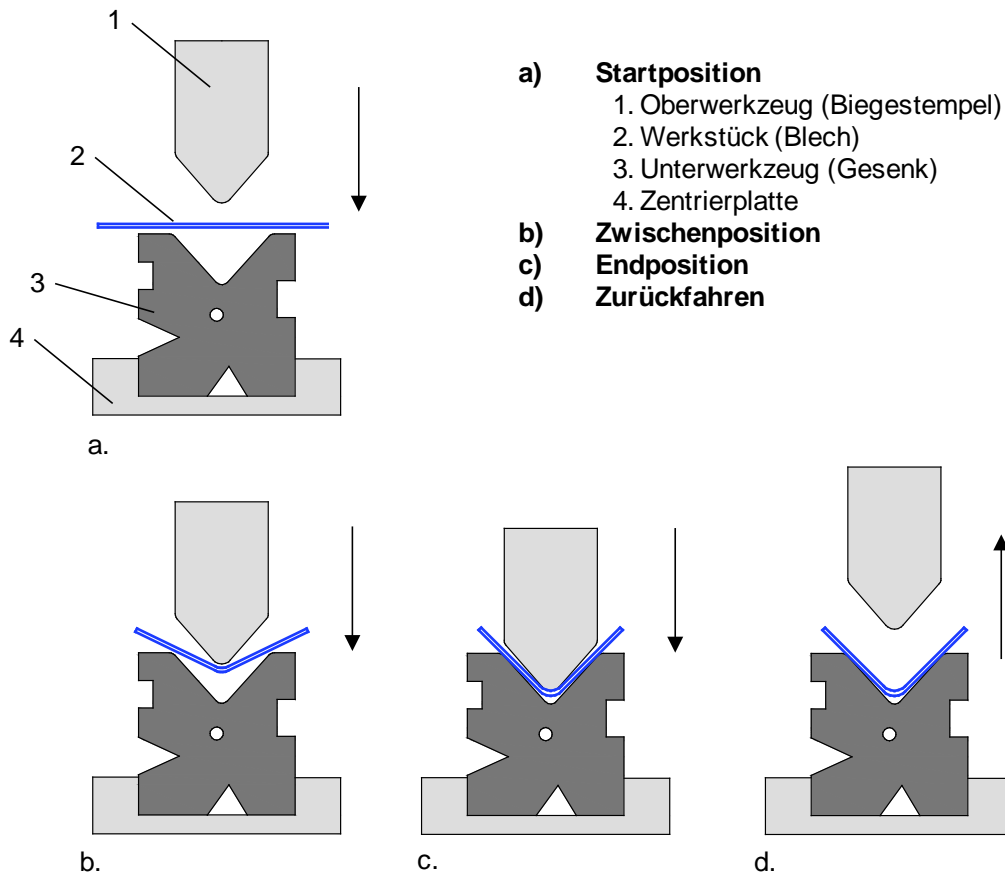


Abb. 2-18: Freies Gesenkbiegen in Einzelschritten, nach [28]

Dicke Bleche (ab 30 mm) werden häufig mit Unterwerkzeugen umgeformt, bei denen die Auflagerfläche durch gelagerte Rollen ausgeführt ist. Durch die Rollen werden die Reibungskräfte zwischen dem Unterwerkzeug und dem Werkstück erheblich reduziert, siehe. Abb. 2-17. Eine weitere Variante, neben vielen anderen Möglichkeiten, die hier nicht vorgestellt werden, siehe [28], [18], ist das Umformen im Formgesenk. Hier werden bei einem Werkstück in einem Arbeitsgang mehrere Bereiche zeitgleich umgeformt.

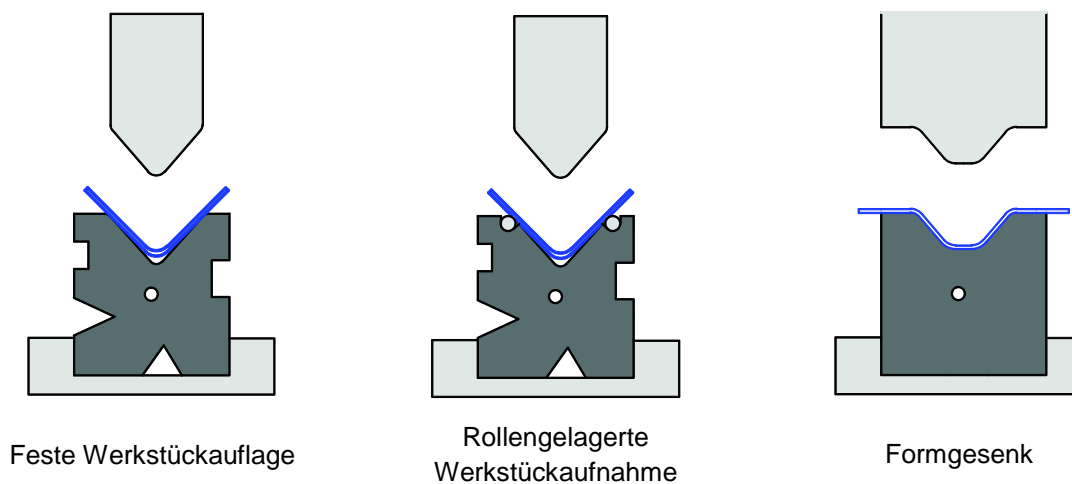


Abb. 2-19: Varianten des Unterwerkzeugs, nach [28]

2.5.2.3 Schwenkbiegen

Beim Schwenkbiegen wird das Blech (6) zwischen Oberwange (1) und Unterwange (3) eingeklemmt. Das Biegeumformen des Bleches erfolgt durch das Schwenken der Biegewange (4), siehe. Abb. 2-20. Durch den Schwenkwinkel der Biegewange wird der Biegewinkel beeinflusst. Der Biegeradius kann auch durch ein Verschieben der Biegeschiene an der Unterwange (5) verändert werden, siehe. Abb. 2-21.

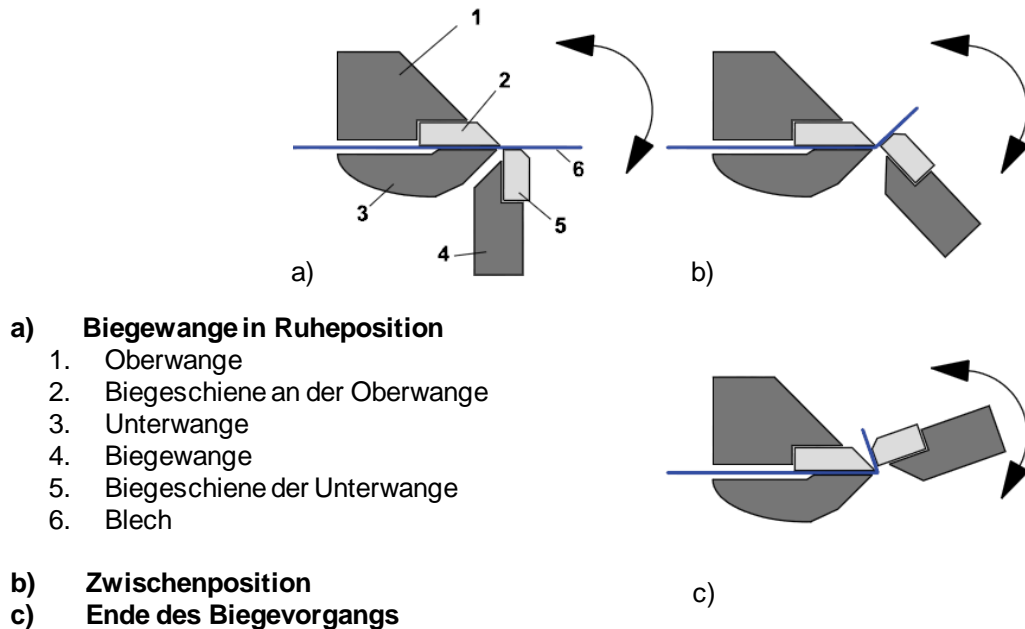


Abb. 2-20: Schwenkbiegen in Einzelschritten, nach [28]

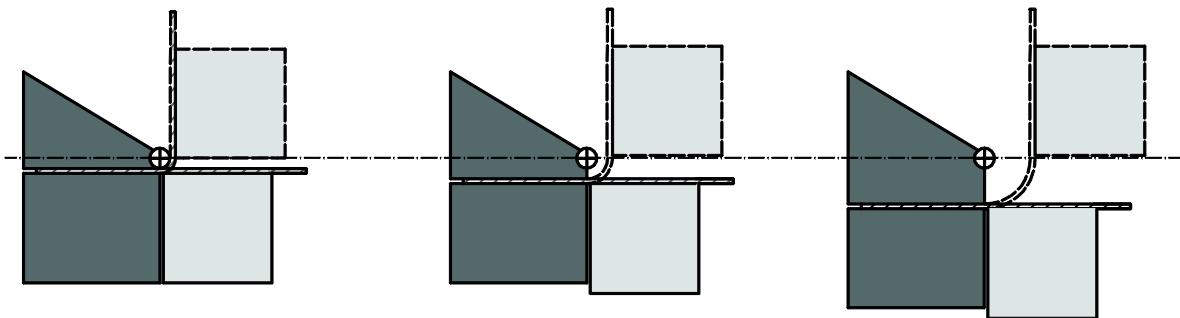


Abb. 2-21: Variation des Biegeradius durch Verschieben der Biegeschiene an der Unterwange, [28]

2.5.3 Verschiebung der neutralen Faser

Idealisiert wird davon ausgegangen, dass sich in der Werkstückmitte eine neutrale Faser befindet und in diesem Bereich beim Biegen keine Längung oder Stauchung des Materials stattfindet. Somit treten entlang der neutralen Faser keine Biegespannungen auf. Des Weiteren wird davon ausgegangen, dass durch den Biegeprozess nur Längsspannungen und keine Querspannungen aufgrund des drückenden Werkzeugs im Werkstück auftreten. Nach [28] gilt die Annahme, dass die neutrale Faser in der Werkstückmitte verbleibt, nur bis zu einem Verhältnis von Blechdicke (t) zu Innerbiegeradius (r_i) von größer 50. Beim Biegeumformen von Blechen wird dieses Verhältnis in der Regel weit unterschritten.

Mit zunehmender Biegung wird das Werkstück auf der Außenseite gestreckt und auf der Innenseite gestaucht. Je kleiner der Biegeradius bei gleichbleibender Blechdicke ist, umso größer werden die Biegespannungen im Werkstück. Bei kleinen Biegeradien und großem Fließen des Materials auf der Außenseite entsteht hier eine Querschnittsverringering, und die neutrale Faser verschiebt sich mit zunehmendem Biegewinkel nach innen, siehe. Abb. 2-22.

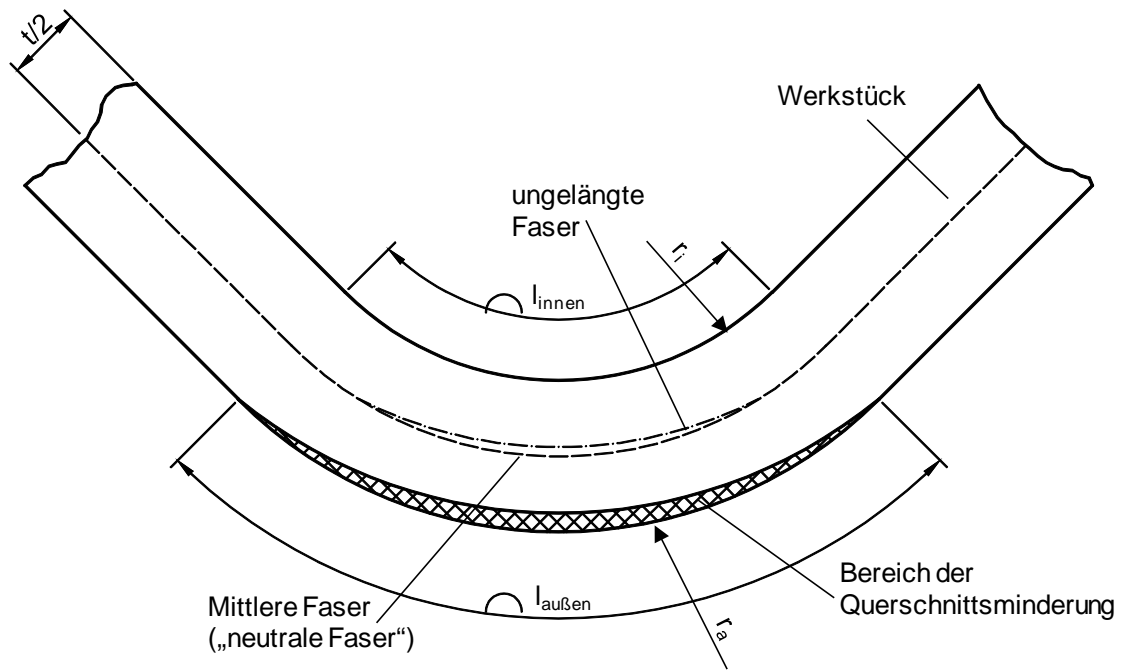


Abb. 2-22: Verschiebung der neutralen Faser nach [28]

2.5.4 Technisch kleinstmöglicher Biegeradius

Durch Verringerung des Biegeradius nehmen beim Biegeumformen an der Außenseite des Werkstücks die Dehnungen zu. Mit steigender plastischer Dehnung nimmt die Kaltverfestigung ebenfalls zu, siehe 2.3.4. Mit steigender Dehnung an der Außenseite steigt die Gefahr, dass an der Außenseite des Werkstücks Risse auftreten. Durch den Biegeradius r_i wird somit die Dehnung auf der Außenseite beeinflusst. Für Biegewinkel $\alpha = 90^\circ$ wurden von [39] Mindestrundungsfaktoren c abhängig von der maximal zulässigen Dehnung in der Außenfaser $\varepsilon_{max,aB}$ für unterschiedliche Werkstoffe ermittelt.

$$r_{i,min} = \frac{1}{2} * t * \left(\frac{1}{\varepsilon_{max,aB}} - 1 \right) = c * t \quad (2.1)$$

$\varepsilon_{max,ab}$...Maximal zulässige Dehnung in der Außenfaser

c ...Mindestrundungsfaktor (für Stahlblech 0,6 nach [39])

Bei einer ausgeprägten Walzrichtung ist bei Blechen zu beachten, dass quer zur Walzrichtung die ertragbare Dehnung größer ist als längs zur Walzrichtung. Durch das Walzen der Bleche wurden die Körner bereits in Längsrichtung gestreckt und die Versetzungen in diesen Gleitebenen aktiviert. Somit hat in Längsrichtung bereits eine Kaltverfestigung stattgefunden, und entsprechend ist die Dehnung bis zum Bruch kleiner. Nach [39] liegen somit die zu die Werte für den Biegeradius $r_{i,min}$ parallel zur Walzrichtung für um $0,5 * t$ höher als beim Biegen senkrecht zur Walzrichtung.

2.5.5 Dehnungen und Spannungen infolge des Biegeprozesses

Die Verlängerung der äußeren Faser beim Biegeumformen führt zu plastischen Dehnungen. Vereinfacht lassen sich die plastischen Dehnungen mit der Länge der neutralen Faser l_{NF} und der Länge der äußere Faser l_{AF} nach dem Biegeumformen nach (2.2) berechnen. Die Berechnung des Kaltumformgrades φ erfolgt nach (2.3).

Bei kleineren Biegeradien verschiebt sich die neutrale Faser auf die Innenseite. Nach [28] tritt der Effekt der Verschiebung der neutralen Faser bei $r_i/t \geq 50$ ein. Diese Verschiebung kann bei der Dehnungsberechnung mit Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser ε_{NF} durch (2.6) nach DIN 6935 [25] berücksichtigt werden.

$$\varepsilon = \frac{L_{AF} - L_{NF}}{L_{NF}} * 100\% = \frac{1}{\frac{2 * r_i}{t} + 1} * 100\% \quad (2.2)$$

$$\varphi = \ln\left(\frac{l_{AF}}{l_{NF}}\right) * 100\% \quad (2.3)$$

$$l_{NF} = \frac{\pi * \alpha * 2 * \left(r_i + \frac{t}{2}\right)}{360} \quad (2.4)$$

$$l_{AF} = \frac{\pi * \alpha * 2 * (r_i + t)}{360} \quad (2.5)$$

$$\varepsilon_{NF} = \frac{2 - k_{NF}}{\frac{2 * r_i}{t} + k_{NF}} * 100\% \quad (2.6)$$

$$k_{NF} = 0,65 + \frac{1}{2} \log \frac{(2 * r_i)}{t} \leq 1 \quad (2.7)$$

Abb. 2-23 zeigt die plastischen Dehnungen mit und ohne Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser im Vergleich mit dem berechneten Kaltumformgrad. Es zeigt sich, dass bei einem r/t -Verhältnis kleiner 5 der Effekt der Verschiebung der neutralen Faser einen erheblichen Einfluss auf die berechneten plastischen Dehnungen hat.

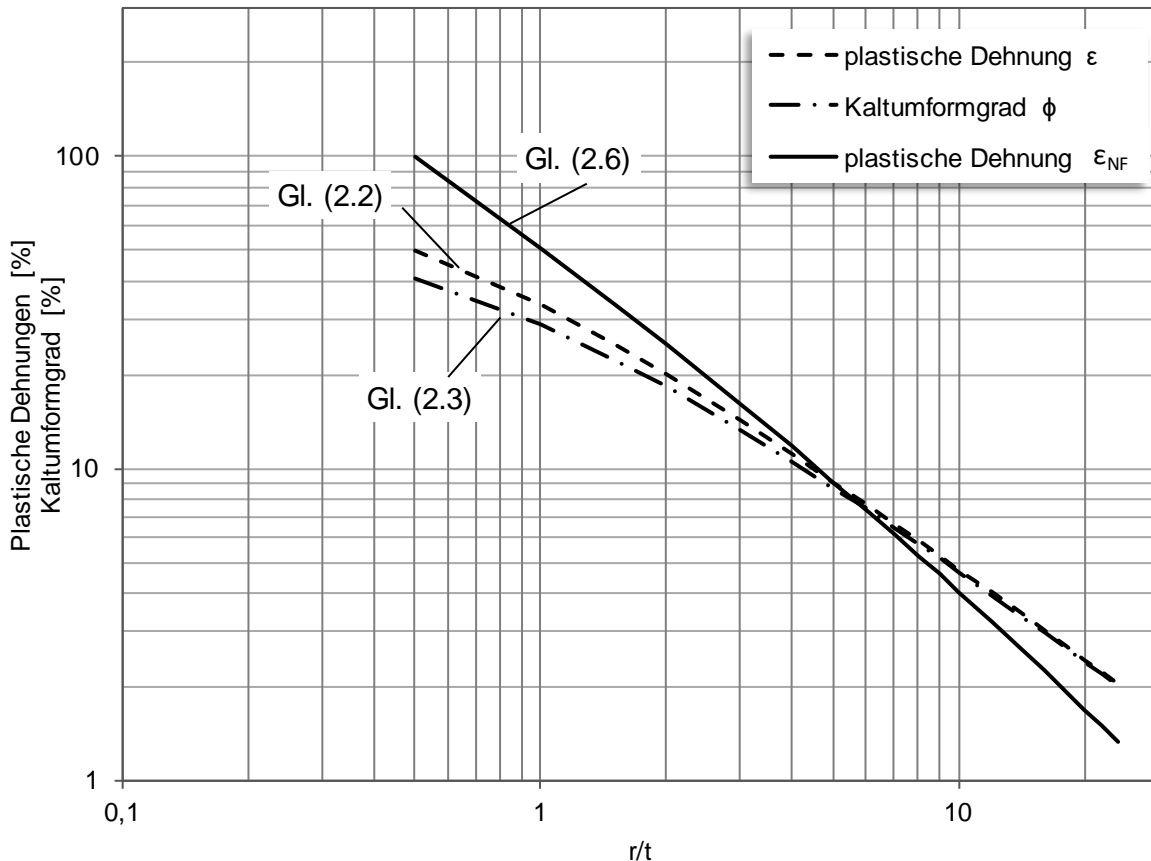


Abb. 2-23: Plastische Dehnung an der Außenfaser bei einem Biegewinkel $\alpha = 90^\circ$, Vergleich der Gleichungen (2.2), (2.3), (2.6)

2.6 Schweißen

2.6.1 Definition und Begriffe

Beim Schweißen im Stahlbau wird in der Regel ein Lichtbogen verwendet, durch den der Grundwerkstoff und der Schweißzusatzwerkstoff im Bereich der Schweißnaht aufgeschmolzen wird. In den Bereichen neben der Schweißnaht werden durch die Schweißwärme unterschiedliche Spitzentemperaturen erreicht. Dieser Bereich wird Wärmeinflusszone (WEZ) genannt und gliedert sich in mehrere Bereiche. In der WEZ wird der Grundwerkstoff teilweise nicht mehr aufgeschmolzen, erfährt aber eine Wärmebehandlung durch die Schweißwärme.

Eine Schweißnaht wird bei großen Schweißnahtdicken durch mehrere Lagen aufgebaut, und diese können wiederum aus mehreren Raupen bestehen, siehe. Abb. 2-24. Die Schweißnaht wird durch den aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoff aufgebaut. Der Schweißzusatzwerkstoff vermischt sich - abhängig vom Schweißprozess und den Schweißprozessparametern - durch das Aufschmelzen teilweise mit dem Grundwerkstoff. Die WEZ kann durch einen Makroschliff quer durch die Schweißnaht mit einer Ätzung sichtbar gemacht werden. In der Ätzung zeigt sich auch die Schmelzlinie, vgl. Abb. 2-24. Durch die Schmelzlinie wird die Schweißnaht von der WEZ abgegrenzt. Die Schmelzlinie zeigt, wie weit der Grundwerkstoff aufgeschmolzen wurde.

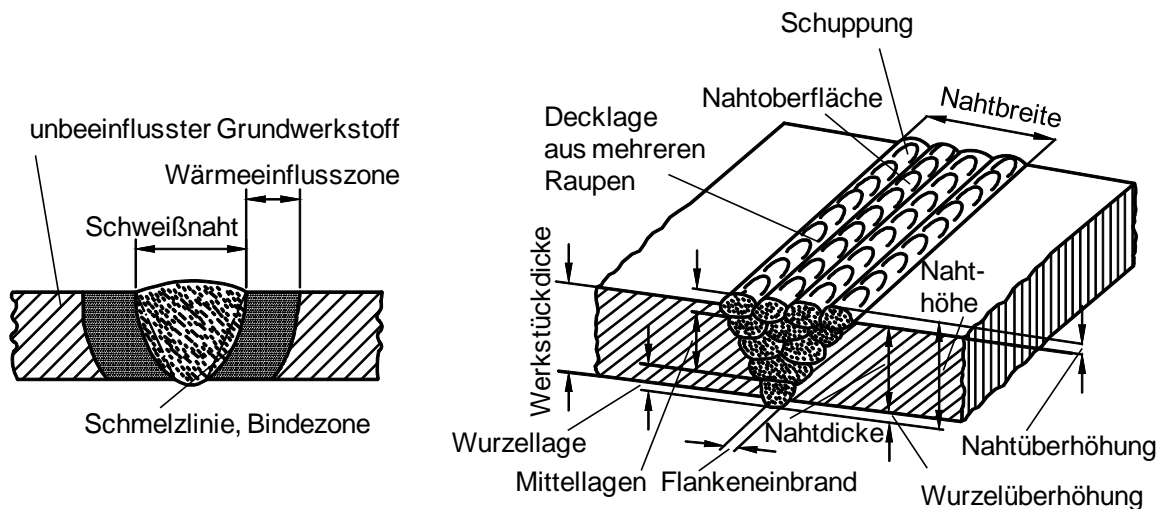


Abb. 2-24: Begriffe und Benennung bei Schweißnähten nach [59]

2.6.2 Wärmebehandlung durch die Schweißwärme

Die beim Schweißen verwendete Wärmequelle (hier der Lichtbogen) wird in Schweißnahtlängsrichtung mit einer gleichmäßigen Schweißgeschwindigkeit v_s über das Werkstück im Bereich der Schweißnahtvorbereitung bewegt. Abb. 2-25 zeigt die Isothermen eines Lichtbogens auf der Blechebene für einen bestimmten Zeitpunkt. Durch die Bewegung des Temperaturfeldes und der hohen Spitzentemperatur kommt es - abhängig vom Abstand zur Schweißnahtmitte - zu unterschiedlichen Temperaturen im Bauteil. Die Schweißgeschwindigkeit und die Leistungsdichte des Lichtbogens beeinflussen, wie lange die Spitzentemperatur im Bauteil gehalten wird und mit welcher Geschwindigkeit das Bauteil in den einzelnen Bereichen wieder abkühlt. Diese Wärmebehandlung beeinflusst in der WEZ erheblich die Materialeigenschaften und verursacht unter anderem auch Eigenspannungen und Verzug, siehe 2.7.

Nach [43] ist dieser extreme Temperatur-Zeit-Verlauf durch folgende Besonderheiten gekennzeichnet:

- Große Aufheizgeschwindigkeit. Sie beträgt einige 100 K/s.
- Große Abkühlgeschwindigkeit. Werte bis zu 600 K/s werden erreicht.
- Geringe Austenitisierungsdauer. Sie liegt im Bereich einiger Sekunden.

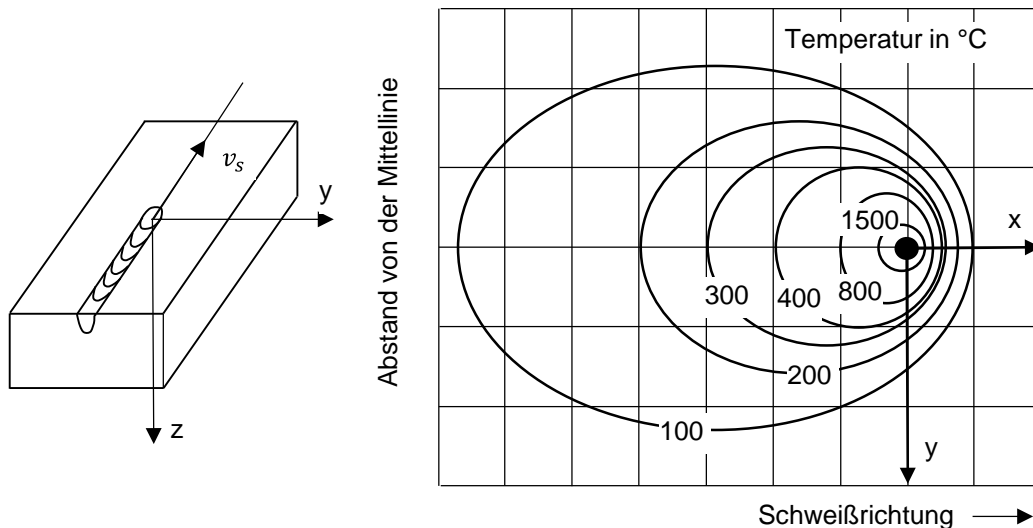


Abb. 2-25: Schematische Darstellung des Verlaufs der Isothermen beim Lichtbogenhandschweißen in der Blechebene für einen bestimmten Zeitpunkt [43]

Der Temperatur-Zeit-Verlauf in den einzelnen Bereichen der WEZ kann an der Werkstückoberfläche während des Schweißens durch Messungen mit Thermoelementen ermittelt werden. Zur Messung und Aufzeichnung der Temperatur-Zeit-Verläufe können auch berührungslose Messsysteme eingesetzt werden. Abb. 2-26 zeigt schematisch den Temperatur-Zeit-Verlauf an vier verschiedenen Orten neben der Schmelzlinie.

Zur Bestimmung der Vorgänge im Werkstoff in der WEZ beim Abkühlen wird die Abkühlzeit zwischen 800 und 500 $^{\circ}\text{C}$ ($t_{8/5}$ -Zeit) ermittelt, siehe Abb. 2-27. Im Temperaturbereich zwischen 800 und 500 $^{\circ}\text{C}$ finden bei Stählen die wesentlichen Gefügeumwandlungen statt [43], vgl. 2.3. Die Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit kann neben Messungen auch durch Berechnungen und Simulationen erfolgen, siehe [21].

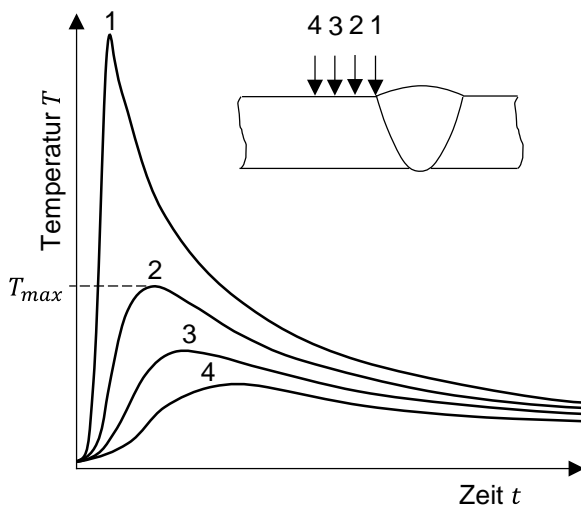


Abb. 2-26: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf an vier unterschiedlich weit von der Schmelzlinie entfernten Orten [43]

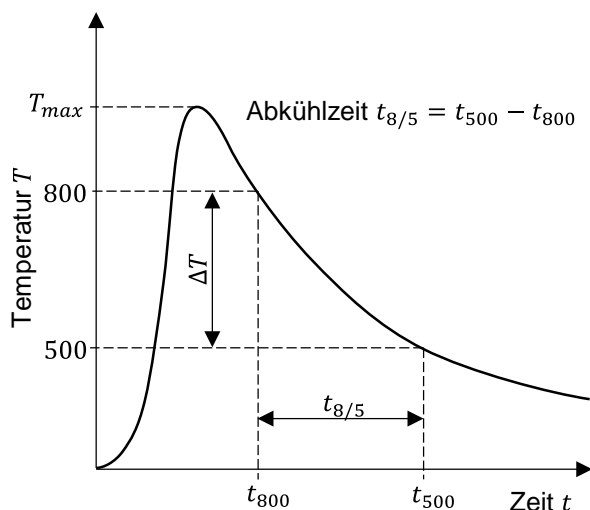


Abb. 2-27: Definition der $t_{8/5}$ Zeit [43]

2.6.3 Einfluss des Temperatur-Zeit-Verlaufs auf die Metallurgie

Eine vollständige Beschreibung der thermischen Ereignisse und Vorgänge beim Schweißen ist durch die alleinige Angabe der Abkühlzeit $t_{6/5}$ nicht möglich, da beim Schweißen die Haltezeit über der Umwandlungstemperatur in vielen Abschnitten der WEZ nicht ausreichend lang ist und somit ein vollständiges Umwandeln eintreten kann, vgl. Abb. 2-27 und Abb. 2-28. Die Gefügebestandteile werden nicht vollständig aufgelöst und die nicht gelösten Legierungselemente verändern das Umwandlungsverhalten. Somit besteht die Gefahr, dass sich in Teilen der WEZ ein grobkörniges Gefüge mit schlechten Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften bildet [43].

Abb. 2-28 a) zeigt die Temperaturführung beim Normalglühen, vgl. 2.4.2. Die Temperatur, bei der eine Gefügeumwandlung (Austenitisierung) stattfindet, liegt oberhalb von A_{c3} und wird solange gehalten t_H , bis eine vollständige Gefügeumwandlung im Bauteil abgeschlossen ist. Eine typische Temperaturführung beim Schweißen zeigt Abb. 2-28 b). Die Zeit, bei der A_{c3} überschritten ist wesentlich kürzer. Somit findet in diesem Bereich keine vollständige Gefügeumwandlung statt, und es kann ein grobkörniges Gefüge mit schlechten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften entstehen. [43]

Die mechanischen Eigenschaften in einer Schweißverbindung werden neben den Schweißparametern durch folgende Faktoren beeinflusst:

- Chemische Zusammensetzung des Grund- und der Zusatzstoffe (Zusatzwerkstoffe, Schutzgase, Hilfsstoffe)
- Nahtaufbau (Einlagen-, Mehrlagen-, Zugraupentechnik)
- Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur
- Nahtform
- Zubrand und Abbrand von Legierungselementen

Um im Stahlbau Schweißverbindungen mit den mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes gewährleisten zu können, werden Verfahrensprüfungen durchgeführt, bei denen die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen ermittelt werden. Durch diese Verfahrensprüfungen werden Parameter für Schweißanweisungen (WPS) und somit für die Ausführung von Schweißnähten festgelegt.

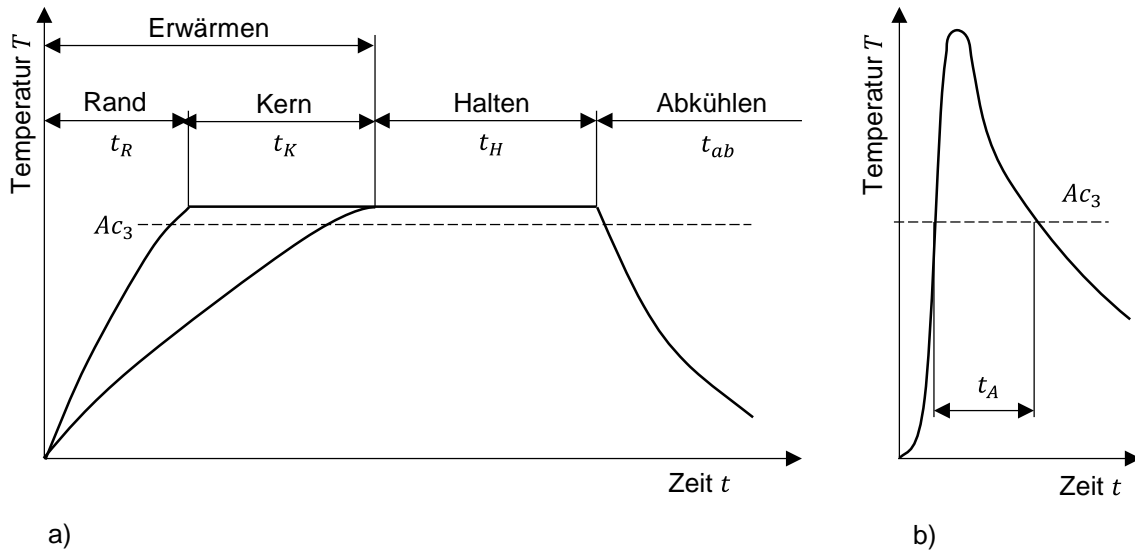


Abb. 2-28: a) Temperaturführung beim Normalglühen b) Temperaturführung beim Schweißen, schematisch nach [43]

Unter anderem wird in der Verfahrensprüfung die Kerbschlagarbeit durch Kerbschlagbiegeproben im Bereich der Schweißnaht ermittelt. Die Zähigkeit eines Stahls kann durch die Kerbschlagarbeit beschrieben werden. Abb. 2-29 zeigt die typischen Verläufe der Kerbschlagarbeit für eine Schweißnaht an einem unlegierten Baustahl. Es zeigt sich, dass neben der Schmelzgrenze ein Abfall der Kerbschlagarbeit eintritt und die Werkstoffzähigkeit im Bereich der Grobkornzone sinkt. Dieser Bereich wird bei der Verfahrensprüfung durch einen Kerbschlagbiegeversuch, der im Bereich der Schmelzlinie durchgeführt wird, geprüft. Im Bereich des unvollständigen Umkristallisierens muss ebenfalls mit einem Absinken der Werkstoffzähigkeit gerechnet werden.

Beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich kann der Bereich der Rekristallisationszone vgl. Abb. 2-29, maßgebend werden, da hier eine Überlagerung der Effekte aus Kaltumformen und Wärmebehandlung durch den Schweißprozess zusammentreffen. Deshalb muss auch hier mit einer Abnahme der Werkstoffzähigkeit gerechnet werden.

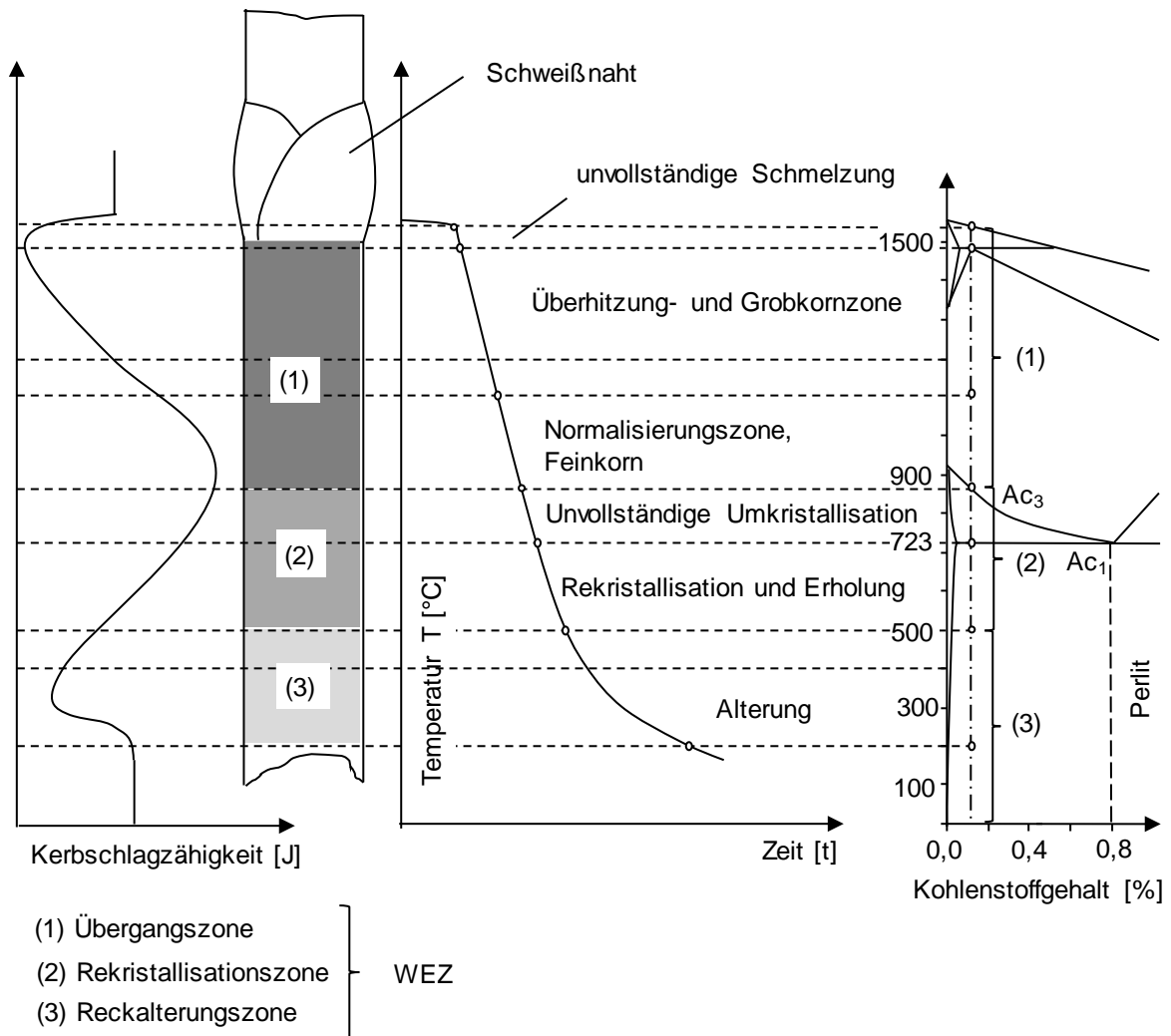


Abb. 2-29: Typischer Verlauf der Kerbschlagarbeit in der (erweiterten) Wärmeinflusszone von Schweißverbindungen aus unlegierten Baustählen, nach [43]

2.6.4 Beschreibung von Wärmebehandlungen durch den Hollomon-Jaffe Parameter

Eine Wärmebehandlung setzt sich immer durch die drei Stufen „Aufwärmen“, „Halten“ und „Abkühlen“ zusammen. Diese Phasen können mit unterschiedlichen Zeiten durchlaufen werden und sind von verschiedenen Faktoren abhängig. Beim Härten wird z.B. die Abkühlzeit durch Abkühlmedia wie Luft oder Wasser beeinflusst. Beim Schweißen von mehrlagigen Nähten setzt sich die Wärmebehandlung aus mehreren Zyklen zusammen, da beim Überschweißen der einzelnen Lagen ein wiederholtes „Aufwärmen“ durch die Schweißwärme in der darunterliegenden Lage erfolgt. Zur Beschreibung der Wärmebehandlung wurde von Hollomon und Jaffe [23] ein Parameter entwickelt, durch den die Wärmebehandlung - abhängig von Zeit und Temperatur - beschrieben werden kann. Der ursprünglich für die Härteänderung bei Kohlenstoffstählen entwickelte Hollomon-Jaffe-Parameter ist in Gleichung (2.8) dargestellt.

$$p_{HJ} = (T + 273,15) * (c + \log t) \quad (2.8)$$

T ...Temperatur in Kelvin

c ... $c = 17,7 - 5,8 * (\text{Kohlenstoff in } \%)$; t in Sekunden

... $c = 21,3 - 5,8 * (\text{Kohlenstoff in } \%)$; t in Stunden

t Zeit

Heutzutage wird der Hollomon-Jaffe-Parameter p_{HJ} zur ganzheitlichen Bewertung der Wärmebehandlungsgeschichte verwendet. Hierzu wurde die ursprüngliche Gleichung von [5] durch Terme für die Aufheiz- und Abkühlrate ergänzt, siehe Gleichung (2.9)(2.11)

$$p_{HJ} = 10^{-3} * (T + 273) * \left[\underbrace{\log \left(\frac{T + 273}{2,3K_h(c - \log K_h)} \right)}_{\text{Aufheizen}} + \underbrace{\frac{t}{60}}_{\text{Halten}} + \underbrace{\frac{T + 273}{2,3K_c(c - \log K_c)}}_{\text{Abkühlen}} \right] + c \quad (2.9)$$

T ...Temperatur in Kelvin

c ... $c = 17,7 - 5,8 * (\text{Kohlenstoff in } \%)$; t in Sekunden

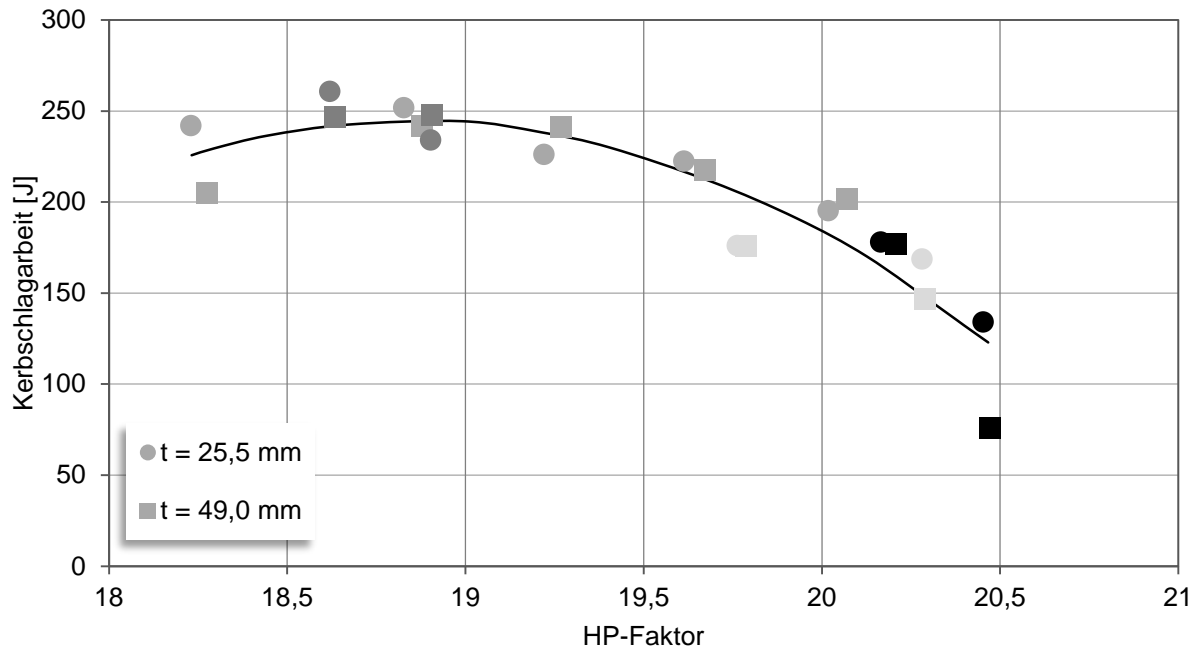
... $c = 21,3 - 5,8 * (\text{Kohlenstoff in } \%)$; t in Stunden

t ...Zeit, in min

K_h ...Aufheizrate, in °C/h

K_c Abkühlrate, in °C/h

Von [5] wurden Untersuchungen an einem 13CrMoSi5-5 durchgeführt, die zeigen, dass sich bei einem Austausch der Wärmebehandlungsparameter bei gleichem Hollomon-Jaffe-Parameter nahezu die gleichen Materialeigenschaften einstellen. In Abb. 2-30 sind die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuche an einem 13CrMoSi5-5 dargestellt. Bei diesen Versuchen wurden die Kerbschlagproben mit unterschiedlichen Temperaturzyklen im Ofen wärmebehandelt. Die Untersuchungen zeigen, dass bei gleichen Hollomon-Jaffe-Parameter annähernd gleiche Kerbschlagarbeiten erzielt werden. In [24] werden Untersuchungen an einem S960 dargestellt, die zeigen, dass der Austausch der Wärmebehandlungsparameter auch bei der Wärmebehandlung durch Schweißen gültig ist. In diesen Untersuchungen wurde die Härte an Proben aus physikalischen Schweißsimulationen mit der Härte an geglühten Proben verglichen. Bei den Untersuchungen zeigt sich eine gute Übereinstimmung bei gleichem Hollomon-Jaffe-Parameter. Somit ist es möglich, die Wärmebehandlung durch Schweißen mit kurzen Aufheiz- und Haltezeiten durch eine äquivalente Ofenglühung bei niedrigerer Temperatur und längeren Haltezeiten zu simulieren.



925 °C 30 min + 650 °C 30 min	925 °C 30 min + 650 °C 30 min + 650 °C 30 min
925 °C 30 min + 680 °C 30 min	925 °C 30 min + 650 °C 30 min + 650 °C 120 min
925 °C 30 min + 700 °C 30 min	925 °C 30 min + 700 °C 30 min + 690 °C 120 min
925 °C 30 min + 720 °C 30 min	925 °C 30 min + 700 °C 30 min + 690 °C 600 min
925 °C 30 min + 740 °C 30 min	925 °C 30 min + 740 °C 30 min + 690 °C 120 min
	925 °C 30 min + 740 °C 30 min + 690 °C 600 min

Abb. 2-30: Kerbschlagarbeit gemessen bei -18 °C an einem 13CrMoSi 5-5 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen [5]

2.7 Eigenspannungen

2.7.1 Grundsätzliches

Unter dem Begriff „Eigenspannungen“ werden die Spannungen zusammengefasst, die in einem Bauteil ohne äußere Belastung (Kräfte, Momente und Temperaturgradienten) vorhanden sind. Die Eigenspannungen stehen immer im Gleichgewicht zueinander. Eigenspannungen im Werkstück können unterschiedliche Ursachen haben, siehe. Abb. 2-31. Nach [8] kann eine Einteilung nach werkstoff-, beanspruchungs- und fertigungsbedingten Eigenspannungen erfolgen.

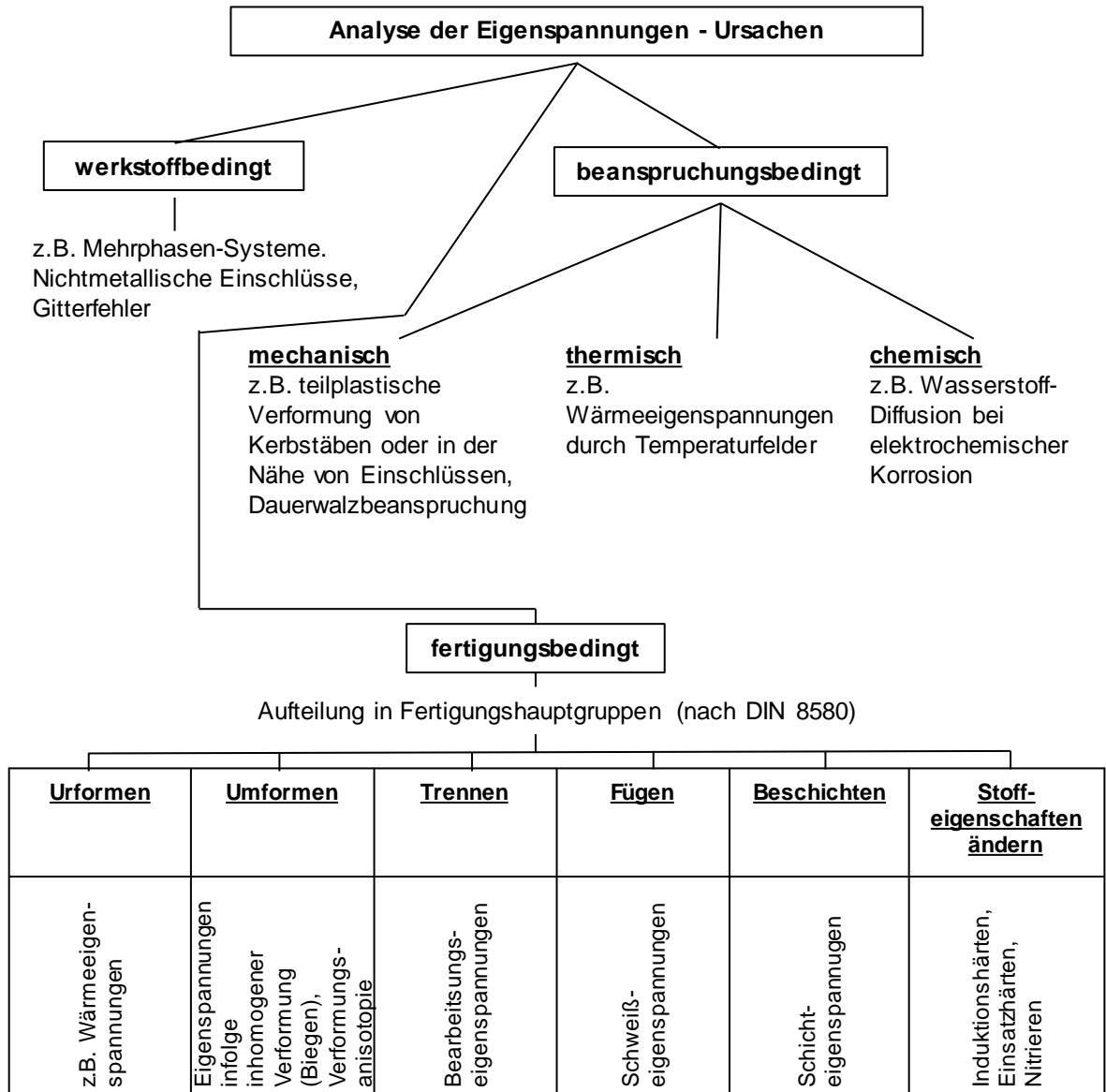


Abb. 2-31: Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [8]

In der Literatur z.B. [41] werden Eigenspannungen häufig nach I. Art, II. Art und III. Art eingeteilt. Diese Kategorien beinhalten eine Aussage darüber, ob die Eigenspannungen im Makro- oder Mikrobereich vorliegen, siehe [8]. Abb. 2-32 zeigt schematisch einen Eigenspannungsverlauf und die Einordnung nach der Festlegung I., II. und III. Art am realen Gefüge eines Stahls. Der untere Abschnitt der Darstellung zeigt die Gefügestruktur mit Körnern und Korngrenzen. Die Eigenspannungen im oberen Abschnitt sind über die x-Achse der Gefügestruktur aufgetragen. Die Schwankungen im Eigenspannungsverlauf resultieren aus dem heterogenen Charakter des Gefüges im realen Werkstoff [21].

Einordnung der Eigenspannungen nach [21]

- Eigenspannungen I. Art σ^I

Als Eigenspannungen I. Art werden die Spannungen bezeichnet, die sich über mehrere Körner erstrecken und gemittelt sind. Sie werden auch als makroskopische Eigenspannungen bezeichnet.

- Eigenspannungen II. Art σ^{II}

Eigenspannungen II. Art beschreiben die Spannungen zwischen den Körnern.

- Eigenspannungen III. Art σ^{III}

Eigenspannungen, die im Bereich der einzelnen Körner vorliegen, werden als Eigenspannungen III. Art bezeichnet.

Im Weiteren werden hier nur die Eigenspannungen I. Art betrachtet, die eine Auswirkung auf makroskopischer Ebene haben. Die Betrachtung erfolgt entsprechend der Entstehungsgeschichte eines Bleches, das kaltumgeformt und geschweißt wird.

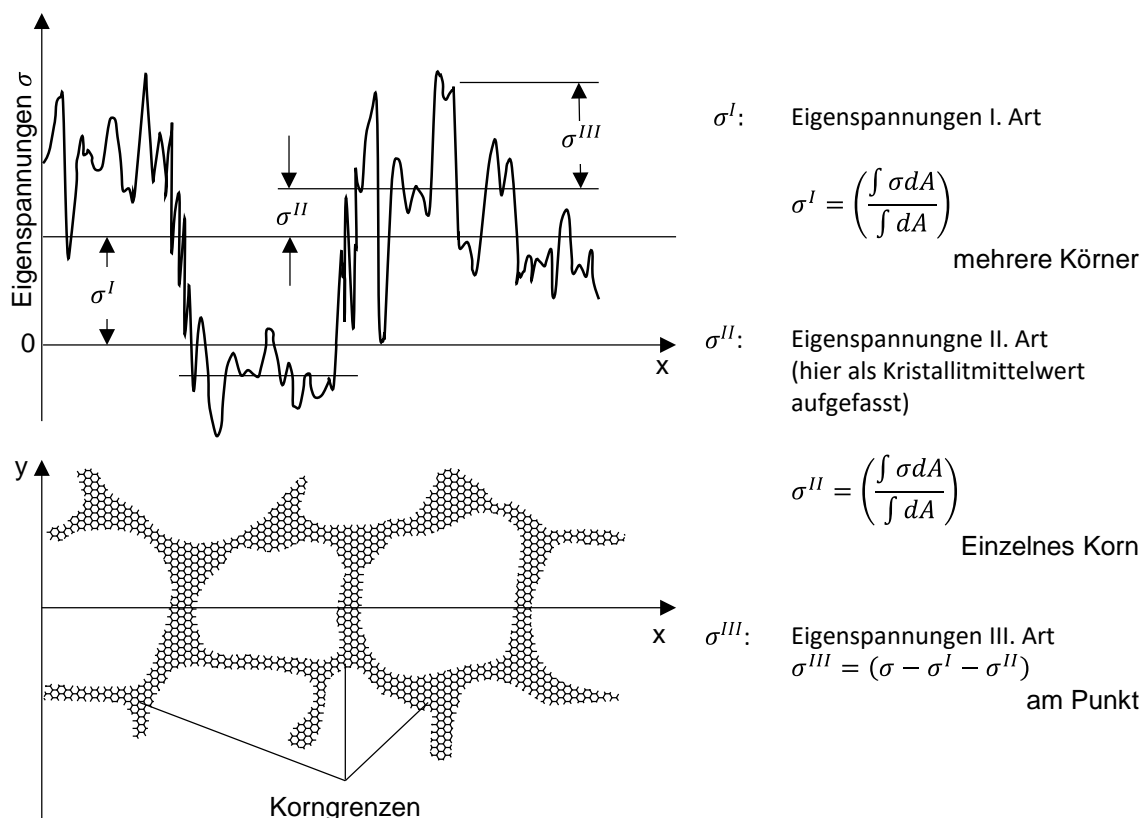


Abb. 2-32: Eigenspannungen in der Kristallstruktur, beschränkt auf eine Spannungskomponente σ nach [41]

2.7.2 Walzeigenspannungen

Bereits bei der Herstellung von Blechen entstehen Eigenspannungen. Diese können z.B. durch Walzen, Kaltrecken und Richten im Herstellprozess entstehen. Ein typischer Eigenspannungszustand nach dem Walzen ist in Abb. 2-33 dargestellt. An der Blechoberfläche liegen hohe Druckeigenspannungen vor, die aufgrund von Gleichgewichtsgründen in der Blechmitte in Zugeigenspannungen umschlagen. Nach DIN EN 10025-2 [57] können Bleche in den Zuständen +N (normalisiert) oder +AR (wie gewalzt) ausgeliefert werden. An die Bedingung +N sind keine Angaben zum verbleibenden Eigenspannungszustand geknüpft, siehe 2.8.5. In [21] wurden Eigenspannungsmessungen an gewalzten Blechen mit dem Bohrlochverfahren durchgeführt, siehe Abb. 2-34. Die Ergebnisse zeigen, dass bei den untersuchten Blechen an der Oberfläche Druckeigenspannungen im Bereich von 170 bis 240 N/mm² vorliegen und diese mit zunehmender Tiefe abnehmen. Bei beiden Blechen unterschieden sich die Eigenspannungen in x und y Richtung. Dieser Zustand lässt auf eine ausgeprägte Walzrichtung schließen. Es zeigt sich auch, dass die Höhe der Eigenspannungen in diesem Fall nicht von der Festigkeitsklasse abhängen.

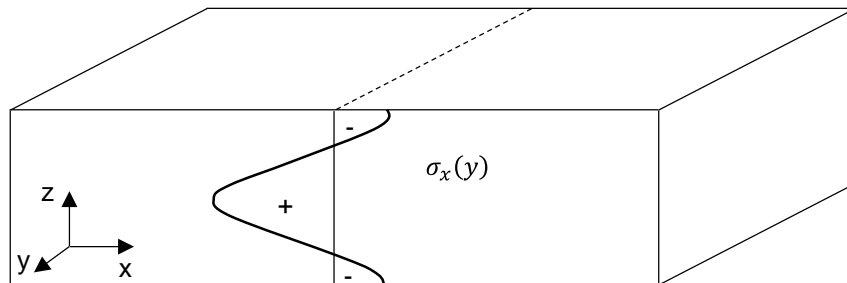


Abb. 2-33: Schematischer Eigenspannungsverlauf an einem gewalzten Blech

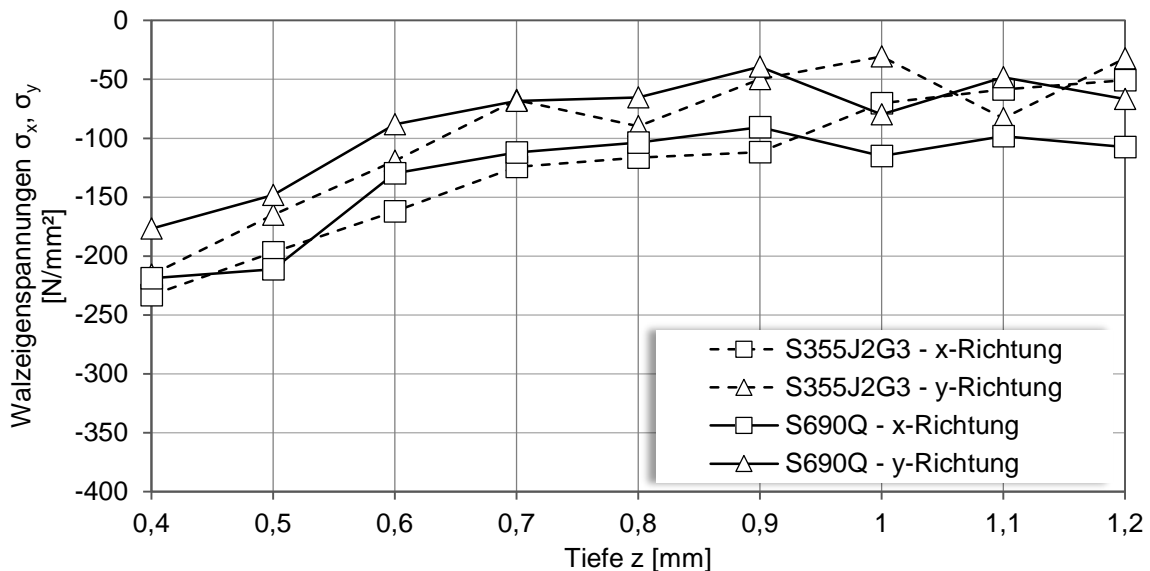


Abb. 2-34: Eigenspannungen σ_x und σ_y in gewalzten Blechen unterschiedlicher Stahlgüte [21]

2.7.3 Eigenspannungen durch Kaltumformen

Beim Kaltumformen werden im Stahl plastische Verformungen durch äußere Kräfte erzeugt, die zu verbleibenden Eigenspannungen führen. Über die Blechdicke gesehen sind diese Eigenspannungen ungleichmäßig verteilt. Das nachfolgende vereinfachte Beispiel erläutert die inneren wesentlichen Spannungsvorgänge beim Kaltumformen.

In dem Beispiel wird davon ausgegangen, dass auf einen Stab ein negatives Moment aufgebracht wird. Dieser Stab wird nun so weit gebogen, dass nur elastische Verformungen entstehen, es liegt ein linearer Spannungsverlauf vor. Auf der Oberseite entstehen Zugspannungen und auf der Unterseite Druckspannungen, vgl. a) Abb. 2-35. Bei Steigerung der Last beginnt der Werkstoff zu fließen und es entstehen plastische Dehnungen. Der daraus resultierende Spannungsverlauf weicht von der linearen Gesetzmäßigkeit ab. Die Fasern werden bleibend gestreckt und gestaucht. Im mittleren Bereich des Bauteils ist die Dehnung noch nicht ausreichend groß, sodass hier die Spannungen im elastischen Bereich bleiben, vgl. b) Abb. 2-35. Bei Entlastung wird der elastische Spannungsanteil abgebaut. In den Randbereichen verhindern die gestreckten und gestauchten Fasern eine vollkommene Rückverformung. Da im Bauteil weiterhin ein Spannungsgleichgewicht vorhanden sein muss, stellt sich der in c) Abb. 2-35 dargestellte - für das Biegeumformen typische - Eigenspannungsverlauf ein. Auf der Oberseite sind an der Oberfläche nun Druckeigenspannungen und auf der Unterseite Zugeigenspannungen vorhanden, siehe [2].

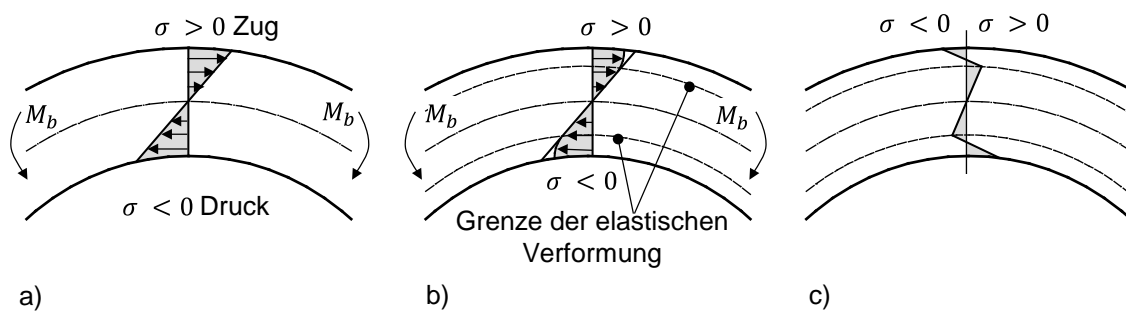


Abb. 2-35: Eigenspannungen bei Biegeverformung. a) elastische Verformung. b) elastische und plastische Verformung c) verbleibende Eigenspannungen nach Entlastung (Restspannungen) nach [2]

2.7.4 Eigenspannungen aus Schweißen

Beim Schweißen entstehen Eigenspannungen aus der thermischen Einwirkung. Die durch das Schweißen hervorgerufenen Eigenspannungen sind sehr vielfältig und werden in Richtungen längs (y-Richtung) und quer (x-Richtung) zur Schweißnaht sowie in Blechdickenrichtung (z-Richtung) eingeteilt. Eigenspannungen entstehen in der Schweißnaht, der WEZ und in den angrenzenden Bereichen. Nach [2] werden Eigenspannungen durch Schweißen in folgende Gruppen nach ihrer Ursache eingeteilt:

- Temperaturdifferenzen ΔT
- Umwandlungsvorgänge, z. B. $\gamma \rightarrow$ Martensit
- Plastisches Verformen
- Änderung des Stoffschlusses, z. B. durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten der zu verbindenden Werkstoffe.

Beim Schweißen wird der Bereich der Schweißnaht sehr schnell erwärmt. Die Erwärmung in den Randbereichen erfolgt aufgrund der konzentrierten Wärmequelle weitaus langsamer, vgl. 2.6.2. Somit sind bei einem Bauteil, das sich ungehindert ausdehnen kann, die Verformungen Δl über die Bauteillänge gesehen aufgrund der Temperaturdifferenz ΔT sehr unterschiedlich, siehe a) Abb. 2-36. Beim Abkühlen kann das Bauteil nicht mehr frei in seinen Ausgangszustand zurückschrumpfen, da bereits plastische Verformungen aufgrund der hohen Temperatur eingetreten sind, und es entstehen Eigenspannungen. Bei einem fest eingespannten Bauteil entstehen zusätzliche Reaktionskräfte, die das freie Ausdehnen und Schrumpfen behindern und sich mit den Eigenspannungen aus Temperaturdifferenz überlagern, siehe b) Abb. 2-36.

Die Größe und Verteilung der Eigenspannungen aus Temperaturdifferenz und dem behinderten Schrumpfen werden von der Temperaturverteilung und der Steifigkeit der Konstruktion bestimmt [43]. Eine weitere Temperaturdifferenz ΔT entsteht bei dicken Blechen, da die Wärme nicht ausreicht, um das gesamte Blech zu erwärmen und wegen der großen Masse des Bleches die Wärme im Bereich der Schweißnaht schnell entzogen wird. Durch diesen Effekt tritt ein Abschrecken der Schweißnaht ein, und dies wiederum führt ebenfalls zu Eigenspannungen.

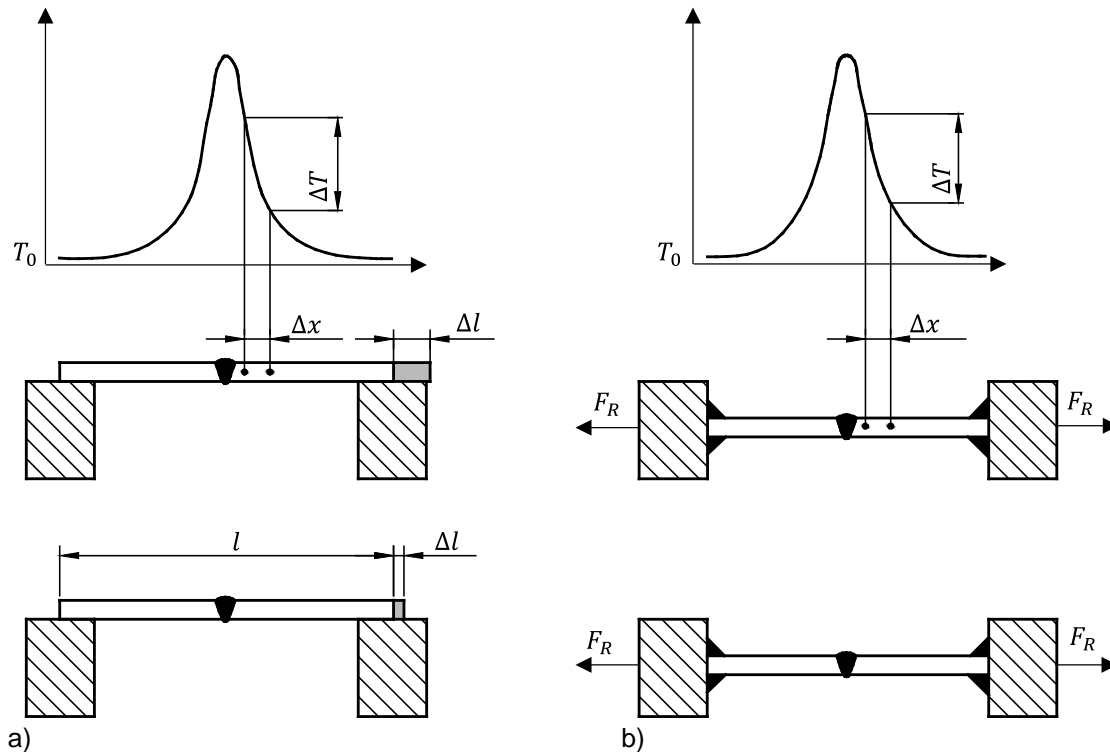


Abb. 2-36: Behinderte Ausdehnung einer geschweißten Verbindung nach [2].

Eine weitere wichtige Komponente sind Eigenspannungen aus Gefüge-Umwandlung. Beim Erwärmen des Schweißzusatzwerkstoffes und der angrenzenden Werkstoffe über A_{c3} findet im Material eine Phasenumwandlung statt. Die Phasenumwandlung ist aufgrund des Umschlagens des Gitters von krz zu kfz mit einer Volumenvergrößerung verbunden, siehe 2.3. Beim Abkühlen findet wiederum ein Umschlagen des Gitters statt, und das Volumen wird quasi schlagartig kleiner. Durch die bereits feste Bindung des Schweißgutes an den Grundwerkstoff zieht sich das Material zusammen und erzeugt eine Zugkraft, die zu Eigenspannungen führt. [2; 21; 60].

In einer Schweißverbindung überlagern sich beim Schweißen und Abkühlen der Schweißnaht die Eigenspannungen aus Schrumpfung, Abschreckung und Gefüge-Umwandlung, siehe Abb. 2-37. Die theoretische Überlagerung der Eigenspannungen für die Querverteilung einer geschweißten Stumpfnahht geht davon aus, dass sich die einzelnen Anteile im verbleibenden Eigenspannungszustand überlagern. In Nahtmitte überlagern sich die betragsmäßig größeren Druckanteile aus Abschreckung und Gefüge-Umwandlung mit den Zuganteilen aus Schrumpfung. Die größeren Zugeigenspannungen liegen somit in den Nahträndern und nicht mehr in der Nahtmitte vor, vgl. Abb. 2-37, [21]

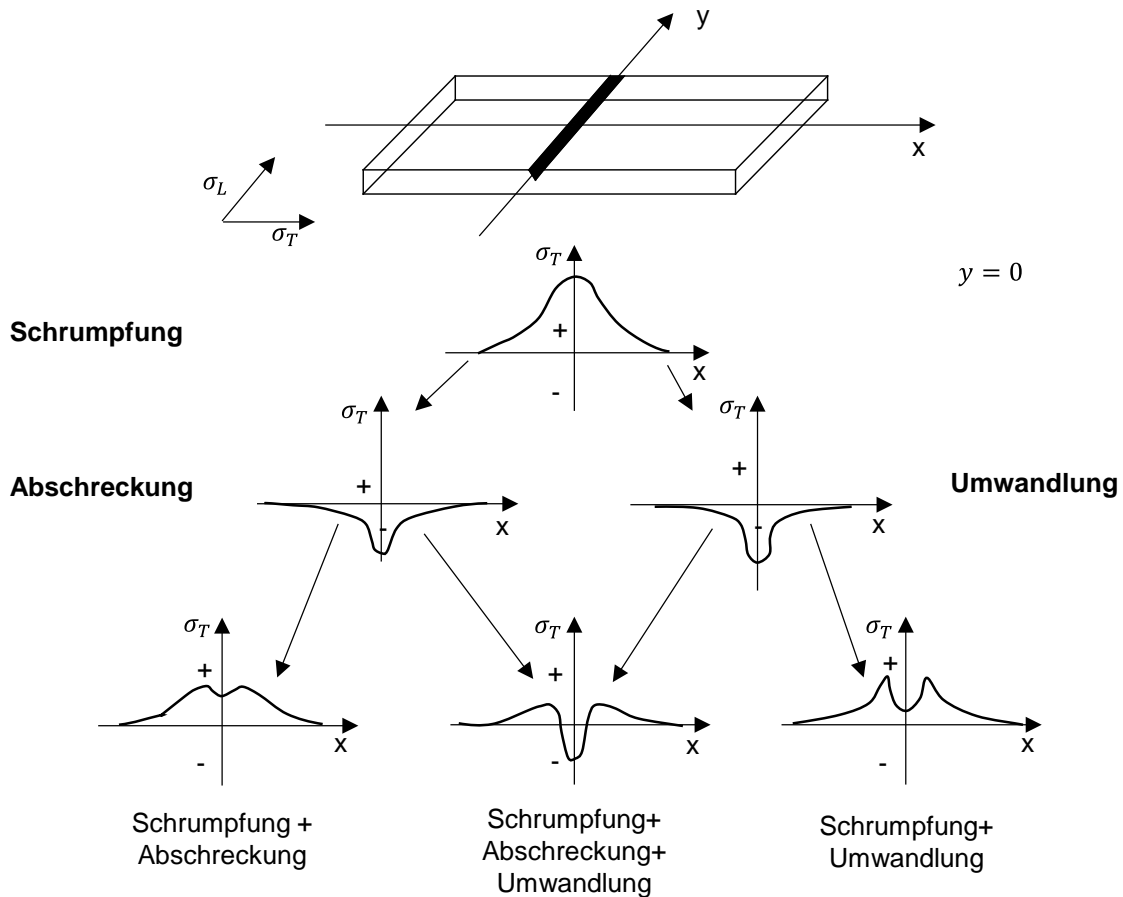


Abb. 2-37: Entstehung des Querspannungsverlaufs längs einer Linie senkrecht zur Naht durch Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen nach [60].

2.8 Spröbruch

2.8.1 Definition und Ursachen für das Eintreten eines Spröbruchs

Bei Bauwerken wird vorausgesetzt, dass sich ein Versagen eines Bauteils bzw. einer Bauteilkomponente infolge einer Überbeanspruchung z.B. durch große Verformungen ankündigt und nicht schlagartig erfolgt. Des Weiteren setzen die Bemessungskonzepte voraus, dass sich Spannungsspitzen, wie sie z.B. bei Schweißnahtübergängen oder Bohrungen vorliegen können, durch örtliches Plastizieren des Werkstoffes abbauen. Die Werkstoffduktilität kann auch durch Bemessungskonzepte, die auf der plastischen Tragfähigkeit beruhen, ausgenutzt werden.

Abb. 2-38 zeigt die Fähigkeit von Stahl, durch Plastizieren an einer Kerbe die Spannungen abzubauen. Ein zäher Werkstoff hat das Vermögen, an der Risspitze der Kerbe durch den Aufbau einer plastischen Zone, siehe Abb. 2-38 c) abzustumpfen und somit die maximale Kerbspannung σ_{Kerb} erheblich zu reduzieren, vgl. Abb. 2-38 a). Wenn sich die plastische Zone vor der Kerbe nur sehr wenig ausbreiten kann, dann steigt die Kerbspannung stark an, vgl. Abb. 2-38 b), siehe [43].

Die Ausnutzung der plastischen Tragfähigkeit des Baustahls setzt voraus, dass neben den Festigkeitseigenschaften (wie Streckgrenze und Zugfestigkeit) auch die Zähigkeit und das Bruchverhalten bei allen Einsatztemperaturen gleichbleibend sind. Durch die Zähigkeit wird die Widerstandsfähigkeit eines Stahls gegen Bruch und Rissausbreitung beschrieben. Die Zähigkeit ist bei Stahl temperaturabhängig.

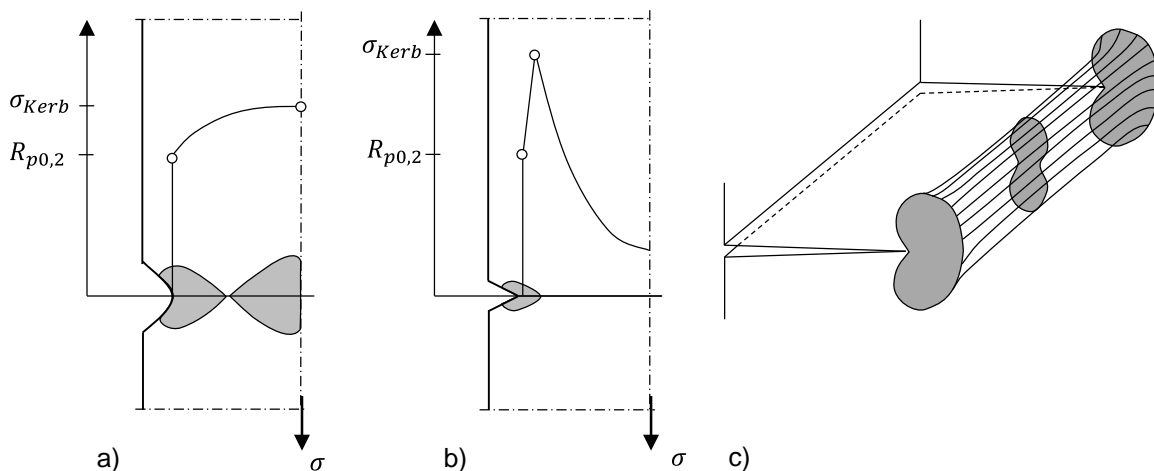


Abb. 2-38: Einfluss der Werkstoffzähigkeit auf die Ausbildung einer plastischen Zone nach [43] und [2]

Das Bruchverhalten von Stahl kann grundsätzlich in drei Arten eingeteilt werden:

- Verformungsbruch
- Spröbruch
- Ermüdungsbruch

In dieser Arbeit wird nur das Phänomen des Spröbruchs näher betrachtet. Beim Spröbruch tritt das Versagen schlagartig mit einer Ausbreitungsgeschwindigkeit kleiner als 1.00m/s ein [2].

Ein Spröbruch kann transkristallin (durch die Körner) oder interkristallin (entlang der Korngrenzen) verlaufen. Beim interkristallinen Spröbruch sind die Korngrenzen durch Ausscheidungen oder Anreicherung von Fremdatomen geschwächt [59]. Beim transkristallinen Bruch entsteht eine Trennung innerhalb eines Kornes und breitet sich über den gesamten Querschnitt aus [2]. Die Bruchfläche eines Spröbruchs zeichnet sich durch eine glatte durchgehende Bruchfläche aus, auf der keine makroskopisch erkennbaren Verformungen auftreten [59].

Ein Spröbruch kann durch mehrere Einflüsse begünstigt werden. Diese Einflüsse sind in Tabelle 2-7 nach Beanspruchungs- und Werkstoffeinflüssen getrennt dargestellt. Die Beanspruchungseinflüsse werden in 2.8.2 genauer erläutert und die Werkstoffeinflüsse in 2.8.4.

Tabelle 2-7: Spröbruchbegünstigende Einflüsse

Einflussseite	Spröbruchbegünstigender Effekt
Beanspruchung	Tiefe Temperaturen,
	Beanspruchungsgeschwindigkeit
	Mehrachsige Spannungszustände z.B. Kerben, schroffe Übergänge, große Wanddicken, Eigenspannungen
Werkstoff	Ungleichmäßiges Gefüge z.B. fehlerhafte Wärmebehandlung, Schweißnahtbereiche
	Geringe Umformfähigkeit bei Werkstoffen hoher Festigkeit.

Ein Bauteilbruch ist immer mit einem Anriss (Mikroriss) verbunden, und der Riss breitet sich dann im Bauteil aus. Der Ablauf beim Bauteilbruch kann in die Phasen „Rissentstehung“, „Rissausbreitung“ und „Bruch“ eingeteilt werden, vgl. Abb. 2-39. Bei Belastung entsteht ein Mikroriss im Gefüge z.B. vor einer Kerbe. In dem kritischen Übergang zur Rissausbreitung breitet sich dieser Riss entweder instabil oder stabil weiter aus. Beim instabilen Risswachstum fallen Rissausbreitung und Bruch zusammen. Bei der stabilen Rissausbreitung vergrößert sich der Riss und verhält sich ähnlich wie ein makroskopischer Riss wie z.B. ein Schweißnahtfehler. Der makroskopische Riss wird nun weiterbelastet, und es kommt zur Rissauslösung (Spaltbruch). Ein Riss, der instabil wächst, führt nach der Rissfortpflanzung zum Bruch oder das Risswachstum wird in Bereichen des Bauteils, in denen durch Plastizieren p die Risspitze abgerundet werden kann, gestoppt. Bei weiterer Lastzunahme würde dieser Riss als Gleitbruch weiterwachsen, siehe [59].

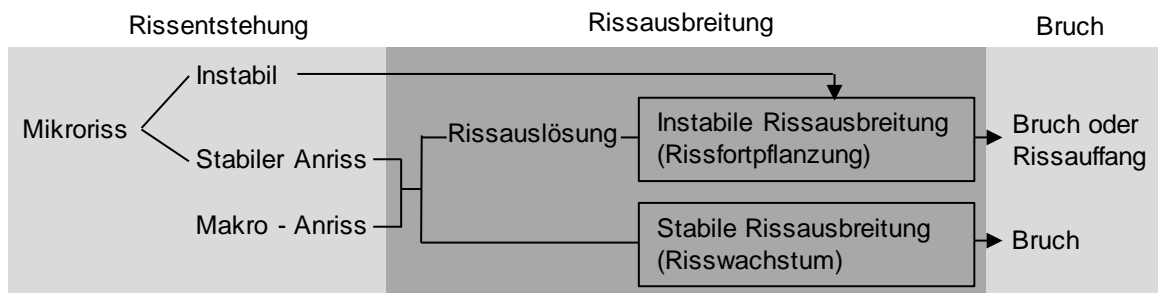


Abb. 2-39: Überblick über die Vorgänge beim Bruch nach [59]

2.8.2 Sprödbbruch begünstigende Belastungseinflüsse

Die Übergangstemperatur $T_{\ddot{u}}$ stellt eine Grenze zwischen dem Versagen infolge Sprödbbruch und dem duktilen Bruchverhalten dar. Im Bereich der Übergangstemperatur treten Mischbrüche auf, siehe 2.8.3. Die Temperatur beeinflusst das Sprödbbruchverhalten erheblich. Ein Spaltbruch (Sprödbbruch) tritt auf, wenn die kritische mikroskopische Spaltbruchspannung σ_f^* überschritten wird. Je tiefer die Temperatur ist, desto höher liegt die untere Streckgrenze R_{el} , vgl. Abb. 2-40. Im tiefen Temperaturbereich kann die Spaltbruchspannung unterhalb der unteren Streckgrenze liegen, und es kann makroskopisch kein Plastizieren eintreten. Das Bauteil würde in diesem Fall spröde versagen. Liegt die Streckgrenze unterhalb der kritischen Spaltbruchspannung, wird der Riss durch Plastizieren an der Rissspitze aufgefangen. Bei weiterer Laststeigerung verhält sich das Bauteil duktil, nach [59].

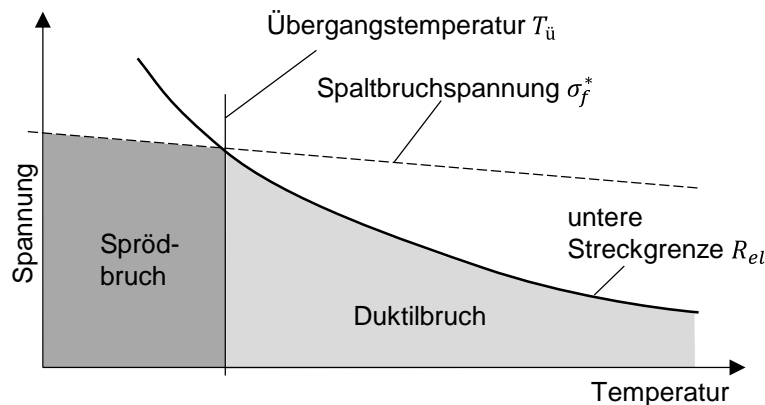


Abb. 2-40: Untere Streckgrenze und Spaltbruchspannung in Abhängigkeit von der Temperatur [59]

Von besonderer Bedeutung beim Bruchverhalten ist der mehraxiale Spannungszustand. Wird ein Bauteil mit einer Kerbe durch eine Zugkraft quer zur Kerbe belastet, dann entsteht vor der Kerbe ein mehraxialer Spannungszustand, der das Fließen behindert. Durch die Fließbehinderung nimmt die Sprödbbruchneigung zu. Entscheidend für das Bauteilverhalten ist somit der Spannungszustand vor einer Kerbe (Rissspitze). Abb. 2-41 a) zeigt die Geometrie einer Kerbe in einem Bauteil. Der Spannungszustand vor der Kerbe ist in Abb. 2-41 b) dargestellt. Auf den Kerbflächen A ist die Spannung σ_{xx} gleich Null. Aufgrund der behinderten Querkontraktion steigt σ_{xx} nach der Kerbe an. In unmittelbarer Umgebung der Kerbe ist die Spannung σ_{yy} durch die Kerbwirkung stark erhöht. Die Spannungserhöhung hängt von der Kerbgeometrie ab. Abb. 2-41 c) zeigt die Spannungsverteilung für σ_{zz} im geringen Abstand vor der Kerbe. Die Einschnürung wird in Blechdickenrichtung zunehmend behindert, und die Spannung σ_{zz} baut sich auf. Der Verlauf Spannung σ_{zz} ist in den Bereichen neben der Einschnürung konstant. Mit zunehmender Kerbschärfe steigen somit die drei Spannungskomponenten an, und die Möglichkeit der Entstehung einer Schubspannung τ nimmt gleichzeitig ab. Durch Schubspannungen werden die Gleitebenen aktiviert, und ein plastisches Verhalten tritt ein. Wenn keine weiteren Schubspannungen auftreten können, können keine weiteren Gleitebenen aktiviert werden, und es tritt eine Spannungsversprödung ein, die zum Sprödbbruch führt, siehe [59; 43]. Der mehraxiale örtliche Spannungszustand wird erheblich durch Eigenspannungen, wie sie z.B. durch Schweißen auftreten können, beeinflusst. Somit ist es möglich, dass durch ungünstig wirkende Eigenspannungen bereits ein Teil des Verformungsvermögens aufgebraucht ist und die Spannungsversprödung begünstigt wird.

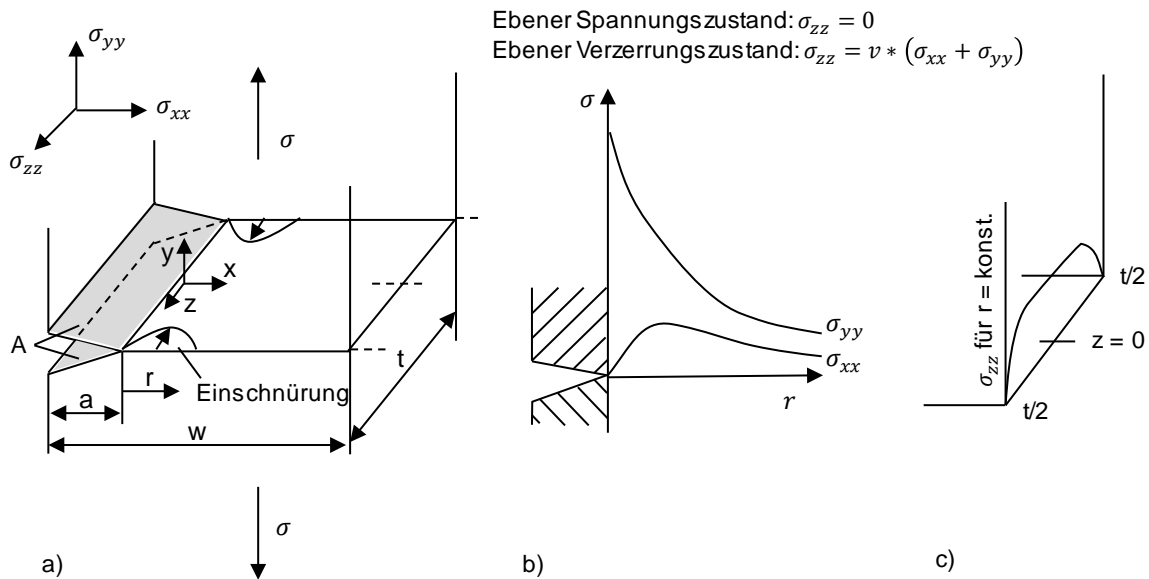


Abb. 2-41: Spannungsverhältnis in einem „dicken“ gekerbten Blech (ebener Verzerrungszustand, $\epsilon_{zz} = 0$). a) Definitionen und Kerbgeometrie, b) Spannungsverlauf in x- und y-Richtung ($z = 0$), c) in z-Richtung für $r = \text{konst.}$, nach [43]

2.8.3 Ermittlung der Werkstoffzähigkeit durch den Kerbschlagbiegeversuch

Zur einfachen Beurteilung der Werkstoffzähigkeit hat sich der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy [35] etabliert. Beim Kerbschlagbiegeversuch wird aus dem zu untersuchenden Material eine Biegeprobe entnommen, die in der Mitte mit einer Kerbe versehen wird. Die Probe wird in einem Pendelschlagwerk einer schlagartigen Beanspruchung ausgesetzt. Beim Zerschlagen der Probe wird die verbrauchte Energie (Kerbschlagarbeit K_V in Joule) gemessen. Bei warmgewalzten Erzeugnissen nach DIN EN 10025-1 [52] muss der Mittelwert der Prüfergebnisse von drei Proben über dem geforderten Mindestwert liegen. Dabei darf ein einzelner Wert bis zu 30 % unter dem geforderten Mittelwert liegen. Die geforderten Mittelwerte hängen von der Stahlgüte ab und sind für eine Auswahl an Baustählen in Tabelle 2-8 angegeben.

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

Stahlbezeichnung Nach DIN EN 10027-1 [3]	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

Um das Materialverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur beurteilen zu können, müssen mehrere Kerbschlagbiegeversuche bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt und die Ergebnisse in ein Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramm ($K_V - T$ Kurve) eingetragen werden, siehe Abb. 2-42. Um die vollständige $K_V - T$ Kurve ermitteln zu können, ist es notwendig, mehrere Sätze Kerbschlagbiegeproben (bestehend aus drei Proben) bei unterschiedlichen Temperaturen zu prüfen. Eine vollständige $K_V - T$ Kurve setzt sich aus den Bereichen „Tieflage“, „Übergangsbereich“ und „Hochlage“ zusammen. In der Tieflage ist die glatte Bruchfläche eines Spaltbruchs zu erkennen, siehe Abb. 2-42. Die Ränder der Bruchfläche zeigen keine Verformung. In der Tieflage ist die Streuung der Ergebnisse, die bei einer Temperatur geprüft wurden, sehr gering. Im Übergangsbereich streuen die Ergebnisse sehr stark. Die Bruchflächen zeigen einen Mischbruch mit Anteilen aus Spaltbruch und Duktilbruch (Wabenbruch). Die Bruchfläche ist breiter als der Ursprungsquerschnitt. In der Hochlage der $K_V - T$ Kurve nimmt die Streuung wiederum merklich ab, und die Bruchfläche zeigt ein duktiler Verhalten mit großen Verformungen, die zu einem weiteren seitlichen Aufweiten der Querschnittsfläche führt. Der Steilabfall wird durch die Übergangstemperatur $T_{\dot{U}50\%}$ charakterisiert und liegt in der Mitte zwischen Hoch- und Tieflage. Eine weitere wichtige Größe ist die Temperatur $T_{\dot{U}27}$, durch die beschrieben wird, bei welcher Temperatur 27 J Kerbschlagarbeit vorliegen.

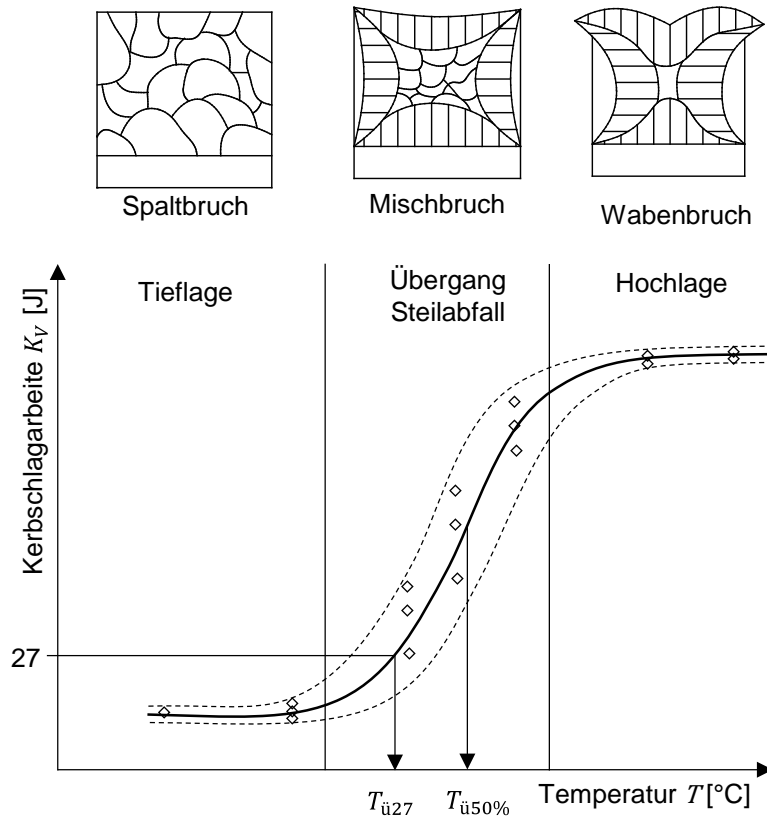


Abb. 2-42: Schematische $K_V - T$ Kurve mit Streuband und Bruchflächen nach [43]

Um die Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen mathematisch zu beschreiben, wurde in [40] eine Tangens-Hyperbolicus-Funktion definiert. Bei Gleichung (2.10) wird davon ausgegangen, dass die Kerbschlagarbeit im Hoch- und Tieflagenbereich temperaturunabhängig ist. Abb. 2-43 beschreibt die einzelnen Parameter der $K_V - T$ Kurve.

$$K_V = A + B * \tanh\left(\frac{T - T_0}{C}\right) \quad (2.10)$$

$$A = \frac{USE + LSE}{2} \quad (2.11)$$

$$B = \frac{USE - LSE}{2} \quad (2.12)$$

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

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

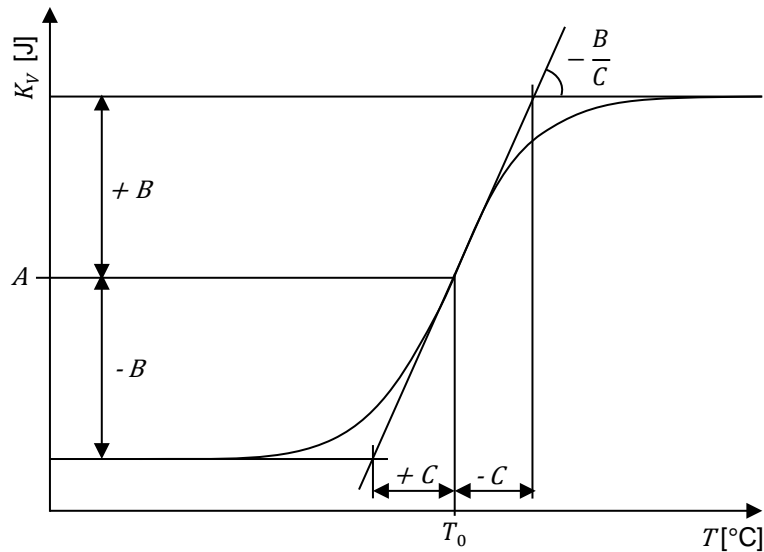


Abb. 2-43: Ausgleichskurve

Kerbschlagbiegeversuche werden mittlerweile standardmäßig an Proben mit einer ISO Spitzkerbe (V-Kerbe) durchgeführt. Die Normalprobe hat einen quadratischen Querschnitt mit einer Kantenlänge $w = 10 \text{ mm}$, siehe Abb. 2-44. Nach DIN EN ISO 148-1 [35] und auch nach DIN EN 10025-1 [52] können bei Bauteilen, bei denen die Wandstärke kleiner ist als die Kantenlänge der Normalprobe, auch Untermaßproben verwendet werden. Bei einer Untermaßprobe kann die Probenbreite um bis zu 2,5 mm reduziert werden, bei einer gleichbleibenden Probenhöhe von $h = 10 \text{ mm}$.

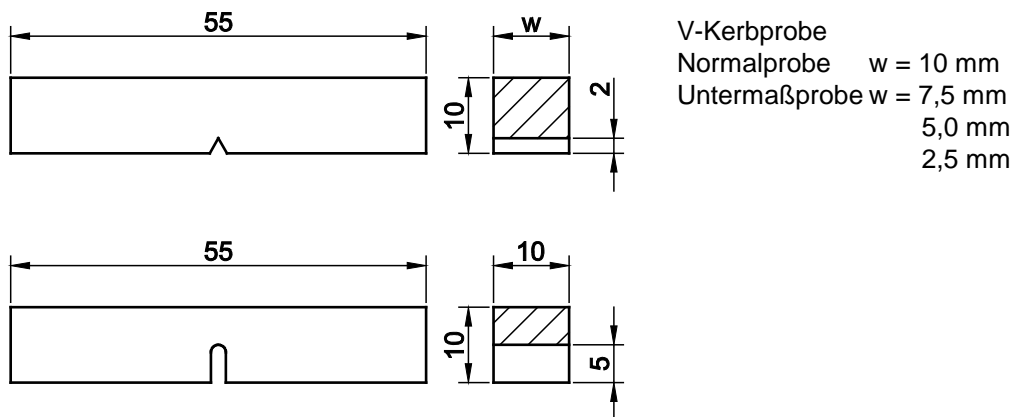


Abb. 2-44: Probenform und Abmessung nach DIN EN ISO 148-1 [35]

Abb. 2-45 zeigt Ergebnisse von Vergleichsuntersuchungen an einem S355J2G3. Es ist zu erkennen, dass mit abnehmender Querschnittsfläche der Kerbschlagbiegeprobe die Kerbschlagarbeit erheblich abnimmt und dass sich die Übergangstemperatur ebenfalls verschiebt. Bei Untermaßproben werden die Ergebnisse nach DIN EN 10025-1 proportional zur Querschnittsfläche der Normalprobe umgerechnet.

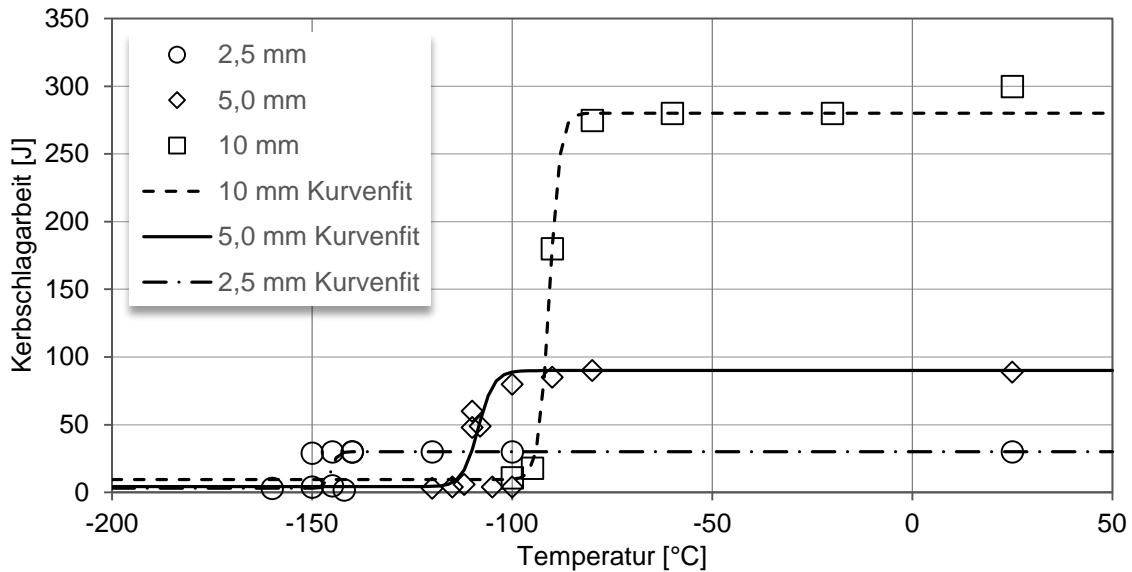


Abb. 2-45: Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am S355J2G3 mit Normalproben und Untermaßproben nach [27]

In Abb. 2-46 sind Ergebnisse aus Abb. 2-45, umgerechnet auf die Querschnittsfläche der Normalprobe, dargestellt. Es zeigt sich, dass die Übergangstemperaturen immer noch verschoben sind und die Hoch- und Tieflagen voneinander abweichen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Umrechnung von Untermaßproben auf Normalproben mit der Anpassung über die Querschnittsfläche keine befriedigenden Ergebnisse liefert.

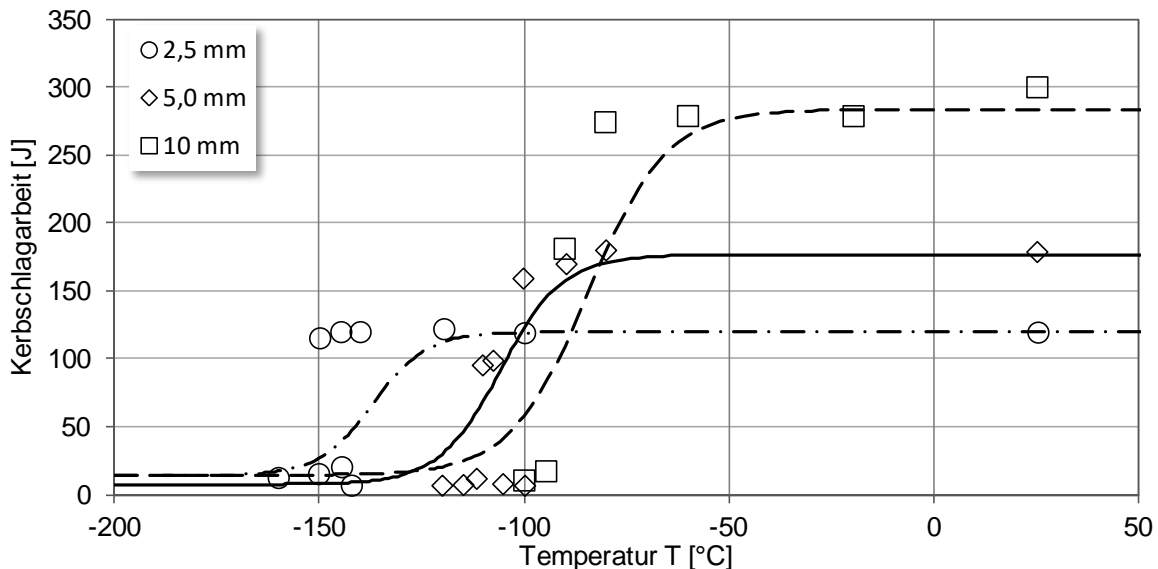


Abb. 2-46: Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am S355J2G3 mit Normalproben und Untermaßproben aus [27] umgerechnet nach [52]

In [27] wurden mehrere Methoden zur Umrechnung der Ergebnisse von Untermaßproben durchgeführt und mit Ergebnissen aus Normalproben verglichen. In [38], [20] wurden weitere Versuche zur Umrechnung an Stählen aus Rohren durchgeführt. Die Untersuchungen zeigen, dass bisher keine Methode gefunden wurde, mit der Untermaßproben zuverlässig umgewertet werden können. Des Weiteren wurden in [20] numerische Berechnungen mit schädigungsmechanischen Modellen durchgeführt. Diese Berechnungen zeigen, dass es mit

Hilfe von schädigungsmechanischen Modellen möglich ist, Kerbschlagbiegeversuche nachzurechnen und Korrelationen zwischen Untermaßprobe und Normalprobe herzuleiten.

Die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeproben zeigen, wie sich der untersuchte Werkstoff bei behinderter Verformung infolge kerbbedingter dreiaxialer Spannungszustände bei tiefen Temperaturen verhält. Die Ergebnisse lassen Rückschlüsse zu, wie das Verformungsverhalten gerade bei tiefen Temperaturen ist und bei welcher Temperatur der Übergang vom duktilen Bruchverhalten zum Spröbruch stattfindet. Es ist zu beachten, dass durch den Kerbschlagbiegeversuch keine Einflüsse aus eingepprägten Eigenspannungen berücksichtigt werden und dass es sich bei der Kerbschlagarbeit um keine direkte Bemessungsgröße handelt.

2.8.4 Metallurgische Einflüsse auf die Spröbruchneigung bei Stahl

Die Korngröße hat neben dem Einfluss auf die Festigkeit auch einen erheblichen Einfluss auf die Spröbruchneigung (Zähigkeitseigenschaften) von Stahl. Abb. 2-47 zeigt Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen an einem S355J2 von [48]. Die Ergebnisse zeigen, dass sich die Übergangstemperatur mit Abnahme der Korngröße zu tieferen Temperaturen verschiebt und bei einer kleinen Korngröße die Zähigkeit zunimmt. Bei einer kleinen Korngröße nehmen die Versetzungen und die möglichen freien Gleitebenen zu, und mit der Festigkeit steigt auch die Zähigkeit an, siehe [59].

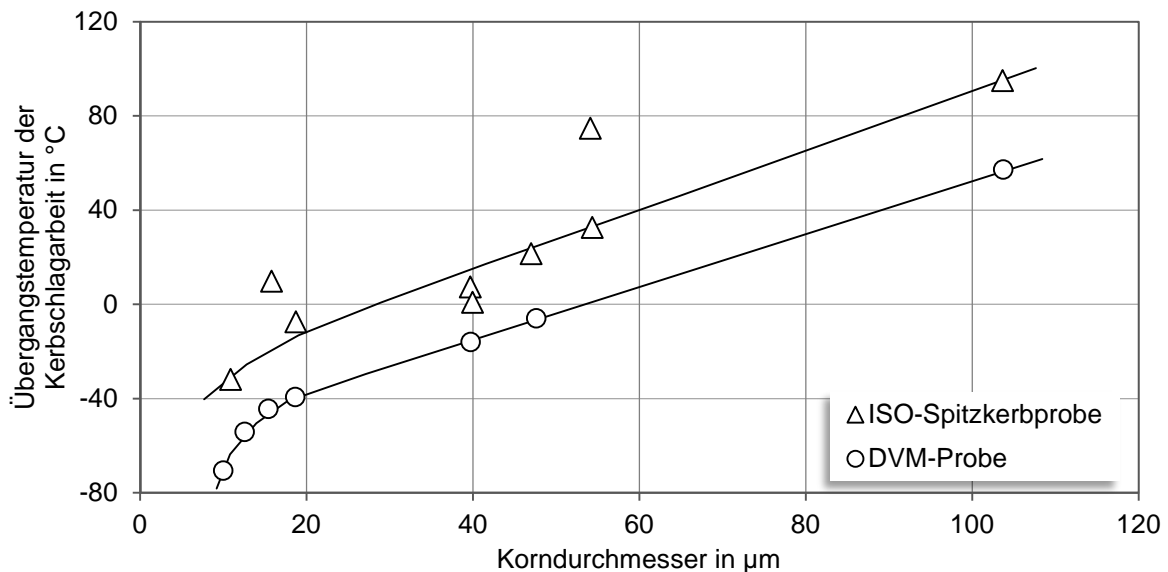


Abb. 2-47: Einfluss der Korngröße auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit [59; 48]

Auch durch Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes kann die Festigkeit von Stahl erhöht werden. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt steigt die Perlitmenge an. Da im Perlit der Kohlenstoff eingelagert wird, steigen im Gefüge die Anteile mit spröden Zementitphasen, und die Zähigkeit nimmt ab, vgl. Abb. 2-48.

In Abb. 2-49 sind die verschiedenen festigkeitssteigernden Möglichkeiten in Zusammenhang mit der Gefügebeeinflussung dargestellt. Das Schaubild zeigt, dass mit einer Kornverfeinerung die Zähigkeit erheblich gesteigert werden kann und sich die Übergangstemperatur zu tieferen

Temperaturen verschiebt. In dem Diagramm ist auch ersichtlich, dass bei einer Festigkeitssteigerung durch Erhöhung der Versetzungen (z.B. Kaltverfestigung) die Zähigkeit abnimmt, vgl. [59].

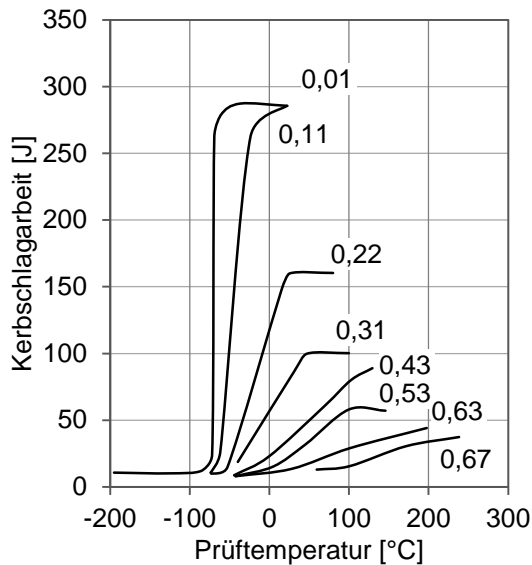


Abb. 2-48: Einfluss des Kohlenstoffes auf die Werkstoffzähigkeit, nach [59]

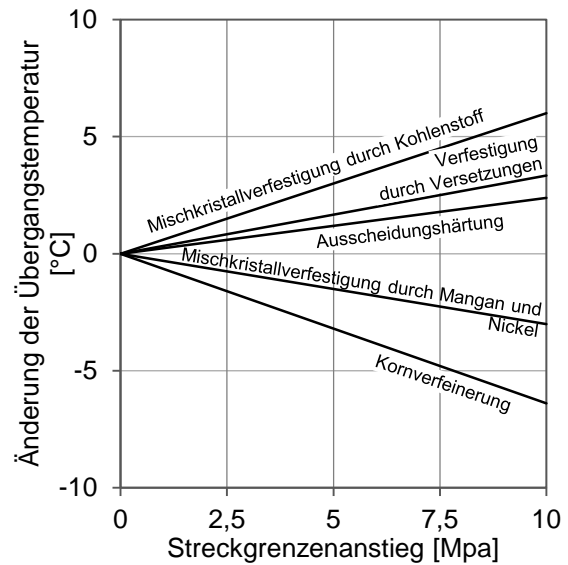


Abb. 2-49: Einfluss von Festigkeits steigernden Maßnahmen auf die Werkstoffzähigkeit, nach [59]

Somit führt auch Kaltumformen, wie z.B. Biegen, zu einer Verringerung der Zähigkeit. Durch Kaltumformen steigt die Versetzungsdichte. Im Bereich der Biegezone findet somit eine Kaltverfestigung statt, die zeitgleich zu einer Werkstoffversprödung führt. Die Verschiebung der Übergangstemperatur tritt bereits bei kleinen Verformungsgraden ein, vgl. Abb. 2-50 und Abb. 2-51. In den Untersuchungen von [4] wurde eine Vielzahl von Stählen auf die Versprödung durch Kaltumformen untersucht. Bei allen Stählen, die bis zu 10 % kaltumgeformt wurden, zeigt sich ein nahezu linearer Verlauf und eine kontinuierliche Abnahme der Übergangstemperatur. Von [48] wurden Versuche am St 52-3 (vergleichbar mit S355J2+N) bis zu 30 % Kaltumformung durchgeführt. Auch hier zeigt sich, dass die Kerbschlagarbeit kontinuierlich abnimmt und auch bei Verformungsgraden über 10% bei dem untersuchten Stahl die Abnahme der Kerbschlagarbeit einen linearen Verlauf hat, vgl. Abb. 2-51.

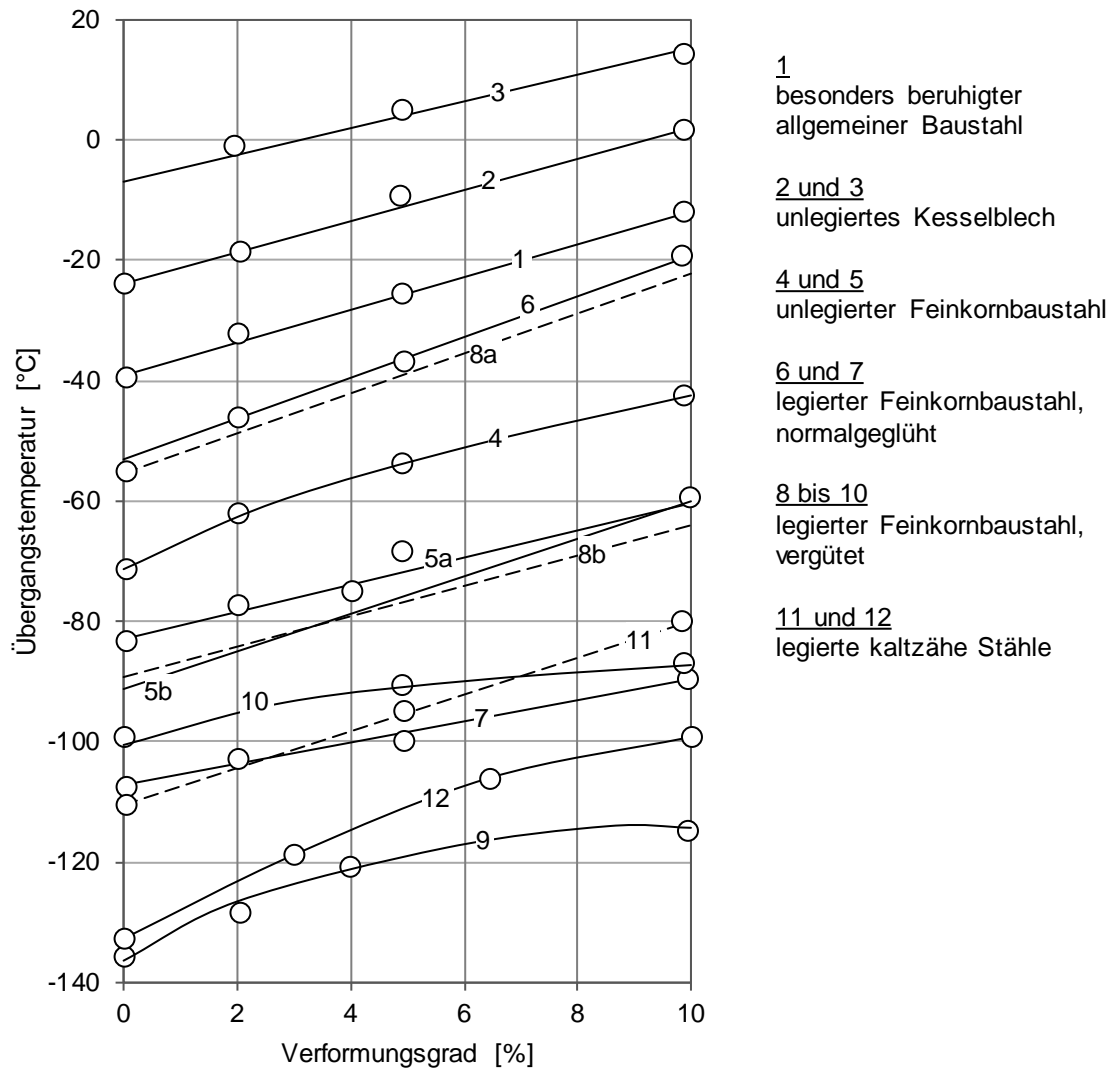
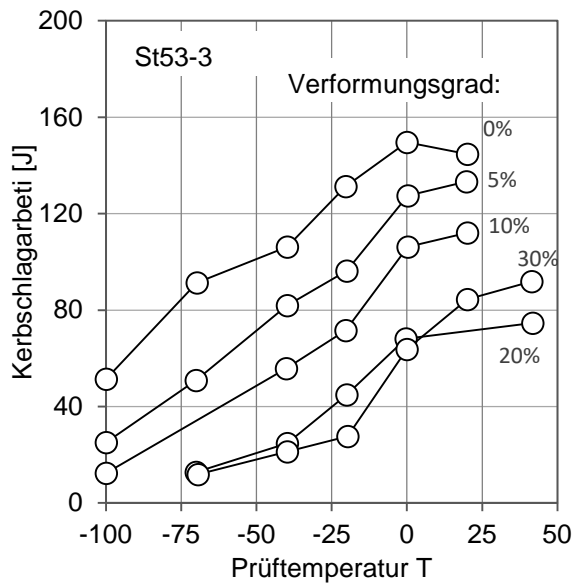
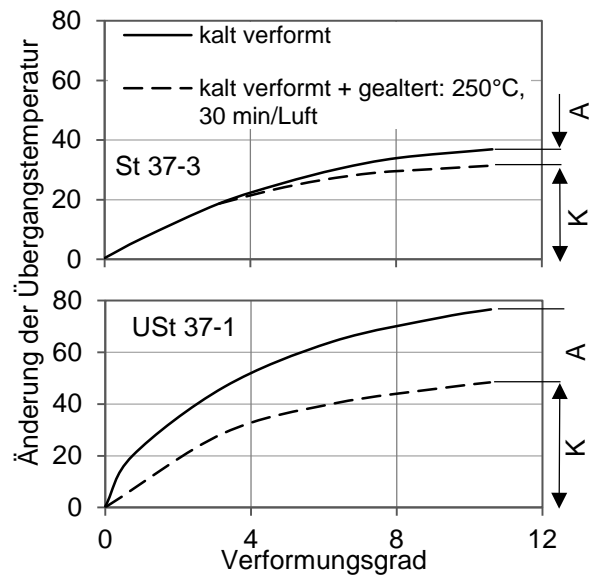


Abb. 2-50: Abhängigkeit der Übergangstemperatur vom Verformungsgrad nach [4]



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



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

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

Abb. 2-51: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Kaltumformen [43; 48]

Abb. 2-52: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Reckalterung [43; 48]

Ein weiterer Effekt, der zur Werkstoffversprödung führt, wird unter dem Begriff „Alterung“ zusammengefasst. Gerade die Reckalterung führt bei kaltumgeformten Stählen zu einem massiven Zähigkeitsverlust. Die Reckalterung setzt voraus, dass durch das Kaltumformen die Versetzungen angestiegen sind und dass im Stahl gelöster Stickstoff vorhanden ist. Der Stickstoff diffundiert über längere Zeit (Wochen, Monate, Jahre) in die Versetzungsbereiche und blockiert diese. Die Versetzungen werden somit bewegungsunfähig, und der Stahl versprödet. Durch höhere Temperaturen (200 – 300 °C) wird das Diffundieren der Stickstoffatome beschleunigt. Somit kann durch Glühen einer kaltumgeformten Probe der Alterungsprozess erheblich beschleunigt und durch einen anschließenden Kerbschlagbiegeversuch die Reckalterungsneigung überprüft werden. Es wird davon ausgegangen, dass ab 0,01% Stickstoff eine Reckalterungsneigung vorliegt. Während der Stahlherstellung wird Stickstoff häufig im Vakuum-Verfahren reduziert. Dieses aufwendige Verfahren wird in der Regel nur bei qualitativ hochwertigen Stählen angewandt. Eine weitere gängige Methode ist das Auflegieren mit Aluminium, um den Stickstoff als Nitrid im Stahl einzulagern. Durch das Binden des Stickstoffes kann Reckalterung unterbunden werden [59; 2; 18; 58].

Abb. 2-52 zeigt die Ergebnisse an einem USt 37-1, bei dem der Stickstoff nicht gebunden und an einem St 37-3, bei dem der Stickstoff durch Aluminium gebunden wurde. Bei diesen Stählen zeigt sich auch die Verschiebung der Übergangstemperatur durch das Kaltumformen mit zunehmendem Verformungsgrad. Desweiteren zeigt die Darstellung, dass bei dem USt 31-1 die Werkstoffversprödung nach künstlicher Alterung noch einmal erheblich zunimmt. Beim St 37-3 kann dieser Effekt nicht so ausgeprägt beobachtet werden.

Durch die Werkstoffnormen wird der Stickstoffgehalt beschränkt und häufig auch ein in der Legierung nachzuweisender minimaler Aluminiumanteil angegeben, siehe Tabelle 2-9. Neben Stickstoff haben auch die Eisenbegleiter Phosphor und Schwefel einen starken Einfluss auf die Zähigkeit von Stahl. Die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit wird z.B. durch 0,6 % Phosphor bis zu 300 °C erhöht, vgl. [2].

Tabelle 2-9: 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 einen Gesamtgehalt an Aluminium von mindestens 0,020 % oder einen Gehalt an säurelöslichem Aluminium von mindestens 0,015 % oder genügend andere Stickstoff abbindende Elemente enthält. Die Stickstoff abbindenden Elemente sind in der Prüfbescheinigung anzugeben.

2.8.5 Stahlgütewahl zur Vermeidung von Sprödbruch im Stahlbau

Die Stahlgütewahl im Stahlbau erfolgt auf der Grundlage von Zähigkeitseigenschaften und dem Materialverhalten in Dickenrichtung. Die Auswahl der Festigkeitsklasse (Stahlsorte) erfolgt nach DIN EN 1993-1-1 [10]. Die Stahlgütewahl zur Vermeidung von Sprödbruch und entsprechend dem Materialverhalten in Dickenrichtung erfolgt gesondert nach DIN EN 1993-1-10 [11]. Die Absicherung der Stahlgütewahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] kann vereinfacht mit Tabellenwerten oder mit einem genaueren bruchmechanischen Nachweis durchgeführt werden. Der einfache Nachweis zur Absicherung der Stahlgütewahl über die Tabelle beruht auf bruchmechanischen Berechnungen, die in Tabellenform für die gängigen Stähle aufbereitet wurden. Abb. 2-53 zeigt den prinzipiellen Ablauf bei der Stahlgütewahl nach DIN EN 1993-1-10 [11]. Die Absicherung der Stahlgüte erfolgt auf Temperaturebene nach Gleichung (2.13). Auf der Seite der Einwirkung steht die Bezugstemperatur T_{Ed} und auf der Widerstandsseite steht die Temperatur für eine ausreichende Zähigkeit T_{Rd} .

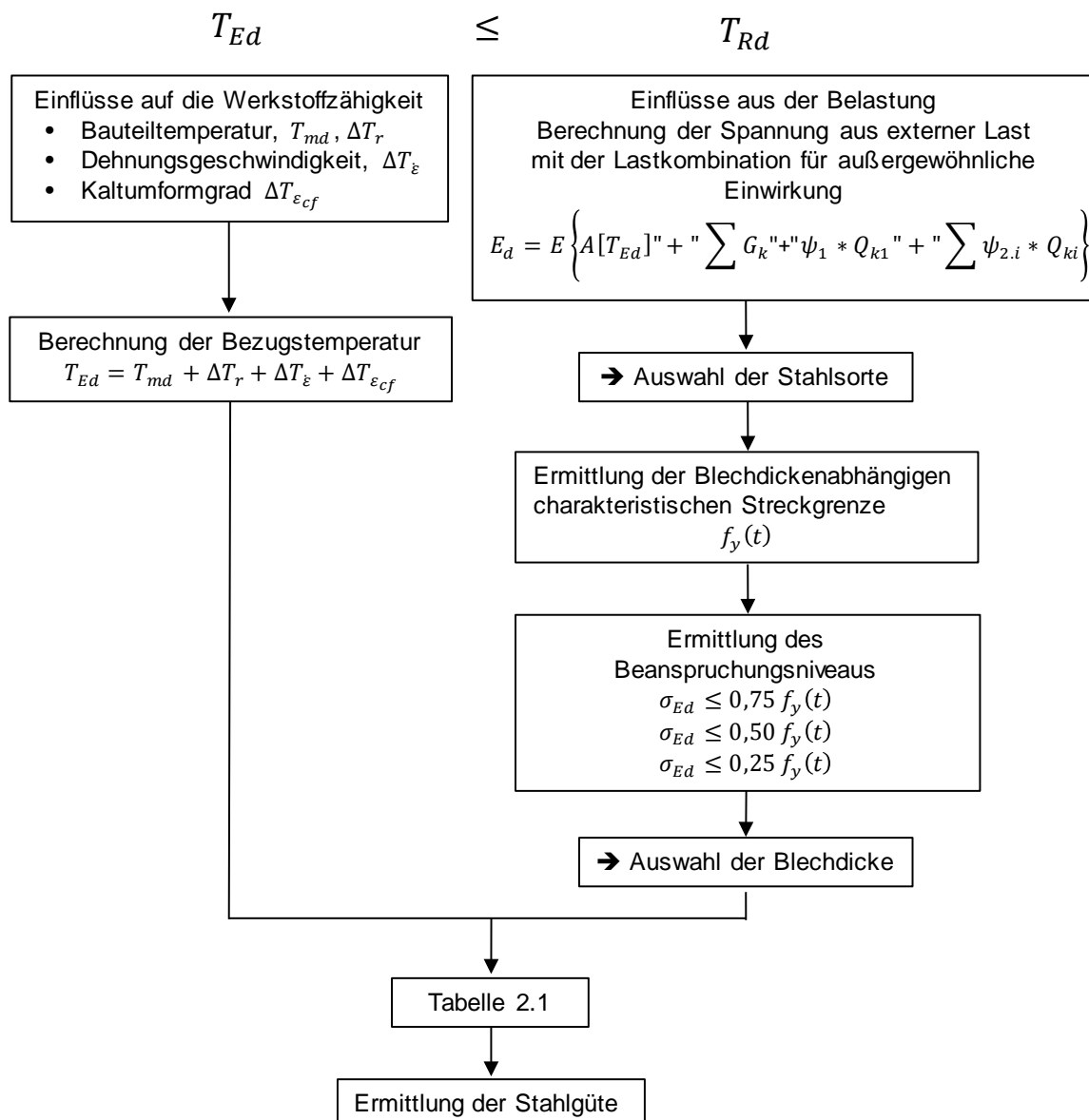


Abb. 2-53: Ablauf zur Auswahl der Stahlgüte nach DIN EN 1993-1-10 [11]

$$T_{Ed} \leq T_{Rd} \quad (2.13)$$

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 Einflüsse, die eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen und somit zu einer Verringerung der Materialzähigkeit führen, werden als einzelne Temperaturelemente in Gleichung (2.14) bei der Bezugstemperatur T_{Ed} berücksichtigt. In dieser Arbeit wird besonders auf die Berücksichtigung der Kaltumformung eingegangen. Die weiteren Parameter werden ausführlich in [22; 31–33; 45; 47] erörtert und diskutiert.

$$T_{Ed} = T_{md} + \Delta T_r + \Delta T_\sigma + \Delta T_R + \Delta T_{\dot{\varepsilon}} + \Delta T_{\varepsilon_{cf}} \quad (2.14)$$

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

ΔT_r ... die Temperaturverschiebung infolge von Strahlungsverlusten

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

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

$\Delta T_{\dot{\varepsilon}}$... Temperaturverschiebung für andere Dehnungsgeschwindigkeiten als der zugrundegelegten Geschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_0$

$\Delta T_{\varepsilon_{cf}}$... die Temperaturverschiebung infolge des Kaltumformgrades ε_{cf}

Die Berücksichtigung der Kaltumformung erfolgt durch das Temperaturelement $\Delta T_{\varepsilon_{cf}}$ nach Gleichung (2.15). Wie in Kapitel 2.8.4 erläutert, kann das Kaltumformen einen erheblichen Einfluss auf die Materialzähigkeit haben. Mit zunehmendem Kaltumformgrad verschiebt sich die Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen. In [31] wurde nach den Untersuchungen von [4], siehe Abb. 2-50, die Gleichung (2.15) ermittelt. Somit wird je Prozent Kaltumformgrad die Übergangstemperatur um 3 °C verschoben. Die Ermittlung des Kaltumformgrades ist in DIN EN 1993-1-10 [11] nicht genauer spezifiziert. Die Berechnung kann nach den in 2.5.3 gegebenen Methoden erfolgen. Da die Tabelle 2.1 [11] bei -50 °C endet, können z.B. im Brückenbau (Einsatztemperatur -30 °C) nur Kaltumformgrade bis 10 % durch das vereinfachte Bemessungsverfahren berücksichtigt werden.

$$\Delta T_{\varepsilon_{cf}} = -3 * \varepsilon_{cf} \text{ in } ^\circ\text{C} \quad (2.15)$$

ε_{cf} ... Kaltumformgrad in %

Auf der Widerstandseite erfolgt die Ermittlung der Temperatur für ausreichende Zähigkeit T_{Rd} mit der berechneten Spannung aus der Einwirkungskombination für eine außergewöhnliche Bemessungssituation, vgl. Gleichung (2.16). Die Stahlgüte wird mit Hilfe der Tabelle, siehe Tabelle 2-10, nach DIN EN 1993-1-10 [11] für die einwirkende Spannung anhand der Blechdicke ausgewählt. Die Daten aus der Tabelle 2.1 wurden von [31] durch bruchmechanische Berechnungen ermittelt. Tabelle 2-10 zeigt einen Auszug aus Tabelle 2.1 aus DIN EN 1993-1-10 [11]. Die Tabellendaten wurden unter der Berücksichtigung eines scharfen Anrisses ermittelt, der unter Ermüdungsbeanspruchung an ungünstigster Stelle im Bauteil wächst. Des Weiteren wurde bei der konservativen Abschätzung davon ausgegangen, dass im zu bemessenden Bauteil ein Eigenspannungszustand aus Schweißen vorliegt.

$$E_d = E \left\{ \underbrace{A[T_{Ed}]}_{\text{Leiteinwirkung}} \underbrace{\left[\sum G_k + \psi_1 * Q_{k1} + \sum \psi_{2,i} * Q_{ki} \right]}_{\text{Begleiteinwirkung}} \right\} \quad (2.16)$$

↓

$$E_{d,\sigma Ed} = E \left\{ \sum G_k + \psi_1 * Q_{k1} + \sum \psi_{2,i} * Q_{ki} \right\}$$

Außergewöhnliche Bemessungssituation
→ Ohne Teilsicherheitsbeiwert ($\gamma_F = 1,0$)

↓

Bezugsspannung σ_{Ed}
In der Regel $\sigma_{Ed} \leq 0,75 f_y(t)$

A ...Leiteinwirkung

G_k ... charakteristische Einwirkungsgröße aus den ständigen Lasten

Q_{k1} ... charakteristischer Wert der führenden veränderlichen Einwirkung

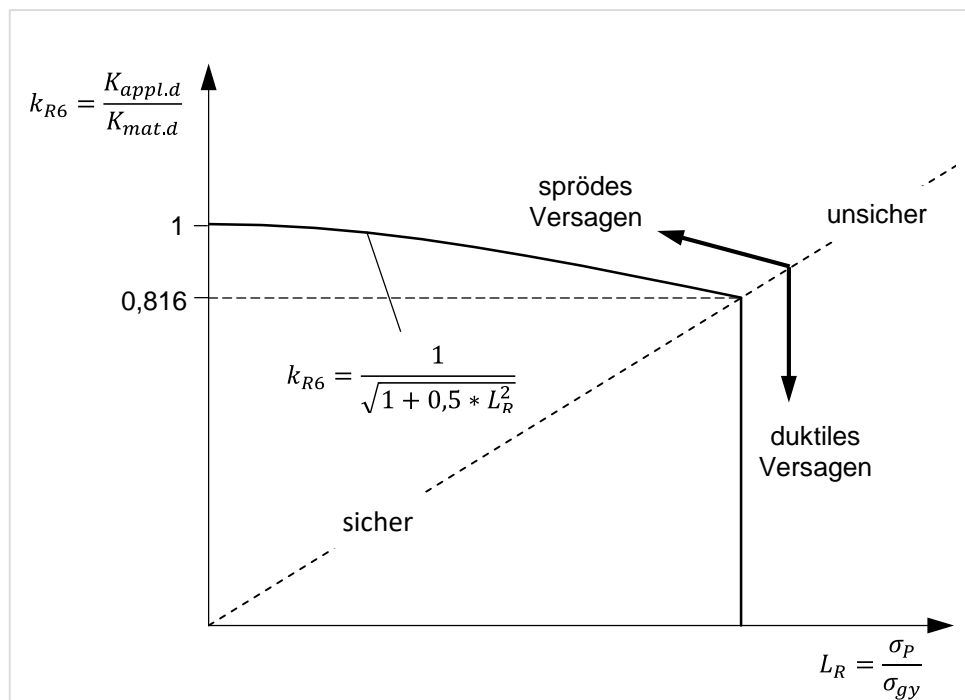
$Q_{K,i}$... charakteristischer Wert der weiteren veränderlichen Einwirkungen

$\psi_1, \psi_{2,i}$... Kombinationswert für veränderliche Lasten für häufig und quasi
– ständige Einwirkungen

Tabelle 2-10: Auszug aus Tabelle 2.1 nach [11], größte zulässige Blechdicke t [mm]

Stahlsorte		Kerbschlagarbeit K_V [J]		Bezugstemperatur T_{Ed} für $\sigma_{Ed} = 0,75 * f_y(t)$						
Stahlsorte	Stahlgütegruppe	bei T [°C]	J_{min}	10	0	-10	-20	-30	-40	-50
S355	JR	20	27	40	35	35	20	15	15	10
	J0	0	27	60	50	40	35	25	20	15
	J2	-20	27	90	75	60	50	40	35	25
	K2, M, N	-20	40	110	90	75	60	50	40	35
	ML, NL	-50	27	155	130	110	90	75	60	50

Für die bruchmechanischen Berechnungen wurde die linear-elastische Bruchmechanik *LEBM* herangezogen. Die LEBM setzt voraus, dass sich an der Risspitze nur eine sehr kleine plastische Zone ausbildet. Bei Baustählen ist die Annahme des linear-elastischen Verhaltens in der Zähigkeitstieflage zutreffend. In der Zähigkeitshochlage und auch bereits im Übergangsbereich ist diese Annahme nicht zutreffend, und genau genommen kann die LEBM hier nicht angewendet werden, da Baustahl über der Streckgrenze ein plastisches Materialverhalten aufweist. Durch die Erweiterung der LEBM mit dem Failure-Assessment-Diagramm *FAD* ist auch eine Anwendung in der Zähigkeitshochlage möglich, siehe Abb. 2-54. Bei der Entwicklung der DIN EN 1993-1-10 [11] wurde das FAD in der vereinfachten Form mit der k_{R6} Funktion verwendet [22]. Durch diese Erweiterung wird ein Kleinbereichsfließen vor der Risspitze berücksichtigt.

Abb. 2-54: Failure-Assessment-Diagramm *FAD*

Im FAD werden auf der x-Achse die Beanspruchung an der Rissfront in Form des idealen Plastifizierungsgrades L_R und auf der y-Achse das Verhältnis k_{R6} aufgetragen, siehe. Abb. 2-54 Der Wert k_{R6} entspricht dem Verhältnis der durch die LEBM ermittelten Beanspruchung, dem Spannungsintensitätsfaktor an der Risspitze $K_{appl,d}^*$ zum temperaturabhängigen Materialwiderstand $K_{mat,d}$. Die Lage eines eingetragenen Punktes aus einer Bauteilbewertung zeigt an, ob das Bauteil mit den gewählten Bedingungen bruchgefährdet ist oder ob ein Bauteilbruch ausgeschlossen werden kann. Des Weiteren kann aus dem FAD die mögliche Versagensform (spröde / duktil) herausgelesen werden [30].

Die allgemeine Formulierung für einen Bauteilnachweis, die vorsieht, dass die Einwirkung E_d kleiner als der Widerstand R_d sein muss, lässt sich in einen bruchmechanischen Nachweis nach Gleichung (2.18) überführen.

$$E_d \leq R_d \quad (2.17)$$

$$K_{appl,d}^* \leq K_{Mat,d} \quad (2.18)$$

Somit steht nun auf der Einwirkungsseite die Beanspruchung an der Risspitze, beschrieben durch die Spannungsintensität (K-Faktor), und auf der Widerstandsseite der Bemessungswert für die Materialzähigkeit $K_{Mat,d}$.

Die Ermittlung des K-Faktors kann experimentell, numerisch oder analytisch erfolgen. Für gängige Rissgeometrien gibt es eine Vielzahl von aufbereiteten Lösungen, siehe z.B. [61]. Der K-Faktor beschreibt den Bereich vor einer Risspitze. In diesem Bereich ist eine Berechnung nach der linear-elastischen Theorie nicht mehr möglich, vgl. [19]. Der K-Faktor ist eine Funktion der Rissgröße, -geometrie und der Bauteilgeometrie und ist immer für einen bestimmten Rissmodus gültig. In Abb. 2-55 sind die Rissmodi für die Belastungen (a) Normalspannung, (b) Längsschub- und (c) Querschubspannung dargestellt.

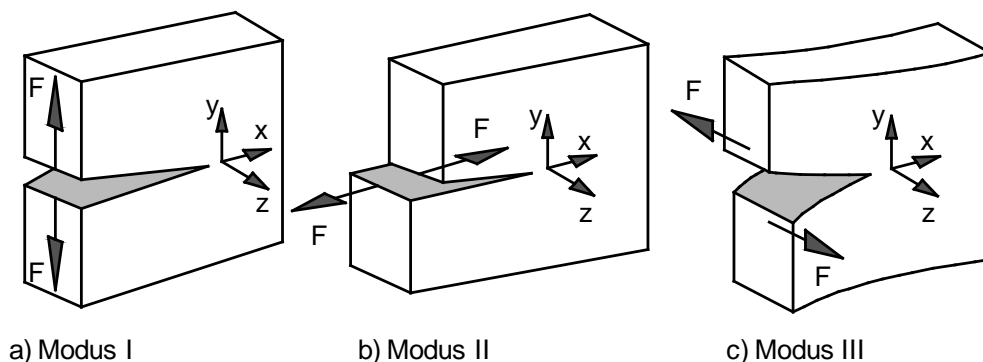


Abb. 2-55: Das K-Konzept und die unterschiedlichen Rissmodi nach [19]

Häufig wird der K-Faktor als Funktion von der Riss- und Bauteilgeometrie in der Form von Gleichung (2.19) angegeben.

$$K_{appl,d} = \sigma_{Ed} \sqrt{\pi * a_d} * Y(a) * M_k(a) \quad (2.19)$$

σ_{Ed} ... Nennspannung an der Stelle der potentiellen Rissinitierung

unter Berücksichtigung der Bruttoquerschnittsfläche

a_d ... Rissgröße

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

Die Berücksichtigung der lokalen plastischen Anteile erfolgt über die Funktion k_{R6} mit Berücksichtigung des Verhältnisses der Nennspannung und der Grenzfließspannung. Hier wird die Wechselwirkung zwischen Sekundärspannung (äußere Einwirkung) und Primärspannung (Schweißseigenspannungen) berücksichtigt. Die Grenzfließspannung beschreibt die Spannung, die ein Fließen im Netto- bzw. Restquerschnitt des geschädigten Bauteils hervorruft.

$$K_{appl,d}^* \leq \frac{K_{appl,d}}{k_{R6} - \rho} \quad (2.20)$$

$$k_{R6} = \frac{1}{\sqrt{1 + 0,5 * L_r}} \text{ für } L_r < 1,0 \quad (2.21)$$

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

$$L_r = \frac{\sigma_p}{\sigma_{gy}} \quad (2.22)$$

$$\psi = \frac{\sigma_S * L_r}{\sigma_P} \leq 0 \quad \rho_1 = 0$$

$$\psi = \frac{\sigma_S * L_r}{\sigma_P} \leq 5,2 \quad \rho_1 = 0,1 * \psi^{0,714} - 0,007 * \psi^2 + 0,00003 * \psi^5 \quad (2.23)$$

$$\psi = \frac{\sigma_S * L_r}{\sigma_P} \geq 5,2 \quad \rho_1 = 0,25$$

$$L_r \leq 0,8 \quad \rho = \rho_1 \quad (2.24)$$

$$0,8 \leq L_r \leq 1,05 \quad \rho = 4 * \rho_1 (1,05 * L_r)$$

$$1,05 \leq L_r \quad \rho = 0$$

σ_S ... Sekundärspannungen

σ_P ... Primärspannungen

σ_{gy} ... Grenzfließspannung

Da die Ermittlung von bruchmechanischen Kennwerten sehr kostenintensiv ist und standardmäßig im Bauwesen nicht vorgesehen ist, wird der Nachweis nach DIN EN 1993-1-10 [11] auf Basis von Kerbschlagbiegeversuchen durchgeführt. Durch eine Korrelation nach Sanz [34] (2.25) wird die Temperatur T_{27} bei einer Kerbschlagarbeit von 27 J über eine Temperaturverschiebung in eine Temperatur T_{100} bei 100 J umgerechnet. Im nächsten Schritt wird aus der Temperatur T_{100} über die Zähigkeits-Masterkurve nach Wallin [50] die Bruchzähigkeit $K_{Mat}(T_{Ed})$ mit Gleichung (2.26) berechnet. Abb. 2-56 zeigt den Zusammenhang zwischen den beiden Umrechnungen.

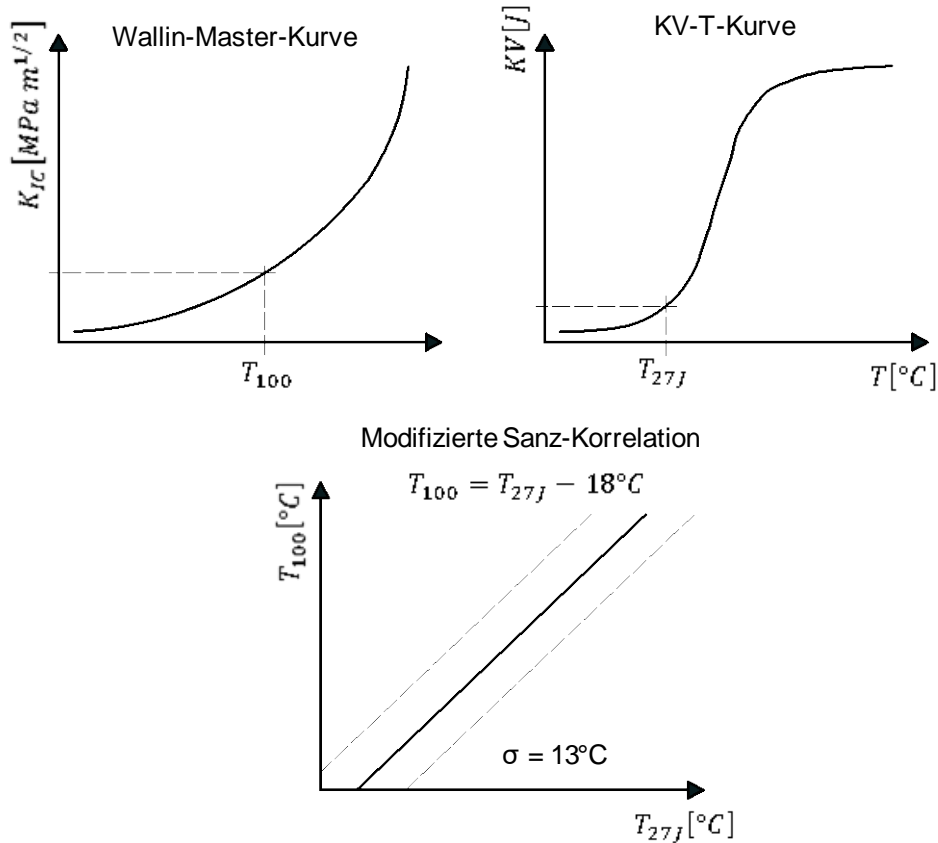


Abb. 2-56: Korrelation von Kerbschlagarbeit nach Wallin und Sanz [33]

$$T_{100} = T_{27J} - 18^{\circ}\text{C} \quad (2.25)$$

$$K_{mat,d}(T_{Ed}) = 20 + \left[70 \left(\exp \frac{T_{Ed} - T_{100} + \Delta T_R}{52} \right) + 10 \right] * \left(\frac{25}{b_{eff}} \right)^{1/4} \quad (2.26)$$

T_{100} ... Temperatur, bei der die Bruchzähigkeit

K_{mat} den Wert $100 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$ besitzt

b_{eff} ... Länge der Rissfront

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

Für den Nachweis auf Ebene der Temperaturgleichung (2.14) erfolgt eine weitere Temperaturverschiebung ΔT_σ nach Gleichung (2.27), um die Einflüsse der Riss- und Bauteilgeometrie und der anliegenden Spannung zu berücksichtigen.

$$\Delta T_\sigma = -52 * \ln \left[\frac{(K_{appl,d}^* - 20) * \left(\frac{b_{eff}}{25}\right)^{1/4} - 10}{70} \right] \quad (2.27)$$

Da in der Berechnung für die Daten der Tabelle 2.1 aus DIN EN 1993-1-10 [11] ein sehr ungünstiges Verhältnis aus Rissgröße, -geometrie und Bauteilabmessungen angenommen wurde, ist in einigen Fällen der bruchmechanische Nachweis eine sinnvolle Alternative. Bei der Berechnung wurde angenommen, dass ein Risswachstum unter Ermüdungsbeanspruchung am schärfsten Kerbfall stattgefunden hat. Da diese Berechnung in vielen Fällen nicht zutrifft, wurden ergänzende Untersuchungen von [22] an typischen Hochbaudetails durchgeführt. Von [15] wurden Untersuchungen und Berechnungen an typischen Details für Lager und in [14] für kaltgefertigte Hohlprofile durchgeführt. Bei all diesen Untersuchungen wurden neue Tabellendaten mit der bruchmechanischen Methode ermittelt. Eine weitere Möglichkeit zum Nachweis gegen Sprödbruch, die in DIN EN 1993-1-10 [11] kurz erwähnt wird, ist der Weg über Bauteilversuche.

Das Schema in Abb. 2-57 zeigt, dass im Hintergrundbereich zur DIN EN 1993-1-10 [45] drei Möglichkeiten zum Nachweis gegen Sprödbruch dargestellt werden. Das Vorgehen wird in die drei Bereiche Belastungsseite, Widerstandsseite und Sicherheitsnachweis eingeteilt. Auf der Belastungsseite wird die Rissspitzenbelastung $K_{appl,d}^*$ entweder mit standardisierten Kurven aus dem Hintergrundbericht oder über eine Berechnung mit der LEBM ermittelt. Die Ermittlung geschieht in Abhängig der Parameter, die den Riss beschreiben. In der nächsten Phase wird die Möglichkeit eröffnet über Versuche oder über den Master-Curve Ansatz den Werkstoffwiderstand zu ermitteln. Auch auf der Widerstandsseite werden wieder vier Möglichkeiten zur Ermittlung des Werkstoffwiderstandes eröffnet. Es können wieder die Werte aus dem Hintergrundbericht verwendet werden. Dann besteht aber auch die Möglichkeit, über Kerbschlagbiegeversuche in Kombination mit der Sanz-Korrelation den Werkstoffwiderstand zu ermitteln. Die letzte Möglichkeit sieht die Ermittlung über Versuche vor. Hier besteht die Möglichkeit über bruchmechanische Versuche oder über Bauteilversuche zu gehen. Abhängig von der gewählten Variante muss beim Sicherheitsnachweis mit unterschiedlichen Sicherheitselementen gearbeitet werden.

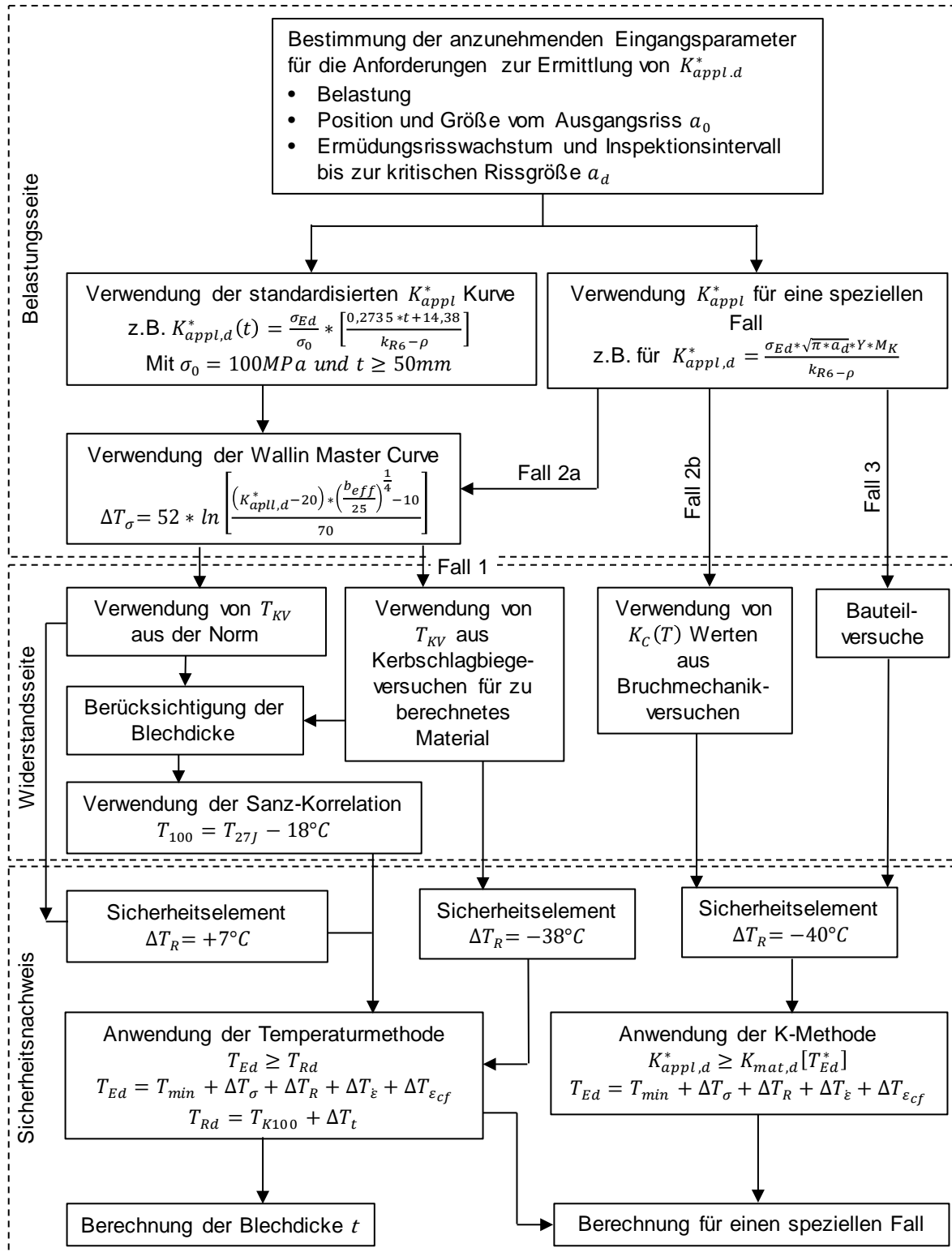


Abb. 2-57: Ablaufschema für die bruchmechanische Berechnung nach [45]

2.9 Aktueller Stand der Technik beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich

Beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich findet eine Wechselwirkung der Sprödbruch fördernden Prozessschritte „Kaltumformen und Schweißen als Wärmebehandlung“, statt. Einen entscheidenden Einfluss auf die Sprödbruchempfindlichkeit hat das Grundmaterial im Lieferzustand. Unabhängig davon, ob im Grundmaterial bereits ein Eigenspannungszustand aus Walzen und Abkühlen vorliegt, wird durch das Kaltumformen eine plastische Dehnung im Bereich der Kaltumformzone hervorgerufen. Das Kaltumformen bewirkt somit ein weiteres Gleiten von Versetzungen. Bis zu diesem Prozessschritt wird im Stahlbau die Sprödbruchsicherheit durch DIN EN 1993-1-10 [11] abgedeckt.

Durch den Prozessschritt „Schweißen“ wird der Gefügestand im Bereich der Kaltumformung durch eine Wärmebehandlung verändert. Diese Wärmebehandlung wird mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen, Aufheiz-, Halte-, und Abkühlzeiten indirekt über die Schweißwärme durchgeführt. Da über den Biegeradius der Umformgrad nicht konstant ist, wird die Wärmebehandlung demzufolge auch bei unterschiedlichen Umformgraden durchgeführt. Im Bereich der Rekristallisationszone (um ca. 580 ° C) kann abhängig vom Umformgrad und der Ursprungskorngröße eine Grobkornzone entstehen. Einen weiteren kritischen Bereich stellt die Zone, in der eine Reckalterung eintreten kann, dar. Sowohl die Reckalterung als auch das Rekristallisationsglühen mit einem verbundenen Kornwachstum kann zu einer erheblichen Abnahme der Werkstoffzähigkeit führen. Durch eine Schweißnaht werden in der Regel geometrische und metallurgische Kerben in das Bauteil eingebracht, die bei einer Belastung zu einer Spannungserhöhung führen. Da diese Spannungserhöhungen z.B. bei der Spannungsberechnung der Schweißnaht nicht berücksichtigt werden, sondern das Bemessungskonzept darauf beruht, dass durch die plastischen Reserven des Stahls die Spannungsspitzen abgebaut werden, muss auch im Bereich der Schweißnaht eine ausreichende Materialzähigkeit vorhanden sein. Bei einer ermüdungsbeanspruchten Konstruktion, z.B. einer Brücke, muss damit gerechnet werden, dass eine Kerbe oder auch eine Schweißnahtunregelmäßigkeit einen Riss hervorruft und dieser sich unter der Belastung vergrößert. Somit muss zwischen zwei Inspektionsintervallen gewährleistet werden, dass ein vorhandener Riss nicht zum Sprödbruch führt.

Im Stahlbau wird das Zusammentreffen dieser ungünstigen Bedingungen neben DIN EN 1993-1-10 [11] durch eine Regelung für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich in DIN EN 1993-1-8, Tabelle 4.2 [13] durch ein blechdickenabhängiges r/t -Verhältnis (r ... Biegeradius, t ...Blechdicke) abgedeckt. Das zulässige r/t -Verhältnis ist davon abhängig, ob eine überwiegend statische oder eine überwiegend ermüdungsbeanspruchte Konstruktion bemessen werden soll. Bei ermüdungsbeanspruchten Konstruktionen sind die zulässigen r/t -Verhältnisse größer. Beim Kaltumformen müssen somit größere Radien eingehalten werden, wenn in diesem Bereich geschweißt werden soll. Eine Möglichkeit, die kleinere r/t -Verhältnisse ermöglicht, ist für aluminiumberuhigte Stähle ($Al > 0,02 \%$) angegeben. Dies betrifft die Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-3 [53]. In der Regelung wird keine Aussage zum Lieferzustand (+AR / +N) der Stähle getroffen. Abb. 2-58 zeigt die zulässigen r/t -Verhältnisse für überwiegend statisch beanspruchte Bauteile und Abb. 2-59 die zulässigen r/t -Verhältnisse für überwiegend ermüdungsbeanspruchte Bauteile. Beide Darstellungen zeigen, dass durch die unterschiedlichen Regelungen teilweise die vergebenen zulässigen Mindestbiegeradien nach DIN EN 10025-2 [57] unterschritten werden. In Abb. 2-59 ist zu erkennen, dass der deutschen Nationalen Anhang zu DIN EN 1993-2/NA von DIN EN 1993-1-8 [13] abweichen.

Dies ist auf neuere Untersuchungen von [30] zurückzuführen und setzt nach DIN EN 1993-2/NA [37] voraus, dass das Material im Lieferzustand +N verwendet wird.

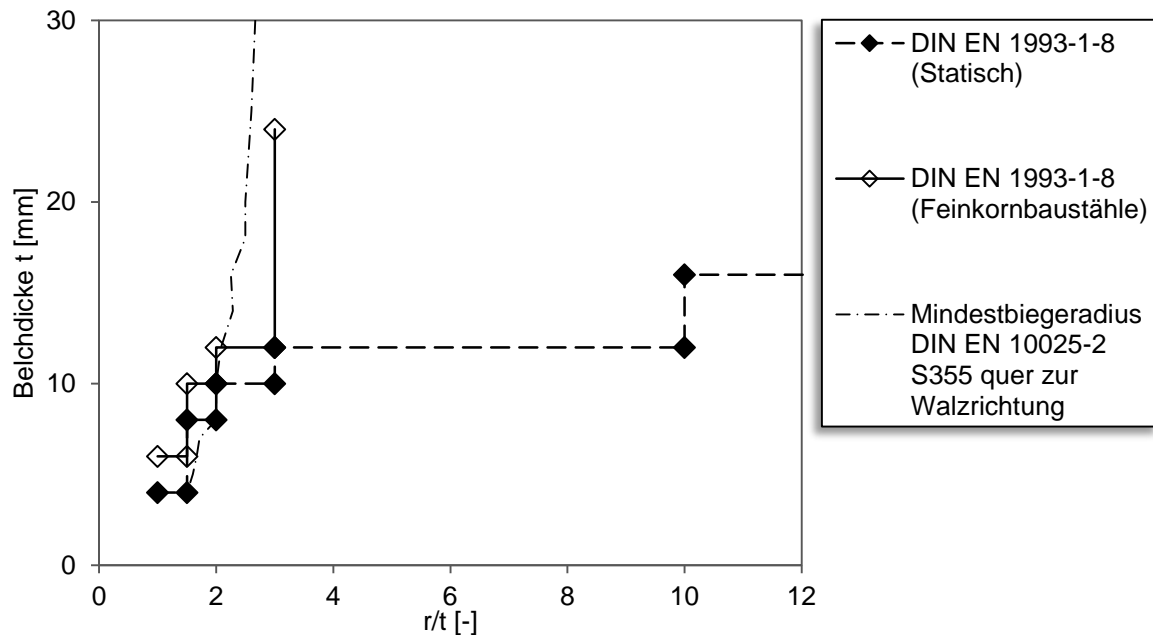


Abb. 2-58: Zulässige r/t-Verhältnisse in Abhängigkeit der Blechdicke für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich bei statisch beanspruchten Konstruktionen

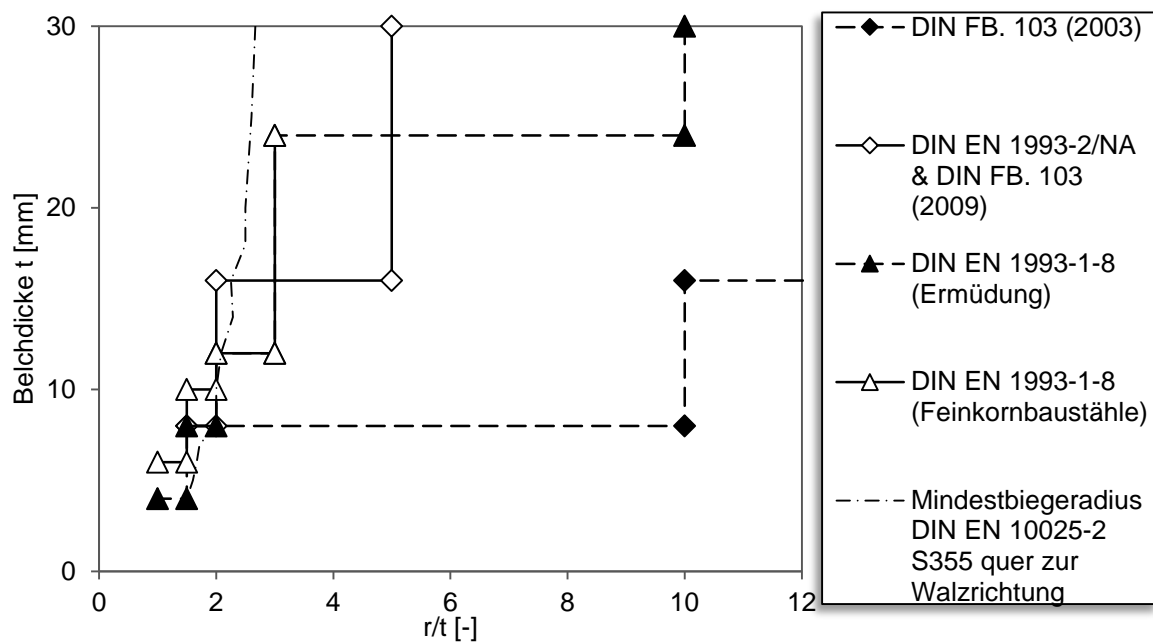


Abb. 2-59: Zulässige r/t-Verhältnisse in Abhängigkeit der Blechdicke für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich ermüdungsbeanspruchter Konstruktionen

Wenn die Regelungen für das r/t -Verhältnis nicht eingehalten werden, darf im Abstand von $5 * t$ nicht geschweißt werden, siehe Abb. 2-60. Es soll somit erreicht werden, dass durch die Schweißwärme keine Wärmebehandlung im Bereich der Kaltumformung stattfindet. In vielen Bereichen des Stahlbaus ist die Ausführung, bei der in den Eckbereichen nicht geschweißt wird in der Regel nicht möglich, da im nicht verschweißte Bereiche kein ausreichender Korrosionsschutz angebracht werden kann. Eine Korrosion zwischen den beiden Bauteilen wäre die Folge.

Für kaltgefertigte Hohlprofile eröffnet DIN EN 1993-1-8 [13] die Möglichkeit zum Schweißen im kaltumgeformten Bereich auch unterhalb der dargestellten r/t -Verhältnisse, sofern die Blechdicke t nicht größer als 12,5 mm ist und der Stahl durch Aluminium beruhigt wurde. Des Weiteren werden die Stahlsorten J2H, K2H, MH, MLH, NH oder NLH gefordert. In allen anderen Fällen, bei denen von den zulässigen r/t -Verhältnissen abgewichen werden soll, werden zusätzliche Prüfungen empfohlen. Allerdings wird keine Empfehlung ausgesprochen, wie diese Prüfung zu erfolgen hat.

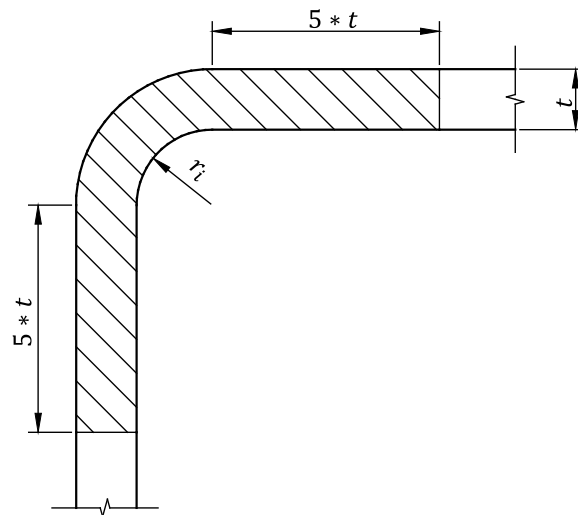


Abb. 2-60: Definition von $5*t$ nach DIN EN 1993-1-8 [13]

Zurzeit wird beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich im Stahlbau die Materialwahl und der Biegeradius durch mehrere Regelwerke bestimmt, siehe Abb. 2-61. Durch die Ausführungsnorm DIN EN 1090-2 [1] wird festgelegt, dass für Stähle, die kaltumgeformt werden, die Güte „C“ zu verwenden ist. Z.B. wird für unlegierte Baustähle in der Liefernorm DIN EN 10025-2 [57] der kleinste mögliche Biegeradius geregelt. Die Stähle, die im Stahlbau verwendet werden dürfen, sind in DIN EN 1993-1-1 [10] geregelt. Das zulässige r/t -Verhältnis ist in DIN EN 1993-1-8 [13] festgelegt. Beim Kaltumformen muss zusätzlich bei der Materialsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] die Dehnung aus dem Kaltumformen berücksichtigt werden. Die Aufstellung zeigt, dass sich bei der Materialwahl die Regelwerke untereinander beeinflussen und teilweise nicht konsistent sind.



Abb. 2-61: Regelwerke und deren Einfluss, durch die der zulässige Biegeradius an Bauteilen bestimmt wird, bei denen im kaltumgeformten Bereich geschweißt werden darf.

2.10 Zusammenfassung

Beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich kann begünstigt durch die beiden Prozessschritte „Kaltumformen“ und „Schweißen“ eine Abnahme der Werkstoffzähigkeit eintreten. Die Werkstoffzähigkeit eines unverformten Stahles hängt erheblich vom Gefügestand, den Legierungselementen, den Eisenbegleitern und der Korngröße ab.

Die im Gefüge vorliegenden Versetzungen werden durch das Kaltumformen aktiviert und beginnen zu gleiten. An den Korngrenzen kommt es zu einer Ansammlung von Versetzungen, die sich gegenseitig blockieren. Somit steigt die Streckgrenze des Werkstoffes und es kommt zu einer Kaltverfestigung. Der Anstieg der Materialfestigkeit durch Kaltverfestigung ist aufgrund der verringerten Gleitebenen mit einer Abnahme der Zähigkeit verbunden.

Durch Wärmebehandlungen nach dem Kaltumformen können die negativen Einflüsse auf den Gefügestand wieder aufgehoben werden. Beim Normalglühen findet zweimal ein vollständiges Umwandeln des Gefüges statt, und nach dem Abkühlen liegt ein neuer Gefügestand ohne Eigenspannungen vor. Beim Rekristallisationsglühen wachsen an den Versetzungen (Keimen) neue Körner. Die Körner wachsen solange, bis sie aneinander anstoßen und sich Korngrenzen bilden. Die Korngröße steht somit im direkten Zusammenhang mit der Anzahl der Versetzungen, die durch das Kaltumformen hervorgerufen werden.

Es gibt verschiedene Prozesse des Kaltumformens von Stahl. Die wichtigsten Arten im Stahl- und Anlagenbau sind Biegeumformprozesse. Bei der Einzelteilfertigung kommen überwiegend die Prozesse „Gesenk“- und „Schwenkbiegen“ zum Einsatz. Beim Biegeumformen wird das Werkstück auf der Außenseite plastisch gestreckt und auf der Innenseite gestaucht. Der Stahl beginnt im Bereich der kaltumgeformten Zone zu fließen, und nach dem Kaltumformen liegt neben der Kaltverfestigung ein durch das Biegen hervorgerufener Eigenspannungszustand im Bauteil vor.

Beim Schweißen findet im Bereich der Schweißnaht und in ihren Randbereichen eine Wärmebehandlung durch die Schweißwärme statt. Die Wärmebehandlung findet im Bereich der WEZ mit unterschiedlichen Aufheiz-, Halte-, und Abkühlzeiten statt. In den verschiedenen Bereichen der WEZ durchläuft das Gefüge unterschiedliche Umwandlungen. Die wiederum können zu einer Abnahme der Werkstoffzähigkeit führen. Es kann davon ausgegangen werden, dass beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich die Rekristallisationszone einen erheblichen Einfluss auf die Werkstoffzähigkeit hat.

Bei der Auslegung von Stahlbauteilen wird in der Regel davon ausgegangen, dass Stahl auch bei der tiefsten Einsatztemperatur ein duktileres Materialverhalten beibehält und Spannungsspitzen durch Plastizieren abgebaut werden. Ebenso wird vorausgesetzt, dass sich ein Bauteilversagen durch eine plastische Verformung ankündigt und kein schlagartiges Versagen eintritt. Die Stahlauswahl erfolgt nach Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. Ein Spröbruch wird durch mehraxiale Spannungszustände, z. B. vor einer Risspitze und durch Eigenspannungen, begünstigt. Bei ermüdungsbeanspruchten Konstruktionen können ausgehend von Kerben (z. B. Schweißnahtübergang) Risse wachsen. Bei einer kritischen Rissgröße findet in einem Werkstoff mit geringen Zähigkeitseigenschaften kein stabiles Risswachstum mehr statt, sondern es tritt ein schlagartiges Versagen (Spröbruch) ein. Auch bei nicht ermüdungsbeanspruchten Konstruktionen können durch Schweißnahtunregelmäßigkeiten mehraxiale Spannungszustände hervorgerufen werden, die bei geringer Werkstoffzähigkeit und hoher Beanspruchung zu Spröbruch führen.

Die Werkstoffzähigkeit wird im Stahlbau durch den Kerbschlagbiegeversuch ermittelt. Beim Kerbschlagbiegeversuch wird eine gekerbte Probe in einem Pendelschlagwerk zerschlagen. Die verbrauchte Energie (Kerbschlagarbeit) liefert eine Aussage über die Zähigkeitseigenschaften eines Werkstoffes bei einer bestimmten Temperatur und für die Stelle, an der die Probe entnommen und die Kerbe eingebracht wurde.

Nach DIN EN 1993-1-10 [11] erfolgt eine Stahlsortenauswahl mit einer Tabelle, abhängig von der Einsatztemperatur und der einwirkenden Spannung. Bei der Bezugstemperatur wird unter anderem der Kaltumformgrad berücksichtigt. Die Ermittlung der Spannung erfolgt mit der

Lastkombination für eine außergewöhnliche Bemessungssituation nach DIN EN 1990 [12] mit der Tabelle für die Leiteinwirkungen.

Die Tabellenwerte wurden durch bruchmechanische Berechnungen ermittelt, bei denen von ungünstigen Rissgrößen, Rissgeometrien und Bauteilabmessungen ausgegangen wurde. Die Ermittlung der bruchmechanischen Materialkennwerte erfolgt im Stahlbau in der Regel durch Umrechnen der Kerbschlagarbeit.

Beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich kann durch die Wechselwirkung der sprödbbruchbegünstigenden Prozesse die Materialzähigkeit negativ beeinflusst werden. Bei der Materialauswahl zur Vermeidung von Sprödbbruch wird eine Mindestkerbschlagarbeit für das Grundmaterial vorausgesetzt. Durch die Einhaltung eines zulässigen r/t -Verhältnisses nach DIN EN 1993-1-8 [13] soll Sprödbbruch im Zusammenspiel der beiden Prozesse „Kaltumformen“ und „Schweißen“ ausgeschlossen werden.

3 Versuchskonzept, Werkstoffwahl und Fertigung der Versuchskörper

3.1 Allgemeines

Das Versuchskonzept gliedert sich in zwei Teilbereiche. Der erste Teil umfasst Versuche, die durchgeführt wurden, um die mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften in den Zuständen:

- Lieferzustand
- Kaltumgeformt
- Kaltumgeformt + Schweißen

zu ermitteln.

Im zweiten Teil wurden Versuche an Bauteilen bei tiefer Temperatur durchgeführt, um zu zeigen, dass die Ergebnisse aus den Materialeigenschaftsversuchen auf Bauteile übertragen werden können. Da für diese Bauteilversuche kein Standardversuchskonzept in den Regelwerken für die Materialuntersuchung vorgesehen ist, wurde in Anlehnung an die Grundlagenversuche zu DIN EN 1993-1-10 [11] ein Versuchskonzept entwickelt.

Für beide Teilbereiche wurden Versuchskörper aus 4 Materialchargen gefertigt. Die Bleche wurden so gewählt, dass die Kerbschlagarbeiten im Zustand „Grundwerkstoff“ einmal am zulässigen Grenzwert, der Kerbschlagarbeit von 27J liegt und einmal eine sehr hohe Kerbschlagarbeit aufwiesen.

Alle Versuchskörper wurden nach dem in Abb. 3-1 dargestellten Schema bezeichnet.

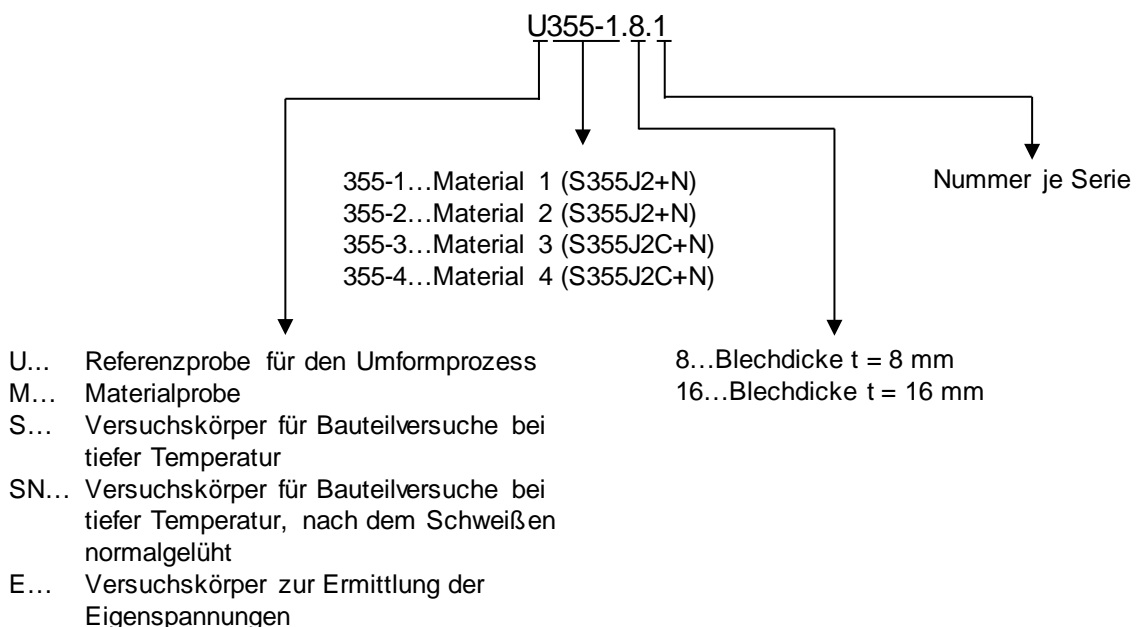


Abb. 3-1: Versuchskörperbezeichnung

3.2 Wahl und Charakterisierung der Versuchswerkstoffe

Für die Untersuchungen, die hier vorgestellt werden, wurden frei auf dem Markt verfügbare unlegierte Bleche nach DIN EN 10025-2 [57] verwendet. Es wurden insgesamt 4 Blechtafeln in den Blechdicken 8 mm und 16 mm verwendet. Die Stähle wurden nach den in den Lieferzeugnissen aufgeführten mechanischen Eigenschaften ausgewählt. Für die Materialgruppe 1 wurden Bleche der Güte S355J2+N ohne besondere Eignung zum Kaltumformen ausgewählt. Für die Materialgruppe 2 wurden Bleche mit der Güte S355J2C+N mit besonderer Eignung zum Kaltumformen ausgewählt. Alle 4 Blechtafeln wurden vom Hersteller mit +N für den Lieferzustand „normalgeglüht“ oder „normalisierend gewalzt“ gekennzeichnet. Als weiteres Kriterium bei der Materialauswahl wurde die im Lieferzeugnis angegebene Kerbschlagarbeit herangezogen. Bei den Blechen der Materialgruppe 1 wurden Stähle ausgewählt, bei denen die Werte in der Nähe der Mindestkerbschlagarbeit 27 J lagen. Für die Bleche der Materialgruppe 2 wurden Stähle mit einer sehr hohen ausgewiesenen Kerbschlagarbeit gewählt. In Tabelle 3-1 sind die Bezeichnungen der für die nachfolgenden Untersuchungen ausgewählten Bleche und die Kerbschlagarbeiten nach den Materialzeugnissen dargestellt. Tabelle 3-2 zeigt die mechanischen Eigenschaften nach den Lieferzeugnissen.

Tabelle 3-1: Bezeichnung der Stähle mit Angabe der Kerbschlagarbeit nach Lieferzeugnissen.

Blechdicke [mm]	Materialgruppe 1 S355J2+N				Materialgruppe 2 S355J2C+N					
	Bezeichnung	Kerbschlagarbeit bei -20 °C [J]			Bezeichnung	Kerbschlagarbeit bei -20 °C [J]				
		Einzelwerte	Mittelwert			Einzelwerte	Mittelwert			
8	Material 1	66	74	80	73	Material 3	172	165	171	169
16	Material 2	34	34	33	35	Material 4	284	284	263	277

Tabelle 3-2: 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

Bei Betrachtung der chemischen Zusammensetzung, siehe Tabelle 3-3, zeigt sich bei den Blechen der Materialgruppe 1 ein höherer Kohlenstoffanteil im Vergleich zu den Blechen der Materialgruppe 2. Dies bestätigt auch das um ca. 0,08 % erhöhte Kohlenstoffäquivalent. Der höhere Kohlenstoffanteil ist die Ursache für die geringere Kerbschlagzähigkeit der Materialgruppe 1, vgl. Abb. 2-48.

Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung und Kohlenstoffäquivalent CEV nach Materialzeugnis in %

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	Nb	V
Material 1	0,17	0,34	1,52	0,016	0,012	0,006	0,04	0,001	0,01
Material 2	0,17	0,31	1,54	0,007	0,002	0,012	0,12	0,002	0,002
Material 3	0,12	0,34	1,33	0,013	0,002	0,0042	0,15	0,022	0,00
Material 4	0,11	0,33	1,31	0,011	0,005	0,004	0,15	0,021	0,00
Bezeichnung	Al	Ti	Cr	Ni	Mo	CEV			
Material 1	0,027	0,002	0,05	0,02	0,00	0,44			
Material 2	0,034	0,003	0,02	0,17	0,004	0,45			
Material 3	0,038	0,016	0,04	0,15	0,01	0,37			
Material 4	0,038	0,018	0,05	0,15	0,01	0,36			

3.3 Versuche zur Ermittlung der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften

Zur Ermittlung der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften wurden durch die nachfolgend dargestellten Versuche die grundlegenden Werkstoffkennwerte wie Streckgrenze, Zugfestigkeit, Korngröße, Härte und chemische Zusammensetzung ermittelt, siehe Kapitel 5. Diese Werte wurden an jeder verwendeten Blechtafel zur genauen Beschreibung im Lieferzustand ermittelt. Um die Auswirkungen auf die mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften aus den Prozessschritten „Kaltumformen“ und „Schweißen“ und deren Wechselwirkung zu ermitteln, wurden Versuchskörper mit verschiedenen Kaltumformgraden mit und ohne Wärmebehandlung untersucht. An den Versuchskörpern wurde eine äquivalente Wärmebehandlung durchgeführt, die einer Wärmebehandlung aus einer Schweißnaht entspricht.

Beim Zuschnitt der Versuchskörper für die Bauteilversuche wurden große Schulterproben ($l=800\text{mm}$) für die Materialuntersuchungen aus den einzelnen Blechtafeln entnommen. Auf einer Universalzugprüfmaschine wurde ein Teil der Schulterproben kaltgereckt. Das Kaltrecken wurde weggesteuert ausgeführt, und die Dehnung wurde mit einem Extensometer überwacht. Die plastische Dehnung wurde im Endzustand an Messpunkten, die vor und nach dem Recken vermessen wurden, ermittelt. Aus den Schulterproben wurden die Materialproben für den Materialzustand „kaltgereckt“ entnommen. Die Materialproben für den Materialzustand „kaltgereckt und wärmebehandelt“ wurden ebenfalls aus den Schulterproben entnommen.

Die Wärmebehandlung der aus den Schulterproben entnommenen Materialproben wurde auf einer *Gleeble*-Anlage durchgeführt. Beim Schweißen der Versuchskörper wurde durch Messungen der Temperatur-Zeit-Verlauf ermittelt, siehe Kapitel 4.3. Durch ein Sekantenmodell wurde der gemessene Temperatur-Zeit-Verlauf angenähert, vgl. Abb. 3-2. Auf der *Gleeble*-Anlage wurde an den kaltgereckten Materialproben der gemessene Temperatur-Zeit-Verlauf mit einer Spitztemperatur von 640 °C nachgefahren und somit die Wärmebehandlung aus dem Schweißen in der Rekristallisationszone der WEZ simuliert. Die Aufheiz- und Abkühlsteuerung erfolgte in der *Gleeble*-Anlage über ein auf die Probe aufgeschweißtes Thermoelement. Durch die kontrollierte Widerstandserwärmung der Probe

und das kontrollierte Abkühlen wurde über den gesamten Querschnitt ein gleichmäßiger Gefügestand eingestellt.

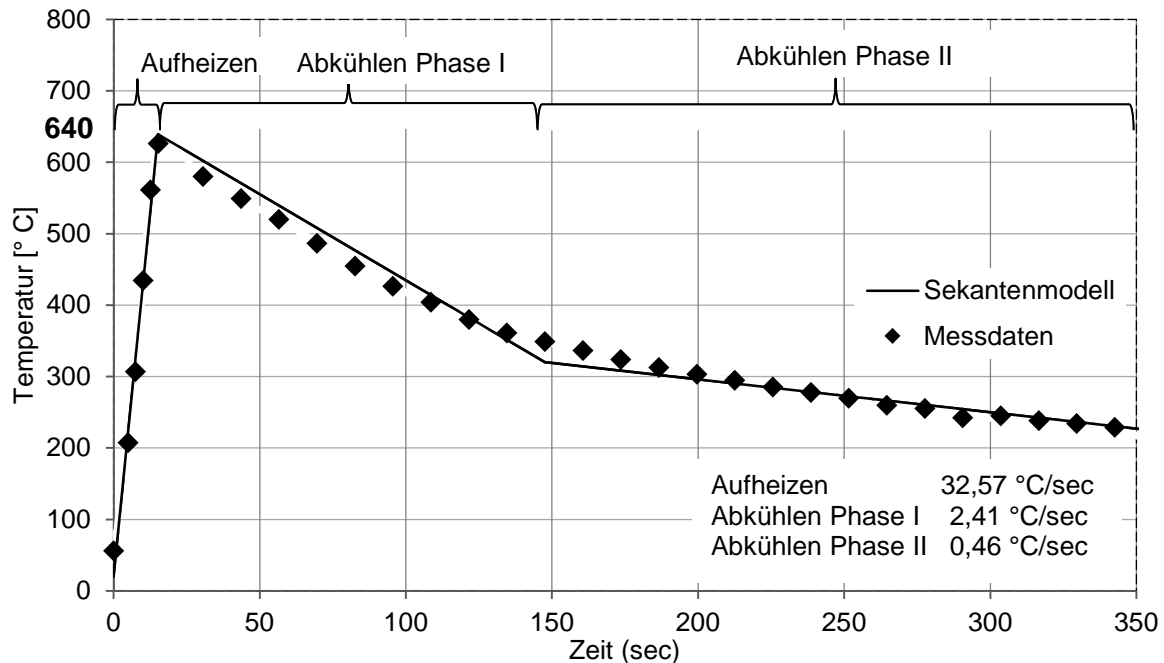


Abb. 3-2: Sekantenmodell des Temperaturzeitverlauf der Wärmebehandlung

3.4 Bauteilversuche bei tiefer Temperatur zur Untersuchung der Spröbruchempfindlichkeit

3.4.1 Versuchskonzept

In [29] wurden Bauteilversuche an kaltumgeformten und geschweißten Bauteilen durchgeführt, um das Spröbruchverhalten bei tiefen Temperaturen zu untersuchen. Die Versuchskörperfertigung ist in Kapitel 3.4.2 ausführlich dargestellt.

Ein Spröbruch tritt ein, wenn im Bauteil mehrere ungünstige Zustände gemeinsam auftreten, siehe Kapitel 2.8. Auf der Belastungsseite muss durch eine äußere Belastung ein mehraxialer Spannungszustand, wie er z.B. an einer Rissspitze auftritt, vorliegen. Die Materialzähigkeit auf der Widerstandseite muss ausreichend gering sein, damit ein sprödes Bruchverhalten eintritt. Begünstigt wird ein Spröbruchverhalten bei ferritischen Stählen durch eine tiefe Bauteiltemperatur.

Um die Spröbruchsicherheit von Bauteilen bei tiefer Temperatur zu testen, hat sich das Versuchskonzept aus [31] etabliert. Hierbei werden in die zu testenden Bauteile künstliche Kerben eingebracht, und durch eine fiktive Ermüdungsbelastung wird an dieser Kerbe eine scharfe Rissspitze eingeschwungen. Nach der Ermüdungsbelastung wird das Bauteil heruntergekühlt und eine quasi statische Last aufgebracht, bis ein Bauteilversagen eintritt. Dieses Vorgehen entspricht den Grundlagen, die zur Berechnung der zulässigen Blechdicken in DIN EN 1993-1-10 [11; 45] herangezogen wurden, siehe Kapitel 2.8.5. Dabei wurde davon ausgegangen, dass im Bauteil durch einen übersehenen Fertigungsfehler ein Riss durch eine Ermüdungsbeanspruchung gewachsen ist. Bei der tiefsten Einsatztemperatur und dem

Auftreten der außergewöhnlichen Belastung muss die Materialzähigkeit ausreichend sein, damit kein Spröbruch eintritt.

Die hier durchgeführten Bauteilversuche bei tiefer Temperatur können in vier Schritte gegliedert werden:

1. Einbringen einer scharfen künstlichen Kerbe
2. Aufbringen einer Ermüdungsbelastung bis zum scharfen Anriss
3. Herunterkühlen der Versuchskörper auf eine Einsatztemperatur von ca. -30 °C
4. Aufbringen einer quasi-statischen Belastung bis zum Prüfkörperbruch

Für die hier durchgeführten Bauteilversuche wurde eine symmetrische Versuchskörpergeometrie entwickelt, bei der im kaltumgeformten Bereich geschweißt wurde. Anschließend wurden die Bauteile bei tiefer Temperatur belastet. Die Belastung wurde als Normalkraft (senkrecht zur Schweißnaht) aufgebracht. Somit bildete sich ein gleichmäßiger Spannungsverlauf im Bauteil aus.

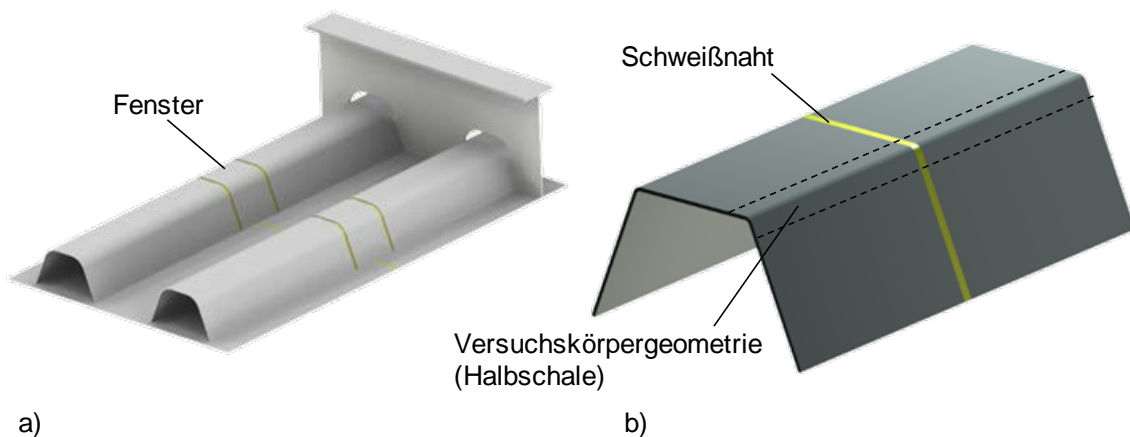


Abb. 3-3: Vollstoß einer Trapezhohlsteife im Brückenbau, a) Darstellung des Bauteils b) Detail des Vollanschlusses

Die Versuchskörpergeometrie wurde aus dem Stumpfstoß einer Trapezhohlsteife entwickelt, siehe Abb. 3-3. Im Brückenbau werden die Montagestöße von Trapezhohlsteifen in der Regel mit einem Fensterstoß ausgeführt. Durch das Fensterblech können Toleranzen auf der Baustelle ausgeglichen werden. Der Stumpfstoß wird auf einer verbleibenden Schweißbadsicherung als Vollanschluss geschweißt. Im Bereich der Biegeradien wird die Schweißnaht im kaltumgeformten Bereich ausgeführt.

Für die Versuchskörper wurden nur die Eckbereiche (Halbschale) der Trapezhohlsteife verwendet, und jeweils zwei Halbschalen wurden zu einem Hohlprofil zusammengesetzt, siehe Abb. 3-4 a). Die Schweißnaht wurde als Stumpfstoß (2/3 X-Naht im kaltumgeformten Bereich mittig im Versuchskörper platziert, siehe Abb. 3-4 b). Durch das Schweißen der Stumpfnahnt kann es zu einer Wärmebehandlung durch die Schweißwärme im gesamten Querschnitt.

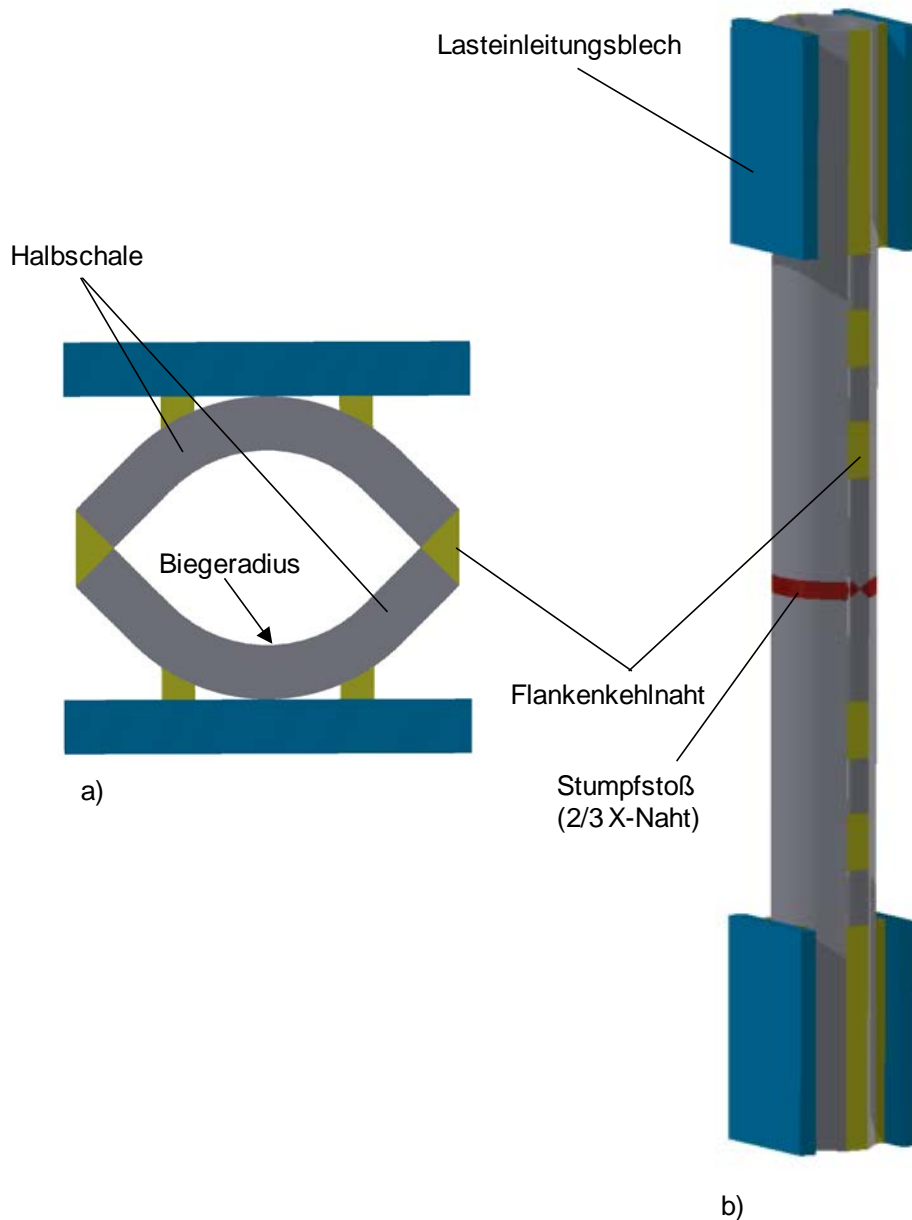


Abb. 3-4: Versuchskörper in a) Querschnitt und b) Isometrie Darstellung

Die Belastung wurde an den Enden des Versuchskörpers als Zugkraft in Längsrichtung senkrecht zur Stumpfnaht über Lasteinleitungsbleche aufgebracht. Das r/t -Verhältnis wurde über den Biegeradius variiert, so dass unterschiedliche plastische Dehnungen in den Versuchskörperserien realisiert werden konnten.

Je Material (1-4) wurde eine Serie Versuchskörper mit unterschiedlichen Biegeradien gefertigt. Tabelle 3-4 zeigt das vollständige Versuchsprogramm und die verwendeten Biegeradien. Die Biegeradien wurden so gewählt, dass mindestens zwei Versuchskörper je Blechdicke außerhalb des zulässigen r/t -Verhältnisses nach DIN EN 1993-1-8 [13] und den zulässigen Mindestbiegeradien nach DIN EN 10025-2 [57] lagen, vgl. Abb. 3-5.

Tabelle 3-4: Biegeradien beim Versuchsprogramm für die Bauteilversuche

Blechdicke t [mm]	Biegeradius r_i [mm]	r/t -Verhältnis [-]	Blechdicke t [mm]	Biegeradius r_i [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

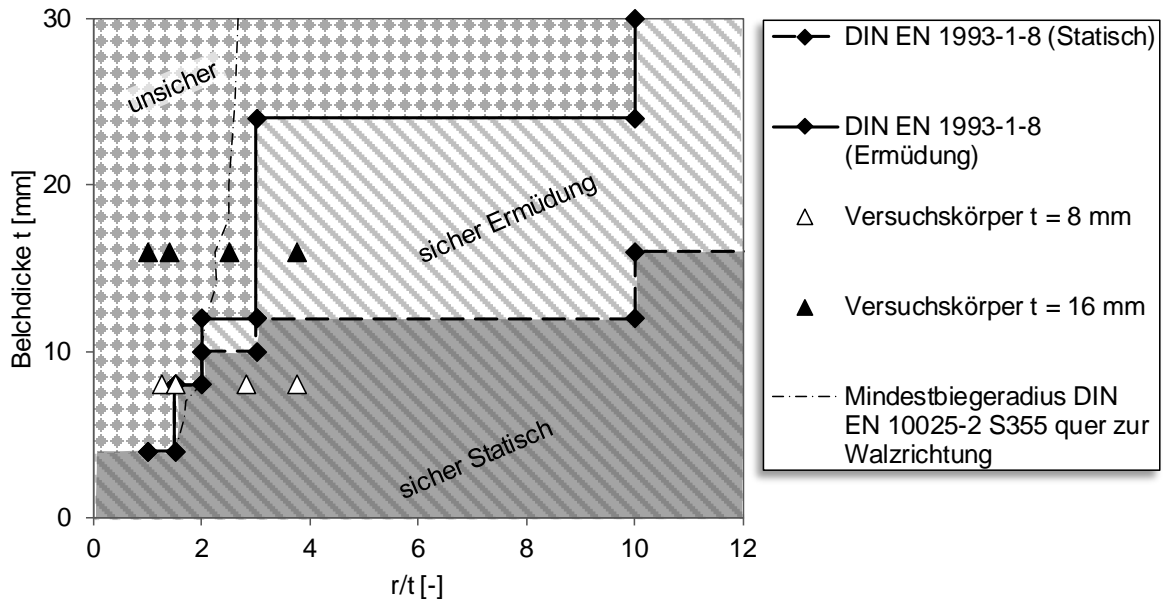


Abb. 3-5: Einordnung der Versuchskörper nach DIN EN 1993-1-8 [13]

3.4.2 Fertigung der Versuchskörper

Aus den in Kapitel 3.2 charakterisierten Blechen wurden 20 Versuchskörper für die Bauteilversuche gefertigt.

In Abb. 3-6 ist die Fertigung der Versuchskörper in einzelnen Schritten dargestellt. Die Fertigung der Versuchskörper kann in 9 Fertigungsschritte unterteilt werden:

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 (f)
9. Anschweißen der Lasteinleitungsbleche (f)

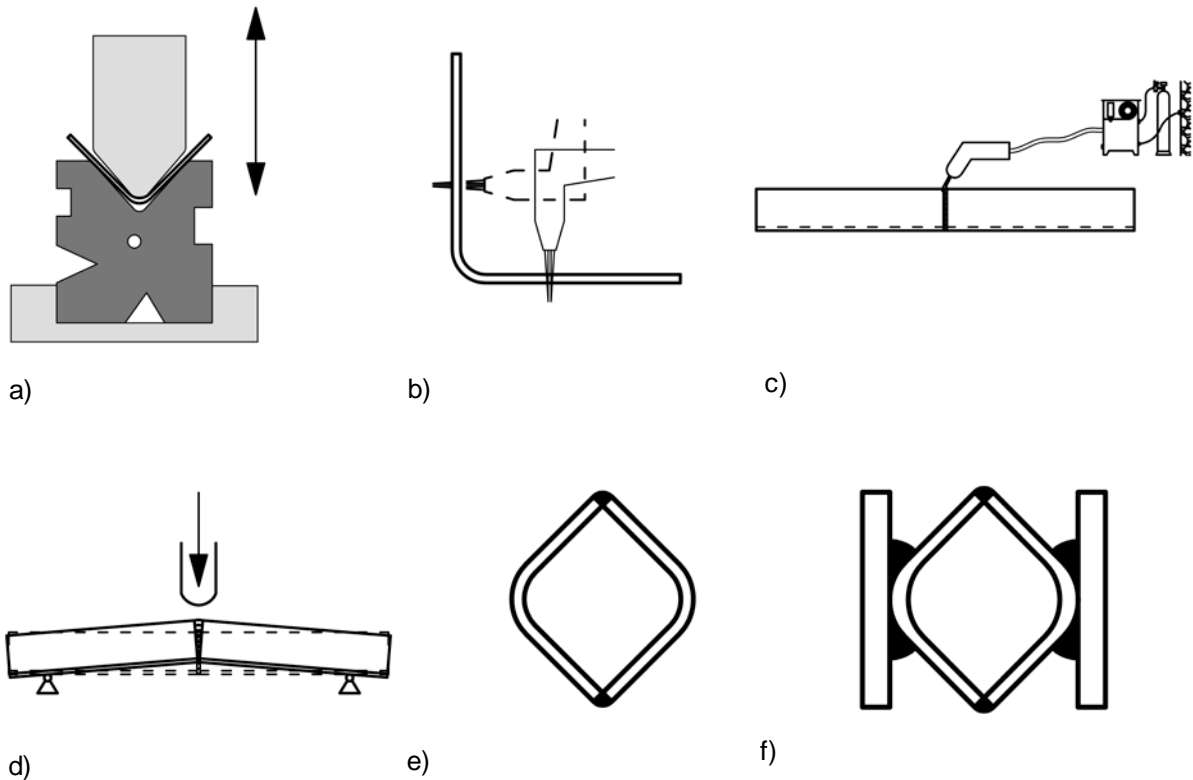


Abb. 3-6: Fertigungsschritte der Versuchskörperfertigung

Die Bleche der Materialgruppe 1 wurden brenngeschnitten, und die Bleche der Materialgruppe 2 wurden plasmageschnitten. Die Einzelteile wurden je Material aus einer Blechtafel unter Berücksichtigung der Walzrichtung herausgeschnitten. Die Bleche für die nachfolgenden Material- und Umformuntersuchungen wurden jeweils aus derselben Blechtafel herausgeschnitten. Bei allen Versuchskörpern, mit Ausnahme von Material 2, wurde die Schweißnahtvorbereitung mit geneigtem Schneidbrenner direkt beim Zuschnitt angeeignet. Bei den Blechen aus Material 2 wurde die Schweißnahtvorbereitung mit einem Schweißkantenformer durch einen Scherschnitt angebracht. Der Querschnitt der Schweißnahtvorbereitung ist in Abb. 3-8 dargestellt. Die Bleche waren 500 mm lang und 350 mm breit.

Das Umformen (a) erfolgte parallel zur Walzrichtung auf einer Gesenkbiegemaschine. Die Blechbreite wurde so gewählt, dass eine vollflächige Auflage der Bleche auf dem Unterwerkzeug gewährleistet wurde. Die Öffnungsweite des Unterwerkzeuges und der Werkzeugradius am Oberwerkzeug sind in Tabelle 3-5 angegeben. Die Definition der Geometrieparameter an den Werkzeugen zeigt Abb. 3-7. Die Bleche wurden bis zu einem Öffnungswinkel von 90° kaltumgeformt. Der Öffnungswinkel wurde über den Maschinenweg des Oberwerkzeuges gesteuert.

Tabelle 3-5: 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

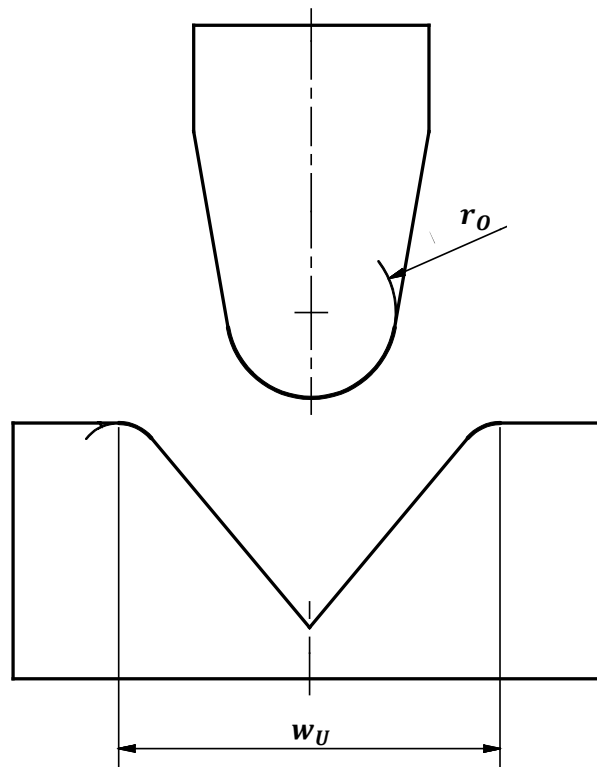


Abb. 3-7: Definition der Geometrieparameter am Ober- und Unterwerkzeug beim Gesenkbiegen

Nach den Umformarbeiten wurden die Schenkel der Winkel durch Brennscheiden so gekürzt, dass nach dem Abschneiden die Bereiche aus der kaltumgeformten Zone vorlagen (b), vgl. Abb. 3-6. 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 zwei 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 Bleche ist in Abb. 3-8 dargestellt. Alle Schweißarbeiten wurden in der Position PA ausgeführt. Die Halbschalen wurden während des Schweißens manuell durch den Schweißer gedreht, so dass der Schweißbrenner immer in der

Position PA geführt werden konnte. Für die Schweißlagen auf der Innenseite der Halbschalen wurde das Werkstück gewendet. Nach dem Schweißen der Wurzel wurde auf der Gegenseite vor dem Schweißen der Gegenlage der Wurzelpunkt kerbfrei ausgeschliffen. Die Schweißparameter der einzelnen Lagen sind in Tabelle 3-6 und Tabelle 3-7 angegeben. Die Füll- und Decklagen wurden pendelnd geschweißt. Alle Schweißarbeiten wurden als MAG Prozess ausgeführt. Nach den Schweißarbeiten wurden die langen Halbschalen im kalten Zustand auf einer Hydraulikpresse gerichtet.

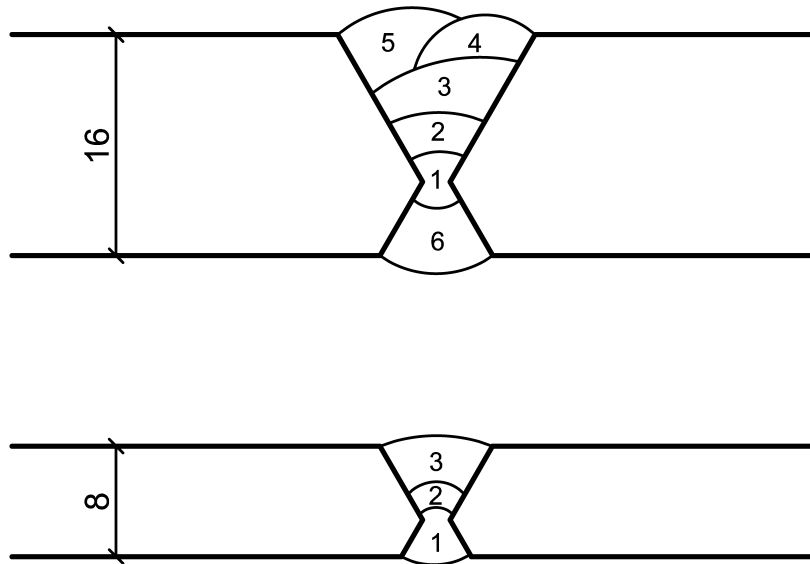


Abb. 3-8: Schweißnahtvorbereitung und Lagenaufbau

Tabelle 3-6: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 8 \text{ mm}$

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

Tabelle 3-7: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 16 \text{ mm}$

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

Nach dem Schweißen und Richten der langen Halbschalen wurden zwei 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 Stumpfnah wurde keine Flankennaht ausgeführt.

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.

3.4.3 Einbringen der künstlichen Kerbe

In die Versuchskörper wurde am Schweißnahtübergang der Stumpfnah in der kaltumgeformten Zone eine Kerbe mit einer 0,75 mm dicken Korund-Trennscheibe (Radius 15 mm) ca. 3 mm tief eingeschliffen. Die Position und Lage der künstlichen Kerbe entspricht einem typischen durch Normalkraftbeanspruchung entstandenen Ermüdungsanriss, vgl. Abb. 3-9. Um eine scharfe Rissspitze zu erzeugen, die einem wirklichen Ermüdungsanriss entspricht, wurden auf die Prüfkörper einer Ermüdungsbelastung in einer servohydraulischen Universalprüfmaschine aufgebracht. Die Prüfkörper wurden bei 6 bis 8 Hz mit 10.000 Lastwechseln mit einer Nennspannungsschwingbreite $\Delta\sigma = 240 \text{ MPa}$ belastet. An einem Referenzkörper wurde mit Hilfe eines Makroschliffes kontrolliert, dass sich nach der Ermüdungsbelastung ein Schwingriss vor der künstlichen Kerbe gebildet hat, siehe Abb. 3-10.

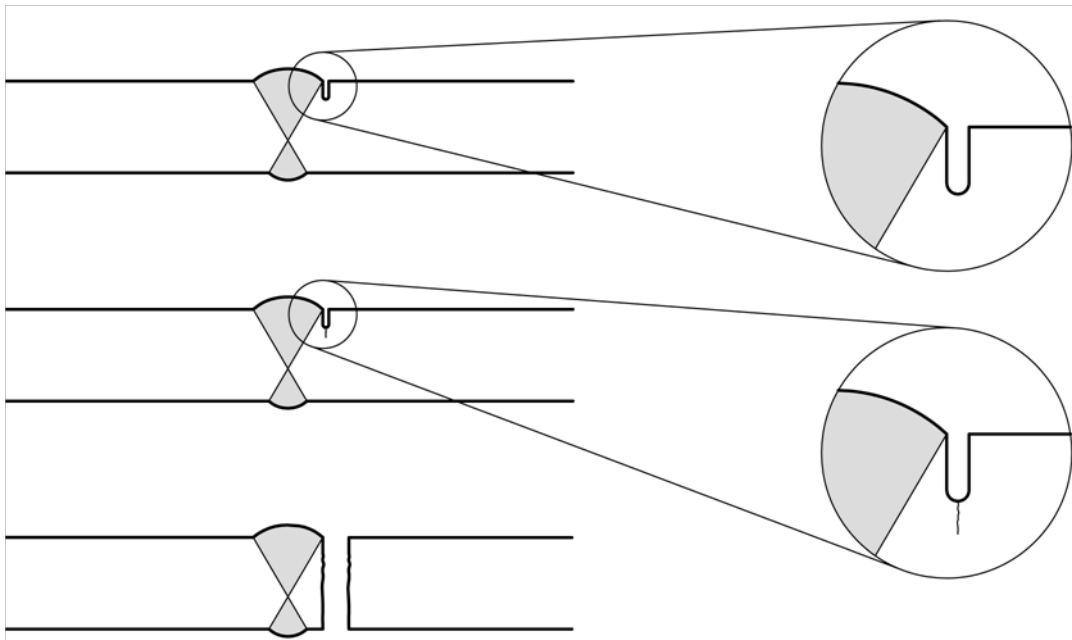
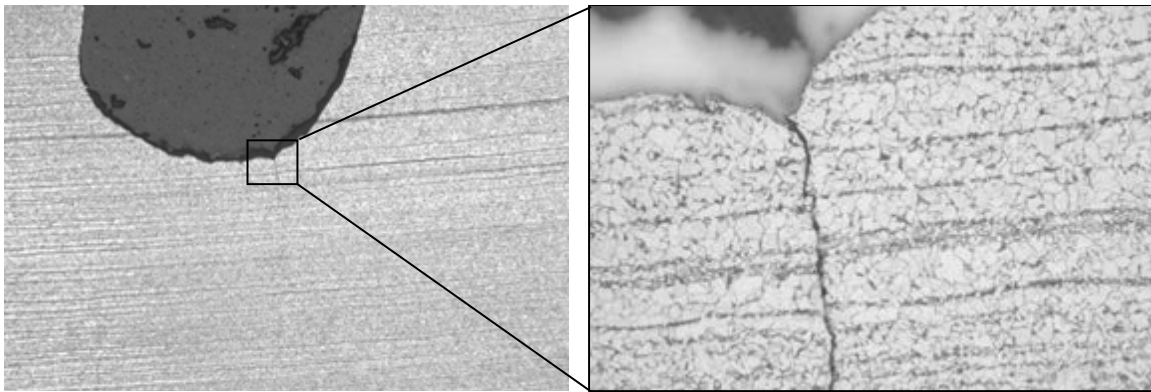


Abb. 3-9: Lage der künstlichen Kerbe



b) Vergrößerung der Rissausgangsstelle im Kerbgrund

Abb. 3-10: Makroschliff mit Risspitze

3.5 Zusammenfassung

Zur Ermittlung der Spröbruchempfindlichkeit beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich wurde das Versuchskonzept in zwei Teilbereiche gegliedert: 1.) In Untersuchungen der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialzustand und 2.) in Bauteilversuche bei tiefer Temperatur.

Es wurden 4 Blechtafeln ausgewählt, aus denen die Versuchskörper herausgeschnitten wurden. Die Wahl der Blechtafeln erfolgte nach der in den Materialzeugnissen ausgewiesenen Kerbschlagarbeit. Es wurden Bleche in $t = 8\text{ mm}$ und $t = 16\text{ mm}$ verwendet. Jeweils ein Blech je Materialstärke wurde so gewählt, dass die Kerbschlagarbeit in der Nähe von 27 J bei -20° lag und ein Blech, bei dem die Werte für die Kerbschlagarbeit sehr hoch lagen.

Durch das Kaltrecken der Schulterproben wurde eine gleichmäßige Dehnung in den Materialproben erreicht. Durch das Kaltrecken wurde ein äquivalenter Materialzustand geschaffen, durch den der Materialzustand im äußeren Bereich einer Biegekaltumformung abgebildet wird. Das Schweißen im kaltumgeformten Bereich wurde durch eine Wärmebehandlung der kaltgereckten Materialproben auf einer *Gleeble*-Anlage physikalisch simuliert. Die Wärmebehandlung wurde mit einem Temperaturzyklus durchgeführt, der den Temperaturzyklus aus den Datenaufzeichnungen beim Schweißen der Versuchskörper im Bereich der Rekristallisationszone mit einer Spitztemperatur von 640°C widerspiegelt. Durch die induktive Erwärmung kann von einem gleichmäßigen Gefügestand der Materialproben ausgegangen werden.

Um zu zeigen, dass die Ergebnisse aus den Untersuchungen der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften auf Bauteile übertragen werden können, wurden Versuchskörper für Bauteilversuche bei tiefer Temperatur entwickelt. Der Versuch beinhaltet, dass am Schweißnahtübergang eine künstliche Kerbe eingebracht wurde, die im eigentlichen Versuch einen Riss auslöste, der zum Bauteilversagen führte. Die Versuchskörper wurden aus den gleichen Blechtafeln gefertigt. Die Geometrie wurde aus dem Stumpfstoß einer Trapezhohlsteife im Stahlbrückenbau abgeleitet. Zwei kaltumgeformte Halbschalen werden durch einen Vollstoß im kaltumgeformten Bereich miteinander verschweißt. Die Stumpfnaht

wurde als 2/3 X-Naht ausgeführt. Nach dem Verschweißen wurden zwei lange Halbschalen zu einem Hohlprofil zusammengesetzt und mit Flankenkehlnähten verbunden. An nun vorliegenden Hohlprofile wurden an den Enden zur Lasteinleitung Bleche angeschweißt. Um einen künstlichen scharfen Anriss zu erzeugen, wurde am Schweißnahtübergang eine Startkerbe eingeschliffen. Der Versuchskörper wurde zyklisch solange belastet, bis an der Startkerbe ein scharfer Anriss vorlag.

4 Ermittlung der fertigungsbedingten Materialveränderungen

4.1 Allgemeines

Um die durch die beiden Prozessschritte „Kaltumformen“ und „Schweißen“ eintretenden Materialveränderungen beschreiben zu können, wurden begleitend zur Fertigung der Versuchskörper für die Bauteilversuche die wesentlichen Parameter gemessen.

4.2 Messung der plastischen Dehnungen

Je Material und Biegeradius wurde ein Referenzblech mit den gleichen Randbedingungen der Versuchskörper umgeformt, um die plastischen Dehnungen beim Kaltumformen der Versuchskörper ermitteln zu können. Durch Lasersignieren wurde auf die Referenzbleche mittig auf der späteren Biegelinie ein Messraster 100 mm x 100 mm mit einem Rasterabstand von 2 mm aufgebracht. Beim Kaltumformen wurden diese Bleche so auf das Unterwerkzeug aufgelegt, dass das Messraster zwischen den beiden Auflagerpunkten des Unterwerkzeuges lag. Im Unterwerkzeug wurde ein ausreichend großer Freischnitt eingebracht. Somit konnte beim Kaltumformen ein Kontakt zwischen Messraster und Unterwerkzeug ausgeschlossen werden. Beim Kaltumformen haben sich die parallel zur Biegeachse verlaufenden Messlinien entsprechend der plastischen Dehnung bleibend verschoben. Nach dem Kaltumformen wurde der Abstand zwischen den Messlinien vermessen. Für die Auswertung wurden drei Schnitte durch das Messraster gelegt und entlang dieser Querschnitte wurde die Dehnung ermittelt, siehe Abb. 4-1 b). Ein Teil der Versuchskörper konnte mit einem berührungslosen optischen 3D Messsystem automatisch vermessen und ausgewertet werden, siehe Abb. 4-1 a). Bei den anderen Versuchskörpern konnte die optische Messmethode nicht angewandt werden, da die Kontrastverhältnisse für eine automatische Vermessung nicht ausreichend waren. Bei diesen Versuchskörpern wurden entlang der Querschnitte digitale Bilder mit 50-facher Vergrößerung aufgenommen. Die Bilder wurden im Nachgang manuell vermessen, siehe Abb. 4-2.

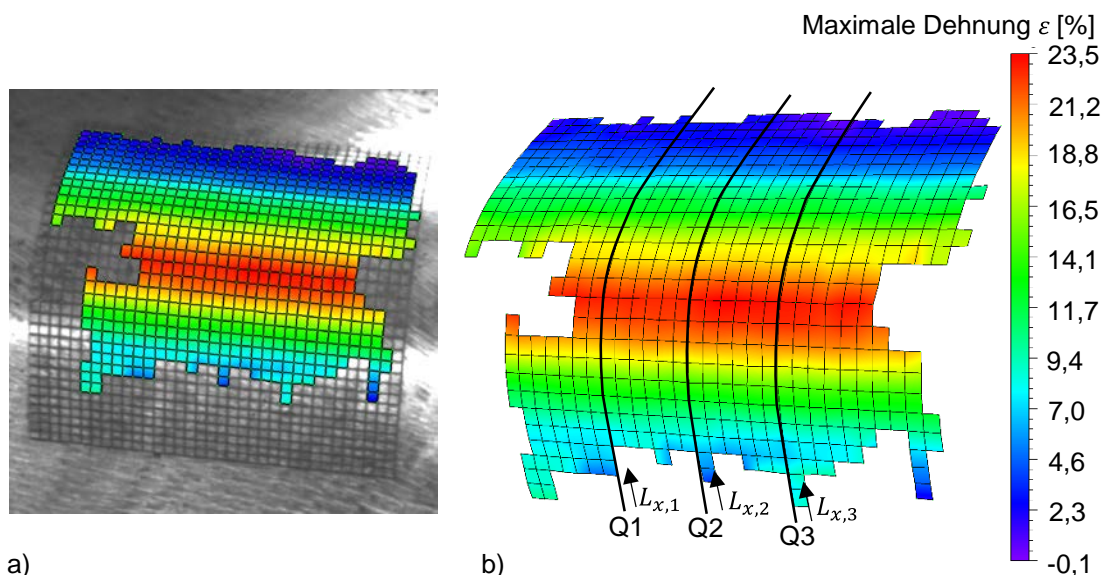


Abb. 4-1: Grafischer Plot der plastischen Dehnung verteilt über das Messraster, ermittelt mit der berührungslosen 3D Vermessung für den Versuchskörper U355-1.8.2 ($t = 8$ mm, $r = 12$ mm)

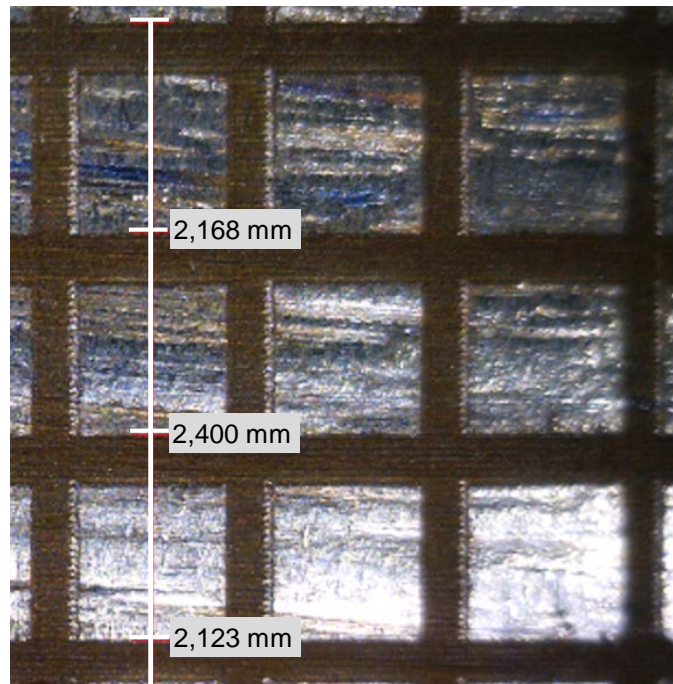


Abb. 4-2: Vermessen der Digitalen Bilder mit 50-facher Vergrößerung

Die durch eine optische 3D Vermessung ermittelten plastischen Dehnungen entlang der drei Querschnitte wurden als geglättete Ergebnisse ausgegeben. Für den Versuchskörper U.355-3.8.3 sind die plastischen Dehnungen für die durch die Längslinien unterteilten Bogenabschnitte der einzelnen Querschnitte in Abb. 4-3 dargestellt. Die Streuung zwischen den einzelnen Ergebnissen auf einem Bogenabschnitt ist sehr gering.

Bei den manuellen Messungen wurde aus den einzelnen Werten der drei Querschnitte der Mittelwert über 4 Datenpunkte berechnet. Abb. 4-4 zeigt die einzelnen Werte der manuellen Messung und den Verlauf des Mittelwertes. Die weiteren Ergebnisse der Messungen sind im Anhang A aufgeführt.

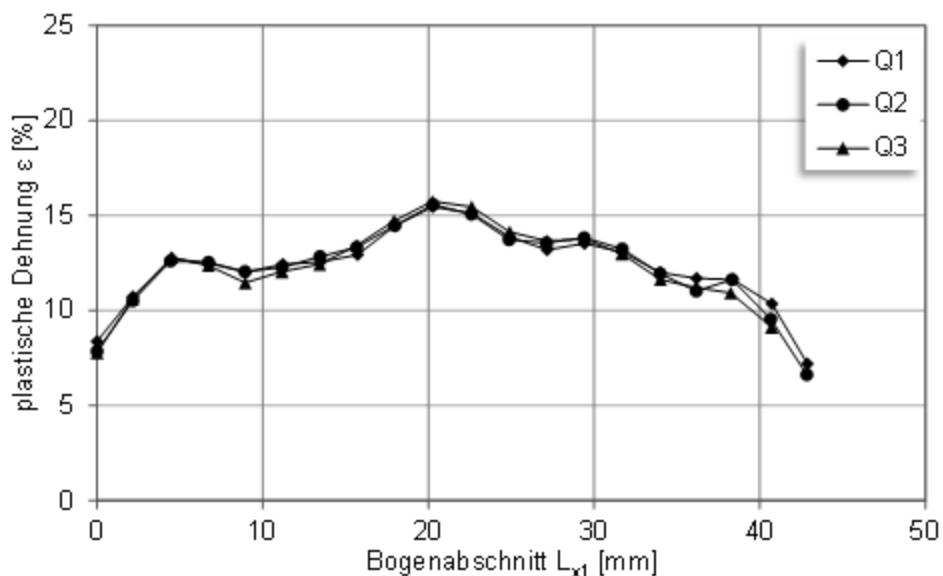


Abb. 4-3: Geglättete plastische Dehnungen, ermittelt durch automatische optische Vermessung an drei Querschnitten am Versuchskörper U.355-3.8.3 ($t = 8$ mm, $r = 22,5$ mm)

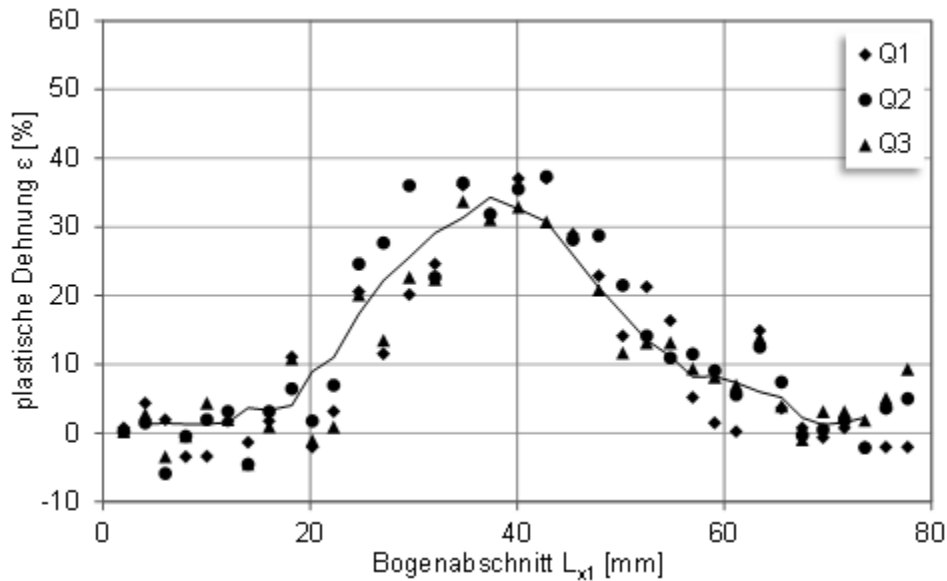


Abb. 4-4: Gleitender Durchschnitt der plastischen Dehnung, ermittelt durch manuelle Vermessung von drei Querschnitten am Versuchskörper U.355-3.8.2 ($t = 8\text{ mm}$, $r = 12\text{ mm}$)

Ein Vergleich der beiden Auswertmethoden, siehe Abb. 4-5, zeigt, dass die Ergebnisse im maximalen Umformbereich um bis zu 5 % voneinander abweichen und durch die manuelle Vermessung die plastische Dehnung überschätzt wird. In Anhang A 13.2 ist eine weitere Vergleichsmessung dargestellt, die diese Tendenz bestätigt. Bei zunehmender Kaltumformung nimmt die Oberflächenkrümmung zu, und diese wird bei der manuellen Messmethode nicht mit erfasst. Die manuelle Messmethode überschätzt somit mit steigender Kaltumformung die plastischen Dehnungen. In Tabelle 4-1 sind die maximal gemessenen plastischen Dehnungen für die einzelnen Versuchskörper angegeben.

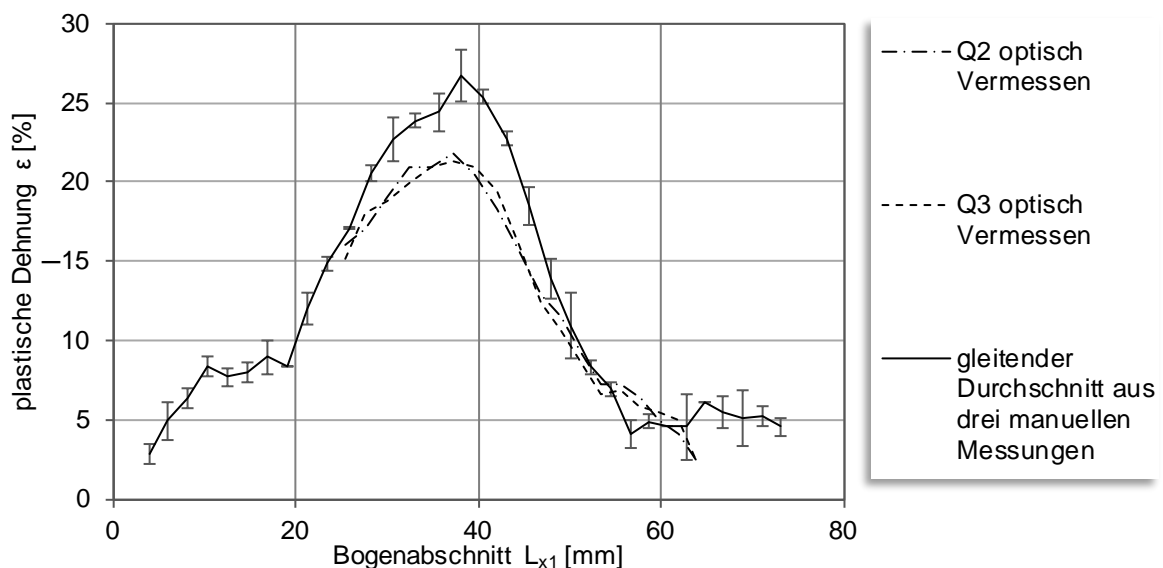


Abb. 4-5: Vergleich der Auswertmethoden optische 3D Messung und manuelle Vermessung U.355-1.8.1 ($t = 8\text{ mm}$, $r = 10\text{ mm}$)

Tabelle 4-1: Gemessene Mittelwerte des Umformgrades auf der Außenseite des kaltumgeformten Bereiches

Material- bezeichnung	Versuchs- körper- bezeichnung [-]	Versuchs- körper- nummer [-]	Blech- Dicke t [mm]	Umform- radius r [mm]	r/t- Verhältnis [-]	Maximale plastische Dehnung ϵ [%]	
						Manuelle Messung	3D Messung
Material 1	U355-1.8.1	900	8	10	1,5	26,67	19,50
	U355-1.8.2	901	8	12	1,75	-	23,01
	U355-1.8.3	902	8	22,5	3,25	-	12,90
	U355-1.8.4	903	8	30	3,875	16,02	11,50
Material 2	U355-2.16.1	1000	16	16	1	48,18	-
	U355-2.16.2	1001	16	22,5	1,625	30,88	-
	U355-2.16.3	1002	16	40	2,5	21,00	-
	U355-2.16.4	1003	16	60	3,75	15,92	-
Material 3	U355-3.8.1	1100	8	10	1,5	34,30	-
	U355-3.8.2	1101	8	12	1,75	32,20	-
	U355-3.8.3	1102	8	22,5	3,25	-	-
	U355-3.8.4	1103	8	30	3,875	18,75	-
Material 4	U355-4.16.1	1200	16	16	1	-	-
	U355-4.16.2	1201	16	22,5	1,625	28,71	-
	U355-4.16.3	1202	16	40	2,5	-	17,76
	U355-4.16.4	1203	16	60	3,75	15,73	-

In Kapitel 2.5.5 wurden analytische Methoden für die Berechnung der plastischen Dehnungen infolge eines Biegeprozesses vorgestellt. Die hier experimentell ermittelten Dehnungen wurden den theoretisch berechneten Dehnungen gegenübergestellt, siehe Abb. 4-6. Es zeigt sich, dass bei großen plastischen Dehnungen mit der Berechnungsmethode, bei der die Verschiebung der neutralen Faser berücksichtigt wird, eine bessere Übereinstimmung mit den gemessenen Werten vorliegt, vgl. Abb. 4-6. Es zeigt sich aber auch, dass die Messwerte untereinander stark streuen und weitere Untersuchungen notwendig sind, um eine genaue Aussage über die plastischen Dehnungen beim Kaltumformen treffen zu können.

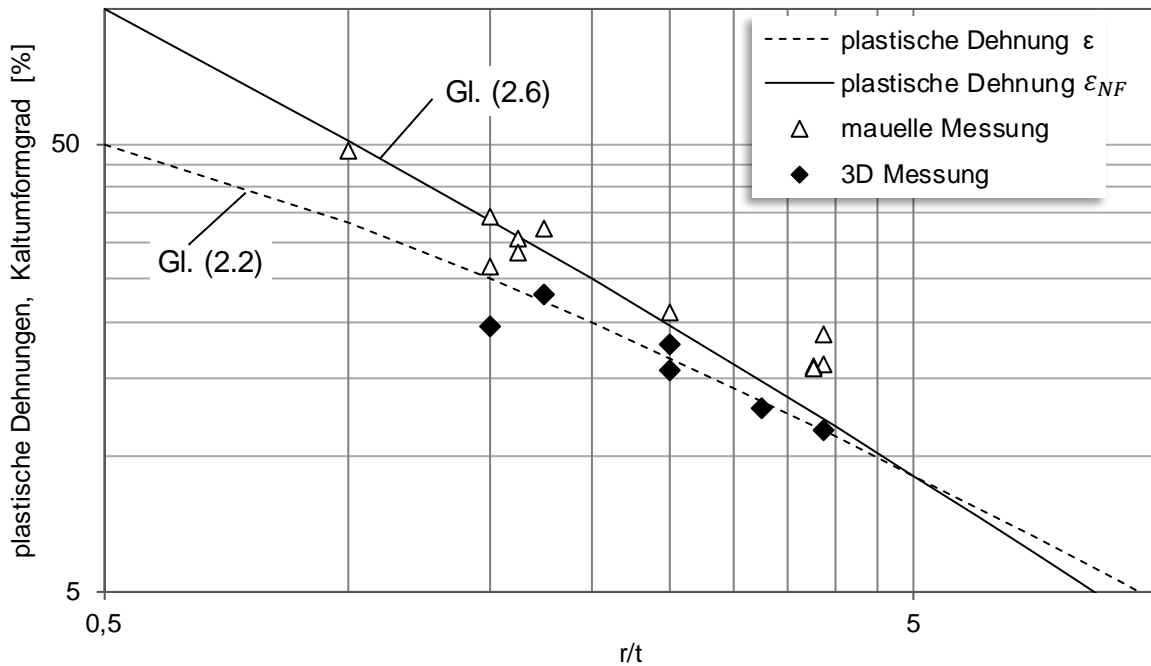


Abb. 4-6: Vergleich der Messergebnisse mit den in Kapitel 2.5.5 vorgestellten analytischen Berechnungsmethoden

4.3 Messen des Temperatur-Zeit-Verlaufes beim Schweißen

Während der Schweißarbeiten an den Versuchskörpern wurde bei vier Schweißnähten der Temperatur-Zeit-Verlauf aufgezeichnet. Die Messung wurde mit aufgeklebten Thermoelementen durchgeführt. Die einzelnen Drähte der Thermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) hatten einen Durchmesser von 0,08 mm. Durch den geringen Durchmesser der Drähte war eine gute Temperaturempfindlichkeit der Thermoelemente gewährleistet. Die Thermoelemente wurden mit einem Hochtemperaturzement auf die Oberfläche der Prüfkörper aufgeklebt. Das erste Thermoelement wurde 6 mm von der Kante der Schweißnahtvorbereitung entfernt aufgeklebt. Zwischen den Elementen betrug der Abstand 5 mm, siehe Abb. 4-7. Der Temperatur-Zeit-Verlauf wurde mit einem Datenlogger mit einer Abtastrate von 6,66 Hz aufgezeichnet.

In Abb. 4-8 ist der Temperaturzeitverlauf für eine Schweißnaht an einem Versuchskörper mit einer Blechdicke $t = 8$ mm dargestellt. Die lokalen Maxima der einzelnen Kurven kennzeichnen den Zeitpunkt, bei dem der Lichtbogen an den jeweiligen Messpunkten vorbeigeführt wurde. Die Kurven zeigen die für das Schweißen typischen kurzen Aufheiz- und Haltezeiten. In Abb. 4-9 ist der Temperaturzeitverlauf einer Schweißnaht eines Versuchskörpers mit einer Blechdicke $t = 16$ mm dargestellt. Bei den Zwischenlagen ist die Spitzentemperatur aufgrund der größeren Entfernung zur Lichtquelle entsprechend geringer.

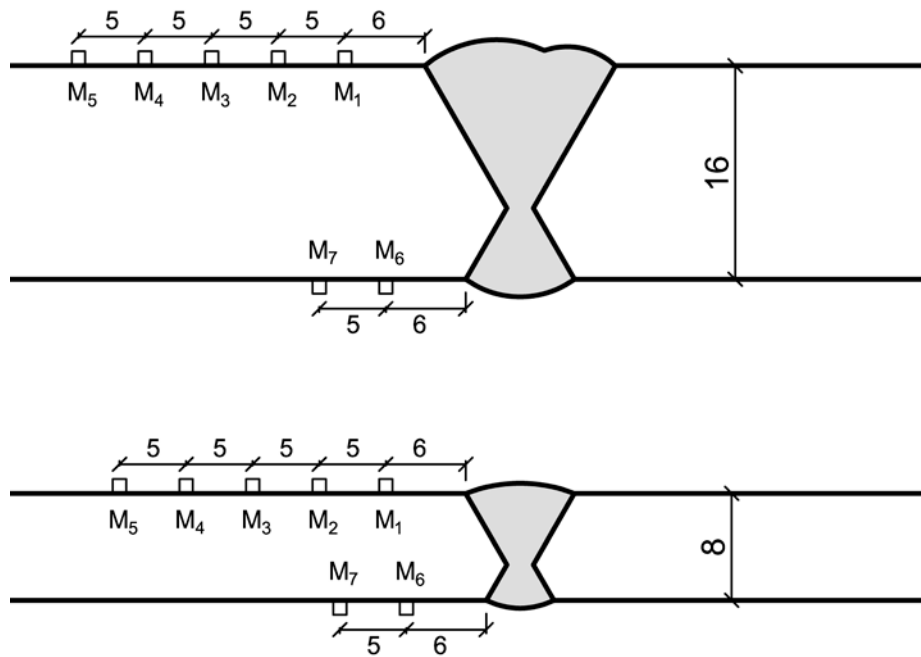
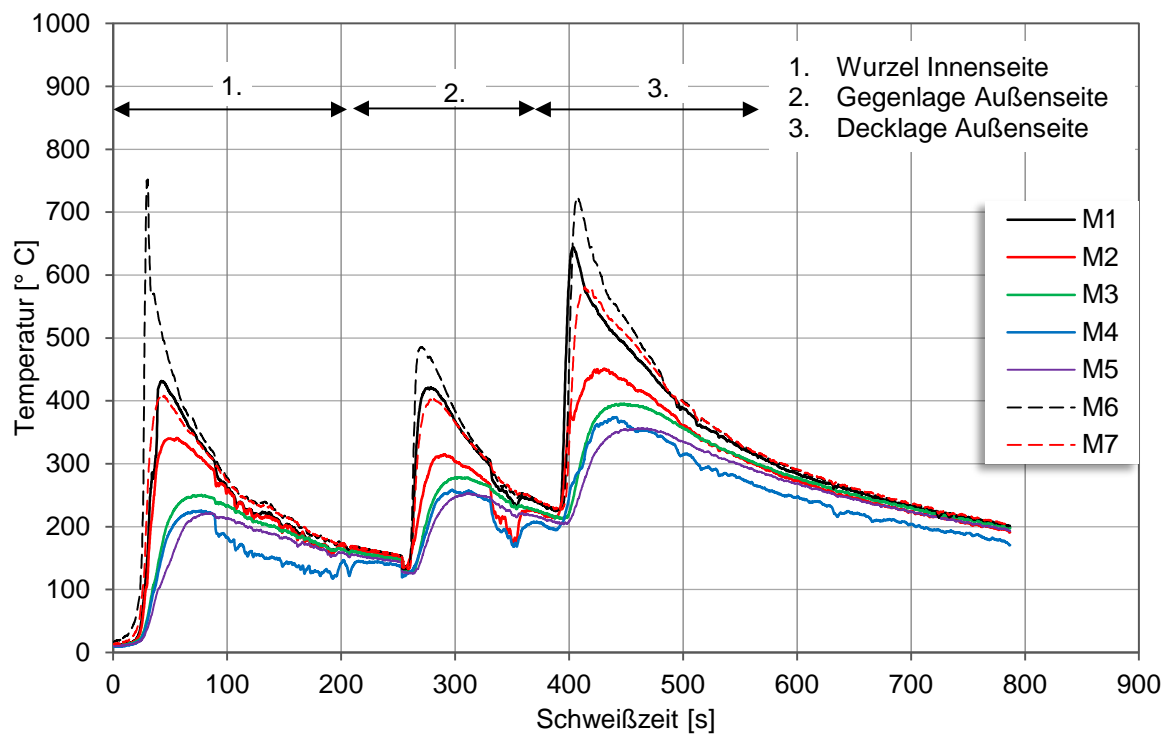


Abb. 4-7: Anordnung der Thermoelemente M1-M6 auf den Versuchskörpern

Abb. 4-8: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 17 ($t = 8 \text{ mm}$)

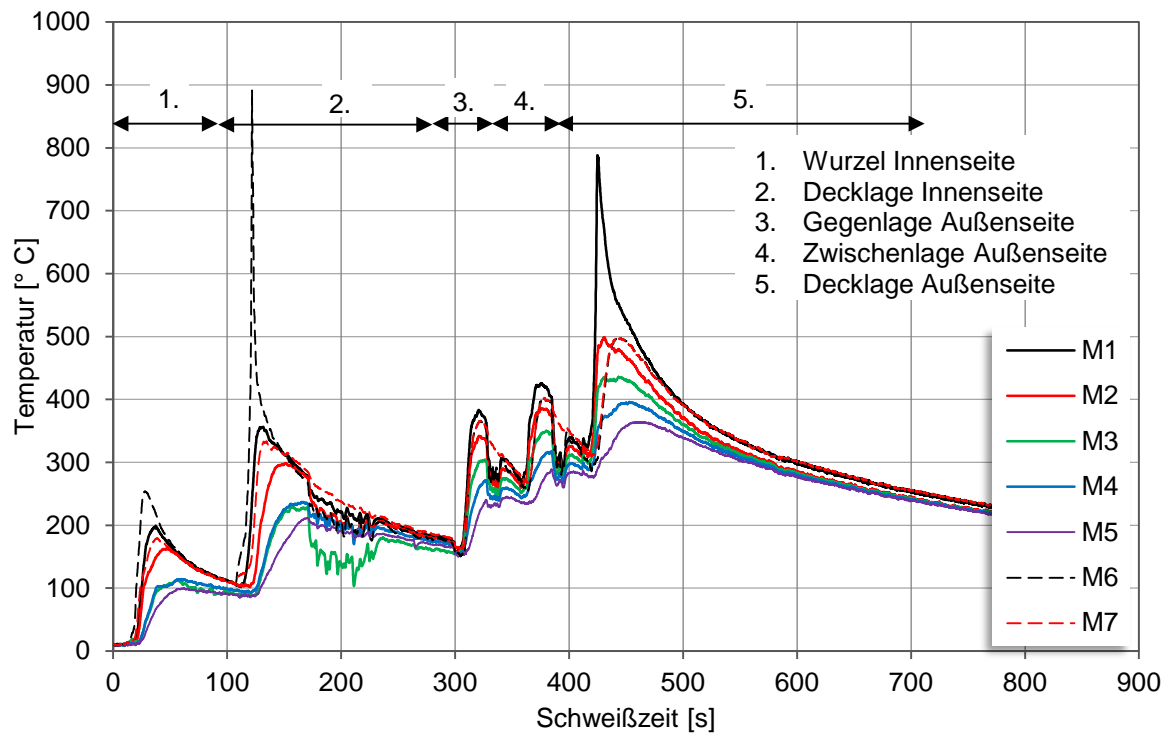


Abb. 4-9: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 47 ($t = 16 \text{ mm}$)

Aus den Auslaufblechen der Versuchskörper 17 und 47 wurden Makroschliffe entnommen. In den Makroschliffen sind der Lagenaufbau, die Schmelzlinie und die charakteristischen Temperaturbereiche Ac_3 und Ac_1 erkennbar, vgl. Abb. 4-10 und siehe Abb. 2-5. Durch den mehrlagigen Aufbau der Schweißnähte kommt es beim Überschweißen der einzelnen Lagen und der damit verbundenen Wärmebehandlung zu weiteren Umwandlungsvorgängen im Schweißgut und in der WEZ. Der Abgleich der Makroschliffe mit den Temperaturzeitverläufen der Decklagen zeigt eine gute Übereinstimmung der erreichten Umwandlungstemperatur an den inneren Messpunkten (M1 & M6). Somit können mit den Temperaturzeitverläufen und den Makroschliffen die Schweißnähte der Versuchskörper genau definiert werden.

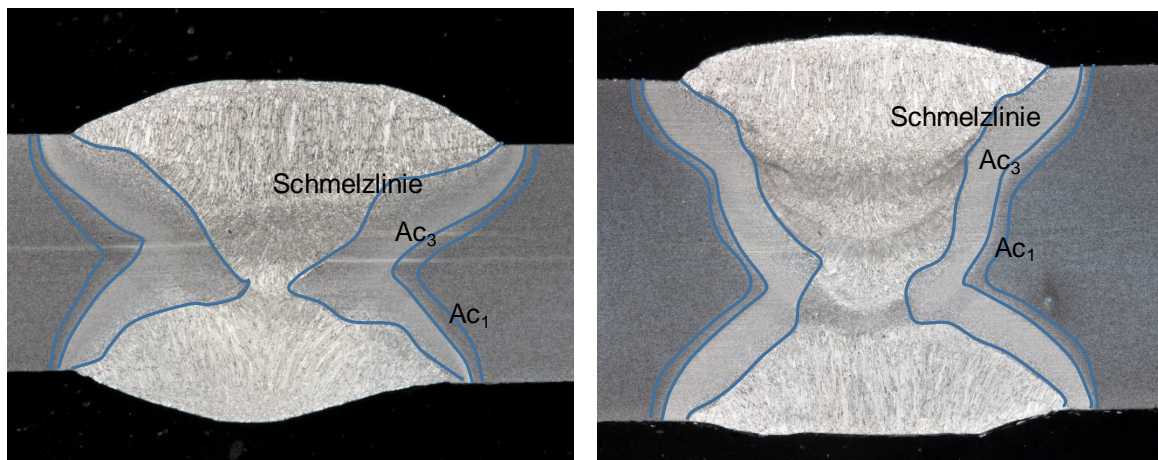


Abb. 4-10: Makroschliffe und skizzierte Temperaturbereiche der Schweißnähte, bei denen die Temperaturzeitverläufe gemessen wurden

4.4 Zusammenfassung

Während der Fertigung der Versuchskörper wurden zur Nachvollziehbarkeit der einzelnen Prozessschritte fertigungsbegleitende Messungen durchgeführt. Die plastischen Dehnungen wurden anhand eines Messrasters ermittelt, das durch Lasersignieren auf die Oberfläche der Referenzbleche vor dem Umformen aufgebracht wurde. Die gemessenen plastischen Dehnungen decken sich nur teilweise mit den analytisch berechneten plastischen Dehnungen.

An vier Schweißnähten wurden durch aufgeklebte Thermoelemente während des Schweißens die Temperaturzeitverläufe in mehreren Bereichen neben der Schweißnaht aufgezeichnet. Die Temperaturzeitverläufe der Umwandlungsbereiche zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Umwandlungsbereichen, die durch Makroschliffe ermittelt wurden.

Durch die Charakterisierung der Versuchswerkstoffe und die Ermittlung der realen plastischen Dehnungen im Zusammenhang mit den gemessenen realen Temperaturzeitverläufen können im Folgenden die Einflüsse aus Schweißen und Kaltumformen auf die Werkstoffzähigkeit ermittelt werden.

5 Ermittlung der mechanischen und, metallurgischen Eigenschaften

5.1 Allgemeines

Um die Materialzustände der Fertigungsschritte „Kaltumformen“ und „Schweißen“ beurteilen zu können, wurden in [29] metallurgische Untersuchungen durchgeführt. In Kapitel 3 wird beschrieben, wie die äquivalenten Zustände in den Versuchskörpern erzeugt wurden, die die Fertigungseinflüsse aus „Kaltumformen“ und „Schweißen“ abbilden.

Es wurden drei Materialzustände untersucht:

1. Grundmaterial
2. Kaltgereckt
3. Kaltgereckt und wärmebehandelt

5.2 Zugversuch

Die mechanischen Eigenschaften der Versuchswerkstoffe im Lieferzustand wurden durch Zugversuche an je einer Probe längs und quer zur Walzrichtung ermittelt. Die Streckgrenze lag bei allen Versuchswerkstoffen über den nach DIN EN 10025-2 [57] geforderten 355 MPa, vgl. Abb. 5-1. Die gemessene Zugfestigkeit lag bei allen Versuchswerkstoffen im Lieferzustand zwischen den oberen (680 MPa) und unteren (513 MPa) Grenzwerten. Die Werte der Streckgrenzen aus den Lieferzeugnissen lagen, bis auf Material 3, bei bis zu 24 % über den gemessenen Werten. Die im Lieferzeugnis ausgewiesenen Zugfestigkeiten wichen um bis zu 8 % von den Messwerten ab. Der Vergleich der Messwerte in Längs- und Querrichtung zeigte keine erhebliche Abweichung. Dies zeigt, dass im Material keine ausgeprägte Walzrichtung vorlag.

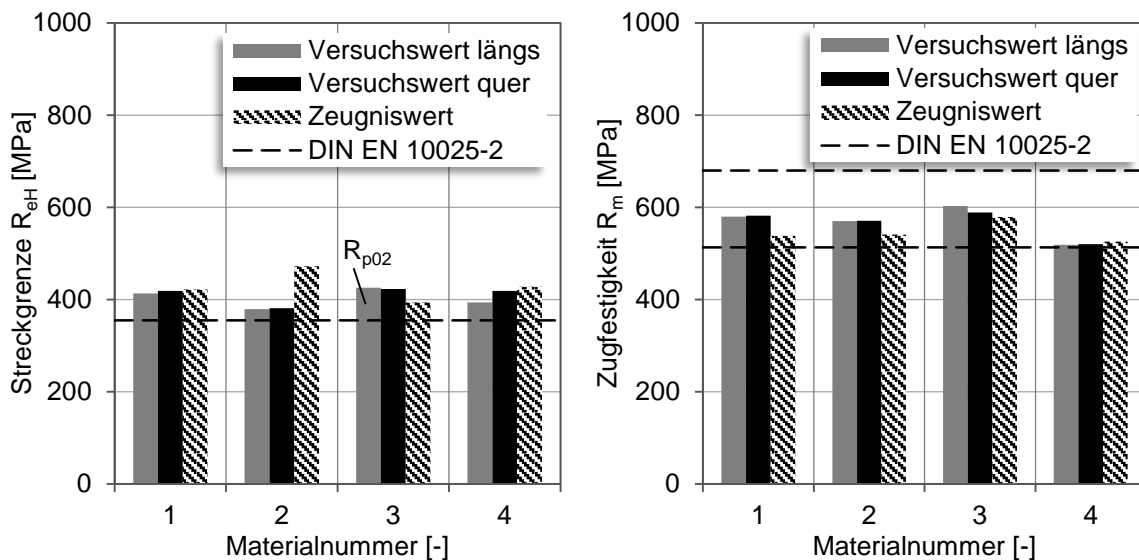
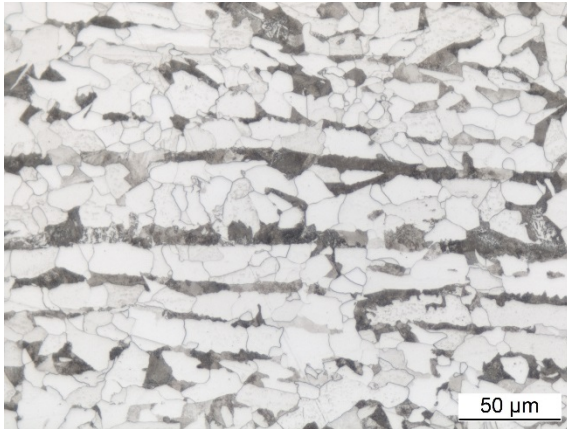


Abb. 5-1: Streckgrenze und Zugfestigkeit ermittelt aus Versuchen bzw. entnommen aus den Lieferzeugnissen der Versuchswerkstoffe

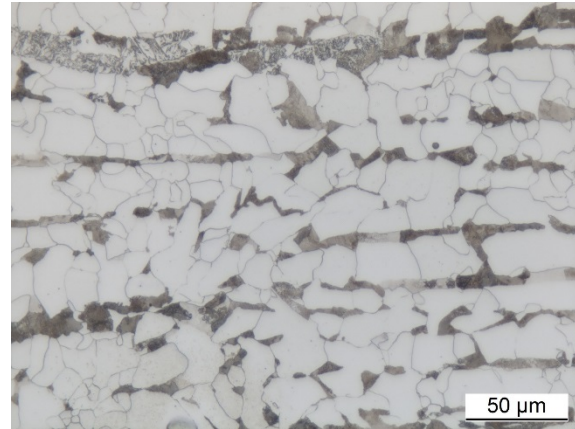
5.3 Makroschliffe und Korngröße

Aus den Schulterproben wurde je Materialzustand eine Materialprobe für einen Makroschliff entnommen. Von den geätzten Proben wurden unter einem Lichtmikroskop Aufnahmen vom Gefüge erstellt. Abb. 5-2 zeigt die Gefüeaufnahme von Material 2. Die weiteren

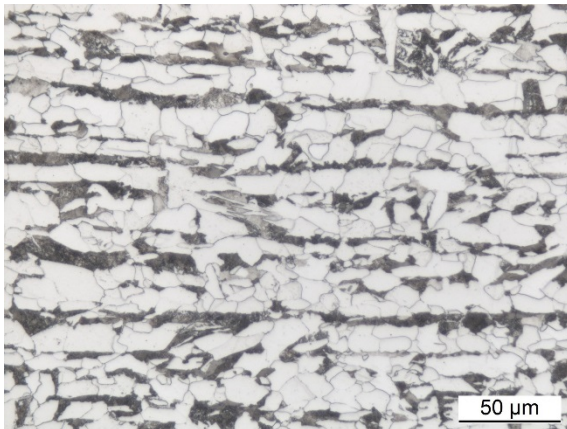
Gefügaufnahmen sind in Anhang B 14.1 - 14.3 zusammengestellt. In den Gefügaufnahmen zeigt sich ein für Stahl typisches Gefüge mit einem überwiegenden Ferritanteil und einem zeiligen Perlitanteil (dunkle Körner).



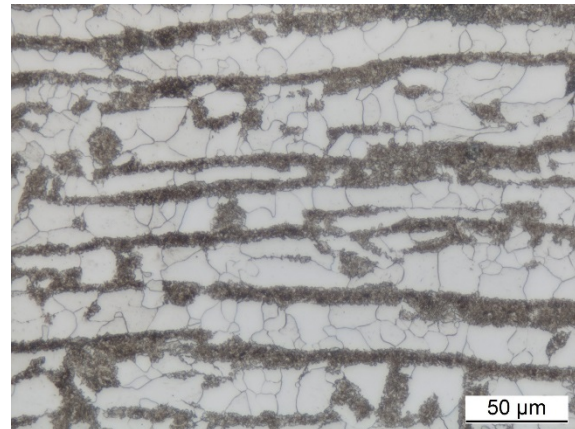
Grundwerkstoff



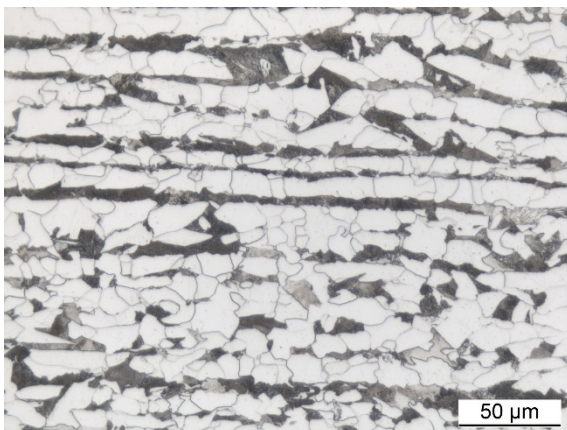
Grundwerkstoff + Wärmebehandlung



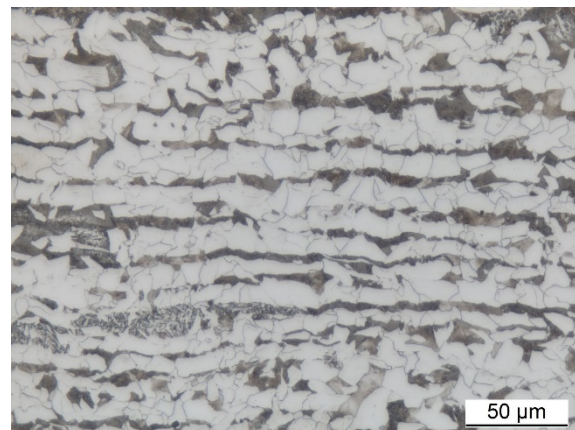
Kaltgereckt 19 %



Kaltgereckt 17 % + Wärmebehandlung



Kaltgereckt 14 %



Kaltgereckt 14 % + Wärmebehandlung

Abb. 5-2: Makroschliffe, 500-fach vergrößert, Material 2

An den Makroschliffen wurde die Korngröße der Ferritkörner durch Linienschnitte längs zur Streckrichtung nach DIN EN ISO 643 [46] ermittelt. Abb. 5-3 sind die Ferritkorngrößen der einzelnen Versuchsmaterialien dargestellt. Durch die Wärmebehandlung am Grundwerkstoff ist bei allen untersuchten Stählen die Korngröße angestiegen. Durch das Kaltrecken der Versuchskörper sind die Körner ebenfalls größer als beim Grundwerkstoff geworden. Diese Beobachtung zeigt, dass durch das Kaltrecken die Körner wie erwartet in Längsrichtung gestreckt wurden. Ein Anstieg der Korngröße bei den kaltgereckten Proben durch eine anschließende Wärmebehandlung wurde nicht bei allen Stählen beobachtet.

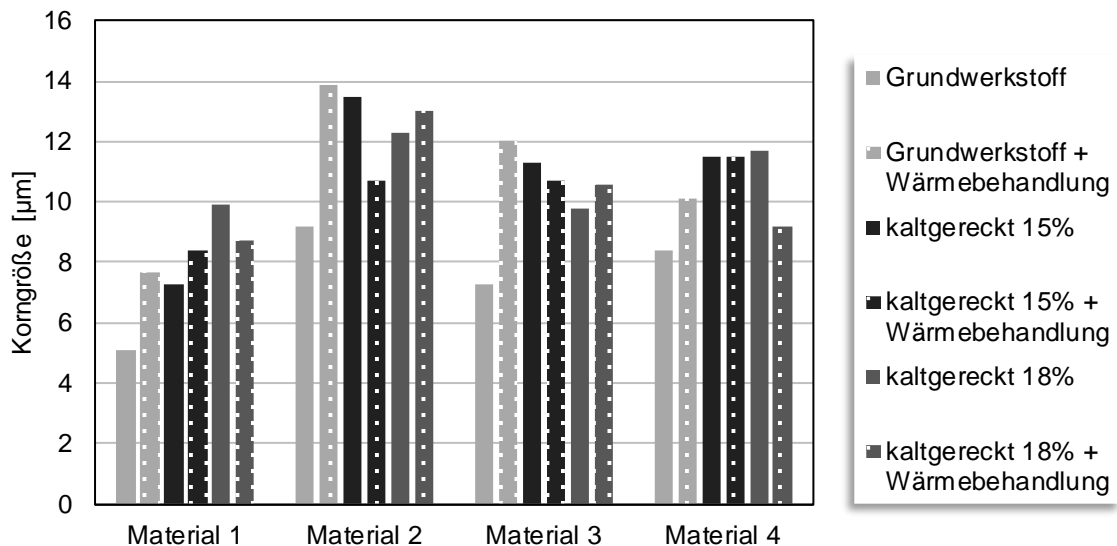


Abb. 5-3: Ferritkorngröße ermittelt durch Linienschnitte nach DIN EN ISO 643 [46]

5.4 Härtemessung

An den entnommenen Makroschliffen wurden Messungen zur Ermittlung der Härte im jeweiligen Materialzustand durchgeführt. Es zeigt sich, dass durch die Wärmebehandlung am Grundwerkstoff bei allen Versuchswerkstoffen ein geringer Anstieg der Härte vorlag. Die in Abb. 5-4 dargestellten Härtewerte zeigen die Mittelwerte aus drei Messungen an jeweils einer Probe. Wie zu erwarten war, stieg durch das Kaltrecken mit zunehmender Kaltverfestigung die Härte an. Durch die Wärmebehandlung änderte sich die Härte geringfügig.

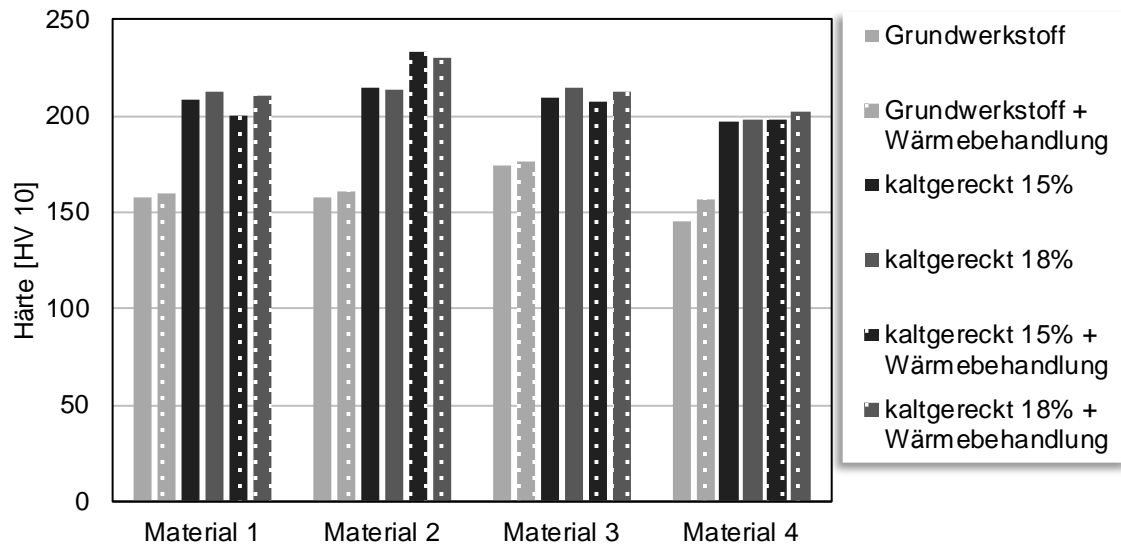


Abb. 5-4: Härtewerte der einzelnen Werkstoffzustände

Durch einen linearen Zusammenhang kann die Härte in Zugfestigkeit umgerechnet werden. In DIN EN ISO 18265 [36] sind Tabellenwerte gegeben, um Härtewerte, die mit HV10 ermittelt wurden, in eine Zugfestigkeit umzurechnen. In dem Regelwerk wird aber auch darauf hingewiesen, dass die Erfahrung zeigt, dass bei der Umwertung von Härte in Zugfestigkeit mit großen Streuungen und Abweichungen zu rechnen ist. Abb. 5-5 zeigt den linearen Zusammenhang zwischen Härte und Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 18265 [36]. Zur Umwertung der gemessenen Härtewerte wurde der lineare Zusammenhang aus Härte und Zugfestigkeit aus den Versuchsergebnissen ermittelt. Die aus den Messwerten ermittelte lineare Funktion wird in Abb. 5-5 dargestellt und zeigt die Funktion aus DIN EN ISO 18265 [36] als flachen Verlauf.

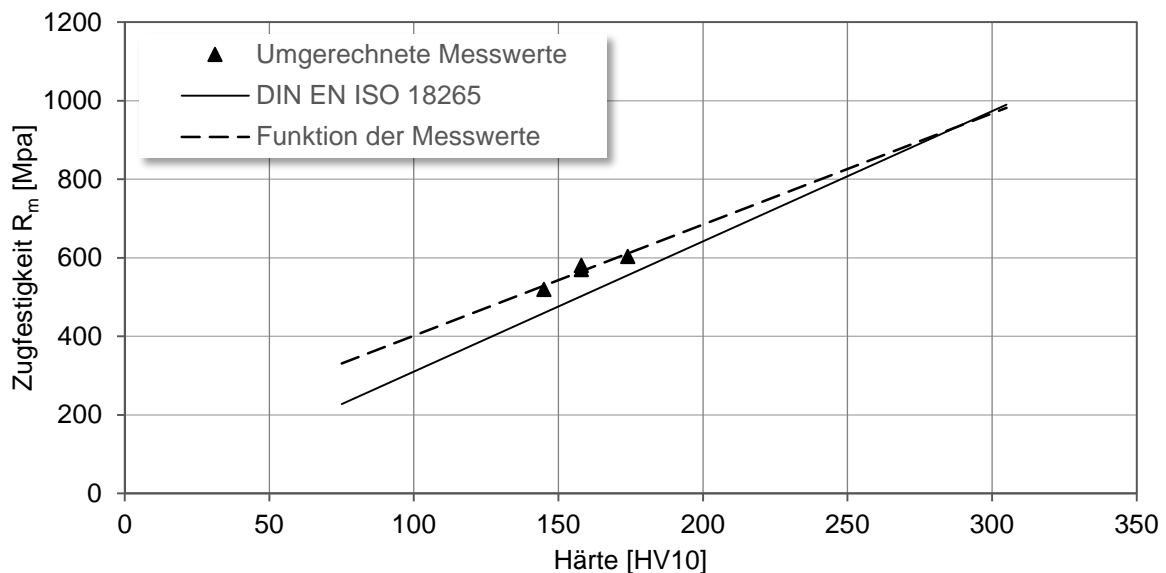


Abb. 5-5: Umwertung der Härte in Zugfestigkeiten nach DIN EN ISO 18265 [36]

Durch die Umwertung der Härte zeigt sich der Anstieg der Zugfestigkeit durch die Kaltverfestigung, siehe Abb. 5-6. Durch das Kaltrecken um bis zu 18 % stieg die Zugfestigkeit um bis zu 44 % an. Die Wärmebehandlung nach dem Kaltrecken hat keinen Einfluss auf die Zugfestigkeit. Dies deutet daraufhin, dass durch die Wärmebehandlung keine Gefügeumwandlung stattgefunden hat und die Kaltverfestigung nicht abgebaut wurde.

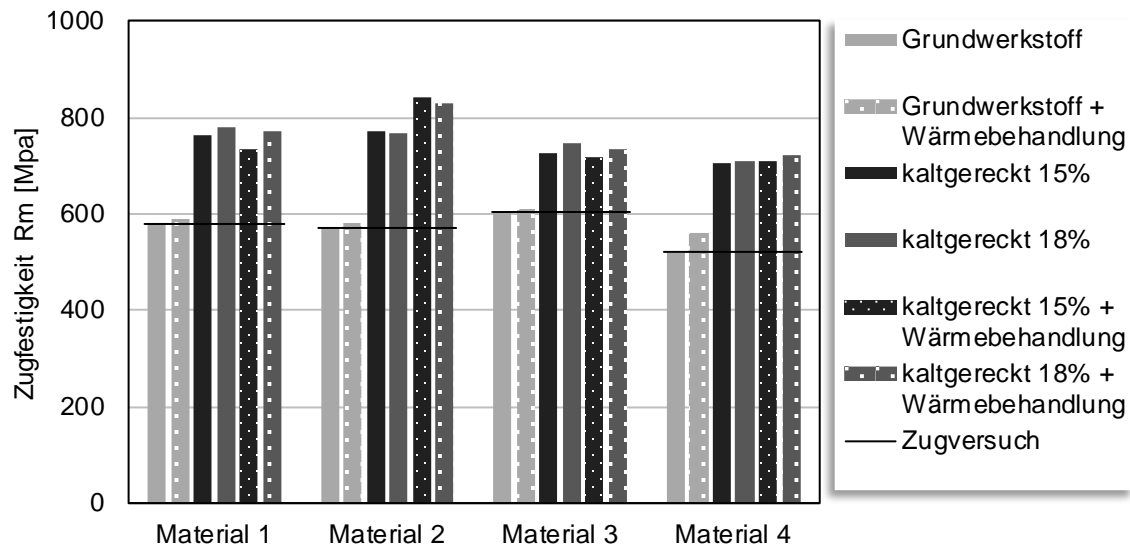


Abb. 5-6: Aus Härtewerten ermittelte Zugfestigkeit für die einzelnen Materialzustände

5.5 Chemische Zusammensetzung

Durch Spektralanalysen wurde die chemische Zusammensetzung der einzelnen Versuchswerkstoffe im Lieferzustand untersucht. Aus der chemischen Zusammensetzung lassen sich unter anderem Rückschlüsse auf die Korngröße und die Kerbschlagarbeit ziehen. In der Liefernorm DIN EN 10025-2 [11] ist die chemische Zusammensetzung für unlegierten Baustahl geregelt. In den Lieferzeugnissen ist die chemische Zusammensetzung, die anhand einer Schmelzanalyse ermittelt wurde, angegeben. In den nachfolgenden Diagrammen, die die gemessenen chemischen Zusammensetzungen zeigen, ist auch der jeweilige Wert aus dem Lieferzeugnis und der maximal zulässige Wert nach DIN EN 10025-2 [11] mit dargestellt.

Ein geringer Kohlenstoffgehalt führt neben einer verbesserten Schweißbarkeit auch zu einer steileren $K_V - T$ Kurve im Übergangsbereich und zu einem hohen Wert der Kerbschlagarbeit in der Hochlage, vgl. Abb. 2-48. Die chemische Analyse zeigt, dass bei den beiden Stählen mit der Eignung zum Kaltumformen (Material 3 und 4) der Kohlenstoffgehalt geringer ausfällt als bei den Materialien 1 und 2, siehe Abb. 5-7. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche bestätigen die Annahme, dass mit geringerem Kohlenstoffgehalt die $K_V - T$ Kurve im Übergangsbereich steiler ist, siehe Kapitel 6. Bei Material 1 und 2 liegt die Steigung bei 1,2 - 1,8 und bei Material 3 und 4 bei 4,9. Die Werte für Silizium und Mangan liegen im erwarteten Bereich und decken sich, mit den Materialzeugnissen im Wesentlichen.

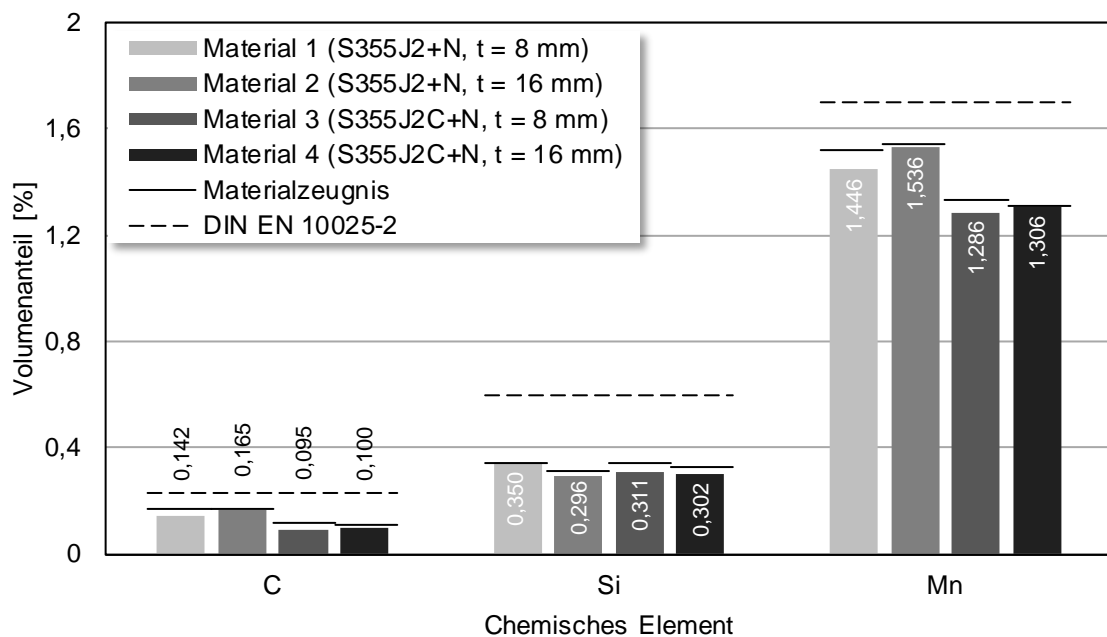


Abb. 5-7: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Kohlenstoff, Silizium und Mangan, ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe

Bei allen vier Stählen wurde der Stickstoff durch das Legieren mit Aluminium gebunden. Durch das Binden des Stickstoffes durch Aluminium sinkt die Gefahr der Alterung und der damit verbundenen Versprödung. Die Feinkornbildung wird durch Aluminium ebenfalls begünstigt. Bei allen Stählen liegt der Anteil an Aluminium über dem nach DIN EN 10025-2 [57] geforderten Mindestwert, siehe Abb. 5-8. Für den Stickstoffgehalt ist in der Liefernorm [57] für die Stahlgüte J2 kein Grenzwert angegeben.

Die Werte für Schwefel und Phosphor liegen sowohl im Lieferzeugnis als auch bei den Ergebnissen der Analyse weit unterhalb der zulässigen Grenzen [57]. Die geringen Schwefelanteile bei den Stählen 2 und 4 geben einen Hinweis auf eine hohe Zähigkeit, siehe Abb. 5-8. Die Werte für Titan und Niob zeigen, dass die Stähle 3+4 mikrolegiert wurden, siehe Abb. 5-9 und somit die mechanischen Eigenschaften vergleichbar mit Feinkornbaustählen zu erwarten waren.

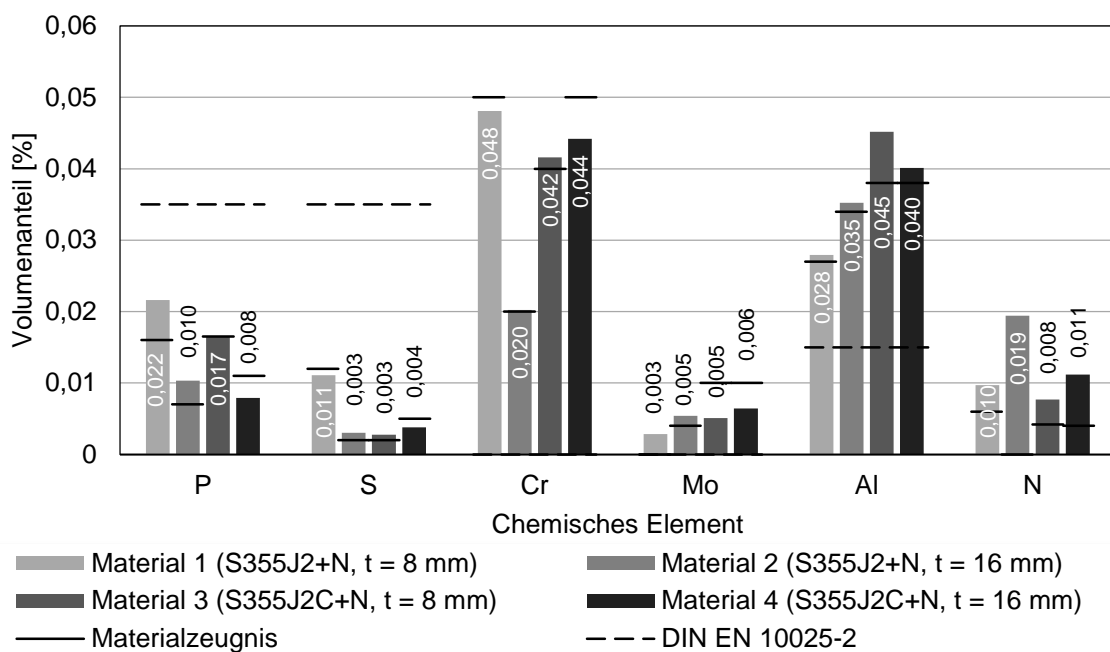


Abb. 5-8: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Phosphor, Schwefel, Chrom, Molybdän, Aluminium und Stickstoff - ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe

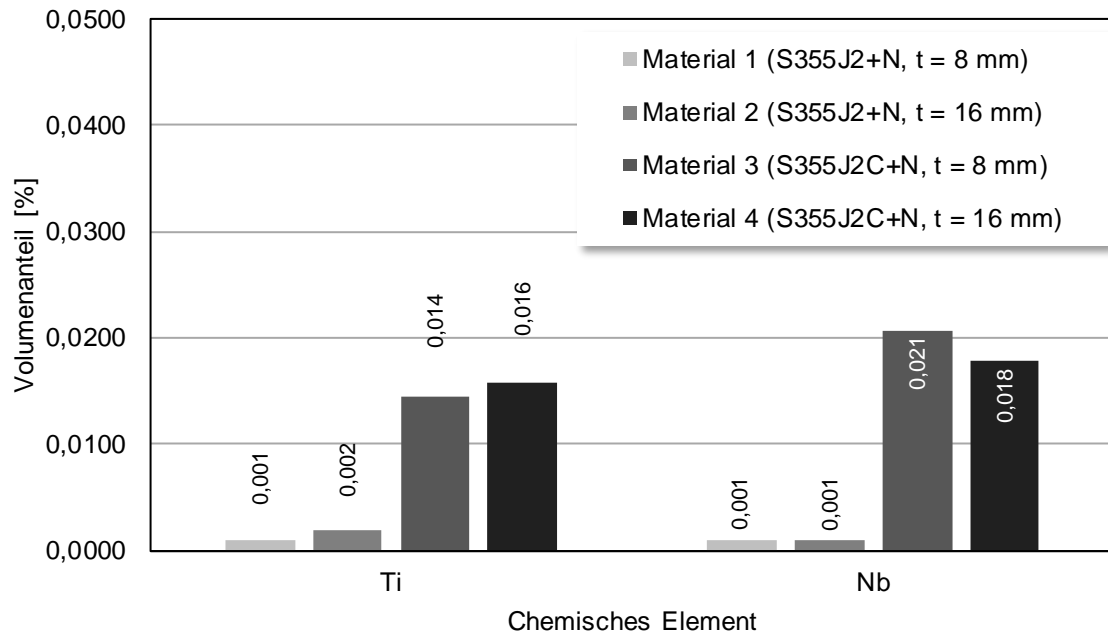


Abb. 5-9: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Titan und Niob - ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe

5.6 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

Durch Zugversuche wurden Festigkeitswerte in Längs- und Querrichtung ermittelt. Die ermittelten Streckgrenzen und Zugfestigkeiten bestätigten die Werte aus den Lieferzeugnissen und liegen im üblichen Bereich.

Die Auswertung von Gefügebildern an Makroschliffen zeigt ein für unlegierten Baustahl typisches ferritisch-perlitisches zeiliges Gefüge. Die Ermittlung der Korngröße zeigt, dass bei den Materialien von einem feinkörnigen Gefüge ausgegangen werden kann. Durch das Kaltrecken der Materialproben haben sich in Reckrichtung erwartungsgemäß die Körner vergrößert. Durch die anschließende Wärmebehandlung konnte nur teilweise eine Vergrößerung der Körner festgestellt werden.

Des Weiteren wurden an den Materialproben Härtewerte ermittelt. Erwartungsgemäß hat mit steigendem Kaltumformgrad die Härte zugenommen. Allerdings konnte durch die Wärmebehandlung kein nennenswertes Absinken der Härtewerte beobachtet werden. Somit wurde die Kaltverfestigung nicht durch die Wärmebehandlung abgebaut. Durch die Umrechnung der Härtewerte in Zugfestigkeiten wurde ein direkter Zusammenhang zur erwarteten Kaltverfestigung hergestellt.

Die chemische Analyse der einzelnen Materialien zeigt, dass bei den Stählen, die mit der Eignung zum Kaltumformen ausgezeichnet waren, der Kohlenstoffgehalt niedrig war. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche in Kapitel 6 bestätigen, dass ein niedriger Kohlenstoffgehalt auf einen steilen Übergangsbereich in der $K_V - T$ Kurve hindeutet. Durch den hohen Anteil von Aluminium wurde bei allen Stählen der Stickstoff gebunden. Die weiteren chemischen Anteile zeigen keine besonderen Auffälligkeiten.

6 Kerbschlagbiegeversuche

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. Abb. 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. Abb. 6-1 a, b). Bei Blechdicken $t < 10$ mm müssten die Proben um 90° gedreht und die Probenbreite reduziert werden (Untermaßprobe), vgl. Abb. 6-1 b). Bei solchen Proben würde der Dehnungsverlauf im Kerbgrund variieren. Für die eigenen durchgeführten Untersuchungen im kaltumgeformten Bereich wurden - wie in Kapitel 3 erläutert - 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. Abb. 6-1 c).

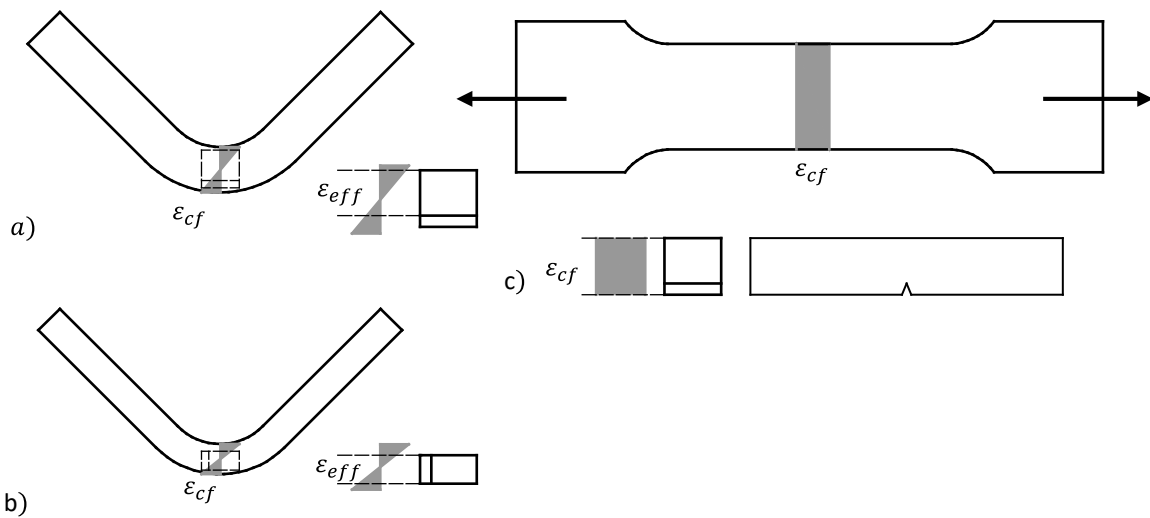


Abb. 6-1: Anordnung von Kerbschlagbiegeproben im Biegeradius und der Dehnungsverteilung über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeprobe

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. Abb. 6-1. Aus den 16 mm dicken Blechen wurden Normalproben (10 mm x 10 mm) nach DIN ISO 148 [35] 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 2.8.3. Durch die hier dargestellte $K_V - T$ Kurve werden nur die Mittelwerte ohne die Streuung abgebildet. Bei der Ermittlung der $K_V - T$ Kurve wurde davon ausgegangen, dass die Hoch- und Tieflagen temperaturunabhängig sind. 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. Abb. 6-2 zeigt die $K_V - T$ Kurve für die Materialprobe M.355-4.16.1-1. Alle weiteren Kerbschlagbiegeversuche sind ausführlich im Anhang B 14.4 - 14.7 dokumentiert.

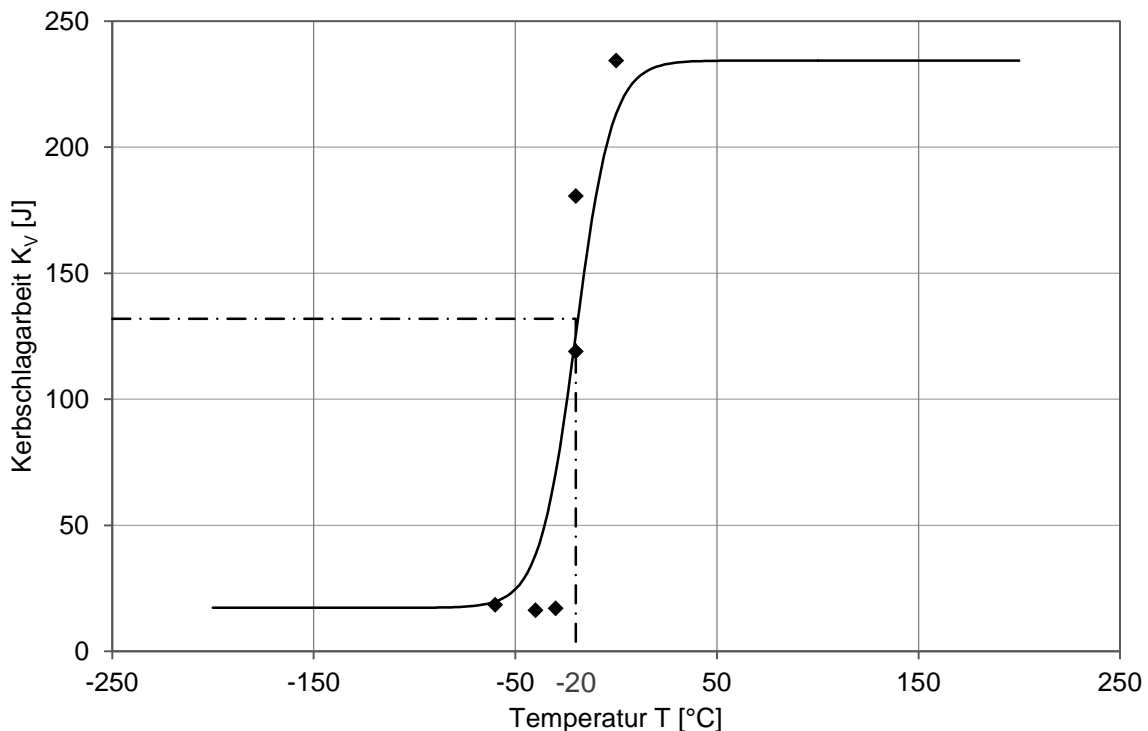


Abb. 6-2: $K_V - T$ Kurve, Material 4

Um die Verschiebung der $K_V - T$ Kurve aus den materialverändernden Fertigungsschritten im Übergangsbereich eindeutig beschreiben zu können, wird im Nachfolgenden die Übergangstemperatur bei 27J 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 ebenfalls im Anhang B 14.8 dargestellt.

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 [49; 62] auf das Niveau einer Normalprobe umgewertet. In Abb. 6-3: Definition der Verschiebungsparameter ΔT_{aa} , ΔK_{V-20} und ΔT_{27J} 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 [52] 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

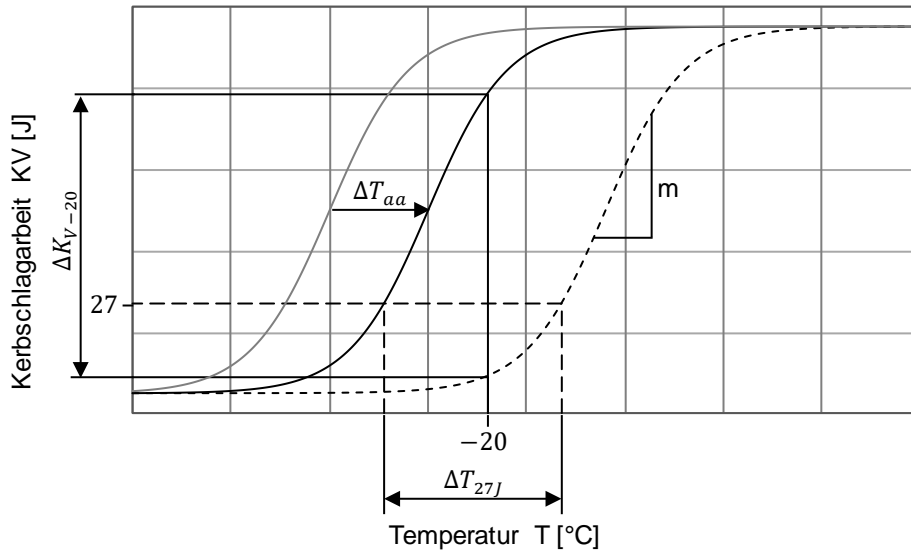


Abb. 6-3: Definition der Verschiebungsparameter ΔT_{aa} , ΔK_{V-20} und ΔT_{27J} bei $K_V - T$ Kurven

Wie in [27] 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.

Abb. 6-3 zeigt die Definition der Parameter, durch die die Lage der $K_V - T$ Kurve für die kaltgereckten und kaltgerecht + 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 eigener Untersuchungen

6.2.1 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 112 J gemessen. Die Kerbschlagarbeit am Grundmaterial wurde durch Untermaßproben mit $w = 7,5\text{ mm}$ ermittelt und prozentual nach DIN EN 10025-1 [52] umgewertet. Nach der Umwertung liegt die Kerbschlagarbeit bei 140 J . Die Kerbschlagarbeit liegt um 44 J höher als der im Lieferzeugnis angegebene Wert. Durch das Kaltrecken wird die $K_V - T$ Kurve erwartungsgemäß zu höheren Temperaturen hin verschoben, vgl. Abb. 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 Übergangsbereiches bereits der Tieflage an.

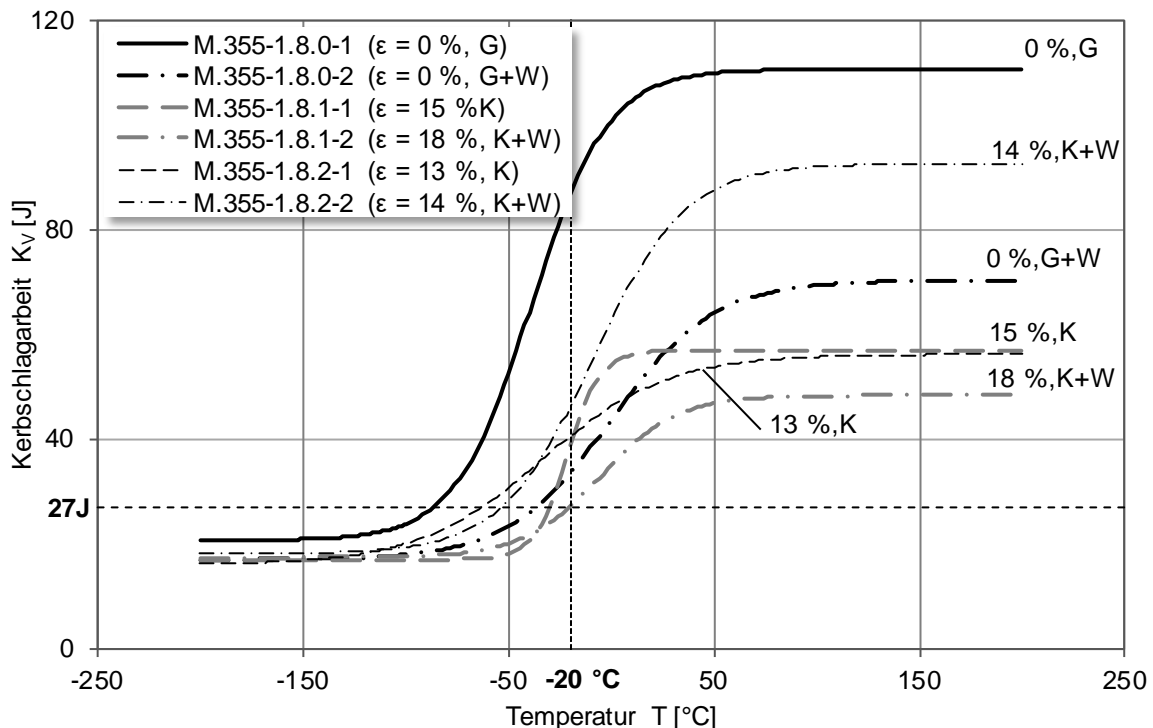


Abb. 6-4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 1 (S355J2+N, $t = 8\text{ mm}$)

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 14-1. Durch die Verschiebung des Übergangsbereiches liegt bei allen $K_V - T$ Kurven die 27 J -Grenze in der Nähe der Tieflage,

vgl. Tabelle 6-1 und Tabelle 14-2. Es zeigt sich, dass die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J weit über dem nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwarteten Bereich liegt, vgl. Tabelle 6-1. Die Kerbschlagarbeit bei -20 °C liegt bei allen Materialzuständen knapp über 27 J.

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

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ϵ	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_{27J}	Nach DIN EN 1993- 1-10 [11] erwartete Verschiebung $3 * \epsilon$
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				

6.2.2 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 41 J über der im Lieferzeugnis angegebenen Kerbschlagarbeit. Die $K_V - T$ Kurve in Abb. 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. Anhang B Tabelle 14-3. Die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J liegt über dem nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwarteten Bereich.

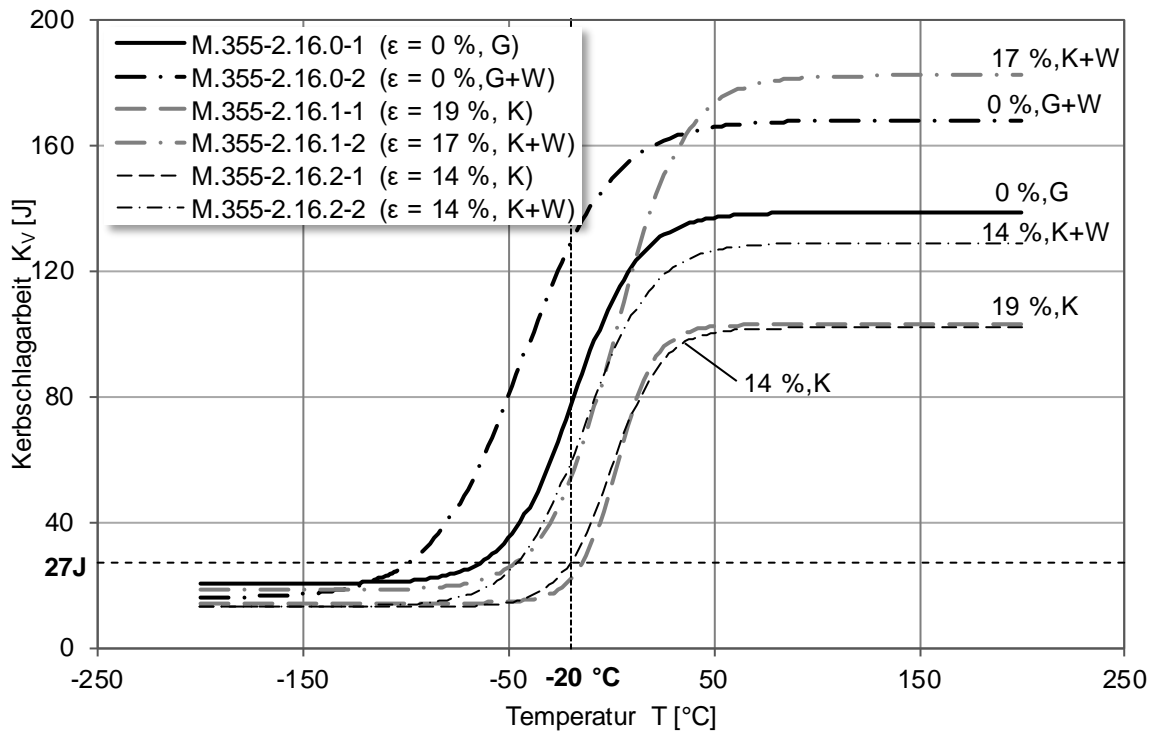


Abb. 6-5: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

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. Anhang B Tabelle 14-4.

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

Verskörper-Bezeichnung	Material-zustand	Dehnung ε	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_{27J}	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] 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				

6.2.3 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche am Material 3

Die gemessene Kerbschlagarbeit am Material 3 (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. Abb. 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 14-5. 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 Tief lagen. 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 Tief lage erreicht ist vgl. Anhang B Tabelle 14-6. Die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J liegt im nach DIN EN 1993-1-10 [11; 11] erwarteten Bereich, vgl. Tabelle 6-3.

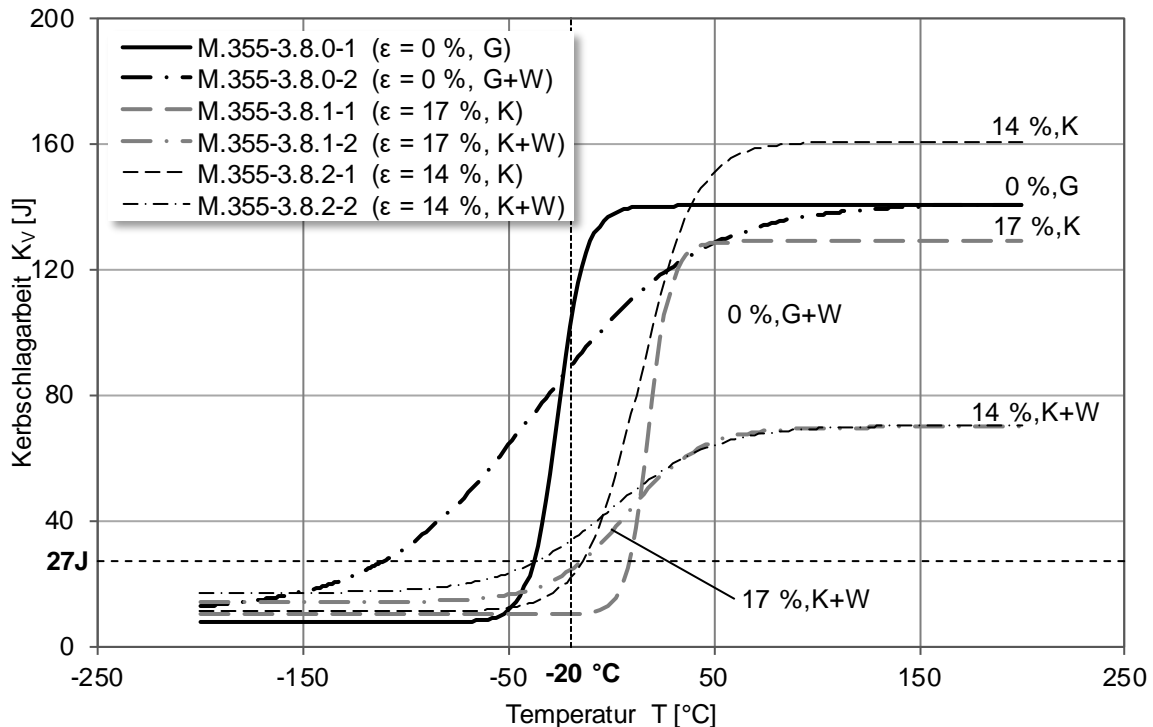


Abb. 6-6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 3 (S355J2C+N, $t = 8$ mm)

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

Verskörper-Bezeichnung	Material-zustand	Dehnung ε	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_{27J}	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
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

6.2.4 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. Die $K_V - T$ Kurve für das Grundmaterial zeigt einen relativ steilen Anstieg im Übergangsbereich, vgl. Abb. 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 14-8. Die Neigung der $K_V - T$ Kurven im Bereich der Übergangstemperatur ist durch das Kaltrecken nahezu unverändert, vgl. Anhang B Tabelle 14-7.

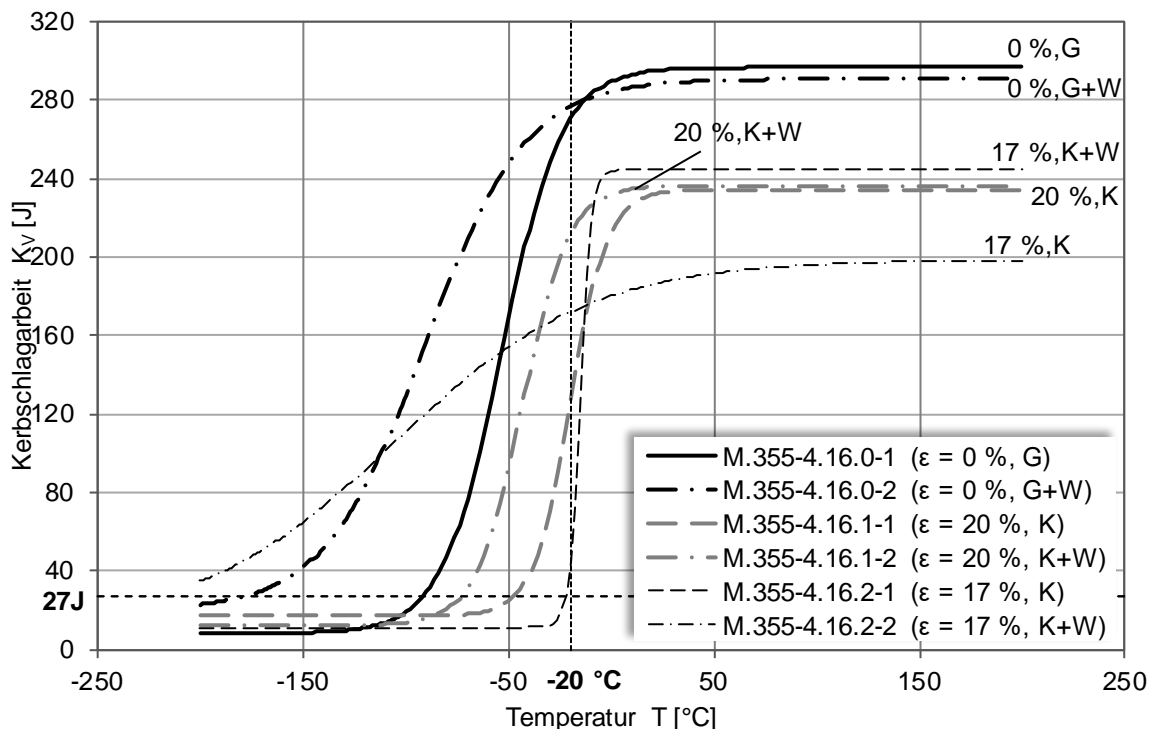


Abb. 6-7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)

Durch die Wärmebehandlung verschiebt sich die $K_V - T$ 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 6-4. 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.

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

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_{27J}	Nach DIN EN 1993- 1-10 [11] 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				

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

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 den Materialien 3+4 ein Parameter 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 [11] bei unlegierten Baustählen ausreichend abgebildet wird.

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 6-5.

Tabelle 6-5: Zusammenfassung der Auswirkung auf die Neigung im Übergangsbereich und auf die Hochlage

Material	Dehnung [%]	Materialzustand [-]	Hochlage	Neigung [m]
1 S355J2+N t = 8 mm	0	G+W	↓↓	↓
	15	K	↓↓↓	=
	13	K	↓↓↓	↓
	18	K+W	↓↓↓	↓
	14	K+W	↓	=
2 S355J2+N t = 16 mm	0	G+W	↑	=
	19	K	↓↓	=
	14	K	↓↓	=
	17	K+W	↑↑	=
	14	K+W	↓	=
3 S355J2C+N t = 8 mm	0	G+W	=	↓
	17	K	↓	=
	14	K	↑	=
	17	K+W	↓↓	↓
	14	K+W	↓↓	↓
4 S355J2C+N t = 16 mm	0	G+W	=	↓
	20	K	↓	=
	17	K	↓	=
	20	K+W	↓	=
	17	K+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 Abb. 6-8 und Abb. 6-10. Zum Vergleich ist in diesem Diagramm auch die zu erwartende Verschiebung nach DIN EN 1993-1-10 [11] mit $3 * \varepsilon_{cf}$ bei Kaltumformung, ausgehend von der Lage der $K_V - T$ Kurve im Lieferzustand, dargestellt.

Es zeigt sich, dass mit zunehmender plastischer Dehnung bei den 8 mm dicken Blechen die Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen hin verschoben wird, vgl. Abb. 6-8. 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 Abb. 6-9. 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.

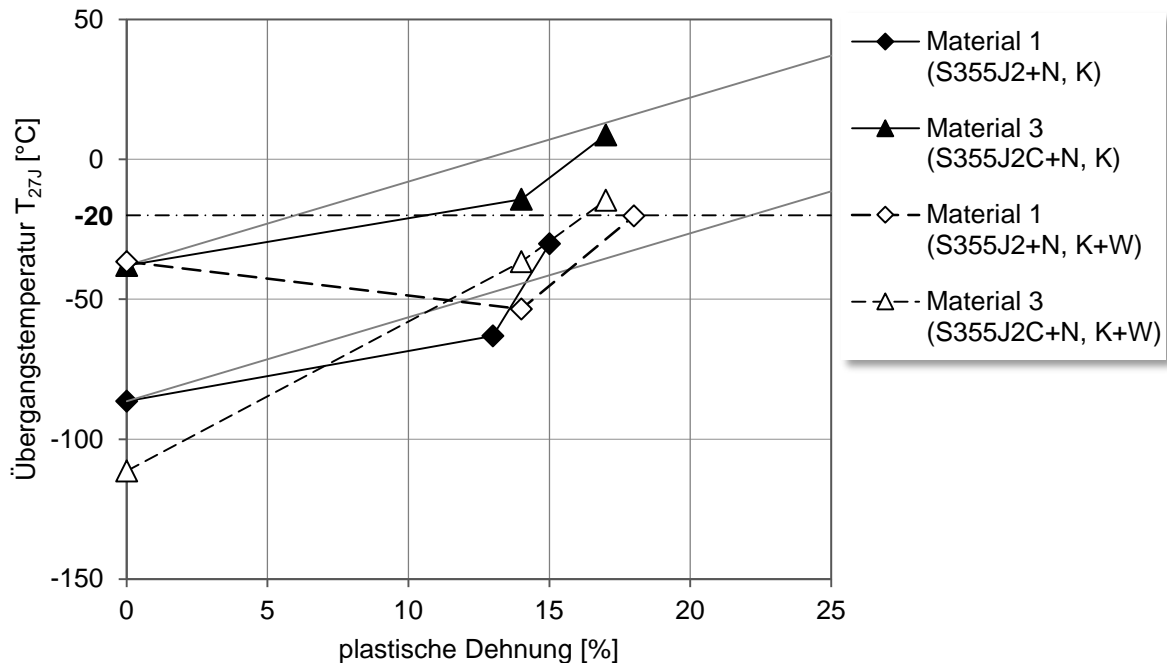


Abb. 6-8: Übergangstemperatur bei 27 J, ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der $K_V - T$ Kurve für $t = 8\text{ mm}$

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 [11]. 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.

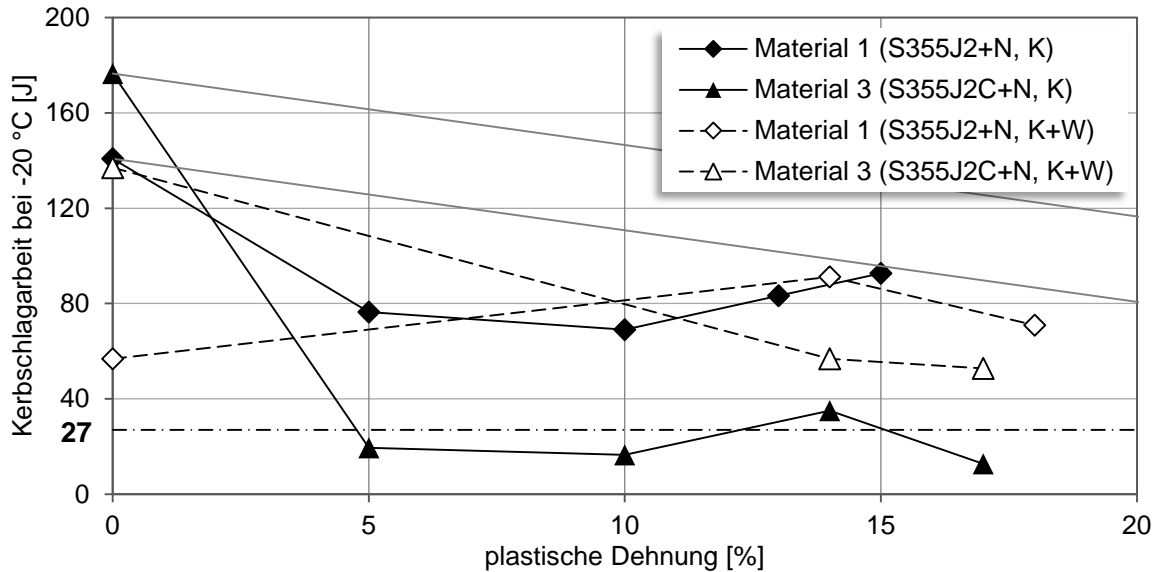


Abb. 6-9: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 8 \text{ mm}$

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 [11] 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. Abb. 6-10. Bei der Kombination des Kaltreckens 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.

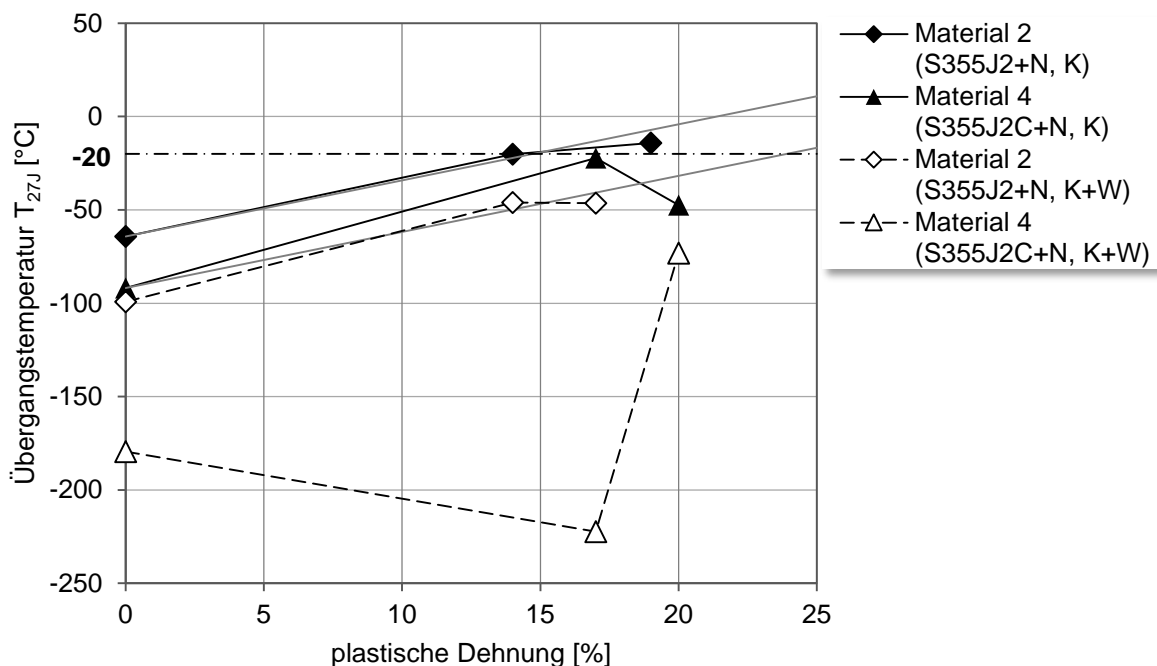


Abb. 6-10: Übergangstemperatur bei 27 J ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der $K_V - T$ Kurve für $t = 16 \text{ mm}$

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 Abb. 6-11. 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. Ein Bewertung der Ergebnisse erfolgt in Abschnitt 6.6.

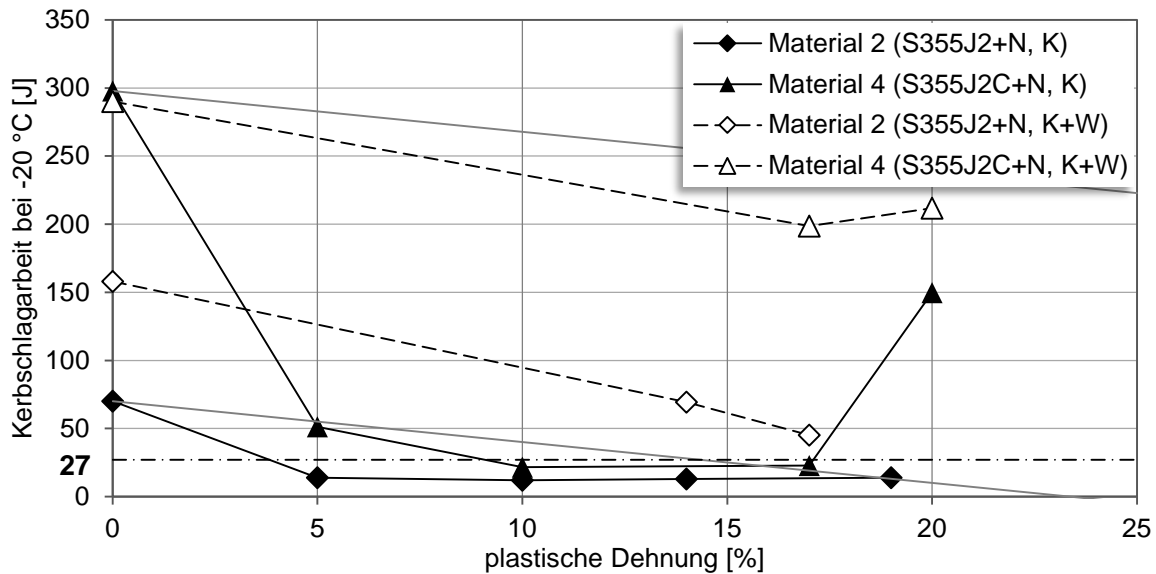


Abb. 6-11: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 16\text{ mm}$

6.3 Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am thermomechanisch gewalzten Stahl S355MC [9]

Zur Charakterisierung der Einflüsse aus Kaltumformen und Schweißen auf warmgewalztes Stahlband - u.a. auf die Kerbschlagarbeit - wurden von der Voestalpine Stahl GmbH intern Untersuchungen [9], durchgeführt. Die Entnahme der Versuchskörper aus einem S355MC $t = 8\text{ mm}$ erfolgte quer zur Warmwalzrichtung. Das Kaltumformen wurde als Kaltwalzen in einem Simulator ausgeführt. Es wurden unterschiedliche Verformungsgrade (5, 10, 20 und 33%) in Proben aus Warmband eingepreßt. Somit wurde nicht wie bei den eigenen Versuchskörpern eine plastische Dehnung durch Zugspannungen eingebracht, sondern durch Druckspannungen. Es kann davon ausgegangen werden, dass durch den Kaltwalzprozess über dem gesamten Probequerschnitt eine gleichmäßige Dehnungsverteilung vorlag. Anschließend wurden ein Teil der kaltumgeformten Versuchskörper und eine Referenzprobe künstlich im Ofen bei 250 °C gealtert. An einem weiteren Teil der Versuchskörper wurde eine Wärmebehandlung auf einem Schweißsimulator durchgeführt, um die einzelnen Bereiche der WEZ abzubilden. Als Referenz wurde an einem unverformten Versuchskörper ebenfalls eine Wärmebehandlung durchgeführt. Die Wärmebehandlung auf dem Schweißsimulator entspricht der gleichen Vorgehensweise wie die Wärmebehandlung auf der *Gleeble*-Anlage bei den eigenen Versuchen.

Für Untersuchungen der mechanisch technologischen Eigenschaften wurden aus den Versuchskörpern Proben für Härtemessungen, Kerbschlagbiegeversuche, Zugversuche und zur Bestimmung der Gefügestände entnommen. Hier werden nur die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche betrachtet.

Das Alterungsverhalten des Warmbandes wurde für jeden einzelnen Dehnungszustand durch mehrere Kerbschlagbiegeversuche bei unterschiedlichen Temperaturen untersucht. Die einzelnen Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche und die Auswertung der $K_V - T$ Kurven sind in Anhang C für alle Zustände dargestellt. Der Vergleich der einzelnen $K_V - T$ Kurven zeigt, dass mit zunehmender Kaltumformung die Hochlage absinkt und ab 20% Dehnung die Übergangskurve abflacht, siehe Abb. 6-12.

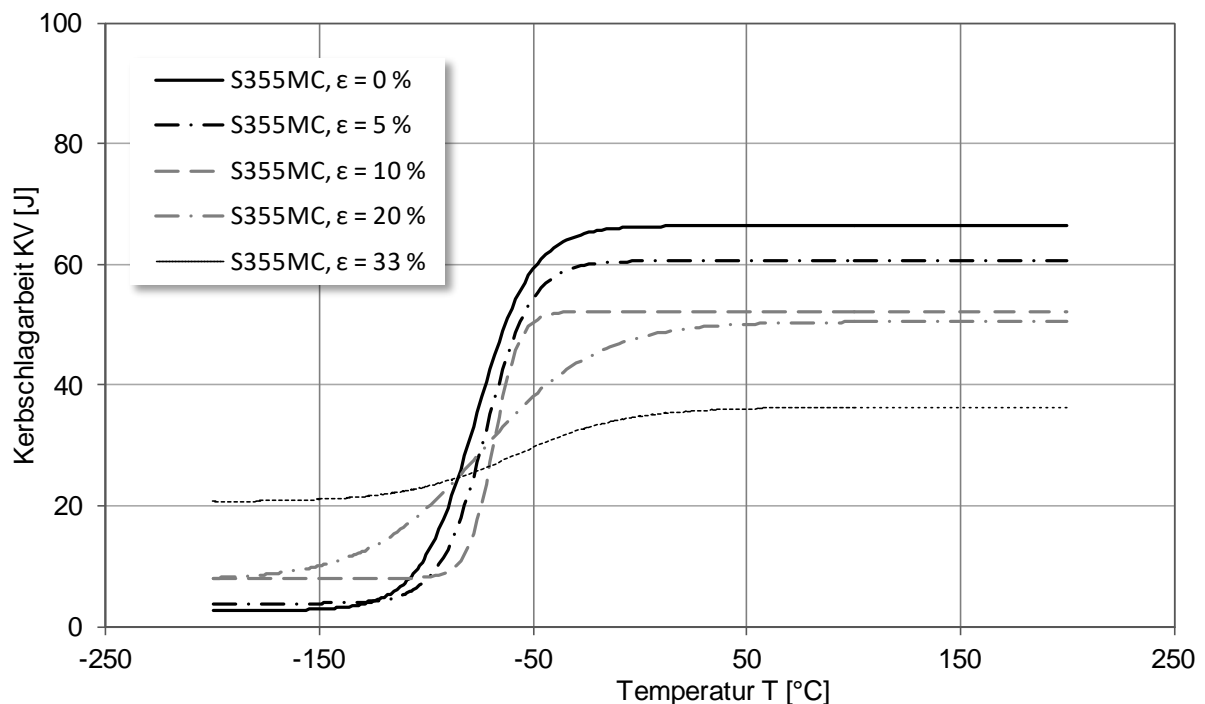


Abb. 6-12: $K_V - T$ Kurven ermittelt am S355MC für die einzelnen Dehnungszustände

Weitere kaltumgeformte Proben wurden bei 250°C jeweils 30 min und 60 min gealtert. Es zeigt sich, dass bei dem untersuchten Stahl sowohl durch das Kaltumformen als auch durch das künstliche Altern keine signifikante Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 stattfindet, siehe Abb. 6-13. Zur Definition der Übergangstemperatur vgl. Abb. 2-43.

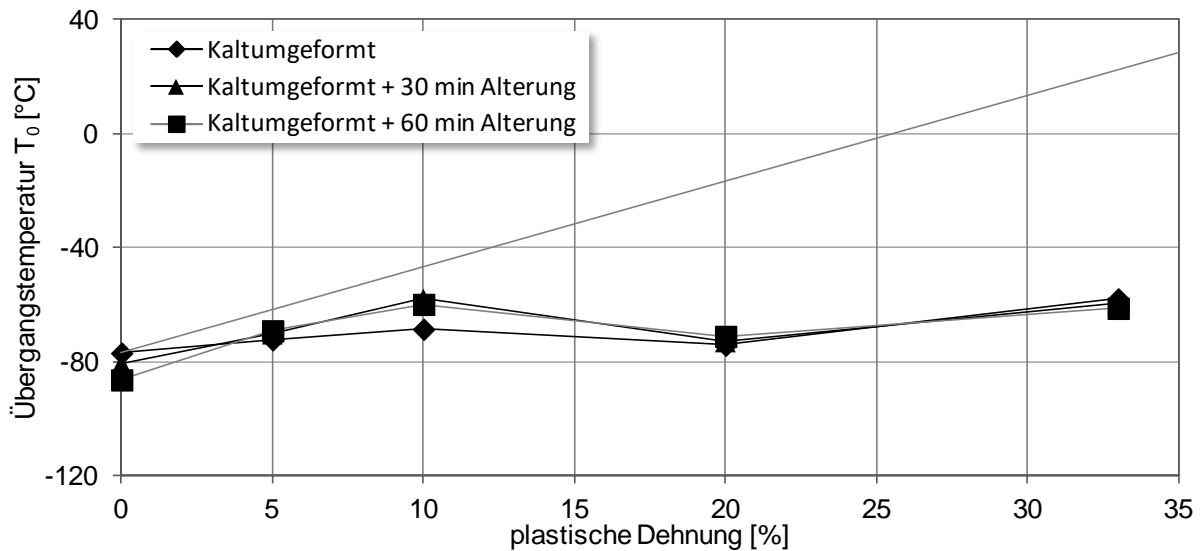


Abb. 6-13: Übergangstemperatur T_0 ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten und künstlich gealterten Proben aus S355MC mit Darstellung der erwarteten Verschiebung nach DIN EN 1993-1-10 [11]

Zur Untersuchung des Einflusses der Wechselwirkung zwischen Kaltumformen und dem Einfluss der Schweißwärme wurden kaltumgeformte Proben wärmebehandelt. Hier wurde als Parameterfeld eine typische Einlagenschweißung mit einer Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C ($t_{8/5}$) von 10 sec. gewählt. Es wurden Temperaturzyklen mit einer Aufheizrate von 2 sec. und Spitzentemperaturen von 350, 450, 550, 800, 950, und 1300 °C simuliert.

Die Ergebnisse zeigen, dass bis 5 % Kaltumformung unterhalb einer Spitzentemperatur bis 800 °C kein wesentlicher Einfluss auf die Übergangstemperatur durch die Schweißwärme vorliegt, siehe Abb. 6-14. Es ist zu beobachten, dass gleichzeitig die Hochlage absinkt und die Neigung im Übergangsbereich nahezu konstant bleibt. Mit zunehmendem Umformgrad flachen die Kurven im Übergangsbereich ab, und die Hochlage sinkt weiter ab, siehe Abb. 2-29.

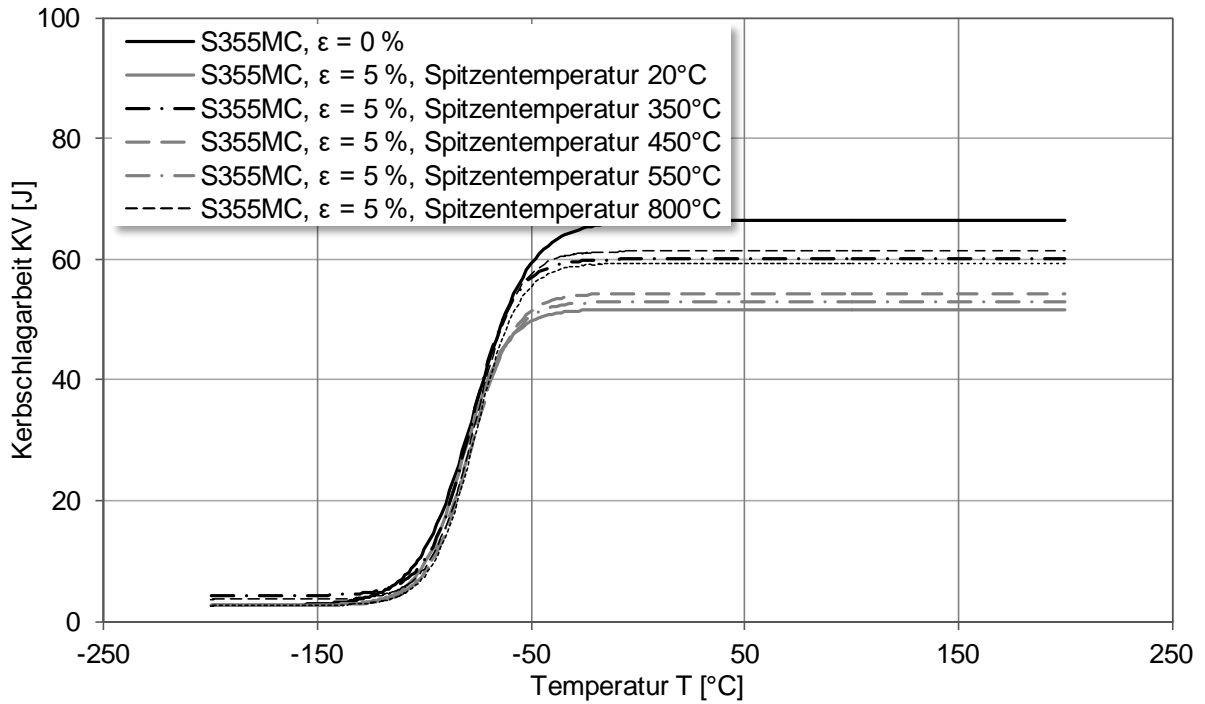


Abb. 6-14: $K_V - T$ Kurven nach der physikalischen Schweißsimulation mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen bei 5 % Kaltumformung

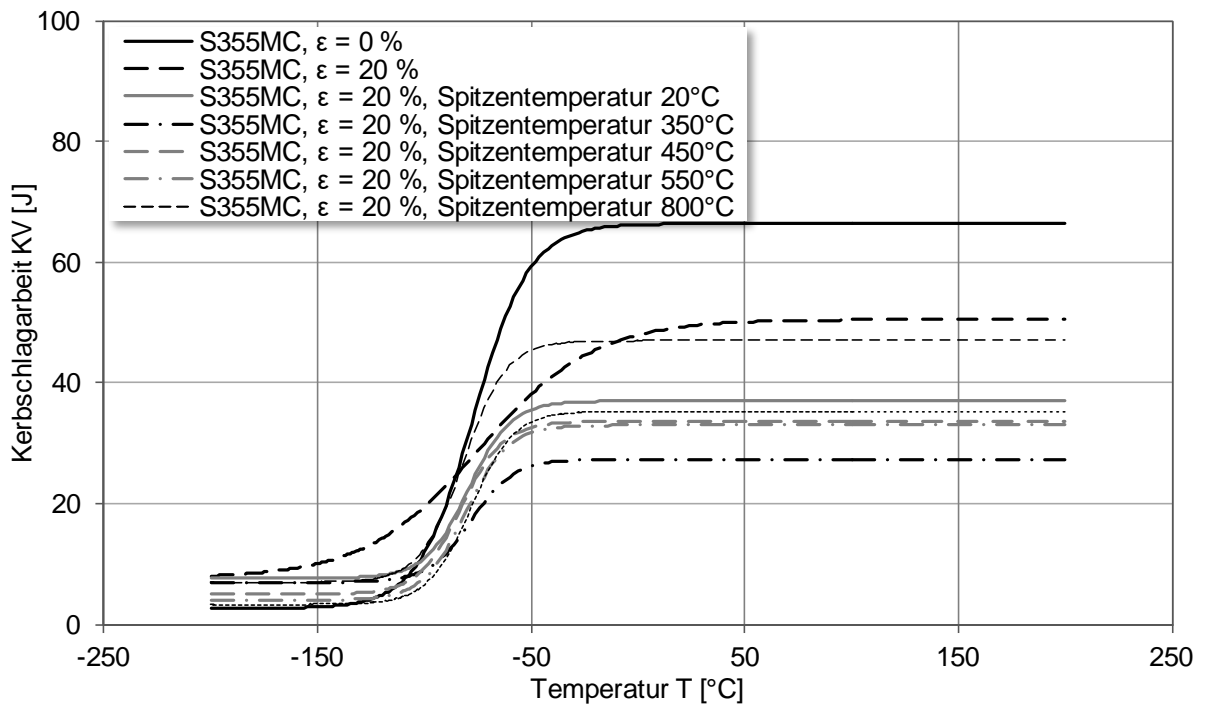


Abb. 6-15: $K_V - T$ Kurven nach der physikalischen Schweißsimulation mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen bei 20 % Kaltumformung

Die Auswertung der Übergangstemperatur T_0 zeigt, dass keine nennenswerte Verschiebung durch die Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen stattfindet, siehe Abb. 6-16. Die Übergangstemperatur T_0 ist in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für die untersuchten Spitzentemperaturen nahezu gleichbleibend.

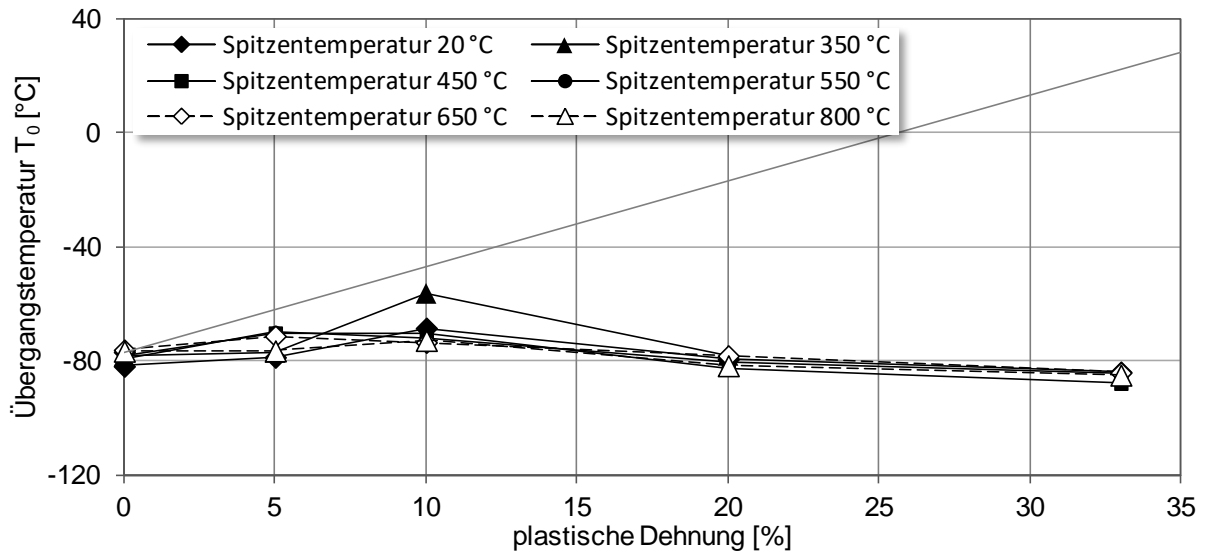


Abb. 6-16: Übergangstemperatur T_0 in Abhängigkeit vom Kaltumformgrad bei kaltumgeformten und physikalisch schweißsimulierten Proben

Wie bereits bei der Betrachtung der $K_V - T$ Kurven ersichtlich ist, sinkt mit Zunahme der plastischen Dehnung die Hochlage ab. Da der Übergangsbereich außerhalb des Messwertes bei -40 °C liegt, hat das Absinken der Hochlage einen direkten Einfluss auf die Kerbschlagarbeit. Die gemessene Kerbschlagarbeit bei -40 °C sinkt bei allen Versuchen nicht unterhalb von 27 J , siehe Abb. 6-17 und Abb. 6-18. Ein Bewertung der Ergebnisse erfolgt in Abschnitt 6.6.

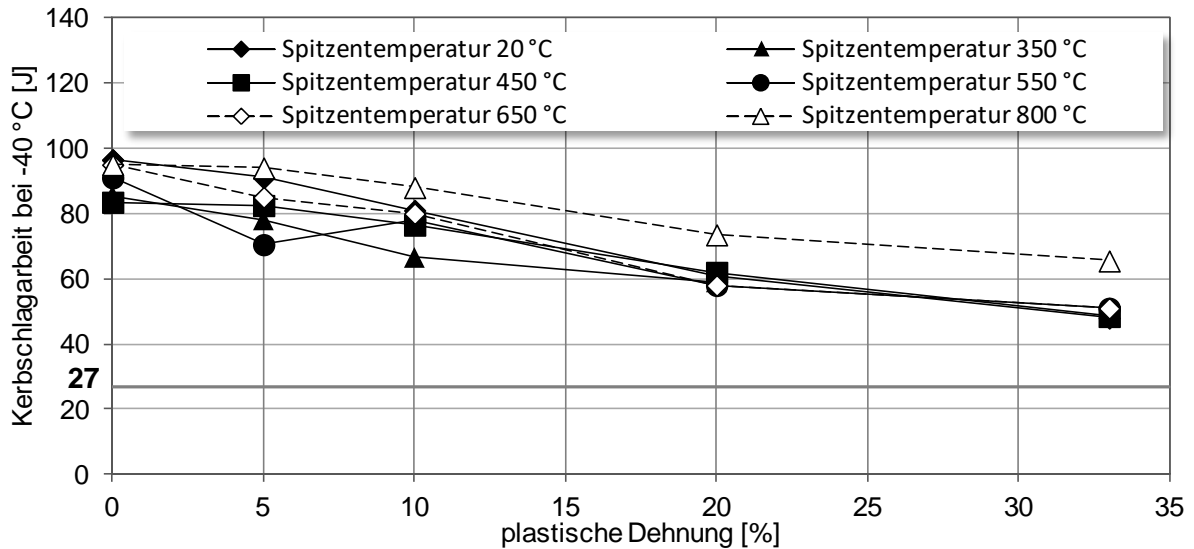


Abb. 6-17: Gemessene und auf Normprobe umgewertete Kerbschlagarbeit bei -40 °C in Abhängigkeit vom Kaltumformgrad bei kaltumgeformten und physikalisch schweißsimulierten Proben

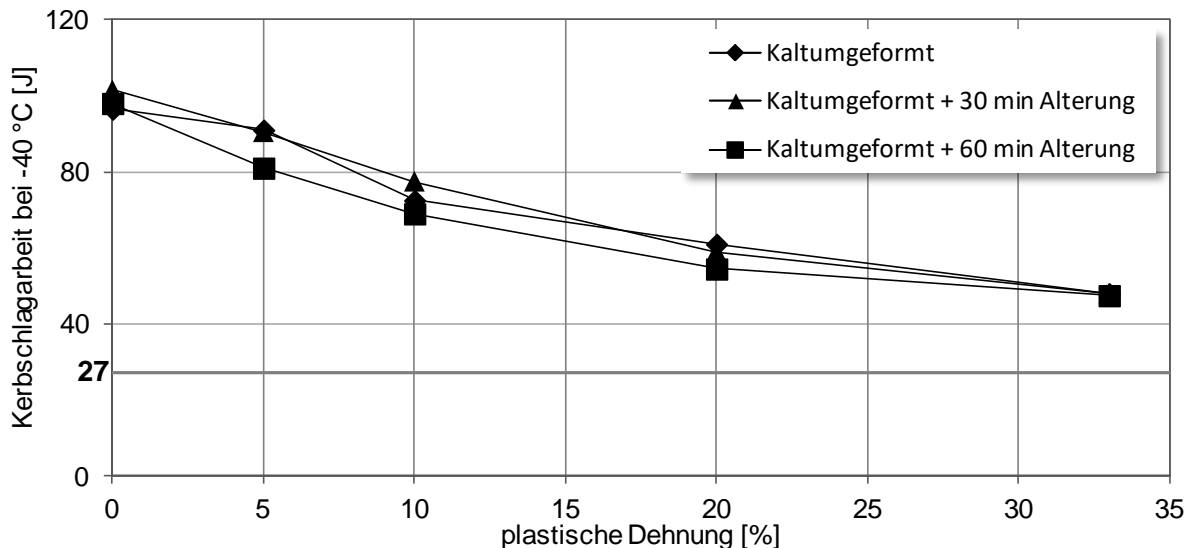


Abb. 6-18: Gemessene und auf Normprobe umgewertete Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten und künstlich gealterten Proben aus S355MC

6.4 Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen an Blechen aus ausgewählten Quellen

Im Forschungsprojekt P645 [30] wurden an 30 mm dicken Blechen Untersuchungen zum Sprödbruchverhalten an kaltgereckten und kaltgereckten + geschweißten Blechen durchgeführt. Es wurde jeweils ein unlegierter, ein Feinkornbaustahl und ein thermomechanisch gewalzter Baustahl untersucht. Die Kerbschlagbiegeproben wurden wie bei den eigenen Untersuchungen, siehe Kapitel 3, aus kaltgereckten Schulterproben entnommen. Für die Wärmebehandlung durch Schweißen wurde eine Auftragsnaht nach dem Kaltumformen auf die Versuchskörper aufgeschweißt. Die Kerbschlagbiegeproben wurden anschließend aus der WEZ unterhalb der Schweißnaht entnommen. Aus den bei unterschiedlichen Temperaturen ermittelten Kerbschlagarbeiten wurde analytisch jeweils eine $K_V - T$ Kurve ermittelt.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zeigen, dass durch das Kaltumformen eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen stattfindet, siehe Abb. 6-19. Die Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J findet bei allen Stählen im kaltumgeformten und kaltumgeformten + geschweißten Zustand statt. Die Verschiebung deckt sich mit der Annahme nach DIN EN 1993-1-10 [11; 33].

Beim untersuchten unlegierten Baustahl S355J2 sinkt die Kerbschlagarbeit bei -20 °C durch das Kaltrecken unterhalb der 27 J Grenze, vgl. Abb. 6-20. Infolge der Wärmebehandlung durch die Schweißwärme sinkt die Kerbschlagarbeit bei -20 °C ebenfalls ab.

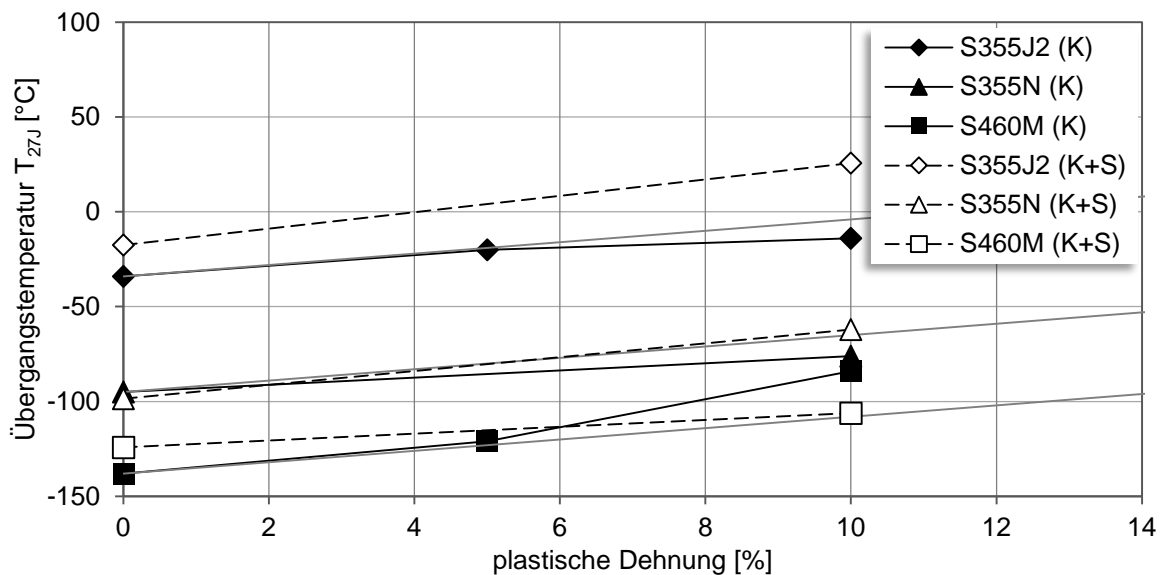


Abb. 6-19: Übergangstemperatur T_{27J} ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [30]

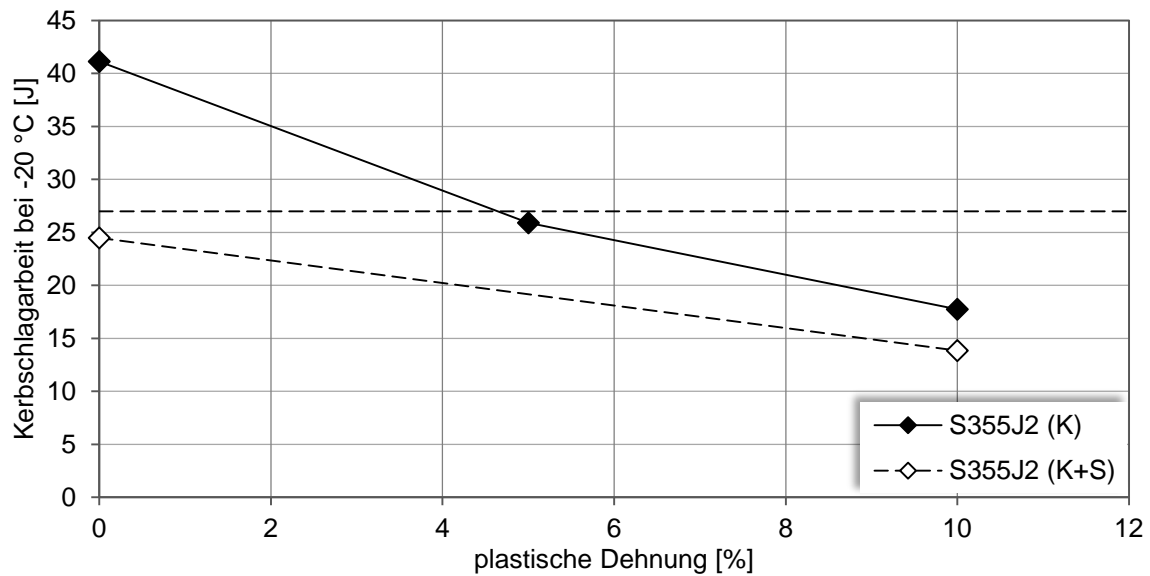


Abb. 6-20: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten + geschweißten Materialproben nach [30]

Beim untersuchten Feinkornbaustahl S355N und beim thermomechanisch gewalzten Baustahl S460M konnte kein oder nur ein sehr geringer Abfall der Kerbschlagarbeit bei -40 °C beobachtet werden, vgl. Abb. 6-21. Die Betrachtung der $K_V - T$ Kurven zeigt, dass sich trotz der Verschiebung der Übergangstemperatur der Werkstoff bei -40 °C noch in der Hochlage befindet und somit die Werte der Kerbschlagarbeit nahezu konstant bleiben.

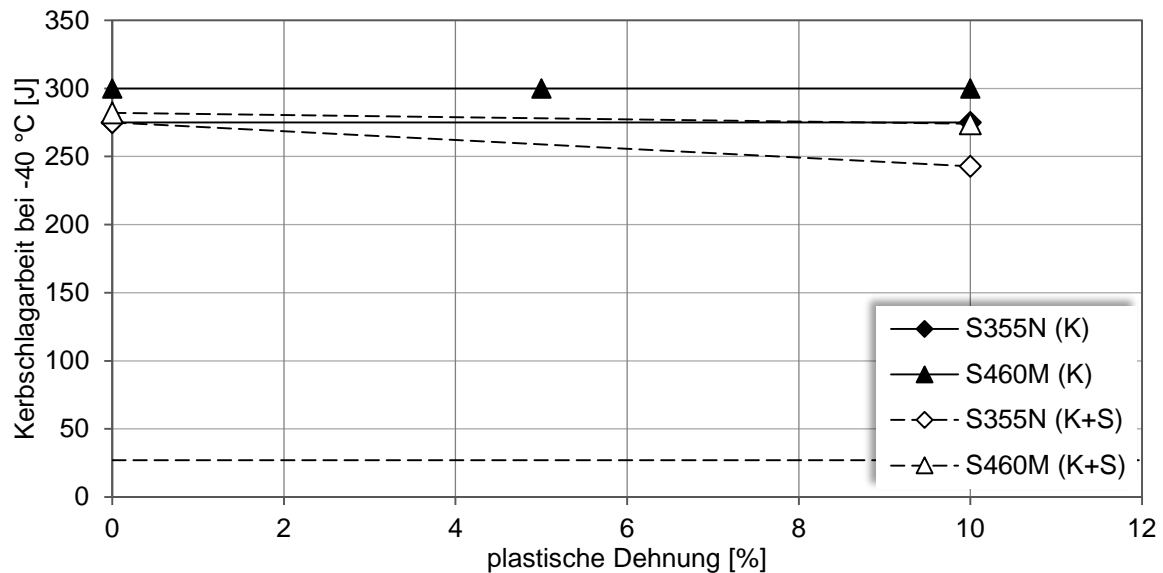


Abb. 6-21: Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten + geschweißten Materialproben nach [30]

In der Arbeit von Röhrs [42] wurden ausschließlich Feinkornbaustähle hinsichtlich ihres Verhaltens beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich untersucht. Die Proben für die Kerbschlagbiegeversuche wurden aus dem kaltumgeformten Bereich von biegeumgeformten Versuchskörpern entnommen. Somit lag bei diesen Proben über dem Querschnitt kein gleichmäßiger Dehnungs- und Wärmebehandlungszustand vor. Nachfolgend werden die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche aus dieser Arbeit diskutiert.

Die Ergebnisse zeigen, dass durch das Kaltumformen der einzelnen Materialien nur eine sehr geringe Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 eintrat, vgl. Abb. 6-22.

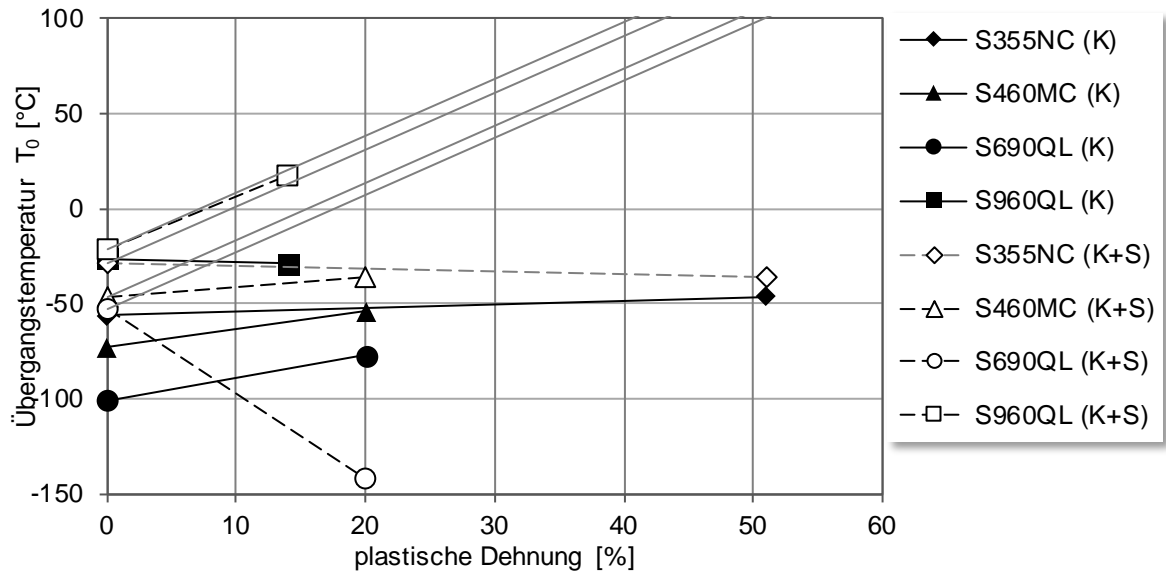


Abb. 6-22: Übergangstemperatur T_0 ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [42]

Auch die Kerbschlagarbeit bei -40 °C ist mit Ausnahme des Werkstoffes S460MC konstant, vgl. Abb. 6-23. Beim S460MC sinkt die Kerbschlagarbeit etwas ab und ist immer noch weit über der Grenze von 27 J, vgl. Abb. 6-23. Die Kerbschlagbiegeproben wurden an kaltgebogenen Blechen aus dem Biegeradius entnommen und weisen somit über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeprobe nicht an jeder Stelle die gleiche Dehnung auf [42].

Die Untersuchungen zur Auswirkung der Schweißwärme wurden ebenfalls an Kerbschlagbiegeproben durchgeführt, die aus der WEZ von real geschweißten, kaltumgeformten Blechen entnommen wurden. Hier zeigt sich, dass durch die Wärmebehandlung der Schweißwärme bei den Stählen S355NC und S460MC keine Verschiebung der Übergangstemperatur stattfindet, siehe Abb. 6-22. Beim S460MC kann ein Abfall der Kerbschlagarbeit bei -40 °C beobachtet werden, siehe Abb. 6-23. Beim S355NC steigt die Kerbschlagarbeit bei -40 °C wiederum an. Beim S690QL findet durch die Schweißwärme eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu niedrigeren Temperaturen statt. Die Kerbschlagarbeit bei -40 °C bleibt dabei nahezu konstant. Beim S960QL verschiebt sich die Übergangstemperatur durch die Schweißwärme zu höheren Temperaturen hin, und die Kerbschlagarbeit bei -40 °C bleibt konstant. Ein Einfluss der Kaltumformung ist bei beiden Stählen S690 und S960 nicht zu beobachten.

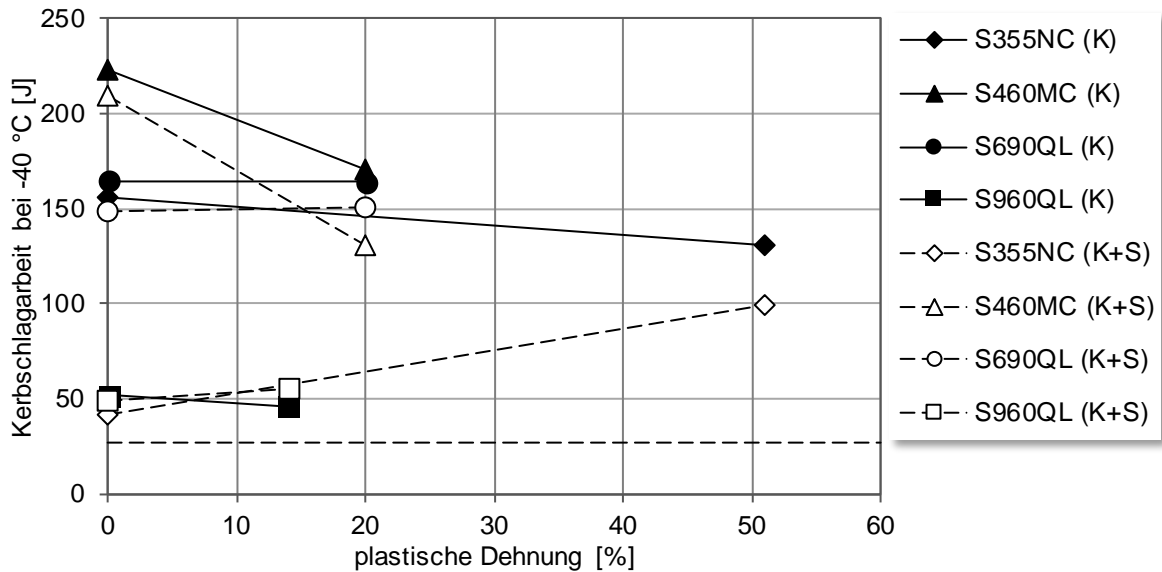


Abb. 6-23: Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [42]

6.5 Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen an Hohlprofilen

In [7; 45] wird eine Sammlung von Ergebnissen aus Kerbschlagbiegeversuchen an Hohlprofilen systematisch ausgewertet. Die Kerbschlagbiegeproben wurden aus den Eckbereichen und aus den geraden Abschnitten der kaltumgeformten Hohlprofile entnommen, siehe Abb. 6-24. Die untersuchten Wandstärken variieren von 8 mm bis 20 mm. Es wurden Kerbschlagbiegeversuche an Hohlprofilen aus den Stählen S275J2H, S355J2H, S460MLH ausgewertet. Teilweise wurden die Untersuchungen an Schweißnähten im Eckbereich durchgeführt. Wie in Abb. 6-24 dargestellt, wurde die Kerblage bei den Wandstärken, in denen eine Standardprobe keinen Platz gefunden hätte, um 90 ° gedreht. Bei geringen Wandstärken wurden Untermaßproben aus dem Eckbereich entnommen.

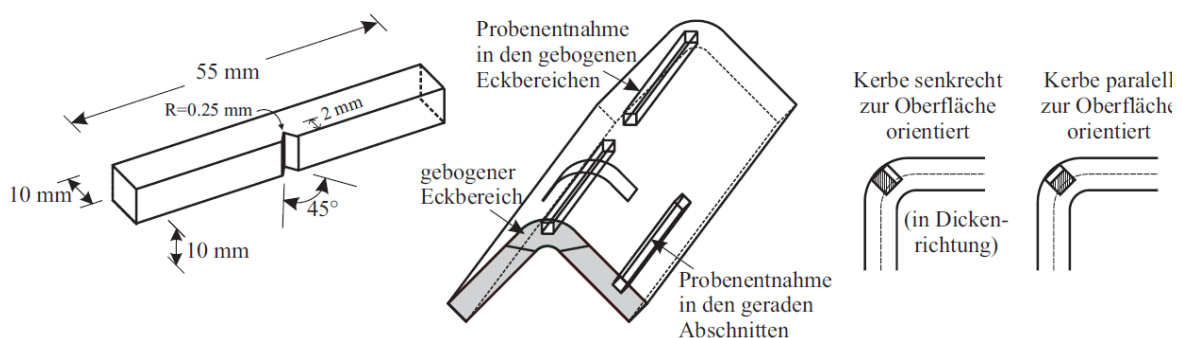


Abb. 6-24: Standardisierte Charpy-V-Kerbschlagprobe, Entnahmeposition und Orientierung [7]

Die Ergebnisse der $K_V - T$ Kurven wurden anhand der T_{27J} Temperatur ausgewertet. Die $K_V - T$ Kurven, die aus Untermaßproben ermittelt wurden, wurden mit einer Temperaturverschiebung im Übergangsbereich nach Formel (6.1) korrigiert. Die Effekte aus der Entnahmeposition und dem Dehnungsgradienten, (beides variiert über die Probe) wurden

durch Formel (6.2) korrigiert. Die Korrektur wird konservativ mit $\Delta T_{DCF} = 3 * DCF$ abgebildet. Dabei ist DCF definiert als $\Delta\varepsilon$ wie in Abb. 6-25 dargestellt.

$$\Delta T_{pos} = 3 * \Delta\varepsilon = 3 * (\varepsilon_{eff} - \varepsilon_{pos}) \quad (6.2)$$

$$\varepsilon_{pos} = \frac{\varepsilon_{pl}}{2} * \left| \frac{t}{2} - z_e \right|$$

$$z_e = \sim 0,5 + \frac{w}{2}$$

Gilt für Proben nach Abb. 6-25a)

$$z_e = \sim 0,5 + c + \frac{h - c}{2}$$

Gilt für Proben nach Abb. 6-25b)

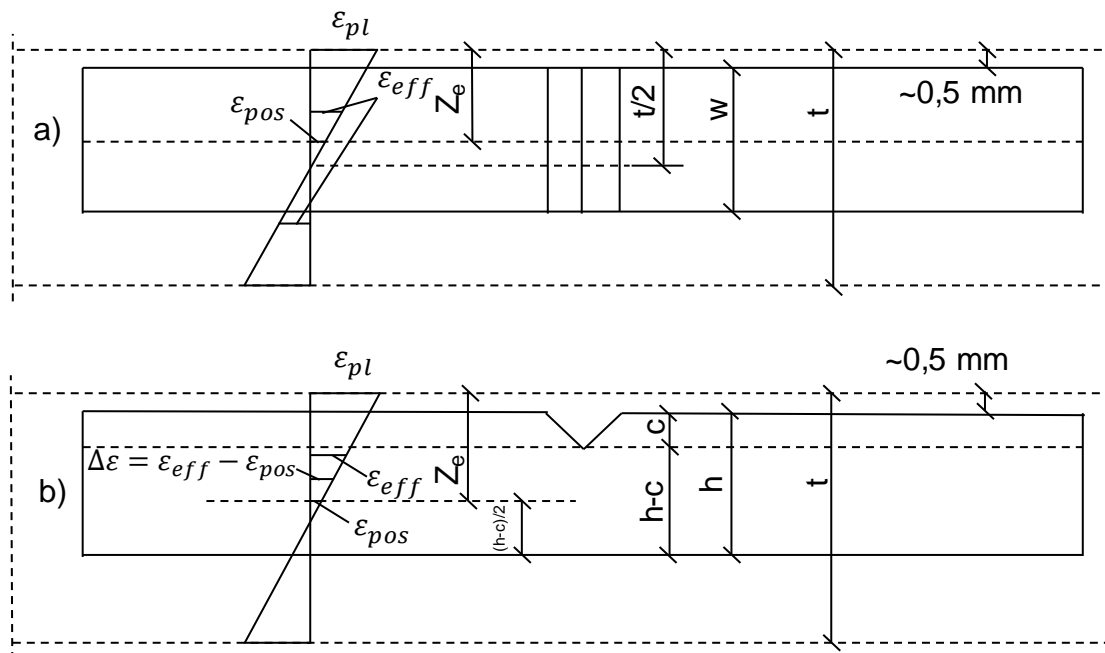


Abb. 6-25: Definition von $\Delta\varepsilon$ in Gl. (6.2)

Es wurde angenommen, dass alle Hohlprofile im Universal-Forming-Prozess hergestellt wurden, siehe Abb. 6-26. Beim Universal-Forming-Prozess wird im ersten Schritt aus warmgewalztem Blechmaterial durch einen kontinuierlichen Kaltwalzprozess ein rundes Rohr hergestellt. Durch eine Schweißnaht wird während des Prozesses das Blech an den Kanten zu einem geschlossenen Rohr verbunden. Im zweiten Produktionsschritt werden die runden Rohre zu eckigen Hohlprofilen umgeformt. Durch diese Produktion hat auch in den geraden Randbereichen eine Kaltumformung stattgefunden. Für den Eckbereich wird die Temperatur T_{27J} nach Formel (6.3) korrigiert. Im geraden Bereich erfolgt die Korrektur nach Formel (6.4). Es wurde davon ausgegangen, dass im geraden Bereich die Proben oberflächennah entnommen wurden und somit die Korrektur um ΔT_{pos} entfallen kann.

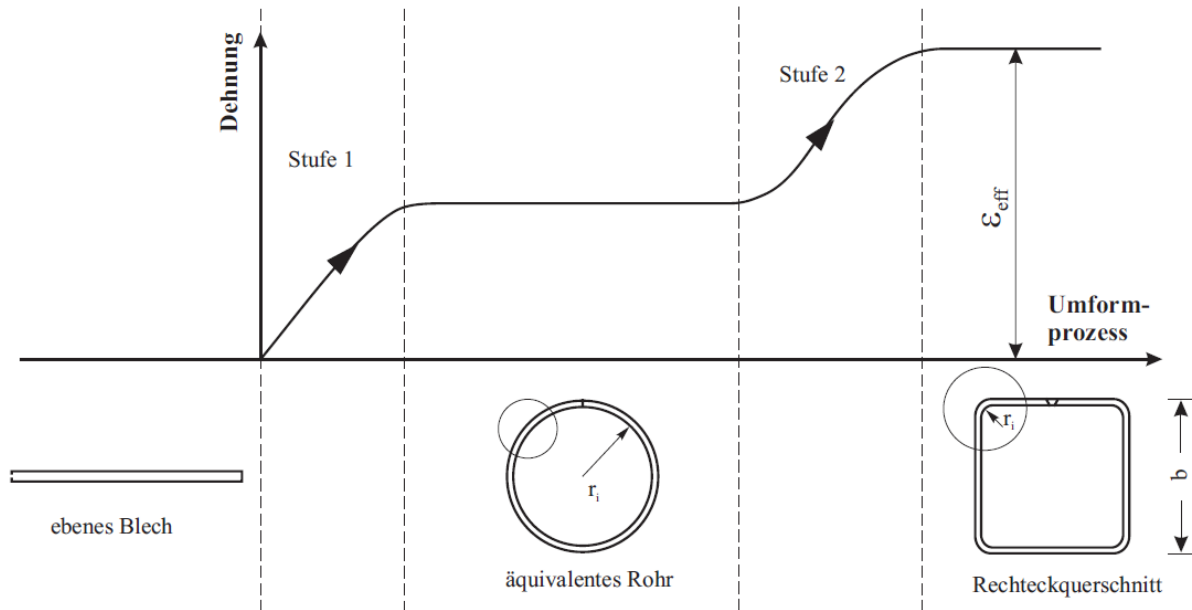


Abb. 6-26: Schritte der Kaltumformung in den gebogenen Eckbereichen rechteckiger Hohlprofile beim Universal-Forming-Prozess

$$T_{27J,bent,corr} = T_{27J,bent} + \Delta T_{pos} + \Delta T_{ss} \quad (6.3)$$

$$T_{27J,plane,corr} = T_{27J,plane} - \Delta T_{cf} + \Delta T_{ss} \quad (6.4)$$

ΔT_{pos} ... Temperaturverschiebung infolge der Entnahmeposition und dem Dehnungsgradienten

ΔT_{ss} ... Temperaturverschiebung infolge von Untermaßproben

ΔT_{cf} ... Temperaturverschiebung infolge einer Kaltumformung

$T_{27J,bent}$... T_{27} für die kaltumgeformte Eckbereiche

$T_{27J,plane}$... T_{27} für die ebenen Querschnittsbereiche

Die korrigierten $T_{27J,plane,corr}$ Werte wurden zur (als) Abschätzung der T_{27J} Werte des Ausgangsmaterials vor dem Kaltumformprozess herangezogen. Die $T_{27J,bent,corr}$ gelten als Abschätzung der Kerbschlagarbeit im kaltumgeformten Eckbereich. Die berechneten Werte stehen somit im Einklang mit DIN EN 1993-1-10 [11], da die Beziehung zu T_{27J} gegeben ist. In Abb. 6-27 wurden die korrigierten T_{27J} Werte für den Eckbereich und die für den geraden Bereich in einem Diagramm aufgetragen. Es zeigt sich, dass der Mittelwert in den kaltumgeformten Eckbereichen durchschnittlich 30K größer als die T_{27J} Temperatur im Material der ebenen Querschnittsbereiche ist. Somit ergibt sich für den untersuchten Probenumfang eine Temperaturverschiebung $\Delta T_{cf} = 30 \text{ K}$.

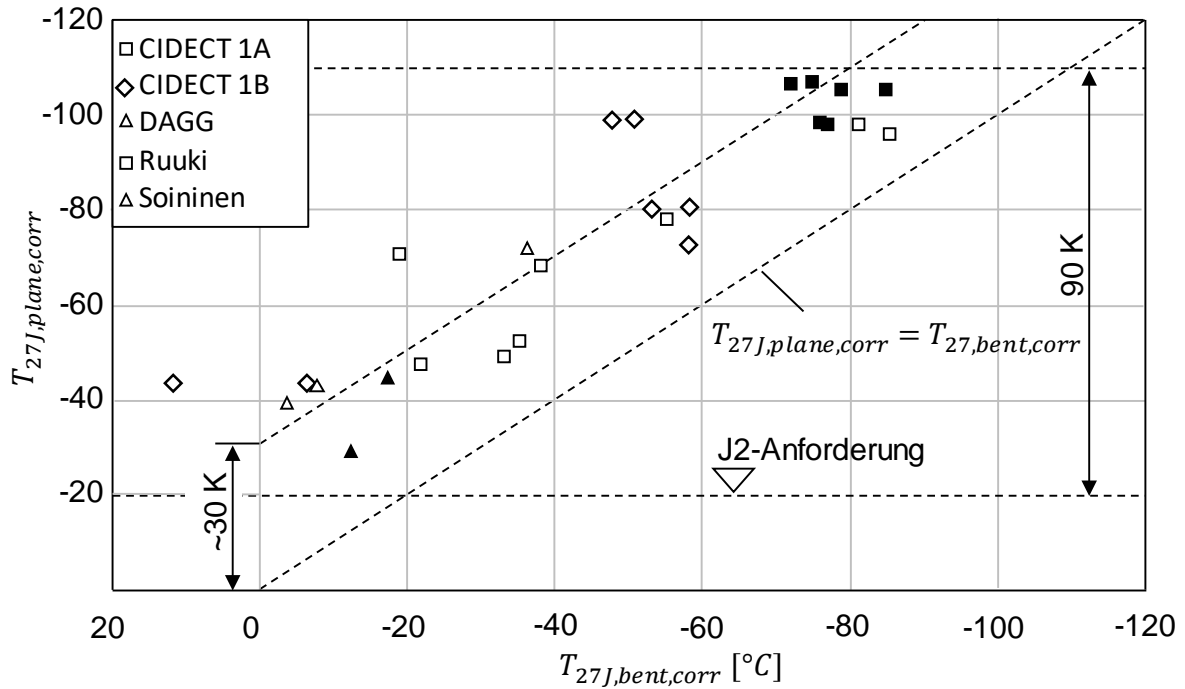


Abb. 6-27: Beziehung zwischen den korrigierten Werten für $T_{27J,bent,corr}$ der Eckbereiche und den Werten $T_{27J,plane,corr}$ der geraden Teile der kaltgefertigten Hohlprofile nach [7]

Diese Vorgehensweise wurde herangezogen, um eine theoretische Überlegung abzusichern. Die theoretische Überlegung sieht vor, dass die Dehnung infolge der Kaltumformung als effektive Dehnung nach Tabelle 6-6 ermittelt wird.

Tabelle 6-6: Ermittlung der effektiven Dehnungen aus Kaltumformen

t in mm	ϵ - Verteilung	ϵ_{eff}
≥ 20		$\epsilon_{pl} * \left(1 - \frac{10}{t}\right)$
< 20 ≥ 10		$\frac{\epsilon_{pl}}{2} * \left[\frac{t}{20} + \frac{(20 - t)^2}{20 * t}\right]$
< 10		$\frac{\epsilon_{pl}}{2} * \frac{t}{10}$

Somit wurde eine von der Wanddicke abhängige Temperaturverschiebung ΔT_{cf} ermittelt, die auf der Einhaltung der Rundungsradien nach DIN EN 10219 beruht. Diese Ergebnisse decken sich mit der durch die Versuche ermittelten Temperaturverschiebung $\Delta T_{cf} = 30\text{ K}$. Um Blechdickentoleranzen und Fertigungstoleranzen abzudecken, wurden folgende Werte für kaltgefertigte Hohlprofile vorgesehen:

$$\Delta T_{cf} = 35 \text{ für } t \leq 16\text{mm}$$

$$\Delta T_{cf} = 45 \text{ für } t > 16\text{mm}$$

Um diese Temperaturverschiebungen auf die Tabelle 2.1 nach DIN EN 1993-1-10 [11] anwenden zu können, wurde in [45] eine neue erweiterte Tabelle vorgestellt, siehe Tabelle 6-7.

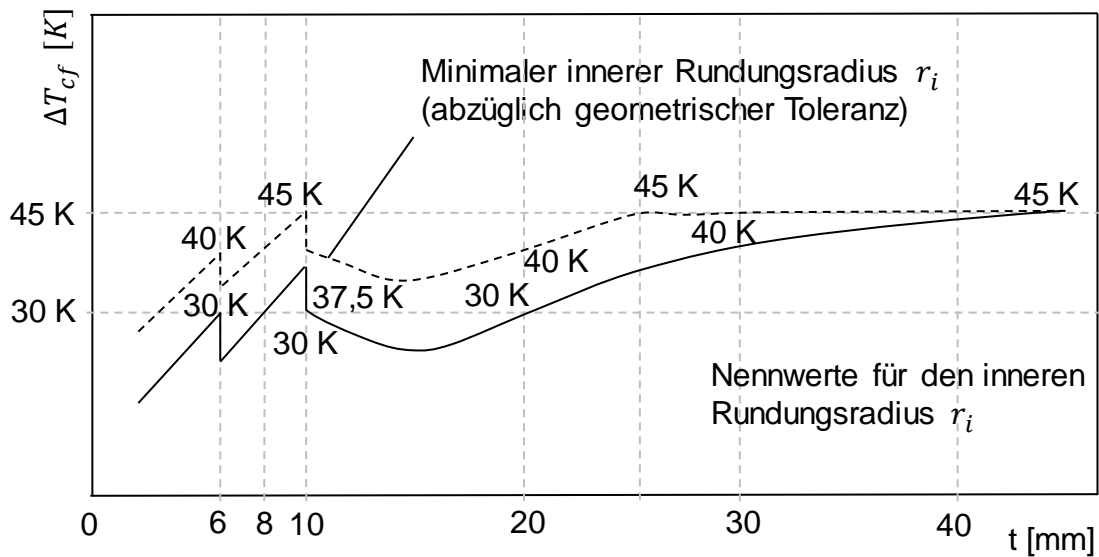


Abb. 6-28: Entwicklung der Temperaturverschiebung mit zunehmender Dicke der Wanddicke t für rechteckige Hohlprofile nach DIN EN 10219, siehe [45]

Tabelle 6-7: Ausschnitt aus der erweiterten Tabelle 2.1 nach DIN EN 1993-1-10 [11] für $\sigma_{Ed} = 0,75 * f_y(t)$ S355

Stahlsorte		Kerbschlagarbeit		Bezugstemperatur T_{ED} in °C											
Stahl-sorte	Stahl-güte	bei T in °C	J_{min}	10	0	-10	-20	-30	-40	-50	-60	-70	-80	-90	-100
				$\sigma_{Ed} = 0,75 * f_y(t)$											
S355	JR	20	27	40	35	25	20	15	15	10	10	10	10	5	5
	J0	0	27	60	50	40	35	25	20	15	15	15	10	10	10
	J2	-20	27	90	75	60	50	40	35	25	25	20	15	15	10
	K2/M/N	-20	40	110	90	75	60	50	40	35	30	25	20	15	15
	ML/NL	-50	27	155	130	110	90	75	60	50	45	35	30	25	20

6.6 Zusammenfassung und Bewertung der dargestellten Ergebnisse

Bei der Betrachtung eigener untersuchter unlegierter Baustähle [29] und den in [9; 30; 42] 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 Abb. 6-29. Im Vergleich zu allen anderen Stählen weisen diese Stähle einen höheren Kohlenstoffgehalt auf, siehe Abb. 6-30. 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 Abb. 2-48.

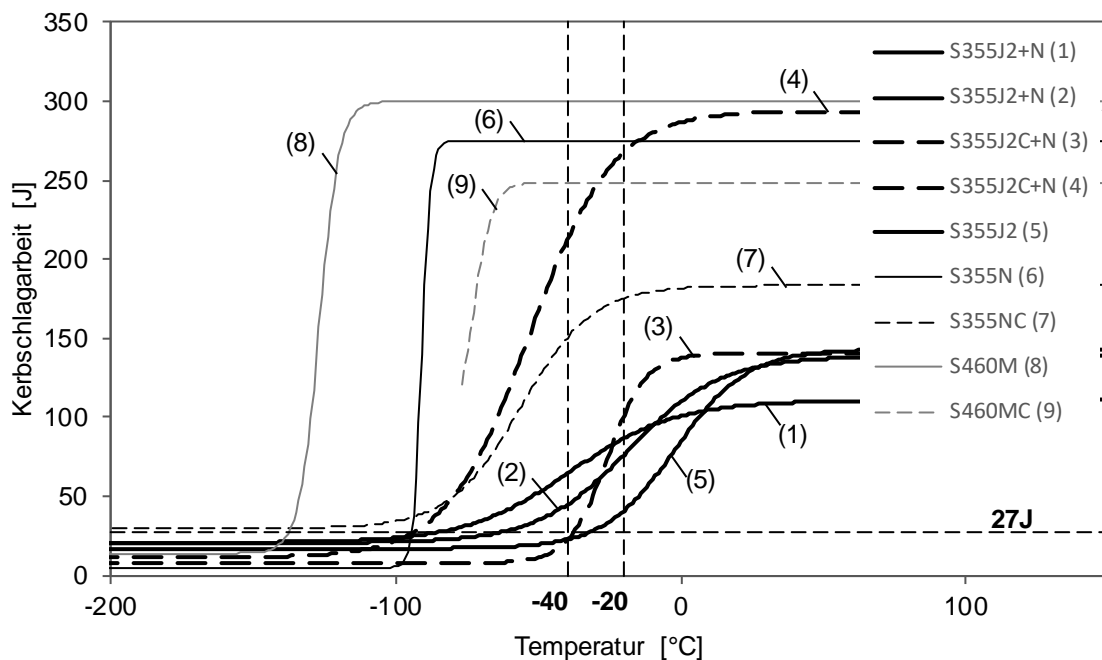


Abb. 6-29: Kerbschlag-Temperatur-Kurve der untersuchten Stähle im Lieferzustand aus (Kurve 1-4) [29], (Kurve 5, 6) [30], (Kurve 9) [9], (Kurve 7,8) [42]

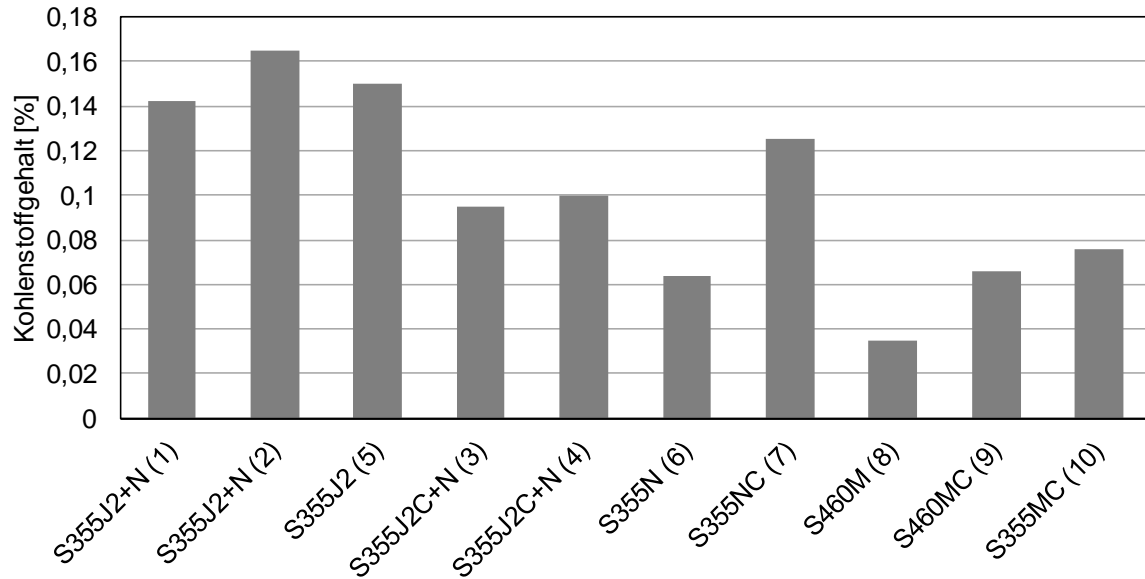


Abb. 6-30: Kohlenstoffgehalt der untersuchten Stähle und der Stähle aus [9; 30; 42]

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. Abb. 6-29. Bei diesen Stählen ist auch der Anteil der Eisenbegleiter Phosphor und Schwefel höher als bei den anderen Stählen, vgl. Abb. 6-31. 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 niedrigeren Temperaturen liegt.

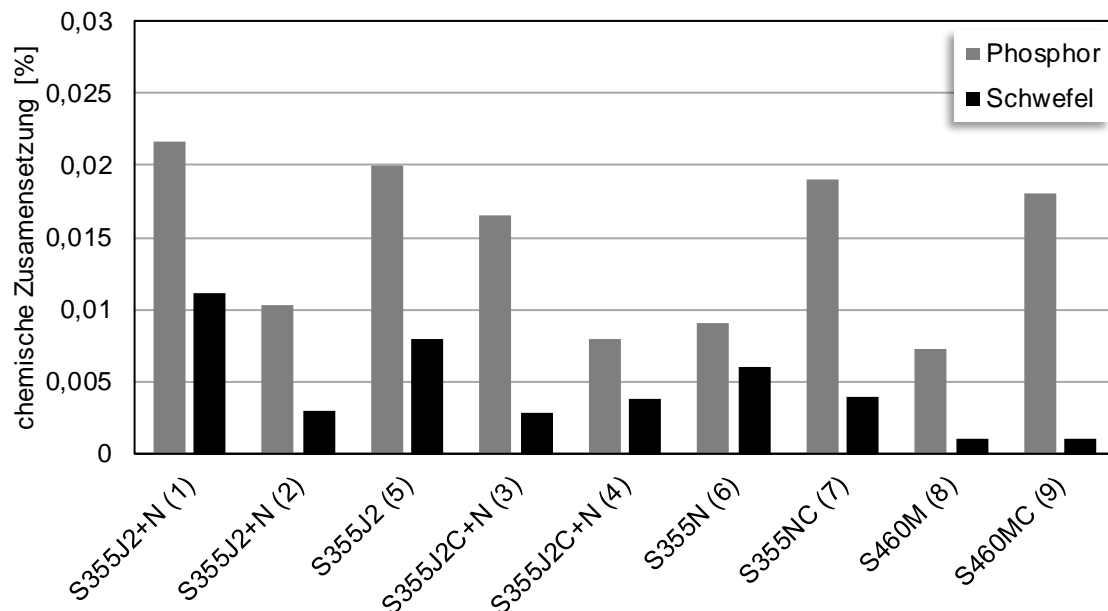


Abb. 6-31: Phosphor und Schwefelgehalt der untersuchten Stähle und der Stähle aus [9; 30; 42]

Die Untersuchungen zeigen auch, dass bei einem großen Teil der eigenen und in [9; 30; 42] untersuchten Stähle die Verschiebung der Übergangstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] mit $\Delta T_{cf} = 3 * \varepsilon_{cf}$ beim Kaltumformen nicht zutrifft. Bei den untersuchten Stählen wird größtenteils die Verschiebung der Übergangstemperatur infolge der Kaltumformung mit der vereinfachten Annahme $\Delta T_{cf} = 3 * \varepsilon_{cf}$ überschätzt. Die Untersuchungen zeigen keine systematische Verschiebung, durch die alle Stähle beschrieben werden können, siehe Abb. 6-32. Auch bei der nach dem Kaltumformen durchgeführten Wärmebehandlung durch die Schweißwärme zeigt sich keine systematische Verschiebung der Übergangstemperatur, siehe Abb. 6-32. Grundsätzlich zeigen die Ergebnisse, dass bei den Feinkornbaustählen und den thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen eine geringere Verschiebung der Übergangstemperatur vorliegt.

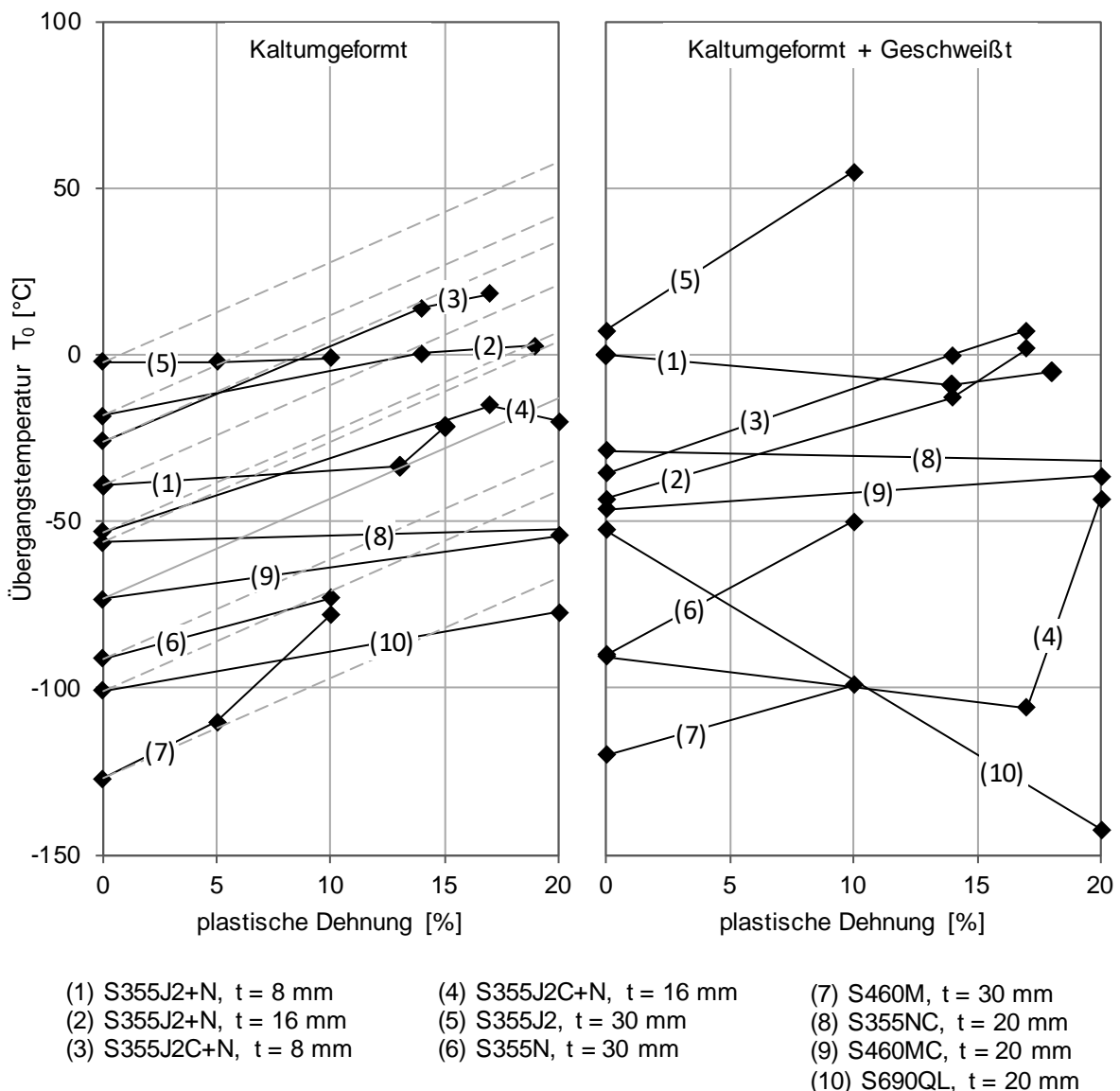


Abb. 6-32: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung (Kaltumformung), Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus [9; 30; 42]

Es muss beachtet werden, dass die Werte teilweise mit unterschiedlichen Versuchsmethoden erzielt wurden. Bei den Untersuchungen in [42] 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 [30] 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 interne Untersuchungen der voestalpine Stahl GmbH durch Druckkräfte eingebracht. Bei den Untersuchungen von [14] 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.

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. Abb. 6-33 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 $3 \cdot 15\%$ 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 Abb. 6-33. Dies 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.

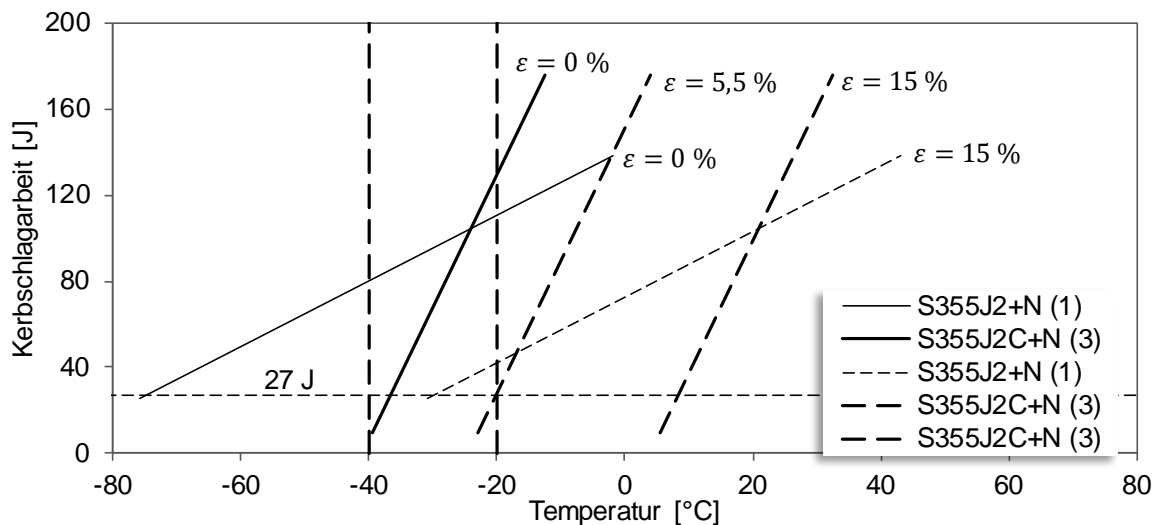


Abb. 6-33: Verschiebung des Übergangsbereiches mit unterschiedlicher Neigung

7 Bauteilversuche bei tiefer Temperatur

7.1 Quasi-Statistische Bauteilversuche bei tiefer Temperatur

7.1.1 Dehnungsmessung

Nach der Ermüdungsbelastung wurden Dehnmessstreifen und Thermoelemente auf der Außenseite der Prüfkörper appliziert, vgl. 3.4. Die applizierten Dehnmessstreifen wurden über dem Querschnitt dreiecksförmig angeordnet und für eine Dehnung bis 12 % ausgelegt, siehe Abb. 7-1. Durch die dreiecksförmige Anordnung der Dehnmessstreifen war es möglich, im elastischen Bereich die Dehnungen zu ermitteln, die planmäßig durch die Normalkraft und unplanmäßig durch evtl. vorhandene Imperfektionen in Form von Biegespannungen auf den Prüfkörper einwirkten.

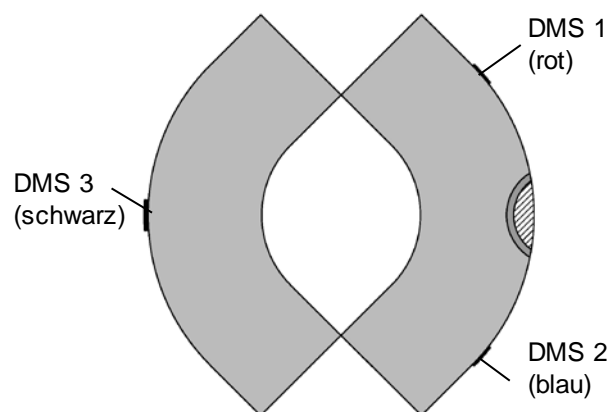


Abb. 7-1: Anordnung der Dehnmessstreifen am Versuchskörper, dargestellt am Schnitt

7.1.2 Kühlen der Prüfkörper

Für das Herunterkühlen der Prüfkörper wurde in Vorversuchen das Herunterkühlen mit Trockeneis erprobt und optimiert. Die Prüfkörper wurden in einer mit Trockeneispellets gefüllten Thermobox für mindestens 12 h unbelastet gelagert und auf eine Temperatur von -73°C heruntergekühlt, siehe Abb. 7-3. Für den Bauteilversuch wurden die Prüfkörper einzeln aus der Thermobox entnommen. Damit nach der Herausnahme aus der Thermobox die Oberfläche der Prüfkörper durch die Luft nicht schneller erwärmt wird und gegenüber der Bauteilinnentemperatur ein Temperaturgradient entsteht, wurde auf der Außenseite eine Manschette aus Polystyrol angebracht. In einem Vorversuch an einem Rundstahl $D = 50\text{ mm}$ wurde die Temperatur an der Oberfläche und durch eine Bohrung 10 mm unterhalb der Oberfläche mit Thermoelementen gemessen. Der Temperatur-Zeit-Verlauf zeigt, dass nach dem Einlegen des Prüfkörpers in die Thermobox (entspricht A in Abb. 7-2) die Temperatur an der Oberfläche schneller absinkt als im Bauteilinneren, vgl. Abb. 7-2. Beim Herausnehmen aus der Thermobox (entspricht B in Abb. 7-2) erwärmt sich die Oberfläche an der Luft schneller als im Bauteilinneren. Nach dem Anbringen der Manschette (entspricht C in Abb. 7-2) nähern sich die beiden Messwerte wieder an, und an der Oberfläche und im Bauteilinneren liegt nach einer kurzen Zeit nahezu (entspricht D in Abb. 7-2) die gleiche Temperatur vor. Im Vorversuch wurde auch der Einbau in die Prüfmaschine (entspricht D in Abb. 7-2) und die Erwärmung durch die Prüfmaschine bis zum Prüfkörperbruch (entspricht E in Abb. 7-2) ermittelt. Die

Manschette wurde für jeden Prüfkörpertyp einzeln angefertigt, so dass eine vollständige Auflage des Polystyrols auf dem Prüfkörper sichergestellt wurde. Der Vorversuch hat gezeigt, dass sich durch die Manschette eine gleichmäßige Prüfkörpertemperatur im Bereich der Schweißnaht einstellt.

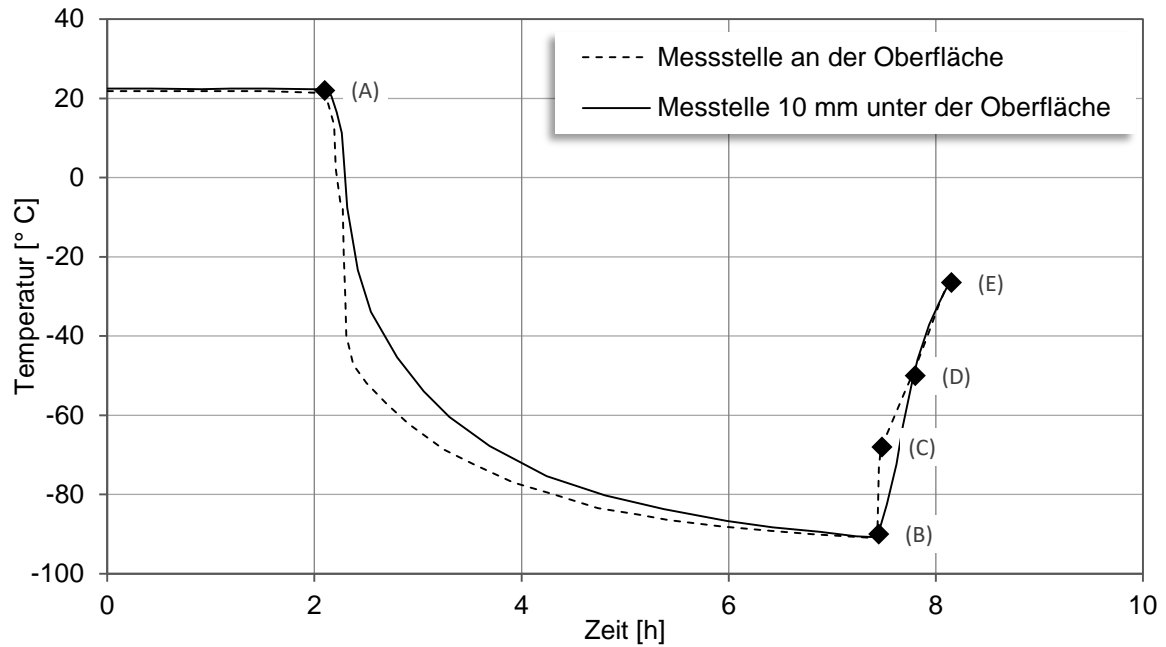


Abb. 7-2: Temperatur-Zeit-Verlauf aus Vorversuch am 50 mm Rundstahl - gemessen an der Oberfläche - und 10 mm unterhalb der Oberfläche



Abb. 7-3: In Trockeneis eingelegte Prüfkörper in der Thermobox mit applizierter Messtechnik

7.1.3 Aufbringen einer quasi-statischen Belastung bis zum Prüfkörperbruch

Die Prüfkörper wurde in einer 2 MN Zugprüfmaschine bis zum Bruch belastet, siehe Abb. 7-4. Die Einspannung erfolgte 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 $T_{Exp,Soll}$ 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.

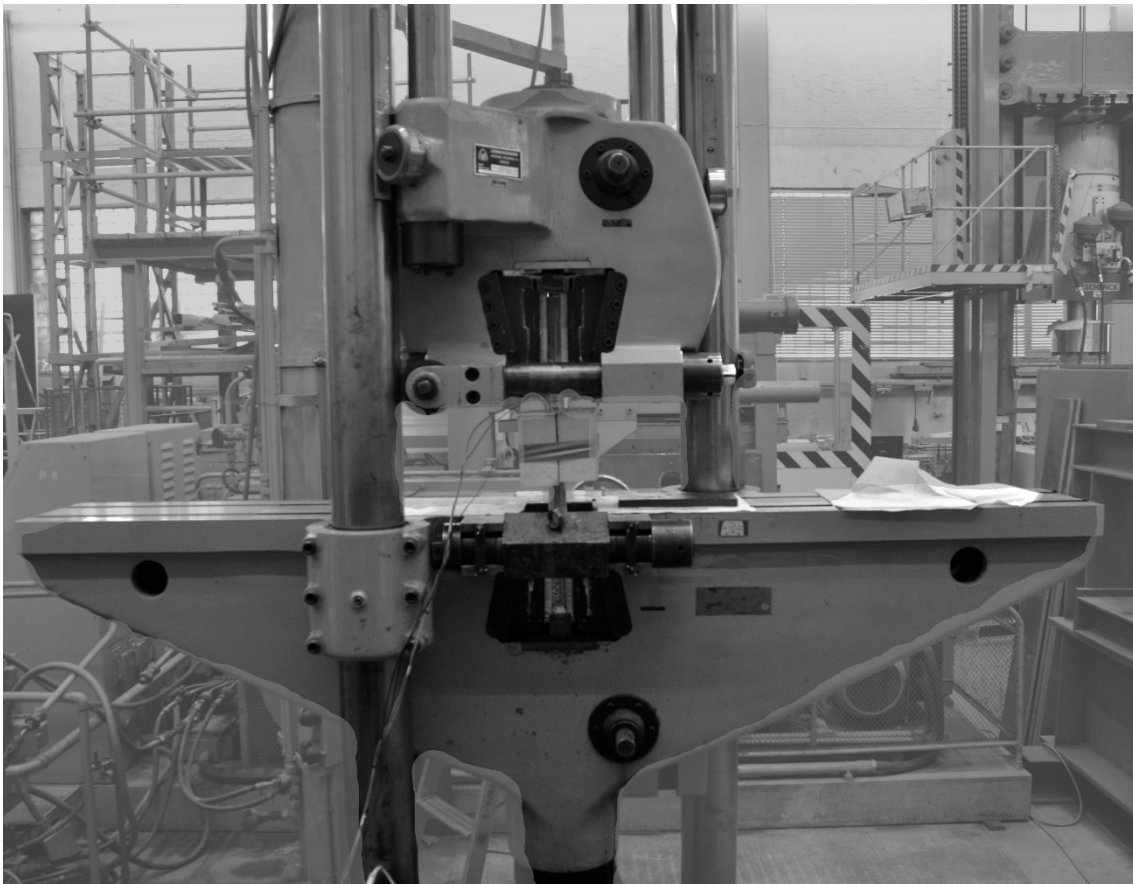


Abb. 7-4: Eingebauter Prüfkörper mit Polystyrol Manschette

7.2 Auswertung der Ergebnisse

7.2.1 Auswertung der Bruchtemperaturen

Während der Versuche wurden die Temperatur, der Maschinenweg und die Dehnung am Prüfkörper aufgezeichnet. Bei allen Prüfkörpern, bis auf Prüfkörper 18, ist der Prüfkörperbruch im Temperaturbereich zwischen -26 °C und -38 °C aufgetreten. Beim Versuch mit Prüfkörper 18 gab es bei der Versuchsdurchführung Verzögerungen, die zu einer erhöhten Temperatur von -12 °C führte. In Abb. 7-5 ist beispielhaft der Temperaturverlauf am Prüfkörper 46 vom Belastungsbeginn 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, siehe Tabelle 7-1.

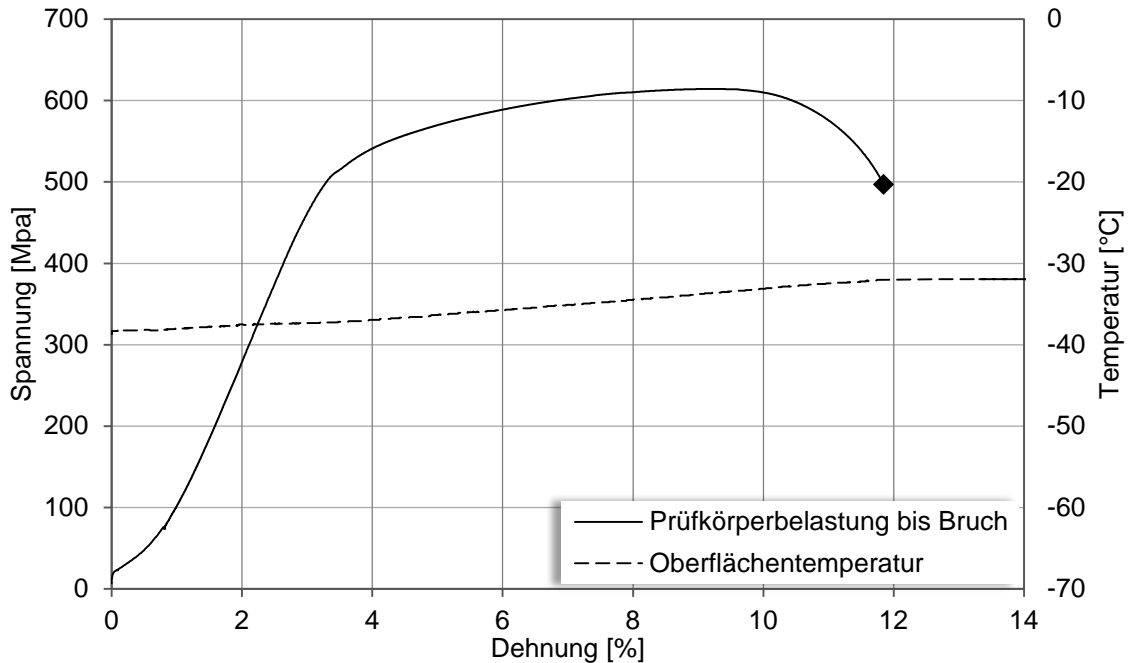


Abb. 7-5: Temperatur und Spannungsverlauf am Prüfkörper 46 beim quasi-statischen Versuch

Tabelle 7-1: Temperatur beim Prüfkörperbruch

Prüfkörperbezeichnung	Prüfkörpernummer	r/t-Verhältnis [-]	Plastische Dehnung ϵ_{NF} [%]	Temperatur beim Prüfkörperbruch [°C]
S.355-1.8.1-1	10	1,5	33,76	-33
S.355-1.8.1-1	10w	1,5	33,76	-36
SN.355-1.8.1-1	13	1,5	33,76	-28
S.355-1.8.2-1	15	1,75	28,76	-35
S.355-1.8.3-1	17	3,25	14,77	-28
S.355-1.8.4-1	18	3,875	12,14	-12
SN.355-2.16.1-1	22	1	50,94	-30
S.355-2.16.1-1	23	1	50,94	-38
S.355-2.16.2-1	24	1,625	31,07	-31
S.355-2.16.3-1	26	2,25	22,04	-29
S.355-2.16.4-1	28	3,75	12,60	-26
SN.355-3.8.1-1	32	1,5	33,76	-36
S.355-3.8.1-1	33	1,5	33,76	-36
S.355-3.8.2-1	34	1,75	28,76	-34
S.355-3.8.2-2	35	1,75	28,76	-33
S.355-3.8.2-2	35w	1,75	28,76	-31

S.355-3.8.3-1	36	3,25	14,77	-31
S.355-3.8.4-1	38	3,875	12,14	-36
SN.355-4.16.1-1	41	1	50,94	-28
S.355-4.16.1-1	42	1	50,94	-36
S.355-4.16.2-1	45	1,625	31,07	-33
S.355-4.16.3-1	46	2,25	22,04	-34
S.355-4.16.4-1	48	3,75	12,60	-27

7.2.2 Auswertung der Bruchflächen

Nach Abschluss der Versuche wurden die Bruchflächen hinsichtlich Spröbruch bewertet. Die Bewertung der Bruchflächen erfolgte nach folgenden Kriterien:

- Einschnürung
- Scherlippen
- Beschaffenheit der Bruchfläche

In Tabelle 7-2 ist die Auswertung der Bruchflächen für jede Halbschale eines Prüfkörpers dokumentiert. Der Ausgangsort des Bruches wurde anhand der Bruchfläche optisch ermittelt und entsprechend der Lage bewertet. Die Bruchfläche wurde anteilig in die Bereiche Duktil und Spröde nach den oben genannten Bewertungskriterien eingeordnet. In Abb. 7-6 sind beispielhaft die Bruchflächen der Prüfkörper 42 und 34 dargestellt.



a) Pk. 34, Duktiles Bruchverhalten, beide Halbschalen weisen Scherlippen auf.



b) Pk. 42, Sprödes Bruchverhalten, beide Halbschalen zeigen eine glatte Bruchfläche

Abb. 7-6: Bruchflächen

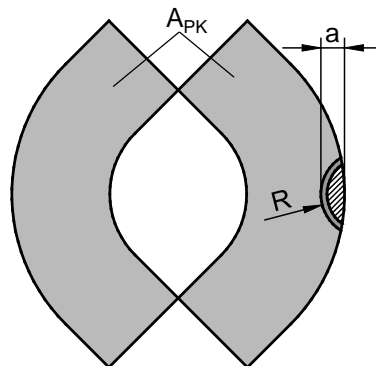
Tabelle 7-2: Auswertung der Bruchflächen

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
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	W
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	W
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.355-3.8.3-1	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	W	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	E... Einspannung			K... Kerbe			
S... Schweißgut	G... Grundmaterial			B... Bindefehler			

An den Bruchflächen wurde die Geometrie der Ermüdungsrissse ermittelt, die zum Bauteilversagen führten. Die Prüfkörperfläche wurde an Querschnittproben ermittelt, die vor den Versuchen am Ende der Versuchskörper durch Sägen entnommen wurden, siehe Tabelle 7-3.

Tabelle 7-3: Versuchskörperflächen und Rissgeometrie

Prüfkörper- Bezeichnung [-]	Prüf- körper Nr. [-]	r/t- Verhält- nis [-]	Plastische Dehnung ϵ_{NF} [%]	Prüf- körperfläche A_{PK} [mm ²]	Rissgeometrie		
					Riss- radius R	Riss- tiefe a	A_{Riss}
S.355-1.8.1-1	10	1,5	33,76	902			
S.355-1.8.1-1	10w	1,5	33,76	902			
SN.355-1.8.1-1	13	1,5	33,76	854	20,59	3,06	32,22
S.355-1.8.2-1	15	1,75	28,76	1108	13,85	2,85	24,53
S.355-1.8.3-1	17	3,25	14,77	1664	13,72	3,1	30,59
S.355-1.8.4-1	18	3,875	12,14	1989	13,47	2,41	21,80
SN.355-2.16.1-1	22	1	50,94	1036			
S.355-2.16.1-1	23	1	50,94	1231			
S.355-2.16.2-1	24	1,625	31,07	1812	Seitenriss		
S.355-2.16.3-1	26	2,25	22,04	2564			
S.355-2.16.4-1	28	3,75	12,60	2919			
SN.355-3.8.1-1	32	1,5	33,76	763	12,61	3,53	35,93
S.355-3.8.1-1	33	1,5	33,76	849	12,1	2,71	
S.355-3.8.2-1	34	1,75	28,76	1032	Seitenriss		
S.355-3.8.2-2	35	1,75	28,76	992			
S.355-3.8.2-2	35w	1,75	28,76	992			
S.355-3.8.3-1	36	3,25	14,77	1813	9,5	4,06	38,84
S.355-3.8.4-1	38	3,875	12,14	2174			
SN.355-4.16.1-1	41	1	50,94	1021	21,18	3,44	40,00
S.355-4.16.1-1	42	1	50,94	1021			
S.355-4.16.2-1	45	1,625	31,07	1709	15,43	2,34	
S.355-4.16.3-1	46	2,25	22,04	2449			
S.355-4.16.4-1	48	3,75	12,60	3020	12,18	3,44	36,63



7.2.3 Auswertung der Dehnungen aus der aufgetragenen Belastung

Durch die aufgezeichneten Dehnungen aus den DMS ist ersichtlich, dass durch die Einspannung und die Geometrie geringfügige Biegeeffekte im Prüfkörper während der Versuche auftraten. In Abb. 7-7 ist ein typischer Dehnungsverlauf für den Versuch am Prüfkörper 10 dargestellt. Es zeigt sich, dass sich mit Beginn des Fließens die Dehnungen im Versuchskörper an allen Stellen angleichen und bei Versagen der Dehnmessstreifen nahezu gleiche Dehnungen an allen Messpunkten im Prüfkörper vorlagen. Aufgrund dieser Beobachtung kann davon ausgegangen werden, dass beim Bruch der Prüfkörper kein Einfluss aus Biegung vorhanden war. Bei allen Prüfkörpern haben die Dehnmessstreifen aufgrund der hohen Dehnung und der tiefen Temperaturen vor dem Bruch der Prüfkörper versagt.

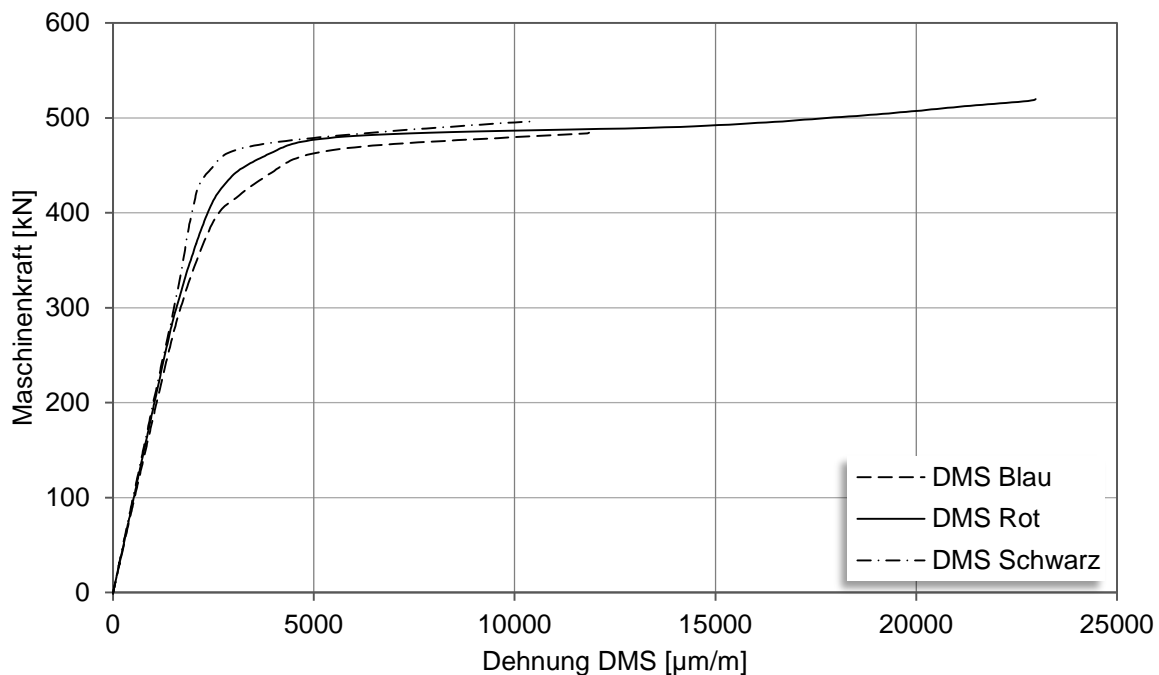


Abb. 7-7: Dehnungsverlauf, gemessen am Prüfkörper 10 bis zum Versagen der einzelnen DMS

Während der Bauteilversuche wurden parallel zu den Dehnungen und der Temperatur die Maschinenkraft und der Maschinenweg bis zum Bruch aufgezeichnet, siehe Tabelle 7-4. Die Anfangsmesslänge L_o wurde zwischen den Lasteinleitungsblechen definiert und war bei allen Versuchen mit $L_o = 600$ mm konstant. Aus der Anfangsmesslänge L_o dem Maschinenweg Δ_L wurden die Bruchdehnungen A bei Prüfkörperbruch berechnet.

$$A = \frac{(L_o + \Delta_L) - L_o}{L_o} * 100 \quad (7.1)$$

Aus den ermittelten Nettoflächen und der Maschinenkraft wurden die Normalspannungen in den einzelnen Versuchskörpern berechnet. In so ermittelten Spannungs-Dehnungs-Diagrammen zeigte sich am Anfang der Kurve ein systematischer Effekt, der auf die Einspannung mit den Keilbacken zurückzuführen ist, vgl. Abb. 7-8. Dieser Effekt wurde durch Extrapolation der Hookschen Gerade aus den nachfolgenden Spannungs-Dehnungs-Diagrammen zum besseren Vergleich der Ergebnisse eliminiert.

Da nur eine der beiden Halbschalen durch einen Riss geschwächt wurde und die Halbschalen im Bereich der 2/3-Naht nicht durch Halsnähte verbunden waren, gab es nach dem Bruch der ersten Halbschale einen schlagartigen Lastabfall und eine Kraftumlagerung auf die zweite Halbschale, siehe Abb. 7-8. Da beim Bruch der zweiten Halbschale die Kräfte im Prüfkörper durch die unsymmetrische Geometrie nicht ermittelt werden konnten, werden die Bauteilversuche nur bis zum Bruch der ersten Halbschale ausgewertet. Die Bruchdehnungen beim Bauteilversagen sind in Tabelle 7-4 dokumentiert.

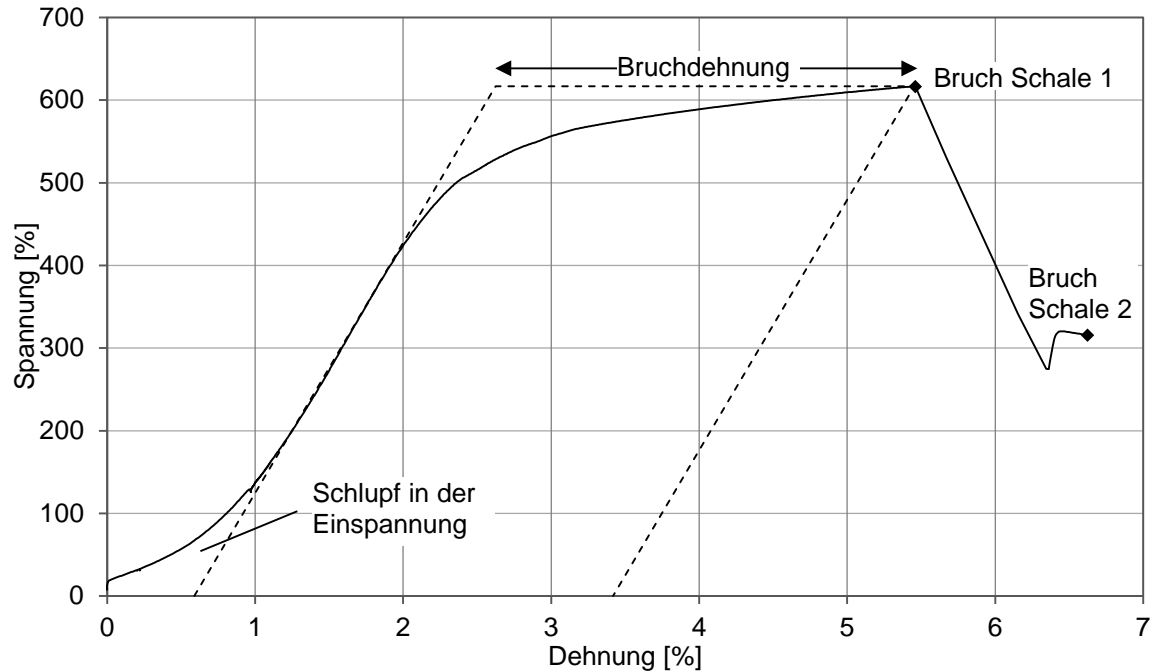


Abb. 7-8: Spannungs-Dehnungs-Verlauf berechnet für Prüfkörper 45

Tabelle 7-4: Maschinenkraft, Maschinenweg und berechnete Bruchdehnung bei Bruch der ersten Halbschale

Prüfkörper- bezeichnung	Prüf- körper Nr.	Maschinenkraft bei Bruch der ersten Halbschale [kN]	Maschinenweg bei Bruch der ersten Halbschale [mm]	Bruch- dehnung nach (7.1) [%]
S.355-1.8.1-1	10	565	33	4,27
SN.355-1.8.1-1	13	500	60	6,59
S.355-1.8.2-1	15	628	31	3,38
S.355-1.8.3-1	17	1014	50	4,84
S.355-1.8.4-1	18	1191	52	4,48
SN.355-2.16.1-1	22	728	61	9,00
S.355-2.16.1-1	23	714	14	0,11
S.355-2.16.2-1	24	1003	18	0,78
S.355-2.16.3-1	26	1432	30	1,14
S.355-2.16.4-1	28	1846	34	2,90
SN.355-3.8.1-1	32	308	8	0,31
S.355-3.8.1-1	33	482	12	0,49
S.355-3.8.2-1	34	586	28	2,45
S.355-3.8.2-2	35	603	24	2,45
S.355-3.8.3-1	36	872	15	0,25
S.355-3.8.4-1	38	1028	20	0,40
SN.355-4.16.1-1	41	613	63	8,89
S.355-4.16.1-1	42	772	20	0,90
S.355-4.16.2-1	45	1054	34	3,30
S.355-4.16.3-1	46	1504	57	10,03
S.355-4.16.4-1	48	1794	73	10,00

7.2.4 Auswertung der Bauteilversuche am 8 mm dicken Blech

Die Versuchsergebnisse an den 8 mm dicken Blechen zeigen, dass mit zunehmender plastischer Dehnung aus dem Kaltumformen die Dehnungen aus der Normalkraft bis zum Prüfkörperbruch abnehmen, vgl. Abb. 7-9. Das Ergebnis der normalgeglühten Probe aus Material 1 (S355J2+N) zeigt, dass - wie zu erwarten - durch die Wärmebehandlung die Effekte aus dem Kaltumformen (Versprödung, Kaltverfestigung) und Schweißen (unkontrollierte Wärmebehandlung) weitestgehend normalisiert wurden. Bei Material 3 (S355J2C+N) kann dies widererwartend nicht beobachtet werden. Der Versuchskörper 32 hat mit einem Spröbruch versagt. Es konnte nicht abschließend geklärt werden, wie dieses Materialverhalten zustande kam. Die Vermutung liegt nahe, dass bei der Wärmebehandlung ein Fehler aufgetreten ist.

Bei Material 1 haben alle Halbschalen, die zum Bauteilversagen führten, duktil versagt. Teilweise lag der Bruchausgangsort im Grundmaterial und nicht an der Kerbe, siehe Tabelle 7-2. Bei allen Bauteilversuchen am Material 1 zeigte sich nach dem elastischen Bereich eine deutliche Laststeigerung mit einem ausgeprägten Fließen im Versuchskörper, siehe Abb. 7-9.

Es zeigte sich vor dem Versuchskörperbruch kein Lastabfall. An den Versuchskörpern wurden auch keine Einschnürungen beobachtet.

Material 3 zeigte mit der Ausnahme des Versuches 34 ein ausgeprägtes sprödes Bauteilversagen. Alle Versuchskörper aus Material 3 haben mit einer sehr geringen Bruchdehnung versagt. Bei Prüfkörper 34 zeigt das Spannungs-Dehnungs-Diagramm nach dem elastischen Bereich eine Materialverfestigung, die mit einem ausgeprägten Fließverhalten übereinght. Vor dem Prüfkörperbruch trat ein Lastabfall ein, der an den Bruchflächen durch eine Einschnürung beobachtet werden kann. Bei allen anderen Bauteilversuchen am Material 3 trat das Versagen im elastischen Bereich auf, ohne dass ein ausgeprägtes Fließverhalten beobachtet werden konnte.

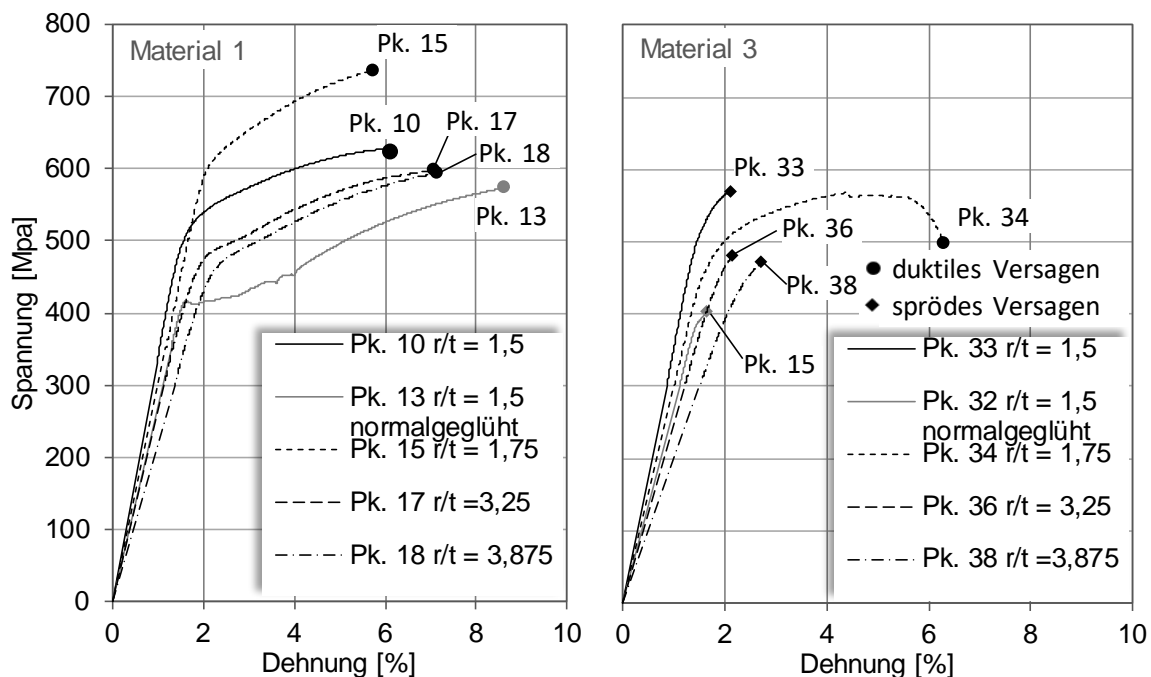


Abb. 7-9: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Bauteilversuche an 8 mm dicken Blech (Ermittlung der Dehnung erfolgte nach (7.1))

Die Beobachtungen und die berechnete Bruchdehnung deckt sich mit der Bewertung der Bruchflächen, vgl. Abb. 7-10. Es zeigt sich, dass Material 3 überwiegend mit einem sprödem Bauteilverhalten mit Ausnahme eines Prüfkörpers versagte. Diese Beobachtung deckt sich mit den Ergebnissen aus den Kerbschlagbiegeversuchen (siehe Kapitel 6), die zeigen, dass bei Material 3 eine Abnahme der Bruchzähigkeit, die überwiegend auf das Kaltumformen zurückgeführt werden kann, eintritt. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zeigen auch, dass der Effekt der Zähigkeitsabnahme bei Material 1 geringer ausfällt. Bei Material 1 versagten alle Bauteilversuche mit duktilem Bauteilversagen. Dieser Effekt wird auch durch die größere Bruchdehnung widerspiegelt.

Die Ergebnisse zeigen, dass bei den hier dargestellten Versuchen oberhalb der Grenze für das r/t-Verhältnis bei statischer Beanspruchung nach DIN EN 1993-1-8 [13] ein sprödes Bauteilversagen auftrat, vgl. Abb. 7-10.

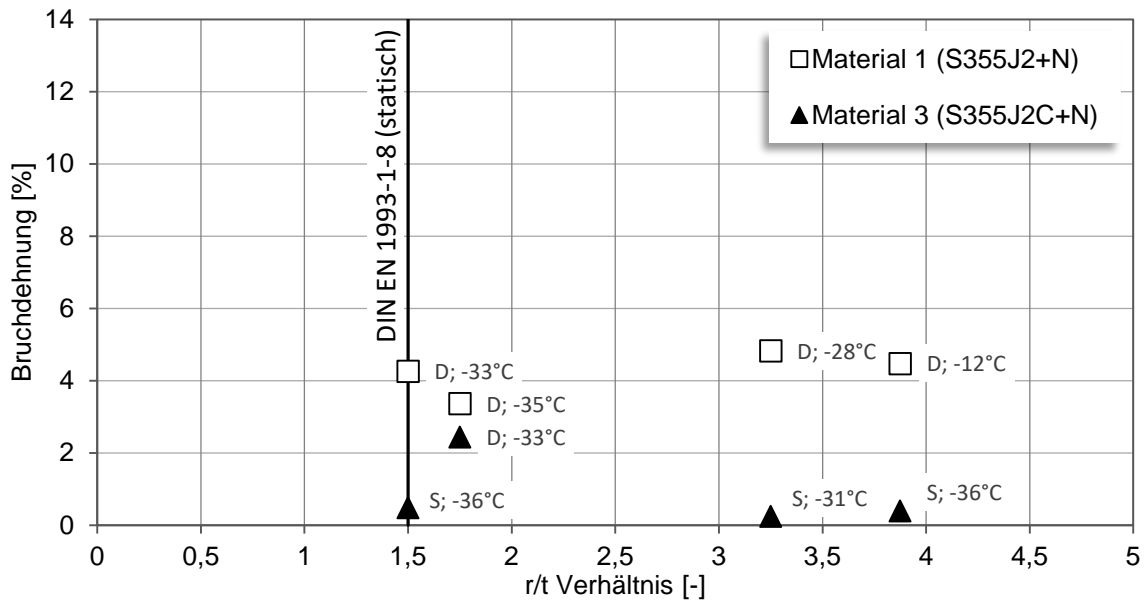


Abb. 7-10: Bruchdehnungen in Abhängigkeit vom r/t Verhältnis für die Bauteilversuche an 8 mm dicken Blechen

7.2.5 Auswertung der Bauteilversuche am 16 mm dicken Blech

Die Bauteilversuche am Material 2 zeigen, dass die Versuchskörperbrüche bis auf Versuchskörper 28 und 23 im elastischen Bereich ohne ein ausgeprägtes Fließen auftraten, vgl. Abb. 7-11. Bei dem Versuchskörper 28 waren die plastischen Dehnungen aus dem Kaltumformen relativ gering, und es zeigte sich, dass dies eine direkte Auswirkung auf das Bauteilverhalten hat. Die Spannungs-Dehnungs-Kurve zeigt, dass nach dem elastischen Bereich eine Verfestigung im Material und ein Fließen im Bauteil bis zum Bruch auftrat. Alle Versuchskörper am Material 1 haben mit einem spröden Bauteilversagen, das die Bruchbilder bestätigen, versagt. Beim normalgeglühten Versuchskörper 22 zeigt sich nach dem elastischen Bereich ein Fließplateau und eine anschließende Verfestigung bis zum Prüfkörperbruch. Vor dem Prüfkörperbruch trat weder ein Spannungsabfall noch eine Einschnürung ein.

Bei den Versuchen am Material 4 zeigte sich, dass mit abnehmender plastischer Dehnung aus dem Kaltumformen eine Zunahme des Fließens eintrat, vgl. Abb. 7-11. Bei allen Versuchskörpern aus Material 4 zeigte sich nach dem elastischen Bereich eine Verfestigung des Materials. Bei Versuchskörper 42 trat nach einem kurzen Fließen der Versuchskörperbruch mit einem spröden Bauteilversagen ein. Bei Versuchskörper 46 zeigte sich nach einem ausgeprägten Materialfließen ein Lastabfall, der durch eine Einschnürung am Prüfkörper bestätigt wird. Der Versuchskörper versagte mit einem ausgeprägten duktilen Bauteilversagen. Bei Versuchskörper 48 konnte kein Prüfkörperbruch erzielt werden, da die Prüfkraft der Prüfmaschine nicht ausreichend war. Die Versuche an normalgeglühten Prüfkörpern zeigten das erwartete Verhalten und bestätigten dies durch ein ausgeprägtes Fließplateau und duktilen Bauteilverhalten. Es zeigte sich, dass durch die Kaltverfestigung bei allen Prüfkörpern die Streckgrenze oberhalb der normalgeglühten Prüfkörper liegt.

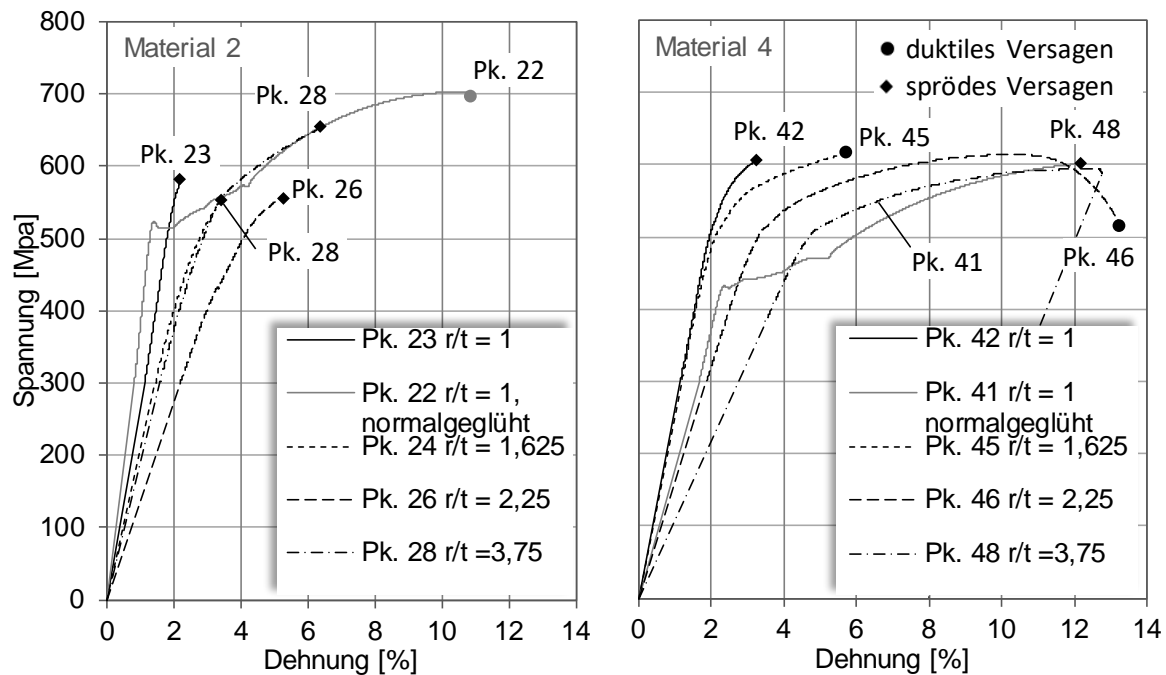


Abb. 7-11: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Bauteilversuche an 16 mm dicken Blechen

Bei Betrachtung der Bruchdehnung wird bestätigt, dass bei Material 2 alle Versuchskörper mit einer geringen Bruchdehnung versagten, siehe Abb. 7-12. Dies deckt sich mit der Auswertung der Bruchflächen, die zeigt, dass alle Versuchskörper am Material 2 eine typische Spröbruchfläche zeigen. Bei Material 4 bestätigen die aus dem Maschinenweg berechneten Bruchdehnungen die Beobachtung, dass bei den Versuchen ab einem r/t -Verhältnis von 1,63 ein duktiler Bauteilversagen auftritt. Diese Beobachtung zeigt, dass auch die Prüfkörper aus Material 2 bei denen das r/t -Verhältnis oberhalb der Grenzen für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich nach DIN EN 1993-2/NA [37] und DIN EN 1993-1-8 [13] (statisch) lag mit einem Spröbruch versagten.

Die Ergebnisse bestätigen sehr gut die Erkenntnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen (siehe Kapitel 6), die zeigen, dass bei Material 4 der Einfluss der Kaltumformung auf die Bruchzähigkeit geringer ausfällt als bei Material 2

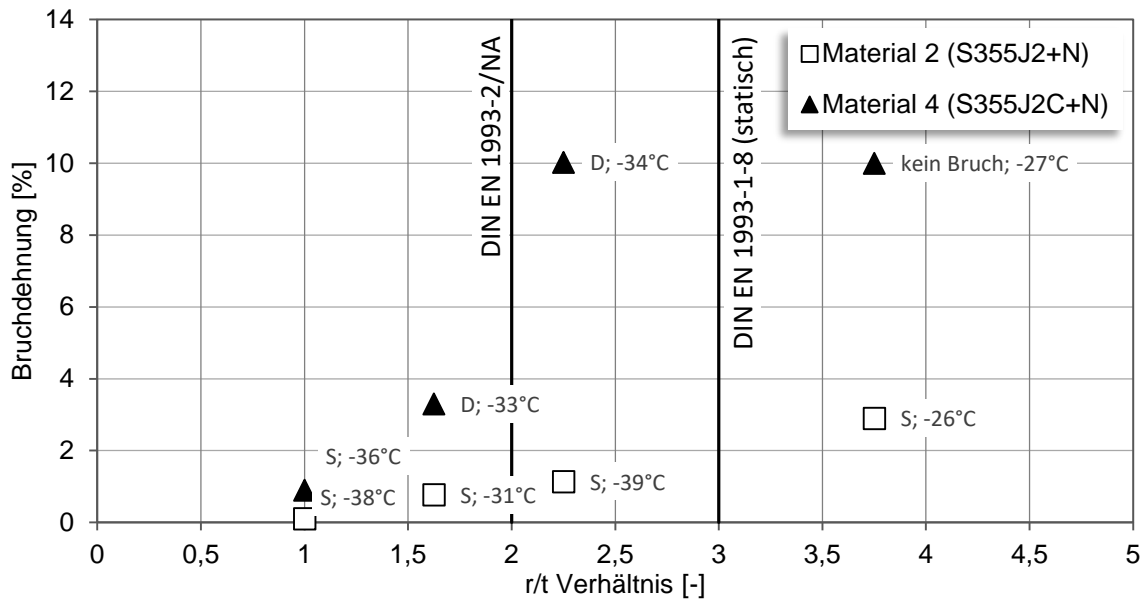


Abb. 7-12: Bruchdehnungen in Abhängigkeit vom r/t Verhältnis für die Bauteilversuche an 16 mm dicken Blechen

7.3 Bauteilversuche aus der Literatur

In [30] wurden Bauteilversuche bei tiefer Temperatur an Blechen aus den Werkstoffen S355J2 und S460M durchgeführt. Bei diesen Untersuchungen wurden kaltgereckte Schulterproben mit einer aufgeschweißten Längssteife bei -75 °C quasi-statisch bis zum Bruch belastet. Durch eine Ermüdungsbelastung wurde am Ende der Längssteife ein Ermüdungsanriss eingebracht. Durch die Versuchskörperform war über den Querschnitt gesehen eine konstante plastische Dehnung im Versuchskörper vorhanden und durch das Aufschweißen der Längssteife eine Wärmebehandlung durch die Schweißwärme gegeben.

Die Versuchsergebnisse am S355J2 zeigen bei Versuchskörpern, die vor dem Schweißen 10% kaltumgeformt wurden, ein sprödes Bauteilversagen, vgl. Abb. 7-13. Dieses Bauteilversagen wird durch die Bruchbilder bestätigt, siehe [30]. Bei diesen Proben trat kein Fließplateau mit einer anschließenden Wiederverfestigung auf, und das Versagen trat bereits im elastischen Bereich auf.

Bei den unverformten und geschweißten Bauteilen hat eine Probe mit sprödem Bauteilversagen versagt (S355J2-0-6) und eine mit duktilem Verhalten (S355J2-0-5). Bei dem spröde versagten Bauteil lag das Versagen ebenfalls im elastischen Bereich. Bei der duktil versagten Probe zeigte sich ein ausgeprägtes Fließplateau, allerdings trat keine Wiederverfestigung vor dem Bruch auf.

Beim Vergleich der Rissgrößen, siehe Tabelle 7-5, zeigt sich, dass beim Versuch am Prüfkörper (S355-J2-0-5) die Risstiefe ca. 3-mal tiefer als beim Versuchskörper (S355-J2-0-6) war. Die Beanspruchung an der Risspitze bei dem spröde versagten Prüfkörper war somit um ein Vielfaches größer als bei den anderen Versuchskörpern. Es zeigt sich eindeutig, dass die Versprödung auf die Kaltverformung zurückgeführt werden kann und der Einfluss durch die Schweißwärme eher gering war. Diese Beobachtung deckt sich mit den Ergebnissen aus den Kerbschlagbiegeproben, siehe Kapitel 6.4.

Tabelle 7-5: Geometriedaten der Versuchskörper Werkstoff S355J2 aus [30]

Probekörper- bezeichnung	Geometrie			
	A_{Blech} [mm ²]	Risstiefe a [mm]	Rissbreite 2c [mm]	A_{Riss} [mm ²]
S355J2-0-5	2,34	16,9	46,1	612
S355J2-0-6	2,35	5,0	25,9	102
S355J2-10-6	2,21	12,1	37,7	358
S355J2-10-7	2,19	6,5	28,6	146

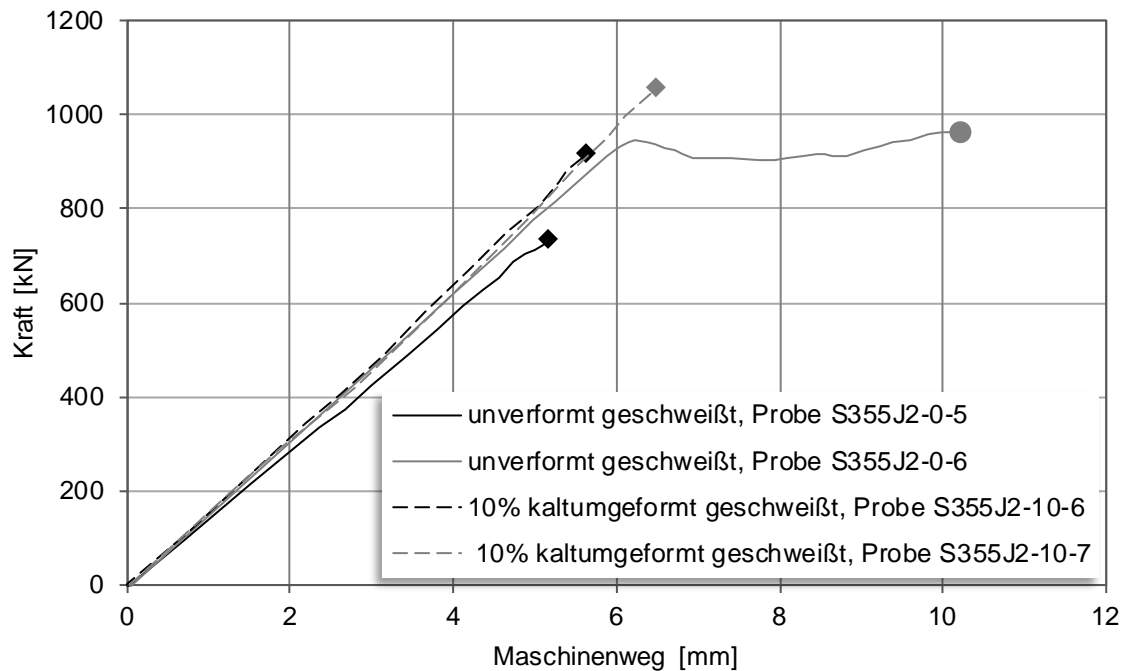


Abb. 7-13: Kraft-Weg-Diagramm quasi-statische Zugversuche bei tiefen Temperaturen (-75 °C) am Werkstoff S355J2 aus [30]

Als zweite Versuchsserie wurde in [30] Blech aus S460M untersucht. Bei diesen Bauteilversuchen zeigt sich ebenfalls eine Abnahme des Verformungsverhaltens durch das Kaltrecken, vgl. Abb. 7-14. Die Bruchflächen zeigten bei allen Versuchen am S460M ein überwiegend duktiles Bauteilverhalten. Bei den relativ großen Anrissen trat hier kein sprödes Versagen im elastischen Bereich auf, vgl. Tabelle 7-6. Die Versuche an den unverformten Proben zeigten ein ausgeprägtes Fließen mit einem anschließenden Lastabfall, der sich durch eine Einschnürung am gebrochenen Versuchskörper zeigte. Bei den kaltgereckten Versuchskörpern stellte sich ein geringeres Fließen ein und nur bei einer der beiden Versuchskörper eine sichtbare Einschnürung.

Tabelle 7-6: Geometriedaten der Versuchskörper Werkstoff S460M aus [30]

Probekörper- bezeichnung	Geometrie			
	A_{Blech} [mm ²]	Risstiefe a [mm]	Rissbreite 2c [mm]	A_{Riss} [mm ²]
S460M-0-2	2,54	9,7	30,7	235
S460M-0-3	2,52	15,8	40,7	505
S460M-10-5	2,28	14,2	40,3	449
S460M-10-6	2,30	16,7	42,5	557

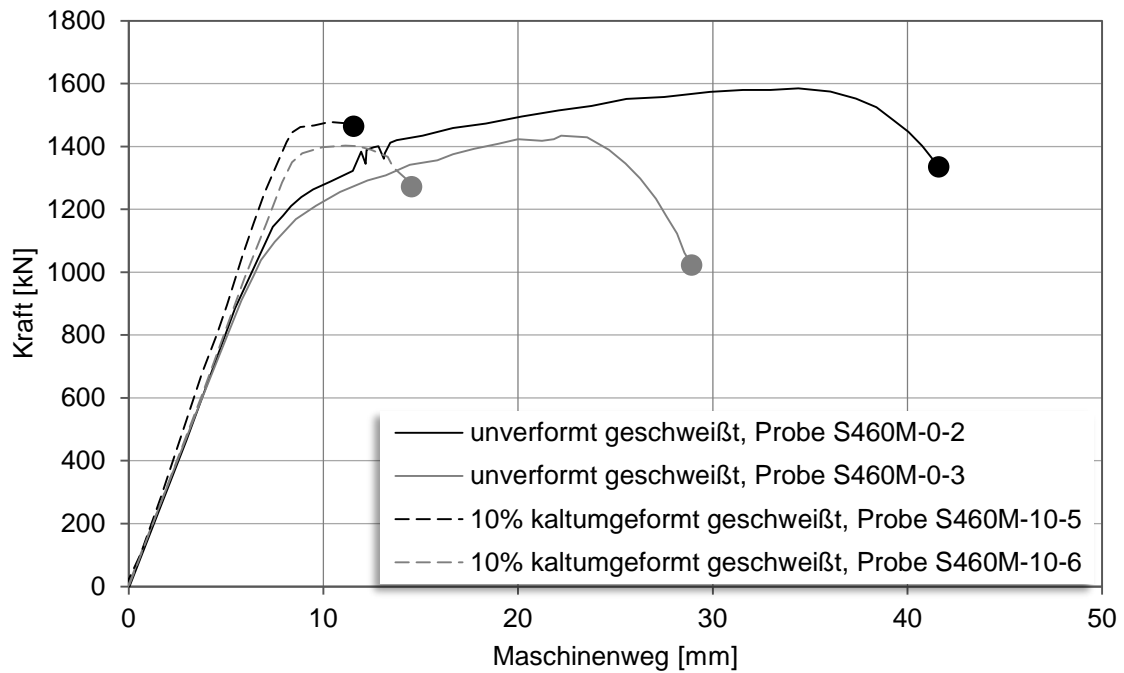


Abb. 7-14: Kraft-Weg-Diagramm quasi-statische Zugversuche bei tiefen Temperaturen (-75 °C) am Werkstoff S460M aus [30]

7.4 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Die vorgestellten eigenen Untersuchungen wurden an Versuchskörpern durchgeführt, die einen typischen Dehnungsgradienten aus einem Biegeumformprozess aufwiesen. An den Prüfkörpern wurde im kaltumgeformten Bereich eine 2/3 X-Naht als Vollstoß ausgeführt. Nach dem Schweißen wurde in die Prüfkörper am Nahtübergang eine künstliche Kerbe eingeschliffen. Die Prüfkörper wurden solange einer Ermüdungsbelastung ausgesetzt, bis am Kerbgrund ein scharfer Ermüdungsanriss eintrat. Im nächsten Schritt wurden die Versuchskörper heruntergekühlt und bei -30 °C mit einer quasi-statischen Last bis zum Prüfkörperbruch belastet.

Die Ergebnisse bestätigen die Tendenzen aus den Kerbschlagbiegeversuchen aus Kapitel 6 und zeigen, dass bei Zunahme der plastischen Dehnungen durch einen kleineren Biegeradius die Spröbruchgefahr steigt und die Materialzähigkeit abnimmt. Die Auswertung erfolgte über die Bruchflächen und die Bruchdehnung. Hier 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 ein sprödes Bauteilverhalten beobachtet wurde. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zeigen, dass bei Material 1 bei -20 °C die Kerbschlagarbeit nach dem Kaltumformen unterhalb von 27J liegt. Bei Material 3 liegen die Kerbschlagarbeiten nach dem Kaltumformen oberhalb von 27J. Bei den Versuchskörpern aus den 16 mm dicken Blechen versagte das Material 4 (S355J2C+N) überwiegend duktil und das Material 2 (S355J2+N) überwiegend mit sprödem Bauteilverhalten. Auch hier bestätigen die Bauteilversuche die Beobachtungen aus den Kerbschlagbiegeversuchen. Bei Material 2 liegen die Kerbschlagarbeiten nach dem Kaltumformen unterhalb der 27J Grenze und bei Material 4 in der Nähe der 27J Grenze. Es zeigt sich, dass eine Abhängigkeit vom r/t -Verhältnis vorliegt und dass die durch das Kaltumformen beeinflusste Materialzähigkeit einen entscheidenden Einfluss auf das Bauteilverhalten hat.

Die Ergebnisse wurden durch normalgeglühte Bauteilproben validiert. Hier zeigte sich bei Material 3 ein nicht vorhergesehenes Materialverhalten, das nicht abschließend geklärt werden konnte. Alle anderen normalgeglühten Versuchskörper zeigten ein ausgeprägtes duktileres Bauteilverhalten.

Im Gegensatz zu den hier durchgeführten Untersuchungen an biegeumgeformten Blechen mit einem realen Dehnungsgradienten wurden von [30] Bauteilversuche bei tiefer Temperatur an kaltgereckten und geschweißten Blechen mit einem über den Querschnitt gleichbleibenden Dehnungsverlauf durchgeführt. Auch diese Ergebnisse bestätigen die Untersuchungen aus den Kerbschlagbiegeversuchen.

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Abhängigkeit vom r/t -Verhältnisse besteht, aber diese Betrachtung alleine nicht ausreichend ist, um das Schweißen im kaltumgeformten Bereich zu regeln. An dieser Stelle muss der Einfluss aus dem Material mitberücksichtigt werden. Für diese Berücksichtigung ist eine ganzheitliche Werkstoffprüfung, die das Kaltumformen und den Einfluss aus der Schweißwärme differenziert betrachtet, erforderlich.

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

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 [13] 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 [11] wird von einer Verschiebung der Übergangstemperatur $\Delta T_{cf} = 3 * \varepsilon_{cf}$ 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 [11] 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 soll 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, [7; 15; 42]. 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 wurde, ist die Wärmebehandlung durch die Schweißwärme. Bei der Variante 1 wurde 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 3 - 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. Für diese Untersuchungsmethode werden nachfolgend durchgeführte Versuche und Regelungen für die Praxis dargestellt.

8.4 Entwicklung einer standardisierten Prüfmethode zur Untersuchung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten und anschließend schweißwärmebehandelten Proben mit homogenem Dehnungszustand

8.4.1 Ziel der standardisierten Prüfmethode

Durch die standardisierte Prüfmethode soll eine Möglichkeit zur Beurteilung der Werkstoffzähigkeit durch bekannte und erprobte Versuchstechniken bei beliebigen plastischen Dehnungen geschaffen werden. Diese Versuchstechnik soll dazu beitragen, dass in Zukunft die guten Zähigkeitseigenschaften von hochwertigen Stählen bei Kaltumformen und anschließendem Schweißen beim Sprödbruchnachweis genutzt werden können.

Die Prüfmethode soll so gestaltet sein, 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 [13] kann mit dieser standardisierten Prüfmethode normkonform das Schweißen im kaltumgeformten Bereich auch bei kleineren Biegeradien unter gleichzeitiger Berücksichtigung der Stahlsortenauswahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] durchgeführt werden. Durch den Versuch soll die Kerbschlagarbeit ermittelt werden, die im kaltumgeformten Bereich nach dem Schweißen vorliegt. Die Ermittlung der notwendigen Kerbschlagarbeit erfolgt in Abhängigkeit der Blechdicke über die Stahlsortenauswahl nach DIN EN 1993-1-10 [11].

8.4.2 Prüfversuchskonzept und Prüfversuchsdurchführung

Das Prüfversuchskonzept sieht vor, dass die Zähigkeit von Stahl nach der Wechselwirkung aus Kaltumformen und Schweißen ermittelt wird. Es ist ein dreistufiges Konzept notwendig:

1. Kaltumformen
2. Wärmebehandlung
3. Ermittlung der Kerbschlagarbeit

Aus dem zu untersuchenden Material ist eine Flachzugprobe zu entnehmen. Die Abmessungen der Probe sind so gewählt, dass aus dieser Probe später drei Kerbschlagbiegeproben aus dem Bereich entnommen werden können, in dem ein gleichmäßiger Dehnungsverlauf vorliegt.

Im zweiten Schritt wird durch eine weggesteuerte Zugkraft die Flachzugprobe, die durch den Versuch abgedeckt werden soll, bis zur plastischen Dehnung kaltgereckt. Die plastische Dehnung wird so gewählt, dass die Dehnungen, die im realen Bauteil infolge des Kaltumformens vorliegen, abgedeckt sind. Anschließend wird aus der Schulterprobe ein Satz Kerbschlagbiegeproben herausgearbeitet. An diesem Satz Kerbschlagbiegeproben wird in einem Ofen eine Wärmebehandlung durchgeführt. Die äquivalenten Ofen-Temperatur und Dauer werden nachfolgend definiert. Nach dem Abkühlen der Proben werden die Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt. Die Auswertung der Ergebnisse erfolgt nach DIN EN ISO 148-1 [35].

Dieses Versuchskonzept ist angelehnt an das Konzept zur Reckalterungsprüfung, wie es in DIN EN 10225 [44] als zusätzliche Anforderung definiert ist, die bei der Stahlbestellung gefordert werden kann, siehe Abb. 8-1.

Durchführung einer Reckalterungsprüfung bei Blech mit einer Dicke > 12,5 mm bei Stählen der Gruppen 2 und 3 (siehe 8.3.4).

Ein Blech aus jeder Schmelze, bei einer Höchstzahl von drei Schmelzen je Stahlsorte, Herstellungsverfahren und Herstellerwerk, ist unter Verwendung von Charpy-Kerbschlagbiegeproben (Spitzkerb) zu prüfen. Die Proben sind 2 mm unterhalb der Oberfläche und quer zur Walzrichtung zu entnehmen.

Ein Probestück ist um 5 % plastisch zu verformen und dann für 1 h bei 250 °C zu altern.

Die Charpy-Kerbschlagbiegeversuche (Spitzkerb) sind mit unverformten, verformten und reckgealterten Proben bei -40 °C durchzuführen und müssen die folgenden Mindestwerte für den reckgealterten Zustand erreichen:

- a) bei den Stahlsorten S355G7+N, G7+M, G8+N, G8+M, G9+N, G9+M, G10+N und G10+M: Mittelwert von 36 J und ein Einzelwert von 26 J;
- b) für alle Stahlsorten S420: Mittelwert von 42 J und ein Einzelwert von 26 J;
- c) für alle Stahlsorten S460: Mittelwert von 46 J und ein Einzelwert von 29 J.

Abb. 8-1: Zusätzliche Anforderung 12 nach DIN EN 10225 [44]

8.4.3 Kerbschlagarbeiten aus eigenen Versuchen

Zur Validierung der vorgestellten standardisierten Prüfmethode wurden eigene Versuche durchgeführt. Die Versuche wurden am Material 1 - 4 (siehe Kapitel 3.2) durchgeführt und sind somit direkt vergleichbar mit den Versuchen aus Kapitel 6.2 und Kapitel 7.

Die Versuche wurden nach dem in Kapitel 8.4.2 vorgestellten Konzept durchgeführt. Als Haltezeit im Ofen wurde 1 h gewählt. Die Glühdauer von 1 h wurde gewählt, um den Einfluss aus Schwankungen bei der Glühdauer, die aus dem Handling entstehen können, zu minimieren. Die am Material 2 entnommenen Proben mit 18 % plastischer Dehnung wurden bei fünf verschiedenen Temperaturen geglüht. Abb. 8-2 zeigt die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche, die nach der Wärmebehandlung durchgeführt wurden. Die Ergebnisse zeigen, dass bei 250 °C durch eine Reckalterung die Kerbschlagarbeit absinkt und unterhalb von 27 J liegt. Im Bereich der Erholung ab 500 °C steigen die Werte der Kerbschlagarbeit, wie erwartet, über 27 J an. Der starke Anstieg der Kerbschlagarbeit auf 190 J bei 750 °C zeigt, dass in diesem Bereich eine Rekristallisation eingesetzt hat und durch das Kaltumformen ausreichend Keime vorhanden waren, die zu einem feinen Korn geführt haben. Der Effekt der Rekristallisation ist in Kapitel 2.4.3 beschrieben. Die Ergebnisse zeigen, dass bei 18 % plastischer Dehnung eine Wärmeeinwirkung im Bereich der Rekristallisation unkritisch ist.

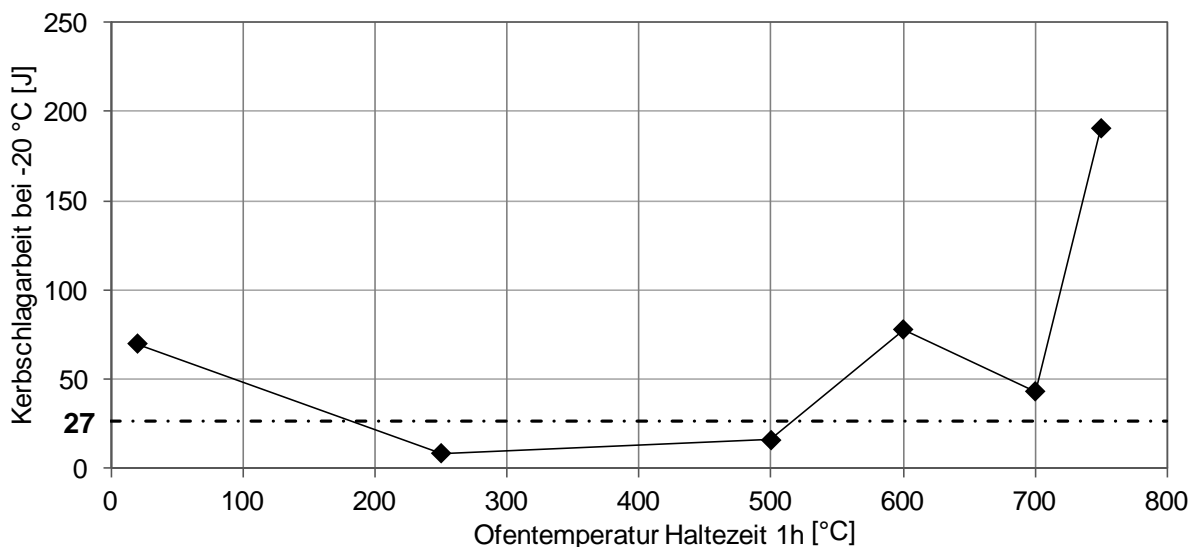


Abb. 8-2: Material 2 mit 18 % Dehnung aus Kaltumformen, Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Ofentemperatur bei einer Haltezeit von 1 h

Durch weitere Versuche an kaltgereckten und ofengeglühten Proben wurden diese Ergebnisse am Material 1 - 4 verifiziert. Die plastischen Dehnungen in den Versuchskörpern entsprachen den Dehnungen der Versuche in Kapitel 6.2. Zur Verifikation der Ergebnisse wurden Versuche zur Reckalterung bei 250 °C und Versuche im Bereich der Rekristallisation bei 750 °C mit einer jeweiligen Glühdauer von 1 h durchgeführt.

Wie in Kapitel 2.6.4 beschrieben, kann eine Wärmebehandlung anhand der Temperatur und der Dauer durch den Hollomon-Jaffe-Parameter beschrieben werden. Tabelle 8-1 zeigt die berechneten Hollomon-Jaffe-Parameter für die einzelnen Wärmebehandlungen im Ofen nach Gleichung (2.9).

Tabelle 8-1: Hollomon-Jaffe-Parameter für die durchgeführten Wärmebehandlungen

Temperatur [°C]	Dauer [min]	Hollomon-Jaffe-Parameter [-]
Wärmebehandlung im Ofen		
250	60	10624
500	60	15703
600	60	17734
700	60	19766
750	60	20781

Der Hollomon-Jaffe-Parameter für den in Kapitel 3.3 beschriebenen Temperatur-Zeitverlauf wurde für die in Abb. 8-3 dargestellten Parameter mit Gleichung (2.9) ermittelt. Dieser Temperatur-Zeitverlauf wurde an die beim Schweißen der Versuchskörper gemessenen Temperatur-Zeitverläufe durch ein Sekantenmodell angenähert. Mit den Aufheizraten und Abkühlraten wurde auch die Wärmebehandlung in der Gleeble-Anlage an den in Kapitel 6.2. dargestellten Kerbschlagbiegeversuchen durchgeführt.

Der Vergleich der Hollomon-Jaffe-Parameter zeigt, dass die Wärmebehandlung bei 60 min und 750 °C im Ofen nahezu äquivalent mit der Wärmebehandlung in der Gleeble-Anlage ist und beide Wärmbehandlungen einem Hollomon-Jaffe-Parameter von ~20000 entsprechen.

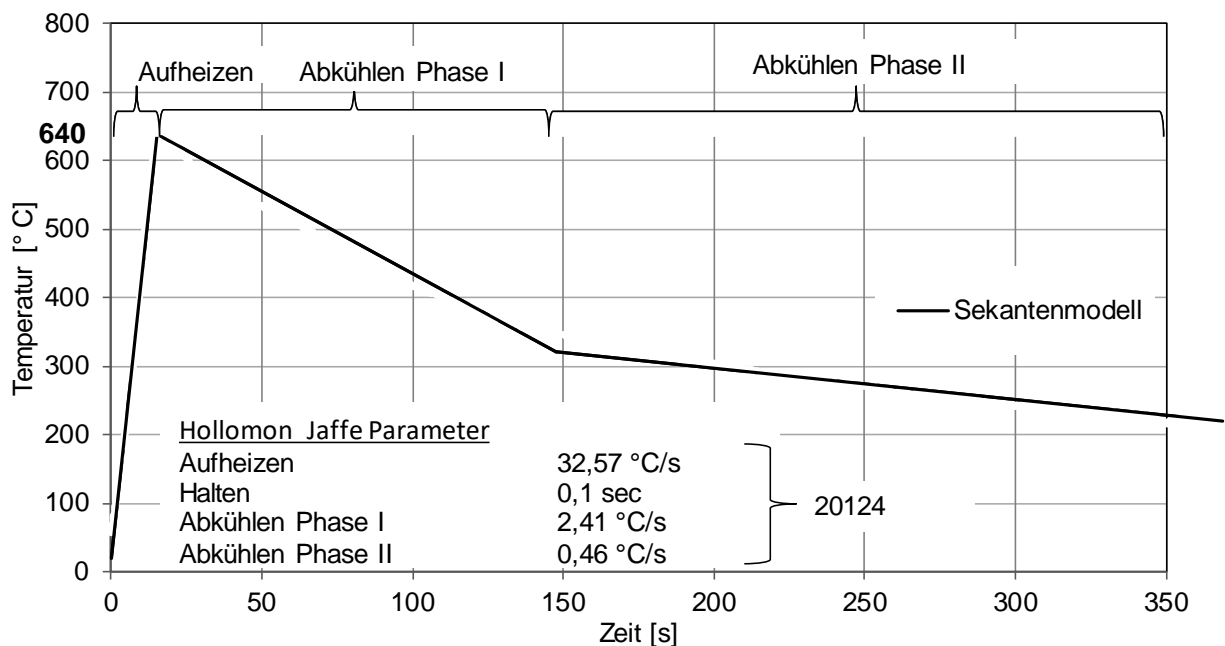


Abb. 8-3: Hollomon-Jaffe-Parameter für die Wärmebehandlung mit Gleeble-Anlage, siehe Kapitel 3.3

Ergänzend zu den Versuchen in Kapitel 6.2 wurden weitere Kerbschlagbiegeversuche bei ca. 5 % und ca. 10 % plastischer Dehnung ohne Wärmebehandlung durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass bei Material 1 die Kerbschlagarbeit nach dem Kaltumformen ohne Wärmebehandlung und mit Wärmebehandlung auf der Gleeble-Anlage oberhalb von 27 J liegt. Durch das Glühen bei 250 °C zur Absicherung gegen eine Reckalterung liegen die Ergebnisse ebenfalls oberhalb von 27 J. Bei den Ergebnissen, die an den kaltgereckten und bei 750 °C

geglühten Proben erzielt wurden, zeigt sich ein geringer Abfall der Kerbschlagarbeit gegenüber dem Lieferzustand, vgl. Abb. 8-4. Bei Material 3 sinkt die Kerbschlagarbeit bereits bei 5 % plastischer Dehnung durch Kaltumformen unterhalb der 27 J Grenze. Dieser Effekt zeigt sich auch bei der Wärmebehandlung zur Absicherung der Reckalterung. Die Ergebnisse an den Proben, bei denen eine durch Einfluss aus Schweißwärme simulierte Wärmebehandlung durchgeführt wurde, liegen oberhalb von 27 J. Auch bei diesem Stahl zeigt sich, dass durch die Wärmebehandlung im Bereich der Rekristallisation kein Abfall der Kerbschlagarbeit eintritt.

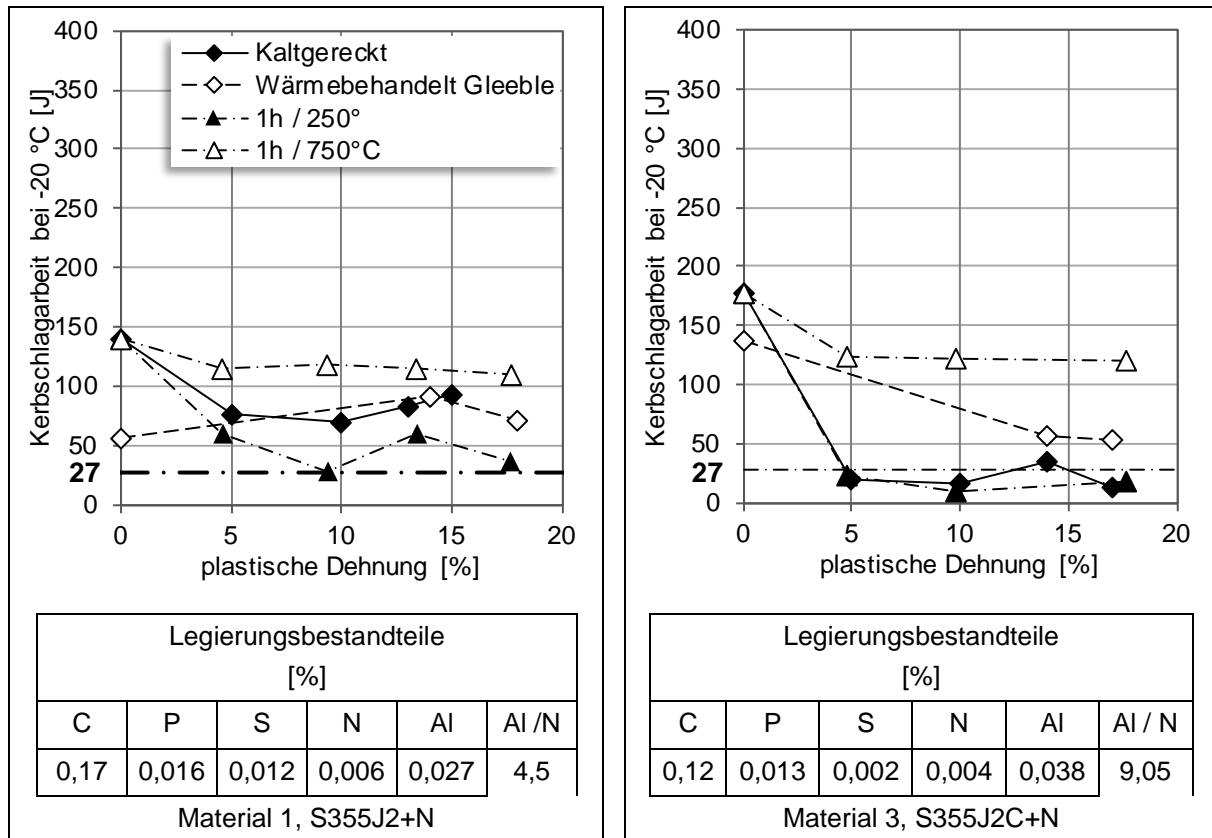


Abb. 8-4:Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlung, t = 8 mm

Bei Material 2 zeigen die Ergebnisse, dass durch das Glühen im Bereich der Rekristallisation ein erheblicher Anstieg der Kerbschlagarbeit stattfindet. Die Ergebnisse decken sich nicht mit den Ergebnissen, die nach der Wärmebehandlung auf der Gleeble-Anlage erzielt wurden. Die Ergebnisse an den kaltgereckten Proben zeigen, dass die Kerbschlagarbeit bereits bei 5 % Kaltumformung unterhalb von 27 J liegt. Die Ergebnisse im Bereich der Reckalterung bestätigen die niedrigen Kerbschlagarbeiten. Bei Material 4 zeigt sich, dass durch das Glühen im Bereich der Rekristallisation nahezu keine Veränderung der Kerbschlagarbeit eintritt. Dieses Ergebnis wird durch die Ergebnisse an den auf der Gleeble-Anlage wärmebehandelten Proben bestätigt. Durch das Kaltumformen fällt der Stahl bei 10 % Kaltumformung unter die 27 J Grenze. Das Glühen im Bereich der Reckalterung zeigt auch hier einen deutlichen Abfall der Kerbschlagarbeit.

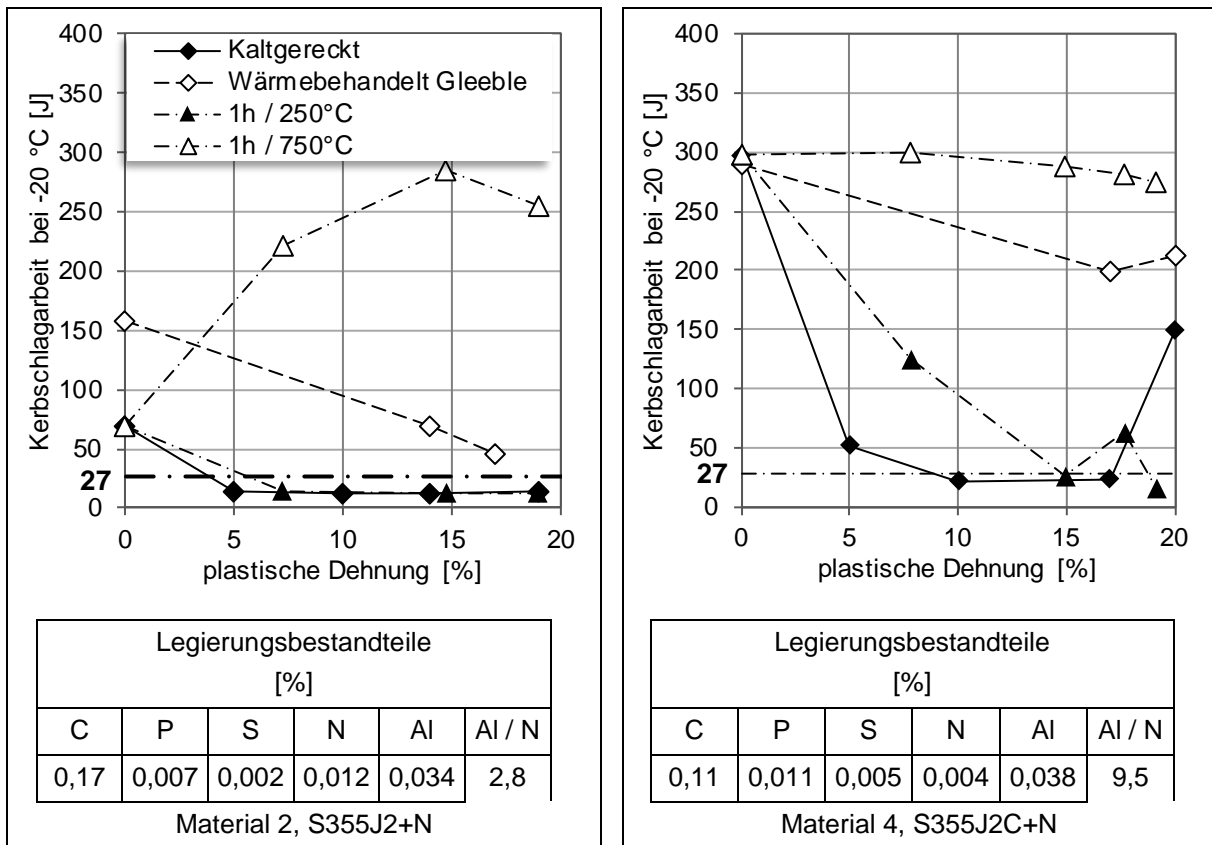


Abb. 8-5: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlung, t = 16 mm

Die Ergebnisse zeigen, dass bei Material 2, 3 und 4 durch das Kaltumformen die Werte der Kerbschlagarbeit unter die Grenze von 27 J absinken. Durch die Reckalterungsprüfung (1 h bei 250 °C) wird bei Material 2 und 3 der Abfall der Kerbschlagarbeit bestätigt. Bei Material 4 zeigt sich keine eindeutige Bestätigung des Absinkens der Kerbschlagarbeit durch die Reckalterungsprüfung.

Bei Material 1 liegt die Kerbschlagarbeit bis zu 18 % plastischer Dehnung oberhalb von 27 J. Dieses Material zeigt die größte Eignung zum Kaltumformen. Bei allen untersuchten Stählen zeigt sich, dass durch die Wärmebehandlung mit der Gleeble-Anlage und durch den Rekristallisationsversuch (1 h bei 750 °C) die Kerbschlagarbeit nicht unter die 27 J Grenze absinkt. Somit ist für diese Stähle der Reckalterungsversuch maßgebend und nicht das Kornwachstum durch Rekristallisation.

Auf Grundlage dieser Ergebnisse und der gesammelten Erkenntnisse aus Kapitel 6 und 7 wird für die standardisierte Prüfmethode der Reckalterungsversuche mit einer Wärmebehandlung im Ofen 1 h bei 250 °C vorgeschlagen. Bei kritischen Stählen und kleinen Umformgrad kann als zusätzliche Absicherung ein Rekristallisationsversuch (1 h bei 750 °C) durchgeführt werden.

Zur Einordnung der Ergebnisse werden die zulässigen Dehnungen aus den zulässigen r/t-Verhältnissen nach DIN EN 1993-1-8 Tabelle 2.1 [13] berechnet. Bei der Berechnung der Dehnungen fließen die Erkenntnisse aus Kapitel 4.2 ein und die Verschiebung der neutralen Faser wird mit Gleichung (2.6) berücksichtigt. Bei allen untersuchten Stählen liegt der Aluminium-Gehalt über 0,02 %. Somit werden die r/t-Verhältnisse für Al-beruhigte Stähle herangezogen. Die berechneten plastischen Dehnungen sind in Tabelle 8-2 angegeben. Die

Ergebnisse der Versuche zeigen, dass bei den zulässigen plastischen Dehnungen die Kerbschlagarbeit bei allen Blechen unterhalb von 27 J liegen.

Tabelle 8-2: Zulässige plastische Dehnungen für Al beruhigte Stähle unter Berücksichtigung der Gleichung (2.6) für die Grenzwerte nach DIN EN 1993-1-8 Tabelle 4.2 [13]

Blechdicke t [mm]	r/t für Al-beruhigte Stähle nach Tabelle 2.1 [13] [-]	Zulässiger Biegeradius r [mm]	rechnerische plastische Dehnung nach Gleichung (2.6) ϵ_{NF} [%]
8	$\geq 1,5$	12	34
16	≥ 3	48	16

An dieser Stelle ist auch zu beachten, dass bei der Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] die plastische Dehnung bei der Ermittlung der Bezugstemperatur T_{Ed} , wie in Kapitel 2.8.5 erläutert, mit berücksichtigt werden muss. Somit ergibt sich eine Bezugstemperatur T_{Ed} , mit der keine vereinfachte Materialsortenwahl mehr möglich ist, da Tabelle 2.1 nur bis -50 °C Informationen liefert. Die Bezugstemperatur T_{Ed} für die untersuchten Blechdicken ist in Tabelle 8-3 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die aktuellen Regelwerke keine übereinstimmenden Ergebnisse liefern.

Tabelle 8-3: Bezugstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] unter Berücksichtigung der plastischen Dehnung bei einer Einsatztemperatur von -20 °C

Blechdicke t [mm]	Zulässiger Biegeradius r [mm]	rechnerische plastische Dehnung nach Gleichung (2.6) ϵ_{NF} [%]	$\Delta T_{\epsilon_{cf}}$ [°C]	Bezugstemperatur T_{Ed} [°C]
8	12	34	-102	-122
16	48	16	-48	-68

8.4.4 Ermittlung der durch den Versuch abzudeckenden plastischen Dehnung

Das aktuelle Sprödbbruchkonzept, das als Grundlage für DIN EN 1993-1-10 [11] herangezogen wurde, setzt eine Risspitze im Bauteil voraus. An dieser Risspitze tritt ein dreiaxialer Spannungszustand auf, mit dem eine bruchmechanische Berechnung durchgeführt wird, siehe Kapitel 2.8.1. Bei einem Riss im kaltumgeformten Bereich, bei dem die Rissfront parallel zum Dehnungsgradienten verläuft, sinkt mit zunehmender Risstiefe die plastische Dehnung aus Kaltumformen ab. Somit kann davon ausgegangen werden, dass im Bereich der Risspitze, die zu einem Sprödbbruch führt, eine kleinere Kaltverformungsdehnung vorliegt als an der Außenseite des kaltumgeformten Bauteils.

Zur einfachen Betrachtung kann mit der Anfangsrissgröße a_d , die der Berechnung nach DIN EN 1993-1-10 [11] zugrunde gelegt wurde, die Dehnung an der Risspitze berechnet werden. Die Berechnung der plastischen Dehnung aus Kaltverfestigung an der Risspitze ϵ_{a_d} erfolgt nach Gleichung (8.1). Die Anfangsrissgröße a_d wird hier mit der Funktion (8.2) approximiert und entspricht den Annahmen nach [31]. Abb. 8-6 zeigt die Verläufe der plastischen Dehnungen an der Risspitze in Abhängigkeit der Blechdicke.

$$\varepsilon_{ad} = \varepsilon_{NF} * \left(\frac{t}{2} - a_d \right) \tag{8.1}$$

ε_{NF} plastische Dehnung aus Kaltumformung in % (2.6)

t Blechdicke

$$a_d = 2 * 10^{-6} * t^3 + 6 * 10^{-4} * t^2 + 0,1341 * t + 0,6349 \tag{8.2}$$

...Anfangsrisssgröße a_d nach [31].

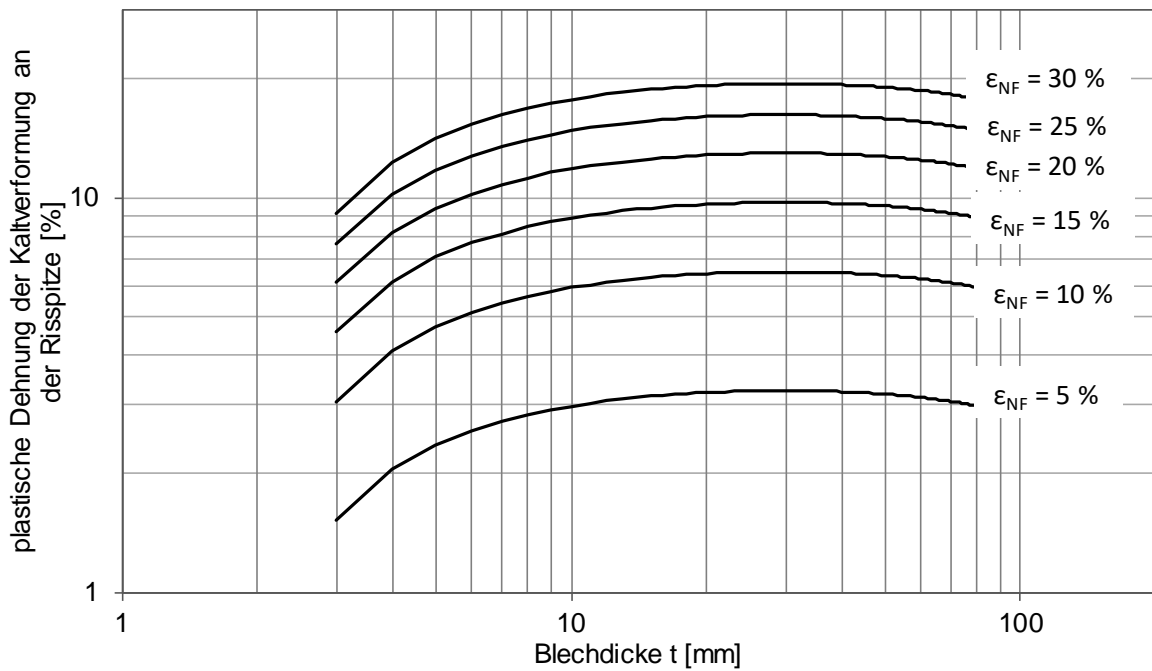


Abb. 8-6: Plastische Dehnung der Kaltverformung an der Rissspitze bei kaltgebogenen Bauteilen

Unter Berücksichtigung dieser Annahme kann davon ausgegangen werden, dass an der Rissspitze die komplexe Wechselwirkung aus Kaltumformen, Schweißen und Kleinbereichsfließen günstiger ausfällt als im Randbereich, da in diesem Bereich eine geringere Dehnung vorliegt, als an der Außenseite berechnet wurde. In Tabelle 8-4 sind die plastischen Dehnungen an der bemessungsrelevanten Rissspitze für die Blechdicken 8 und 16 mm dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Dehnungen an der Rissspitze signifikant geringer sind als an der Außenseite.

Tabelle 8-4: Rechnerisch plastische Dehnung an der bemessungsrelevanten Rissspitze

Blechdicke t [mm]	Zulässiger Biegeradius r [mm]	rechnerische plastische Dehnung nach (2.6) ε_{NF} [%]	Anfangsrisssgröße a_d [mm]	rechnerische plastische Dehnung an der Rissspitze ε_{ad} [%]
8	12	34	1,74	19,15
16	48	16	2,94	10,12

Die Bezugstemperatur T_{Ed} für die untersuchten Blechdicken unter der Berücksichtigung der plastischen Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze sind in Tabelle 8-5 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die so korrigierte Bezugstemperatur T_{Ed} signifikant absinkt. Für das 8 mm dicke Blech ist somit eine Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] möglich. Für das 16 mm dicke Blech liegt die Bezugstemperatur T_{Ed} immer noch außerhalb der Tabelle 2.1 nach DIN EN 1993-1-10 [11].

Die plastische Dehnung, die durch den modifizierten Reckalterungsversuch abgedeckt werden muss, entspricht somit der plastischen Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze.

Tabelle 8-5: Bezugstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] unter Berücksichtigung der plastischen Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze bei einer Einsatztemperatur von -20 °C

Blechdicke t [mm]	Zulässiger Biegeradius r [mm]	rechnerische plastische Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze ϵ_{ad} [%]	$\Delta T_{\epsilon_{cf}}$ [°C]	Bezugstemperatur T_{Ed} [°C]
8	12	19	-57	-77
16	48	10	-30	-50

8.4.5 Definition der standardisierten Prüfmethode zur Untersuchung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten und anschließend schweißwärmebehandelten Proben mit homogenem Dehnungszustand

Die eigenen durchgeführten Versuche und die Ergebnisse aus der Literatur zeigen, dass die Zähigkeitsabnahme aus der Wechselwirkung „Kaltumformen“ und „Schweißen“ von der chemischen Zusammensetzung und der Materialherstellung abhängig ist. Durch die Wechselwirkung der einzelnen Legierungsbestandteile und die vielfältige Möglichkeit der Stahlherstellung ist es nicht möglich, eine allgemeingültige Regelung für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich zu definieren, die alle Stähle, die im Stahlbau zugelassen sind, abdeckt. Durch Tabelle 4.2 in DIN EN 1993-1-8 [13] wird dieser Versuch unternommen. Um das Kaltumformen bei der Materialsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] zu berücksichtigen, wird in der Temperaturgleichung durch den pauschalen Ansatz von $\Delta T_{cf} = 3 * \epsilon_{cf}$ das Kaltumformen berücksichtigt. Durch diese Regelung können die positiven Eigenschaften von Stählen, die eine geringe Verschiebung der Übergangstemperatur durch Kaltumformen aufweisen, nicht berücksichtigt werden. Durch die Begrenzung der Bezugstemperatur auf -50 °C in Tabelle 2.1 DIN EN 1993-1-10 [11] kann die Verschiebung der Übergangstemperatur nur bei sehr geringen Biegeradien berücksichtigt werden.

Um diese Lücke in den Regelwerken zu schließen wird eine standardisierte Prüfmethode zur Untersuchung der Kerbschlagarbeit an kaltumgeformten und anschließend schweißwärmebehandelten Proben mit homogenem Dehnungszustand in Kombination mit einer modifizierten Stahlsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] vorgeschlagen. Abb. 8-7 zeigt den Ablauf der modifizierten Stahlsortenwahl in Kombination mit der standardisierten Prüfmethode für die Stahlsortenwahl von kaltumgeformten Bauteilen.

Bei der modifizierten Stahlsortenauswahl wird bei der Bestimmung der Bezugstemperatur T_{Ed} der Kaltumformgrad nicht berücksichtigt. Der Einfluss aus Kaltumformen wird auf der Materialseite durch den modifizierten Reckalterungsversuch berücksichtigt. Zur Bestimmung der plastischen Dehnung, die durch den modifizierten Reckalterungsversuch abgedeckt werden soll, wird die plastische Dehnung an der bemessungsrelevanten Rissspitze im Bauteil berechnet. Die Herleitung der Berechnung der plastischen Dehnung an der bemessungsrelevanten Rissspitze erfolgt in Kapitel 8.4.4.

Der modifizierte Reckalterungsversuch sieht vor, dass aus einer kaltgereckten Schulterprobe Kerbschlagbiegeproben entnommen werden und diese bei 250 °C im Ofen 1 h geglüht werden. Anschließend erfolgt der Kerbschlagbiegeversuch bei der von der Stahlsorte abhängigen Prüftemperatur.

Um ein Material genau für das Kaltumformen zu spezifizieren, wäre es vorstellbar, die Zusatzoption C „geeignet zum Kaltumformen“ mit einer weiteren Zusatzinformation zu ergänzen. Das Konzept sieht vor, dass die Materialbezeichnung um die Option erweitert wird, bis zu welcher plastischen Dehnung die Zähigkeit des Materials durch Versuche abgesichert ist. Dieses Bezeichnungskonzept entspricht dem Konzept der Materialbezeichnung, die bei den Z-Güten bereits angewendet wird, siehe Tabelle 8-6.

Tabelle 8-6: Vorschlag für die Zusatzoption C mit definierten plastischen Dehnungen

C-Güte [-]	geprüfte plastische Dehnung [%]
C5	5
C10	10
C15	15
C20	20
C25	25
C30	30

Somit ist eine Bemessung nach DIN EN 1993-1-10 [33] auch bei kleinen Biegeradien ohne eine Erweiterung der Tabelle möglich, da die Verschiebung der Übergangstemperatur durch den modifizierten Reckalterungsversuch abgedeckt wird. Bei dem Nachweis nach DIN EN 1993-1-10 [11] wird bei der Ermittlung der Bezugstemperatur T_{Ed} der Anteil aus Kaltumformung nicht mit berücksichtigt, da bei der auf der Widerstandsseite stehenden Temperatur T_{Rd} die Zähigkeitsabminderung, die durch die Wechselwirkung aus „Kaltumformen“ und „Schweißen“ hervorgerufen wurde, bereits bei der Ermittlung der Kerbschlagarbeit berücksichtigt wurde.

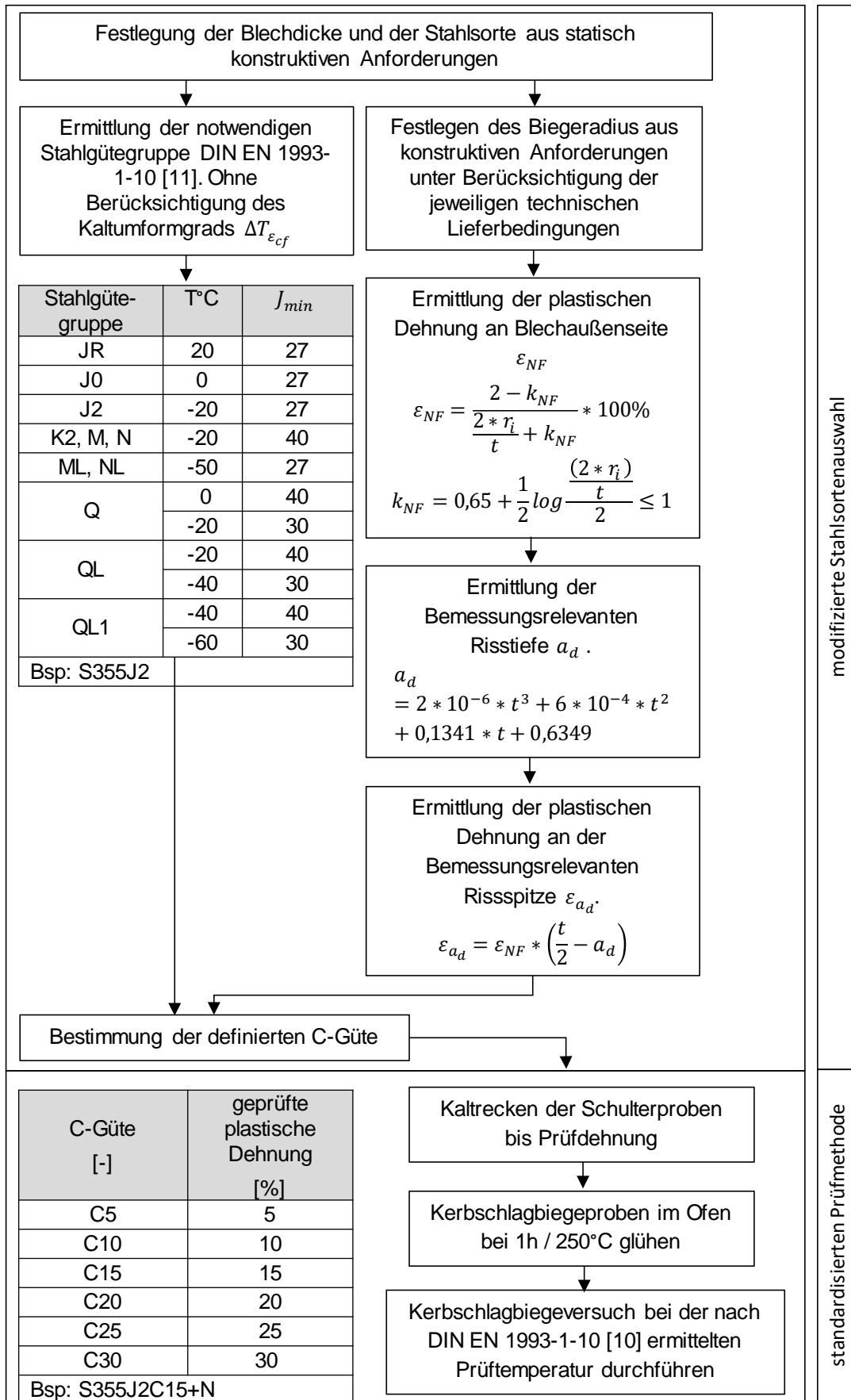


Abb. 8-7: Ablaufdiagramm der modifizierten Stahlsortenauswahl für kaltumgeformte Bauteile

9 Zusammenfassung, und Ausblick

In dieser Arbeit wurde der Einfluss auf Stahl durch die beiden Fertigungsprozesse „Kaltumformen“ und „Schweißen“ im Hinblick auf die Materialzähigkeit erläutert. Es wurde der Einfluss vom Gefügezustand, den Legierungselementen, den Eisenbegleitern und der Korngröße auf die Werkstoffzähigkeit am Grundmaterial dargestellt. Aufbauend auf dieser Erkenntnis wurden die Einflüsse aus den beiden Fertigungsprozessen „Kaltumformen“ und „Schweißen“ herausgearbeitet und dargestellt. Zur Erläuterung der aktuellen Normungssituation wurde das Konzept zur Vermeidung von Sprödbbruch nach DIN EN 1993-1-10 und das Konzept zur Regelung beim Schweißen im kaltumgeformten Bereich nach DIN EN 1993-1-8 erläutert und die Hintergründe dargestellt.

Zur Ermittlung der Sprödbrechempfindlichkeit nach dem Schweißen im kaltumgeformten Bereich wurde ein in zwei Teilbereiche gegliedertes Versuchsprogramm aufgestellt. Im ersten Teil wurden Untersuchungen zu den mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialzustand durchgeführt. Um die mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialzustand untersuchen zu können, wurden Versuchskörper gefertigt, die das Materialverhalten äquivalent abbilden. Die Kaltumformung wurde durch Kaltrecken von Schulterproben erzeugt. Somit lag über dem gesamten Versuchskörperquerschnitt eine gleichmäßige Dehnung vor. Die Wärmebehandlung, die einer äquivalenten Wärmebehandlung durch eine Schweißnaht entsprach, wurde durch das Nachfahren eines gemessenen Temperaturzyklus auf einer *Gleeble*-Anlage erzeugt.

Im zweiten Teilbereich wurden Bauteilversuche bei tiefer Temperatur durchgeführt. Es wurden Versuchskörper für Bauteilversuche bei tiefer Temperatur entwickelt, bei denen die Einflüsse aus „Schweißen“ und „Kaltumformen“ an realen Bauteilen abgebildet wurde. Der Versuch sah vor, dass am Schweißnahtübergang im Bereich der Kaltumformung eine künstliche Kerbe eingebracht wird, die im eigentlichen Versuch einen Riss auslöst, der zum Bauteilversagen führt.

Während der Fertigung der Versuchskörper wurden zur Nachvollziehbarkeit der einzelnen Prozessschritte fertigungsbegleitende Messungen durchgeführt. Es wurden die plastischen Dehnungen nach dem Kaltumformen und die Temperaturzeitverläufe aus dem Schweißprozess aufgezeichnet.

Bei der Untersuchung der mechanischen und metallurgischen Materialeigenschaften wurden durch Kerbschlagbiegeversuche die Materialzähigkeit in Abhängigkeit vom Materialzustand ermittelt. Die Untersuchungen zeigen, dass bei einem großen Teil der eigenen Untersuchungen und der in [9; 30; 42] untersuchten Stähle die Verschiebung der Übergangstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] mit $\Delta T_{cf} = 3 * \epsilon_{cf}$ beim Kaltumformen nicht zutrifft. Bei den untersuchten Stählen wird größtenteils die Verschiebung überschätzt. Die Untersuchungen zeigen keine systematische Verschiebung der $K_V - T$ Kurve, durch die alle Stähle beschrieben werden können, siehe Abb. 9-1. Auch bei der nach dem Kaltumformen durchgeführten Wärmebehandlung durch die Schweißwärme zeigt sich keine systematische Verschiebung der Übergangstemperatur, siehe Abb. 9-1. Grundsätzlich zeigen die Ergebnisse, dass bei den Feinkornbaustählen und den thermomechanisch gewalzten Stählen

eine geringere Verschiebung der Übergangstemperatur durch Kaltumformen vorliegt. Des Weiteren zeigen die Ergebnisse, dass der Einfluss durch die Schweißwärme bei den meisten Stählen sehr gering ist.

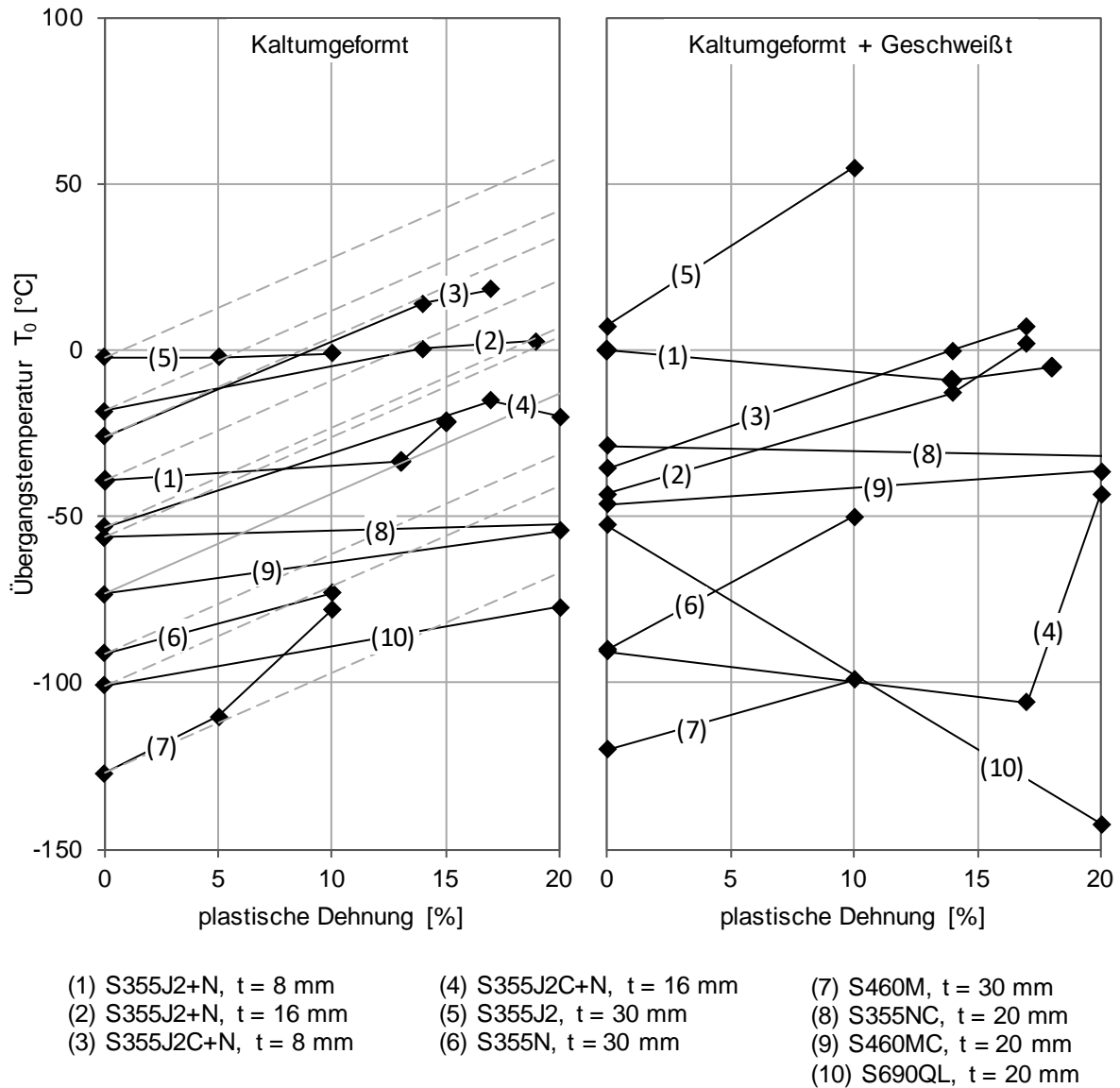


Abb. 9-1: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung, Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus [9; 30; 42]

Bei der Betrachtung der Ergebnisse muss beachtet werden, dass die Werte teilweise mit unterschiedlichen Versuchsmethoden erzielt wurden. Bei den Untersuchungen in [42] 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 [30] wurden die Kerbschlagbiegeproben aus kaltgereckten Proben entnommen, an denen nach dem Kaltrecken geschweißt wurde. Bei diesen Proben kann von einem homogenen Dehnungszustand und einem inhomogenen Gefügestand ausgegangen werden. Bei den eigenen Untersuchungen und denen aus [9] kann davon ausgegangen

werden, dass sowohl ein homogener Dehnungszustand als auch ein homogener Gefügestand vorlag. Jedoch wurden entgegen der eigenen Untersuchungen, die plastischen Dehnungen durch Zugkräfte eingebracht, bei den Untersuchungen in [9] wurden diese durch Druckkräfte eingebracht. Ferner wurden in [14] inhomogene Dehnungen in homogene Dehnungen umgerechnet. Des Weiteren wurde hier die Lage der Kerbe durch eine Temperaturverschiebung korrigiert. Trotz der abweichenden Versuchstechniken ist ein direkter Vergleich der dargestellten Ergebnisse möglich, da die Aussagen der Versuchsergebnisse qualitativ vergleichbar sind. Die Ergebnisse repräsentieren einen Querschnitt durch verschiedene Stahlsorten. Es ist zu beachten, dass durch die große Vielfalt der Legierungsbestandteile und der großen Bandbreite ihrer Anteile, Stähle mit der gleichen Bezeichnung andere Materialfähigkeiten nach dem Kaltumformen aufweisen können.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeuntersuchungen zeigen auch, dass die Neigung der $K_V - T$ Kurve im Übergangsbereich des Stahls im Lieferzustand einen entscheidenden Einfluss auf die Kerbschlagarbeit hat, die nach dem Verschieben der $K_V - T$ Kurve durch eine Kaltumformung im Stahl vorliegt. Die Auswertung der Verschiebung des Übergangsbereiches zeigt, dass durch die reduzierte Betrachtung der Kerbschlagarbeit bei einer bestimmten Temperatur ohne das Wissen über die Lage und Neigung des Übergangsbereiches keine verlässliche Aussage über das Zähigkeitsverhalten des Stahles durch Kaltumformen getroffen werden kann. Somit kann eine Vorhersage des Zähigkeitsverhalten von Stahl durch Kaltumformen nur durch die komplette Ermittlung einer $K_V - T$ Kurve erfolgen. Alternativ können Kerbschlagbiegeversuche an kaltumgeformten Proben durchgeführt werden, entsprechende Versuch wurden in 8.4 entwickelt.

Die eigenen Bauteilversuche bei tiefer Temperatur wurden an Versuchskörpern durchgeführt, die einen typischen Dehnungsgradienten aus einem Biegeumformprozess aufwiesen. An den Prüfkörpern wurde im kaltumgeformten Bereich eine 2/3 X-Naht als Vollstoß ausgeführt. Nach dem Schweißen wurde in die Prüfkörper am Nahtübergang eine künstliche Kerbe eingeschliffen. Die Prüfkörper wurden so lange einer Ermüdungsbelastung ausgesetzt, bis am Kerbgrund ein scharfer Ermüdungsanriss eintrat. Im nächsten Schritt wurden die Versuchskörper heruntergekühlt und bei -30 °C mit einer quasi-statischen Last bis zum Prüfkörperbruch belastet.

Die Ergebnisse bestätigen die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen aus Kapitel 6 und zeigen, dass bei Zunahme der plastischen Dehnungen durch einen kleineren Biegeradius die Spröbruchgefahr steigt und die Materialfähigkeit abnimmt. Die Auswertung erfolgte über die Bruchflächen und die Bruchdehnung. Die Bauteilversuche bestätigten die Beobachtungen aus den Kerbschlagbiegeversuchen. Es zeigte sich, dass eine Abhängigkeit vom r/t -Verhältnis vorliegt und dass die durch das Kaltumformen beeinflusste Materialfähigkeit einen entscheidenden Einfluss auf das Bauteilverhalten hat.

Die eigenen durchgeführten Versuche und die Ergebnisse aus der Literatur zeigen, dass die Zähigkeitsabnahme aus der Wechselwirkung „Kaltumformen“ und „Schweißen“ von der chemischen Zusammensetzung und der Materialherstellung abhängig ist. Durch die Wechselwirkung der einzelnen Legierungsbestandteile und die vielfältige Möglichkeit der Stahlherstellung ist es nicht möglich, eine allgemeingültige Regelung für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich zu definieren, die alle Stähle, die im Stahlbau zugelassen sind, abdeckt. Durch die Tabelle 4.2 nach DIN EN 1993-1-8 [13] wird dieser Versuch unternommen.

Um das Kaltumformen bei der Materialsortenwahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] zu berücksichtigen, wird in der Temperaturgleichung durch den pauschalen Ansatz von $\Delta T_{cf} = 3 * \epsilon_{cf}$ das Kaltumformen berücksichtigt. Durch diese Regelung können die positiven Eigenschaften von Stählen, die eine geringe Verschiebung der Übergangstemperatur durch Kaltumformen aufweisen, nicht berücksichtigt werden. Darüber hinaus kann die Begrenzung der Bezugstemperatur auf -50 °C in Tabelle 2.1 DIN EN 1993-1-10 [11] die Verschiebung der Übergangstemperatur nur bei sehr geringen Biegeradien berücksichtigt werden.

In Kombination mit einem modifizierten Reckalterungsversuch, durch den der Einfluss aus dem Kaltumformen auf die Materialzähigkeit berücksichtigt werden kann und eine modifizierten Materialauswahl nach DIN EN 1993-1-10 [11] ist es möglich, für den Stahlbau ein ingenieurpraktisches Konzept zur sicheren Werkstoffauswahl zu generieren. Die Prüfmethode und die Modifizierung der Materialauswahl wird in Kapitel 8.4.5 vorgestellt. Durch dieses Vorgehen besteht die Möglichkeit normkonform zu den aktuellen Regelungen im Stahlbau Material auszuwählen, das geeignet zum Kaltumformen ist und das geeignet zum Schweißen in Kaltumgeformten Bereichen ist. Somit ist eine wirtschaftliche und sichere Materialwahl auch für kleine Biegeradien möglich.

Durch diese Arbeit konnte gezeigt werden, dass für eine wirtschaftliche und sichere Materialauswahl für Bauteile im Stahlbau, die kaltumgeformt und geschweißt werden, die legierungs- und herstellprozessabhängigen Materialeigenschaften eine erhebliche Wirkung auf die Materialzähigkeit haben. Zur Weiterentwicklung des hier vorgestellten, versuchsgestützten Verfahrens zur Ermittlung der Materialzähigkeit unter Berücksichtigung des Einflusses aus Kaltumformen sollten noch weitere Untersuchungen durchgeführt werden.

Bei der Entnahme von Kerbschlagbiegeproben aus biegeumgeformten Bauteilen ist davon auszugehen, dass über dem Querschnitt der Probe eine inhomogene Dehnung vorliegt. Aktuell ist nicht bekannt, welchen Einfluss der Dehnungsgradient auf das Ergebnis von Kerbschlagbiegeversuchen hat. Auch in den Regelwerken zur Durchführung und Entnahme von Kerbschlagbiegeproben sind hierzu keine Angaben zu finden. Ein ähnlicher Umstand liegt vor, wenn aus real geschweißten Bauteilen Kerbschlagbiegeproben im Bereich der WEZ entnommen werden. Hier ist mit einem inhomogenen Gefüge zu rechnen, das einen Einfluss auf das Ergebnis der Kerbschlagbiegeversuche hat. Beide Fragestellungen könnten mit einer Serie von Kerbschlagbiegeversuchen und bruchmechanischen Versuchen und Berechnungen beantwortet werden.

Antwort auf die Frage, welchen Einfluss der inhomogene Dehnungszustand auf die Kerbschlagarbeit hat, würde z.B. der Vergleich von Ergebnissen aus Kerbschlagbiegeversuchen liefern, die aus biegeumgeformten Blechen entnommen werden. Durch eine günstige Wahl der Blechstärke (80 mm) könnten über den Dehnungsgradienten verteilt mehrere Proben entnommen werden. Zum Vergleich der Ergebnisse sollten aus dem gleichen Blech Proben entnommen werden, die kaltgereckt werden, um eine gleichmäßige Dehnung zu erzielen. An diesen Vergleichsproben sind ebenfalls Kerbschlagbiegeproben zu entnehmen. Mit einer ähnlichen Versuchstechnik könnte auch die Frage der inhomogenen Gefügestände beantwortet werden.

Ein weiterer Punkt, der momentan nicht abschließend geklärt ist, ist die Frage der minimalen Kerbschlagarbeit, die im Hintergrund zur Berechnung der Tabelle 2.1 in DIN EN 1993-1-10 [11] herangezogen wurde. Die Recherche in 2.8.5 zeigt, dass hier nur Stähle untersucht wurden, bei denen mindesten eine Kerbschlagarbeit von 100J vorliegen. Die hier für die eigenen Versuche verwendeten Stähle zeigen jedoch, dass auf dem Markt auch Stähle verfügbar sind, bei denen geringere Kerbschlagarbeiten als 100J vorlagen. An dieser Stelle zeigt sich eine Diskrepanz zwischen der Liefernorm für Stähle und der Absicherung gegen Sprödbruch. Durch das hohe Sicherheitsniveau in DIN EN 1993-1-10 [11] ist nach Meinung des Autors nicht mit akuten Schäden zurechnen. Allerdings ist bei der Weiterentwicklung der Regelungen dieser Umstand genauer zu betrachten.

Bei der Überarbeitung der Regelwerke sollte auch die Gleichung (2.6) zur Berechnung der plastischen Dehnung infolge Biegeumformen mit Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser mit aufgenommen werden. Diese Ergänzung sollte in DIN EN 1993-1-10 [11] bei der Berechnung der Bezugstemperatur T_{Ed} erfolgen.

Ebenfalls sollten bei der Überarbeitung der Regelwerke die Regelungen zum Schweißen in kaltumgeformten Bereichen aus DIN EN 1993-1-8 [13] in DIN EN 1993-1-10 [11] überführt werden. Bei diesen Regelungen handelt es sich um eine Einschränkung der r/t -Verhältnisse die einen Sprödbruch ausschließen sollen. Da in DIN EN 1993-1-10 [11] die Materialsortenauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch erfolgt, sollte auch diese Regelung dort zu finden sein.

Des Weiteren wäre es aus Sicht der Wirtschaftlichkeit wünschenswert, wenn in DIN EN 1993-1-10 [11] die Einführungen einer belastungsartabhängigen (vorwiegend ruhend/ vorwiegend nicht ruhend) Materialauswahl erfolgen würde. Bei der Berechnung der Tabelle 2.1 in DIN EN 1993-1-10 [11] wurde vorausgesetzt, dass ein Risswachstum hervorgerufen durch eine Ermüdungsbelastung stattfindet. Dieser Annahme ist bei vorwiegend ruhend belasteten Bauteilen nicht zutreffend. An dieser Stelle sind weitere umfangreiche Untersuchungen und Berechnungen notwendig.

10 Literaturverzeichnis

- [1] DIN EN 1090-2: Ausführung von Stahltragwerken und Aluminiumtragwerken - Teil 2: Technische Regeln für die Ausführung von Stahltragwerken; Deutsche Fassung EN 1090-2: 2008+A1:2011: 2011
- [2] *Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde: Springer 2012*
- [3] DIN EN 10027-1: Bezeichnungssysteme für Stähle Teil 1: Kurznamen, Deutsche Fassung EN 10027-1: 2005.
- [4] *Degenkolb, J.; Müsken, B.: Wärmebehandlung von Stahl nach Kaltumformung.: Archiv Eisenhüttenwesen, 44. S. 769–774: 1973.*
- [5] *Detemple, I., Demmerath, A.: The Effects of Heat Treatment. The International Journal of Hydrocarbon Engineering, Heft 11: 1998.*
- [6] DIN EN 10020: Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle, DIN EN 10020: Deutsche Fassung EN 10020: 2000.
- [7] *Eichler, B.; Feldmann, M.; Sedlacek, G.: Zähigkeitsdargebote kaltgefertigter Hohlprofile bei tiefen Temperaturen. Stahlbau, 81, Heft 3. S. 181–189: 2012.*
- [8] *Macherauch, E (Hrsg.): Eigenspannungen: Entstehung – Berechnung – Messung – Bewertung. Oberursel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V.,: 1980.*
- [9] *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.*
- [10] DIN EN 1993-1-1: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-1: Allgemeine Bemessungsregeln und Regeln für den Hochbau; Deutsche Fassung EN 1993-1-1:2005 + AC:2009: 2010.
- [11] DIN EN 1993-1-10: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten – Teil 1-10: Stahlsortenauswahl im Hinblick auf Bruchzähigkeit und Eigenschaften in Dickenrichtung, Deutsche Fassung EN 1993-1-10:2005 + AC 2009: 2010.
- [12] DIN EN 1990: Eurocode: Grundlagen der Tragwerksplanung: Deutsch Fassung EN 1990:2002 + A1:2005 + A1:2005/AC:2010: 2010.
- [13] DIN EN 1993-1-8: Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Teil 1-8: Bemessung von Anschlüssen: Deutsche Fassung EN 1993-1-8:2005 + AC:2009: 2010.
- [14] *Feldmann, M.; Kühn, B.; et al.: Choice of Steel Material to Avoid Brittle Fracture for Hollow Section Structures. Addition to EN 1993-1-10. JRC Scientific and Technical Report: 2012.*
- [15] *Feldmann, M.; Eichler, B.; Sedlacek, G.: Stahlsortenauswahl für Brückenlager, Bruchmechanische Untersuchungen für die Vereinigung der Hersteller von Fahrbahnübergängen und Lagern für Bauwerke; Lehrstuhl für Stahlbau und Leichtbau, RWTH Aachen: 2011.*
- [16] DIN 8586: Fertigungsverfahren Biegeumformen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. September: 2003.

- [17] DIN 8582: Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung; Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht: 2003.
- [18] *Fritz, A.; Schulze, G.*: Fertigungstechnik: Springer Vieweg: 2012.
- [19] *Gross, D.; Seelig, T.*: Bruchmechanik, Mit einer Einführung in die Mikromechanik: Springer: 2001.
- [20] *Großpietsch, D. Brauer, H.*: Einfluss der Probengröße auf die Werte im Kerbschlagbiegeversuch an Rohren.: 3P, 10/2012.
- [21] *Hildebrand, J.*: Numerische Schweißsimulation, Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen, Bauhaus-Universität Weimar, Dissertation: 2009 .
- [22] *Höhler, S.*: Beitrag zur Erweiterung der Regelungen der Stahlsortenauswahl zur Vermeidung von Sprödbruch auf Anschlüsse unter vorwiegend ruhender Beanspruchung, RWTH Aachen Dissertation: Shaker 2006.
- [23] *Hollomon, J. H.; Jaffe, L. D.*: Time-Temperature Relations in Tempering Steel.: Metals Technology, 09. S. 1–26:1945.
- [24] *Hubmer, G.; Ernst, W.; Klein, M.; et al.*: A Tribute to Holloman & Jaffe - The 70th Birthday of a Brilliant Equation.:Steelsim, 6th International Conference: 2015.
- [25] DIN 6935: Kaltbiegen von Flacherzeugnissen aus Stahl. 2010.
- [26] DIN EN 10219-1: Kaltgefertigte geschweißte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen: Deutsche Fassung EN 10219-1:2006: 2006.
- [27] *Kauer, B.*: Einfluss der Probengeometrie auf die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen; Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, Bericht, Universität Stuttgart 2014.
- [28] *Klocke, F.; König, W.*: Fertigungsverfahren, Umformen: Springer: 2006.
- [29] *Kuhlmann, U.; Kudla, K.*: Schweißen in kaltumgeformten Bereichen – Ganzheitliche Kriterien für die Werkstoffwahl, Schlussbericht zum DAST/IGF-Forschungsvorhaben Nr. 16518: Universität Stuttgart 2015.
- [30] *Kuhlmann, U.; Novák, B.; Günther, H.-P. et al.*: FOSTA-Forschungsvorhaben P645, Stahlverbundträger mit Trapezblechträgern im Brückenbau. Forschungsbericht, FOSTA-Forschungsvorhaben P645: Universität Stuttgart 2006.
- [31] *Kühn, B.*: Beitrag zur Vereinheitlichung der europäischen Regelungen zur Vermeidung von Sprödbruch, RWTH Aachen Dissertation: Shaker 2005.
- [32] *Kühn, B.; Sedlacek, G.*: DAST-Richtlinie 009 Stahlsortenwahl für geschweißte Stahlbauten - Kommentar: Stahlbau Kalender 2006, Ernst und Sohn: 2006.
- [33] *Kühn, B.; Stranghöner, N.; Sedlacek, G.; et al.*: Stahlbaunormen - Kommentar zu DIN EN 1993-1-10: Stahlsortenwahl im Hinblick auf Bruchzähigkeit und Eigenschaft in Dickenrichtung: Stahlbau Kalender 2014: Ernst und Sohn 2014.
- [34] *Marandet, B., Sanz, G.*: Étude par mécanique de la ténacité d'aciers à résistance moyenne fournis en forte épaisseur. Revue Métallurgie. S. 359–383:1976.

- [35] DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren: Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2010: 2011.
- [36] DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe-Umwertung von Härtewerten: Deutsche Fassung EN ISO 18265:2003: 2004.
- [37] DIN EN 1993-2/NA: Nationaler Anhang – National festgelegte Parameter – Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten – Teil 2: Stahlbrücken: 2014.
- [38] *Nonn, A.; Bauer, H.*: Korrelation der Kerbschlagenergien unterschiedlicher Probenabmessungen durch Schädigungsmodelle. *Stahl und Eisen*, 5. S. 71–79: 2014.
- [39] *Oehler, G.*: Biegen - Vergleich und Abgrenzung der Einsatzmöglichkeit der Abkantpressen, der Abkantmaschinen und der Profilwalzmaschinen für Biege-Profil-Formungen: Carl Hanser Verlag: 1963.
- [40] *Oldfield, W.*: Curve Fitting Impact Test Data. ASTM Standardisation. S. 22–29: 1975.
- [41] *Radaj, D.*: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren: DVS-Verlag 2002.
- [42] *Röhrs, K.*: Untersuchungen zum Schweißen in kaltgeformten Bereichen von Feinkornbaustählen, TU Braunschweig Dissertation: Shaker 2005.
- [43] *Schulze, G.*: Die Metallurgie des Schweissens, Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe: Springer: 2010.
- [44] DIN EN 10225: Schweißgeeignete Baustähle für feststehende Offshore-Konstruktionen - Technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung EN 10225:2009: 2009.
- [45] *Sedlacek, G.; Feldmann, M.; Kühn, B.; et al.*: 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.
- [46] DIN EN ISO 643 Entwurf: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße. Deutsche Fassung FprEN ISO 2015: 2015.
- [47] *Stranghöner, N.*: Werkstoffwahl im Stahlbrückenbau, Deutscher Ausschuss für Stahlbau Forschungsbericht 4/2006: Stahlbau Verlags- und Service GmbH: 2006.
- [48] *Straßburger, C.*: Entwicklungen zur Festigkeitssteigerung der Stähle, Unter besonderer Berücksichtigung der unlegierten und mikrolegierten Baustähle, Verlag. Stahleisen: 1976.
- [49] *Wallin, K.*: Fracture Toughness of Engineering Materials, Estimation and Application: EMAS Publishing: 2011.
- [50] *Wallin, K.*: Methodology for selecting Charpy toughness criteria for thin high strength steels, Part 1,2 and 3: VTT Manufacturing Technology: 1994.
- [51] DIN EN 10210-1: Warmgefertigte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen – Teil 1: Technische Lieferbedingungen: Deutsche Fassung EN 10210-1:2006: 2006.
- [52] DIN EN 10025-1: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen.: Deutsche Fassung EN 10025-1:2004: 2005.

- [53] DIN EN 10025-3: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Deutsche Fassung EN 10025-3:2004: 2005.
- [54] DIN EN 10025-4: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Deutsche Fassung EN 10025-4:2004: 2005.
- [55] DIN EN 10025-5: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 5: Technische Lieferbedingungen für wetterfeste Baustähle: Deutsche Fassung EN 10025-5: 2004: 2005.
- [56] DIN EN 10025-6: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand: Deutsche Fassung EN 10025-6:2004: 2005.
- [57] DIN EN 10025-2: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; Deutsche Fassung EN 100252:2004: 2005.
- [58] *Weissbach, W.*: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium: Vieweg 2004.
- [59] Werkstoffkunde Stahl. Band 1: Springer 1984.
- [60] *Wiewecke, F.*: Untersuchungen zum thermischen Abbau schweißbedingter und strahlinduzierter Eigenspannungen: 1991.
- [61] *Zerbst, U.*: *Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweissverbindungen*, Merkblatt DVS 2401: DVS-Verlag: 2004.
- [62] *Zerbst, U.*: Fitness-for-service fracture assessment of structures containing cracks, A workbook based on the European SINTAP/FITNET procedure: Elsevier 2007.

11 Abbildungsverzeichnis

Abb. 2-1: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [3]	7
Abb. 2-2: Stahlbezeichnung nach DIN EN 10027 [3], Legende zu Abb. 2-1	8
Abb. 2-3: Atomistische und makroskopische Betrachtung des Metallaufbaus [28]	9
Abb. 2-4: Gitteraufbau beim kubisch-raumzentrierten und kubisch-flächenzentrierten Gitter	10
Abb. 2-5: Gefügebestandteile von Stahl - abhängig vom Eisenkohlenstoffgehalt - und ihre Eigenschaften	11
Abb. 2-6: Schematische Darstellung einer erstarrenden idealen Metallschmelze, a) Bildung der ersten Keime, b-e) Wachsen der Körner, f) Fertig gebildete Körner mit Korngrenzen, nach [2]	12
Abb. 2-7: Mikrostrukturelle Gitterbaufehler - dargestellt in einem Gefüge nach [43]	13
Abb. 2-8: Schematische Darstellung von Versetzungen nach [43]	13
Abb. 2-9: Elastische und plastische Formänderung nach [28]	14
Abb. 2-10: Plastische Verformung durch Versetzungsbewegung nach [43]	14
Abb. 2-11: Spannungs-Dehnungsdiagramm für einen Baustahl in Abhängigkeit vom Umformgrad φ	15
Abb. 2-12: Schematischer Verlauf einer Fließkurve [28]	16
Abb. 2-13: Normalglühen als Temperatur-Zeit Verlauf mit Gefügeumwandlung	17
Abb. 2-14: Einfluss von Umformgrad und Temperatur auf die Korngröße bei	19
Abb. 2-15: Ablauf der Rekristallisation nach Röhrs [42]	19
Abb. 2-16: Unterteilung der Fertigungsverfahren der Umformtechnik in Untergruppen nach DIN 8582 [17]	20
Abb. 2-17: Unterteilung der Biegeumformverfahren	21
Abb. 2-18: Freies Gesenkbiegen in Einzelschritten, nach [28]	22
Abb. 2-19: Varianten des Unterwerkzeugs, nach [28]	22
Abb. 2-20: Schwenkbiegen in Einzelschritten, nach [28]	23
Abb. 2-21: Variation des Biegeradius durch Verschieben der Biegeschiene an der Unterwange, [28]	23
Abb. 2-22: Verschiebung der neutralen Faser nach [28]	24
Abb. 2-23: Plastische Dehnung an der Außenfaser bei einem Biegewinkel $\alpha = 90^\circ$, Vergleich der Gleichungen (2.3), (2.3), (2.6)	26
Abb. 2-24: Begriffe und Benennung bei Schweißnähten nach [59]	27
Abb. 2-25: Schematische Darstellung des Verlaufs der Isothermen beim Lichtbogenhandschweißen in der Blechebene für einen bestimmten Zeitpunkt [43]	28
Abb. 2-26: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf an vier unterschiedlich weit von der Schmelzlinie entfernten Orten [43]	28
Abb. 2-27: Definition der $t_{8/5}$ Zeit [43]	28
Abb. 2-28: a) Temperaturführung beim Normalglühen b) Temperaturführung beim Schweißen, schematisch nach [43]	30
Abb. 2-29: Typischer Verlauf der Kerbschlagarbeit in der (erweiterten) Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen aus unlegierten Baustählen, nach [43]	31
Abb. 2-30: Kerbschlagarbeit gemessen bei -18°C an einem 13CrMoSi 5-5 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen [5]	33
Abb. 2-31: Ursachen der werkstoff-, fertigungs- und beanspruchungsbedingten Eigenspannungen nach [8]	34
Abb. 2-32: Eigenspannungen in der Kristallstruktur, beschränkt auf eine Spannungskomponente σ nach [41]	35
Abb. 2-33: Schematischer Eigenspannungsverlauf an einem gewalzten Blech	36
Abb. 2-34: Eigenspannungen σ_x und σ_y in gewalzten Blechen unterschiedlicher Stahlgüte [21]	36
Abb. 2-35: Eigenspannungen bei Biegeverformung. a) elastische Verformung. b) elastische und plastische Verformung c) verbleibende Eigenspannungen nach Entlastung (Restspannungen) nach [2]	37
Abb. 2-36: Behinderte Ausdehnung einer geschweißten Verbindung nach [2].	38

Abb. 2-37: Entstehung des Querspannungsverlaufs längs einer Linie senkrecht zur Naht.....	39
Abb. 2-38: Einfluss der Werkstoffzähigkeit auf die Ausbildung einer plastischen Zone nach [43] und [2]	40
Abb. 2-39: Überblick über die Vorgänge beim Bruch nach [59].....	41
Abb. 2-40: Untere Streckgrenze und Spaltbruchspannung in Abhängigkeit von der Temperatur [59].	42
Abb. 2-41: Spannungsverhältnis in einem „dicken“ gekerbten Blech (ebener Verzerrungszustand, $\epsilon_{zz} = 0$). a) Definitionen und Kerbgeometrie, b) Spannungsverlauf in x- und y-Richtung ($z = 0$), c) in z-Richtung für $r = \text{konst.}$, nach [43]	43
Abb. 2-42: Schematische $KV - T$ Kurve mit Streuband und Bruchflächen nach [43].....	45
Abb. 2-43: Ausgleichskurve.....	46
Abb. 2-44: Probenform und Abmessung nach DIN EN ISO 148-1 [35]	46
Abb. 2-45: Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am S355J2G3 mit Normalproben und Untermaßproben nach [27].....	47
Abb. 2-46: Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen am S355J2G3 mit Normalproben und Untermaßproben aus [27] umgerechnet nach [52].....	47
Abb. 2-47: Einfluss der Korngröße auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit [59; 48]	48
Abb. 2-48: Einfluss des Kohlenstoffes auf die Werkstoffzähigkeit, nach [59]	49
Abb. 2-49: Einfluss von Festigkeits steigernden Maßnahmen auf die Werkstoffzähigkeit, nach [59]...	49
Abb. 2-50: Abhängigkeit der Übergangstemperatur vom Verformungsgrad nach [4].....	50
Abb. 2-51: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Kaltumformen [43; 48]	51
Abb. 2-52: Änderung der Kerbschlagarbeit durch Reckalterung [43; 48].....	51
Abb. 2-53: Ablauf zur Auswahl der Stahlgüte nach DIN EN 1993-1-10 [11].....	53
Abb. 2-54: Failure-Assessment-Diagramm FAD	56
Abb. 2-55: Das K-Konzept und die unterschiedlichen Rissmodi nach [19].....	57
Abb. 2-56: Korrelation von Kerbschlagarbeit nach Wallin und Sanz [33].....	59
Abb. 2-57: Ablaufschema für die bruchmechanische Berechnung nach [45]	61
Abb. 2-58: Zulässige r/t -Verhältnisse in Abhängigkeit der Blechdicke für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich bei statisch beanspruchten Konstruktionen	63
Abb. 2-59: Zulässige r/t -Verhältnisse in Abhängigkeit der Blechdicke für das Schweißen im kaltumgeformten Bereich ermüdungsbeanspruchter Konstruktionen	63
Abb. 2-60: Definition von 5^*t nach DIN EN 1993-1-8 [13].....	64
Abb. 2-61: Regelwerke und deren Einfluss, durch die der zulässige Biegeradius an Bauteilen bestimmt wird, bei denen im kaltumgeformten Bereich geschweißt werden darf.....	65
Abb. 3-1: Versuchskörperbezeichnung	68
Abb. 3-2: Sekantenmodell des Temperaturzeitverlauf der Wärmebehandlung	71
Abb. 3-3: Vollstoß einer Trapezhohlsteife im Brückenbau, a) Darstellung des Bauteils b) Detail des Vollanschlusses.....	72
Abb. 3-4: Versuchskörper in a) Querschnitt und b) Isometrie Darstellung.....	73
Abb. 3-5: Einordnung der Versuchskörper nach DIN EN 1993-1-8 [13]	74
Abb. 3-6: Fertigungsschritte der Versuchskörperfertigung.....	75
Abb. 3-7: Definition der Geometrieparameter am Ober- und Unterwerkzeug beim Gesenkbiegen	76
Abb. 3-8: Schweißnahtvorbereitung und Lagenaufbau	77
Abb. 3-9: Lage der künstlichen Kerbe	78
Abb. 3-10: Makroschliff mit Risspitze	79
Abb. 4-1: Grafischer Plot der plastischen Dehnung verteilt über das Messraster, ermittelt mit der berührungslosen 3D Vermessung für den Versuchskörper U355-1.8.2 ($t = 8 \text{ mm}$, $r = 12 \text{ mm}$)	81
Abb. 4-2: Vermessen der Digitalen Bilder mit 50-facher Vergrößerung.....	82
Abb. 4-3: Geglättete plastische Dehnungen, ermittelt durch automatische optische Vermessung an drei Querschnitten am Versuchskörper U.355-3.8.3 ($t = 8 \text{ mm}$, $r = 22,5 \text{ mm}$).....	82
Abb. 4-4: Gleitender Durchschnitt der plastischen Dehnung, ermittelt durch manuelle Vermessung von drei Querschnitten am Versuchskörper U.355-3.8.2 ($t = 8 \text{ mm}$, $r = 12 \text{ mm}$).....	83
Abb. 4-5: Vergleich der Auswertmethoden optische 3D Messung und manuelle Vermessung.....	83

Abb. 4-6: Vergleich der Messergebnisse mit den in Kapitel 2.5.5 vorgestellten analytischen Berechnungsmethoden	85
Abb. 4-7: Anordnung der Thermoelemente M1-M6 auf den Versuchskörpern	86
Abb. 4-8: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 17 ($t = 8$ mm)	86
Abb. 4-9: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 47 ($t = 16$ mm)	87
Abb. 4-10: Makroschliffe und skizzierte Temperaturbereiche der Schweißnähte, bei denen die Temperaturzeitverläufe gemessen wurden	87
Abb. 5-1: Streckgrenze und Zugfestigkeit ermittelt aus Versuchen bzw. entnommen aus den Lieferzeugnissen der Versuchswerkstoffe.....	89
Abb. 5-2: Makroschliffe, 500-fach vergrößert, Material 2	90
Abb. 5-3: Ferritkorngröße ermittelt durch Linienschnitte nach DIN EN ISO 643 [46].....	91
Abb. 5-4: Härtewerte der einzelnen Werkstoffzustände.....	92
Abb. 5-5: Umwertung der Härte in Zugfestigkeiten nach DIN EN ISO 18265 [36].....	92
Abb. 5-6: Aus Härtewerten ermittelte Zugfestigkeit für die einzelnen Materialzustände.....	93
Abb. 5-7: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Kohlenstoff, Silizium und Mangan, ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe.....	94
Abb. 5-8: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Phosphor, Schwefel, Chrom, Molybdän, Aluminium und Stickstoff - ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe	95
Abb. 5-9: Prozentuale Massenanteile der chemischen Elemente Titan und Niob - ermittelt durch Spektralanalysen für die verwendeten Versuchswerkstoffe.....	96
Abb. 6-1: Anordnung von Kerbschlagbiegeproben im Biegeradius und der Dehnungsverteilung über den Querschnitt der Kerbschlagbiegeprobe	97
Abb. 6-2: $KV - T$ Kurve, Material 4	98
Abb. 6-3: Definition der Verschiebungsparameter ΔT_{aa} , $\Delta KV - 20$ und ΔT_{27J} bei $KV - T$ Kurven ...	99
Abb. 6-4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 1 (S355J2+N, $t = 8$ mm)	100
Abb. 6-5: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 2 (S355J2+N, $t = 16$ mm)	102
Abb. 6-6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 3 (S355J2C+N, $t = 8$ mm).....	103
Abb. 6-7: Verschiebung der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und Wärmebehandlung für Material 4 (S355J2C+N, $t = 16$ mm).....	105
Abb. 6-8: Übergangstemperatur bei 27 J, ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der $KV - T$ Kurve für $t = 8$ mm..	108
Abb. 6-9: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 8$ mm	109
Abb. 6-10: Übergangstemperatur bei 27 J ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch analytische Auswertung der $KV - T$ Kurve für $t = 16$ mm	109
Abb. 6-11: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an den kaltgereckten und den kaltgereckten + wärmebehandelten Materialproben durch Versuche für $t = 16$ mm	110
Abb. 6-12: $KV - T$ Kurven ermittelt am S355MC für die einzelnen Dehnungszustände	111
Abb. 6-13: Übergangstemperatur T_0 ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten und künstlich gealterten Proben aus S355MC mit Darstellung der erwarteten Verschiebung nach DIN EN 1993-1-10 [11].....	112
Abb. 6-14: $KV - T$ Kurven nach der physikalischen Schweißsimulation mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen bei 5 % Kaltumformung.....	113
Abb. 6-15: $KV - T$ Kurven nach der physikalischen Schweißsimulation mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen bei 20 % Kaltumformung.....	113
Abb. 6-16: Übergangstemperatur T_0 in Abhängigkeit vom Kaltumformgrad bei kaltumgeformten und physikalisch schweißsimulierten Proben.....	114

Abb. 6-17: Gemessene und auf Normprobe umgewertete Kerbschlagarbeit bei -40 °C in Abhängigkeit vom Kaltumformgrad bei kaltumgeformten und physikalisch schweißsimulierten Proben	115
Abb. 6-18: Gemessene und auf Normprobe umgewertete Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten und künstlich gealterten Proben aus S355MC	115
Abb. 6-19: Übergangstemperatur T_{27J} ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [30]	116
Abb. 6-20: Kerbschlagarbeit bei -20 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten + geschweißten Materialproben nach [30]	117
Abb. 6-21: Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten und kaltumgeformten + geschweißten Materialproben nach [30]	117
Abb. 6-22: Übergangstemperatur T_0 ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [42]	118
Abb. 6-23: Kerbschlagarbeit bei -40 °C ermittelt an kaltumgeformten (K) und kaltumgeformten + geschweißten (K+S) Materialproben nach [42]	119
Abb. 6-24: Standardisierte Charpy-V-Kerbschlagprobe, Entnahmeposition und Orientierung [7]	119
Abb. 6-25: Definition von $\Delta\varepsilon$ in Gl. (6.2)	120
Abb. 6-26: Schritte der Kaltumformung in den gebogenen Eckbereichen rechteckiger Hohlprofile beim Universal-Forming-Prozess	121
Abb. 6-27: Beziehung zwischen den korrigierten Werten für T_{27J} , <i>bent</i> , <i>corr</i> der Eckbereiche und den Werten T_{27J} , <i>plane</i> , <i>corr</i> der geraden Teile der kaltgefertigten Hohlprofile nach [7]	122
Abb. 6-28: Entwicklung der Temperaturverschiebung mit zunehmender Dicke der Wanddicke t für rechteckige Hohlprofile nach DIN EN 10219, siehe [45]	123
Abb. 6-29: Kerbschlag-Temperatur-Kurve der untersuchten Stähle im Lieferzustand aus (Kurve 1-4) [29], (Kurve 5, 6) [30], (Kurve 9) [9], (Kurve 7,8) [42]	124
Abb. 6-30: Kohlenstoffgehalt der untersuchten Stähle und der Stähle aus [9; 30; 42]	125
Abb. 6-31: Phosphor und Schwefelgehalt der untersuchten Stähle und der Stähle aus [9; 30; 42] ...	125
Abb. 6-32: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung (Kaltumformung), Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus [9; 30; 42]	126
Abb. 6-33: Verschiebung des Übergangsbereiches mit unterschiedlicher Neigung	127
Abb. 7-1: Anordnung der Dehnmessstreifen am Versuchskörper, dargestellt am Schnitt	128
Abb. 7-2: Temperatur-Zeit-Verlauf aus Vorversuch am 50 mm Rundstahl - gemessen an der Oberfläche - und 10 mm unterhalb der Oberfläche	129
Abb. 7-3: In Trockeneis eingelegte Prüfkörper in der Thermobox mit applizierter Messtechnik	129
Abb. 7-4: Eingebauter Prüfkörper mit Polystyrol Manschette	130
Abb. 7-5: Temperatur und Spannungsverlauf am Prüfkörper 46 beim quasi-statischen Versuch	131
Abb. 7-6: Bruchflächen	132
Abb. 7-7: Dehnungsverlauf, gemessen am Prüfkörper 10 bis zum Versagen der einzelnen DMS	135
Abb. 7-8: Spannungs-Dehnungs-Verlauf berechnet für Prüfkörper 45	136
Abb. 7-9: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Bauteilversuche an 8 mm dicken Blech (Ermittlung der Dehnung erfolgte nach (7.1))	138
Abb. 7-10: Bruchdehnungen in Abhängigkeit vom r/t Verhältnis für die Bauteilversuche an 8 mm dicken Blechen	139
Abb. 7-11: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Bauteilversuche an 16 mm dicken Blechen	140
Abb. 7-12: Bruchdehnungen in Abhängigkeit vom r/t Verhältnis für die Bauteilversuche an 16 mm dicken Blechen	141
Abb. 7-13: Kraft-Weg-Diagramm quasi-statische Zugversuche bei tiefen Temperaturen (-75 °C) am Werkstoff S355J2 aus [30]	142
Abb. 7-14: Kraft-Weg-Diagramm quasi-statische Zugversuche bei tiefen Temperaturen (-75 °C) am Werkstoff S460M aus [30]	143
Abb. 8-1: Zusätzliche Anforderung 12 nach DIN EN 10225 [44]	148
Abb. 8-2: Material 2 mit 18 % Dehnung aus Kaltumformen, Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Ofentemperatur bei einer Haltezeit von 1 h	149

Abb. 8-3: Hollomon-Jaffe-Parameter für die Wärmebehandlung mit Gleeble-Anlage,	150
Abb. 8-4: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlung, t = 8 mm	151
Abb. 8-5: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlung, t = 16 mm	152
Abb. 8-6: Plastische Dehnung der Kaltverformung an der Rissspitze bei kaltgebogenen Bauteilen..	154
Abb. 8-7: Ablaufdiagramm der modifizierten Stahlsortenauswahl für kaltumgeformte Bauteile	157
Abb. 9-1: Verschiebung des Übergangsbereiches durch plastische Dehnung, Ergebnisse aus eigenen Untersuchungen und aus [9; 30; 42]	159
Abb. 13-1: Messergebnisse plastische Dehnung	174
Abb. 13-2: Messergebnisse plastische Dehnung	175
Abb. 13-3: Messergebnisse plastische Dehnung	176
Abb. 13-4: Messergebnisse plastische Dehnung	177
Abb. 13-5: Messergebnisse plastische Dehnung	178
Abb. 13-6: Messergebnisse plastische Dehnung	179
Abb. 13-7: Messergebnisse plastische Dehnung	180
Abb. 13-8: Messergebnisse plastische Dehnung	181
Abb. 13-9: Messergebnisse plastische Dehnung	182
Abb. 13-10: Messergebnisse plastische Dehnung	183
Abb. 13-11: Messergebnisse plastische Dehnung	184
Abb. 13-12: Messergebnisse plastische Dehnung	185
Abb. 13-13: Messergebnisse plastische Dehnung	186
Abb. 13-14: Messergebnisse plastische Dehnung	187
Abb. 13-15: Messergebnisse plastische Dehnung	188
Abb. 13-16: Messergebnisse plastische Dehnung	189
Abb. 13-17: Messergebnisse plastische Dehnung	190
Abb. 13-18: Vergleichsmessung zur Ermittlung der plastischen Dehnung	191
Abb. 13-19: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 17_1	192
Abb. 13-20: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 47	192
Abb. 14-1: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 1	193
Abb. 14-2: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 3	194
Abb. 14-3: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 4	195
Abb. 14-4: T_0 Kaltrecken.....	224
Abb. 14-5: T_0 Wärmebehandlung	224
Abb. 15-1: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und 30 min Alterung	284
Abb. 15-2: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und 60 min Alterung	284
Abb. 15-3: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 5% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation	285
Abb. 15-4: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 10% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation	285
Abb. 15-5: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 33% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation	286

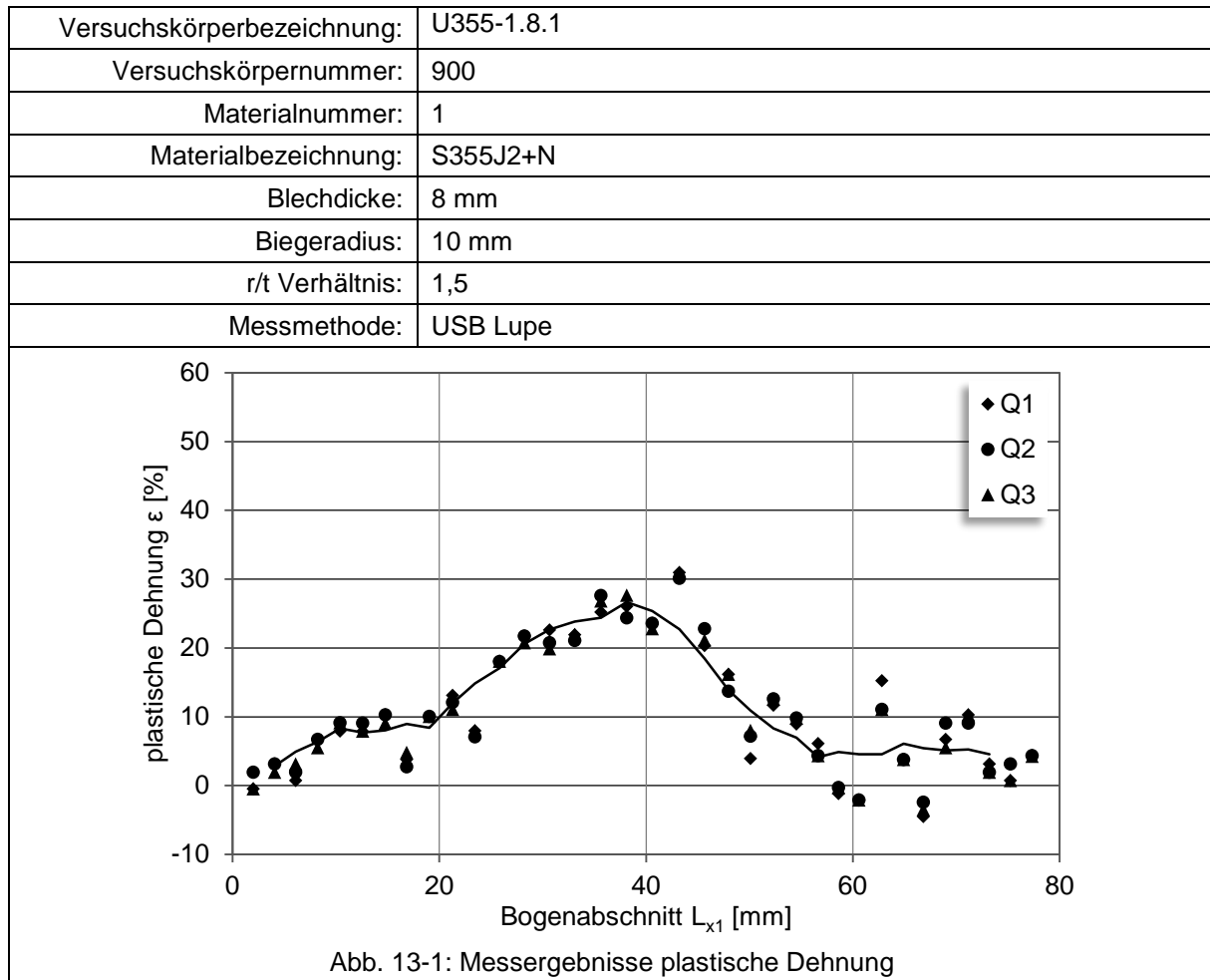
12 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1 Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen nach DIN EN 10020 [6]	5
Tabelle 2-2: Nach DIN EN 1993-1-1 [10] für den Stahlbau zugelassene Stähle	6
Tabelle 2-3: Nach DIN EN 1993-1-1 [10] für den Stahlbau zugelassene Stähle für Hohlprofile.....	6
Tabelle 2-4: Angaben nach entsprechender Liefernorm zur Ferritkorngröße nach ISO 643 [46].....	8
Tabelle 2-5: Einzuhaltende Mindestbiegeradien nach entsprechender Liefernorm.....	8
Tabelle 2-6: Einordnung von Gitterfehlern nach [43]	12
Tabelle 2-7: Sprödbuchbegünstigende Einflüsse.....	41
Tabelle 2-8 Mindestwerte für die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Materialgüte für Spitzkerb- Längsproben:.....	44
Tabelle 2-9: Eisenbegleiter in Stahl.....	52
Tabelle 2-10: Auszug aus Tabelle 2.1 nach [11], größte zulässige Blechdicke t [mm].....	56
Tabelle 3-1: Bezeichnung der Stähle mit Angabe der Kerbschlagarbeit nach Lieferzeugnissen.	69
Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften nach Lieferzeugnis	69
Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung und Kohlenstoffäquivalent CEV nach Materialzeugnis in %	70
Tabelle 3-4: Biegeradien beim Versuchsprogramm für die Bauteilversuche	74
Tabelle 3-5: Öffnungsweite und Werkzeugradius beim Gesenkbiegen der Versuchskörper	76
Tabelle 3-6: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 8$ mm.....	77
Tabelle 3-7: Schweißparameter beim Schweißen der Versuchskörper $t = 16$ mm.....	77
Tabelle 4-1: Gemessene Mittelwerte des Umformgrades auf der Außenseite des kaltumgeformten Bereiches.....	84
Tabelle 6-1: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 1 (S355J2+N, $t = 8$ mm), berechnet an umgewerteten Daten	101
Tabelle 6-2: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27J, Material 2 (S355J2+N, $t = 16$ mm)...	102
Tabelle 6-3: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 3 (S355J2C+N, $t = 8$ mm), berechnet an umgewerteten Daten	104
Tabelle 6-4: Verschiebung der Übergangstemperatur bei 27 J, Material 4 (S355J2C+N, $t = 16$ mm)	105
Tabelle 6-5: Zusammenfassung der Auswirkung auf die Neigung im Übergangsbereich und auf die Hochlage.....	107
Tabelle 6-6: Ermittlung der effektiven Dehnungen aus Kaltumformen	122
Tabelle 6-7: Ausschnitt aus der erweiterten Tabelle 2.1 nach DIN EN 1993-1-10 [11]	123
Tabelle 7-1: Temperatur beim Prüfkörperbruch	131
Tabelle 7-2: Auswertung der Bruchflächen	133
Tabelle 7-3: Versuchskörperflächen und Rissgeometrie	134
Tabelle 7-4: Maschinenkraft, Maschinenweg und berechnete Bruchdehnung bei Bruch der ersten Halbschale	137
Tabelle 7-5: Geometriedaten der Versuchskörper Werkstoff S355J2 aus [30].....	142
Tabelle 7-6: Geometriedaten der Versuchskörper Werkstoff S460M aus [30]	143
Tabelle 8-1: Hollomon-Jaffe-Parameter für die durchgeführten Wärmebehandlungen	150
Tabelle 8-2: Zulässige plastische Dehnungen für Al beruhigte Stähle unter Berücksichtigung der Gleichung (2.6) für die Grenzwerte nach DIN EN 1993-1-8 Tabelle 4.2 [13].....	153
Tabelle 8-3: Bezugstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] unter Berücksichtigung der plastischen Dehnung bei einer Einsatztemperatur von -20 °C.....	153
Tabelle 8-4: Rechnerisch plastische Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze	154
Tabelle 8-5: Bezugstemperatur nach DIN EN 1993-1-10 [11] unter Berücksichtigung der plastischen Dehnung an der bemessungsrelevanten Risspitze bei einer Einsatztemperatur von -20 °C	155
Tabelle 8-6: Vorschlag für die Zusatzoption C mit definierten plastischen Dehnungen.....	156
Tabelle 14-1: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 1 (S355J2+N, $t = 8$ mm), berechnet an umgewerteten Daten	202

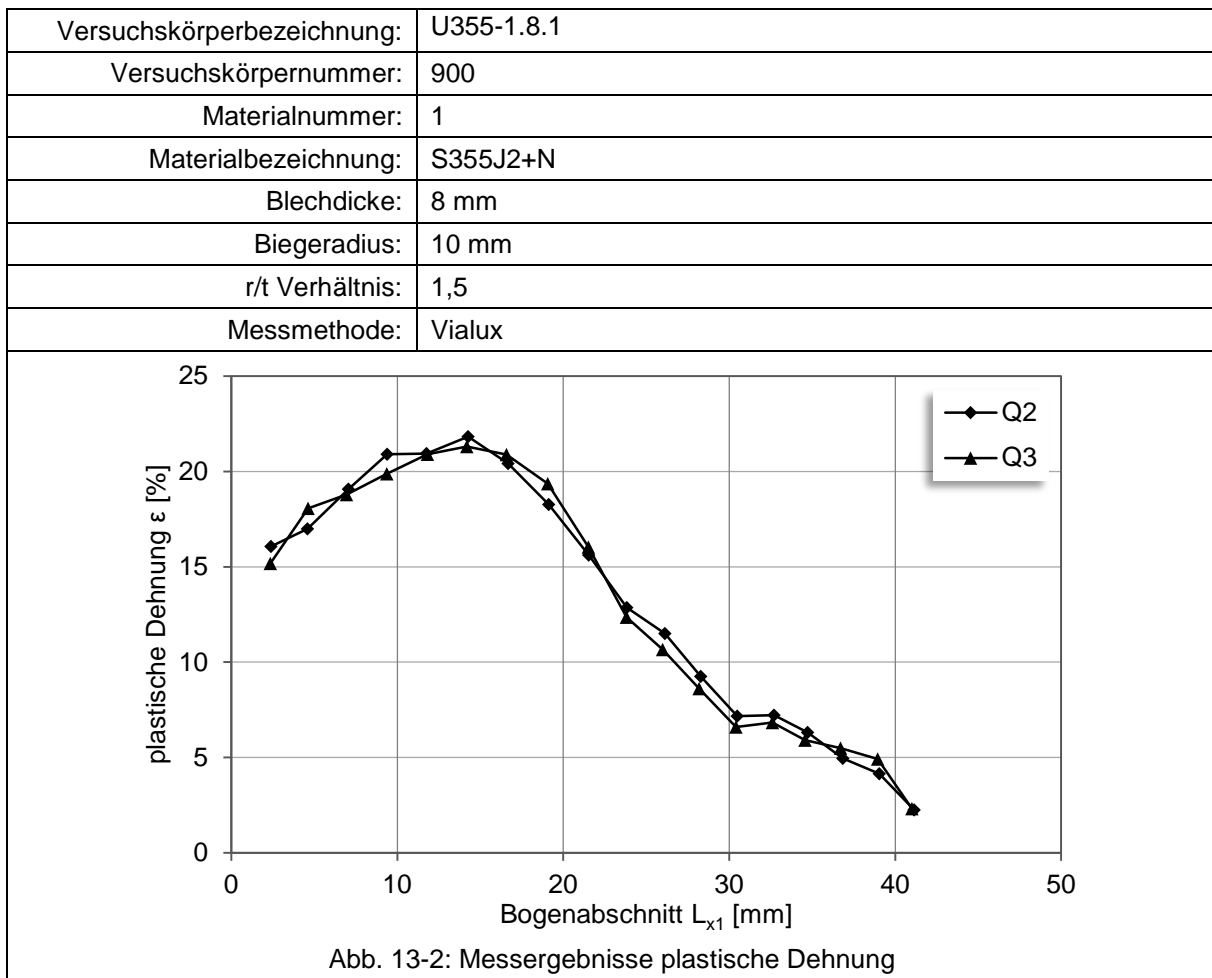
Tabelle 14-2: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 1 (S355J2+N, t = 8mm)	202
Tabelle 14-3: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	209
Tabelle 14-4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)	209
Tabelle 14-5: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm), berechnet an umgewerteten Daten	216
Tabelle 14-6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)....	216
Tabelle 14-7: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm).....	223
Tabelle 14-8: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)..	223
Tabelle 14-9: Mittelwerte der Kerbschlagarbeit bei 5 und 10 % Dehnung	225

13 Anhang A

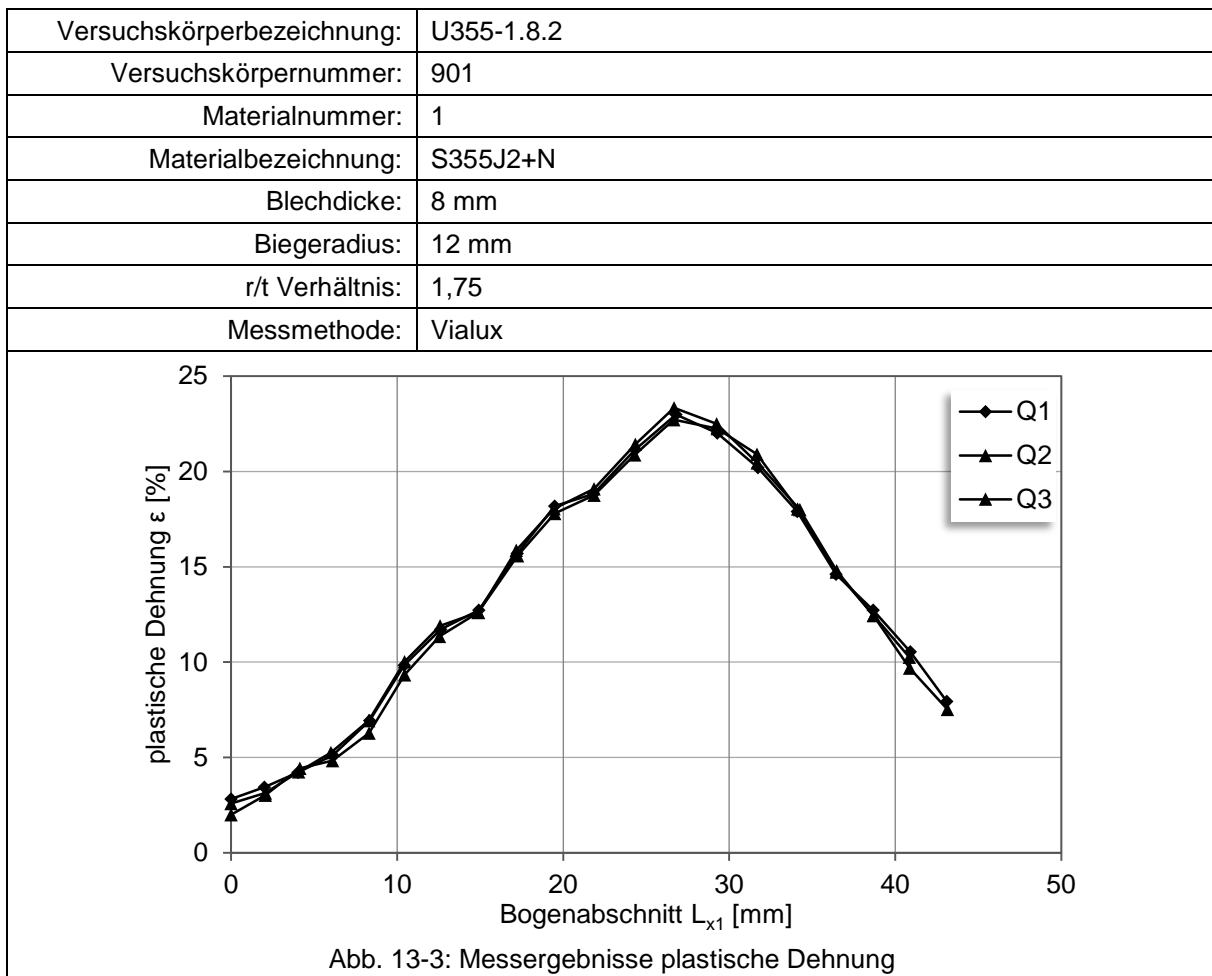
13.1 Durch Messungen ermittelte plastischen Dehnungen an biegeumgeformten Versuchskörper



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	30,72
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	26,67
Maximalwert aus allen Messwerten	31,00
Plastische Dehnung berechnet	25,00
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	33,76



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	19,50
Plastische Dehnung berechnet	25,00
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	33,76



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	23,01
Plastische Dehnung berechnet	22,22
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	28,76

Versuchskörperbezeichnung:	U355-1.8.3
Versuchskörpernummer:	902
Materialnummer:	1
Materialbezeichnung:	S355J2+N
Blechdicke:	8 mm
Biegeradius:	22,5 mm
r/t Verhältnis:	3,25
Messmethode:	Vialux

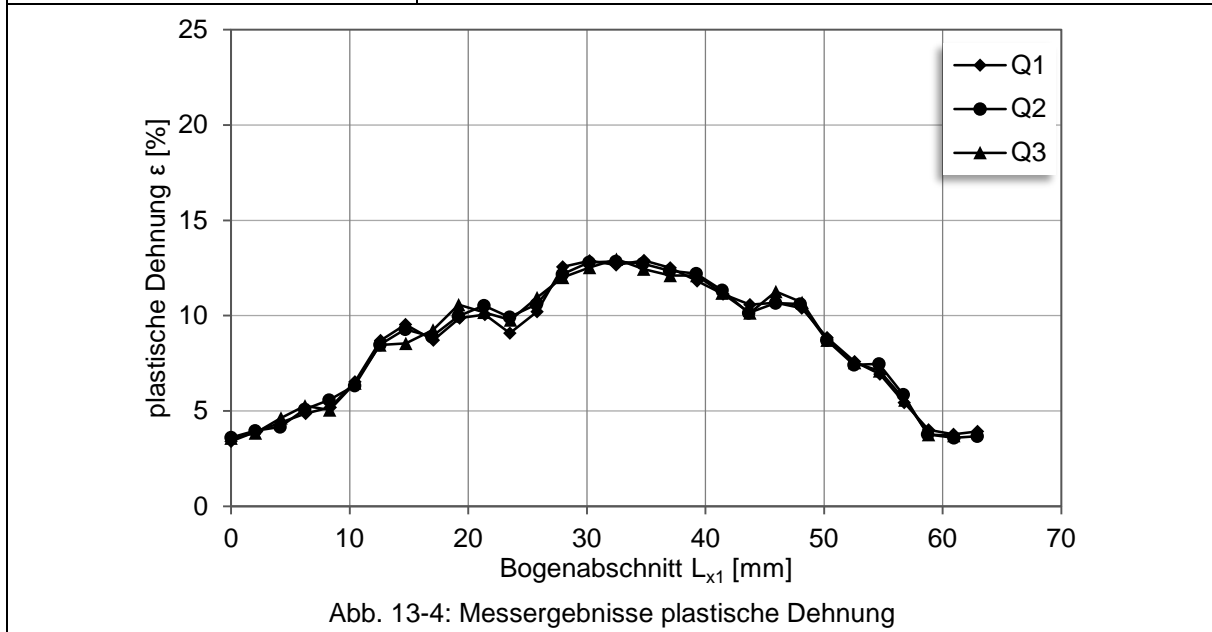
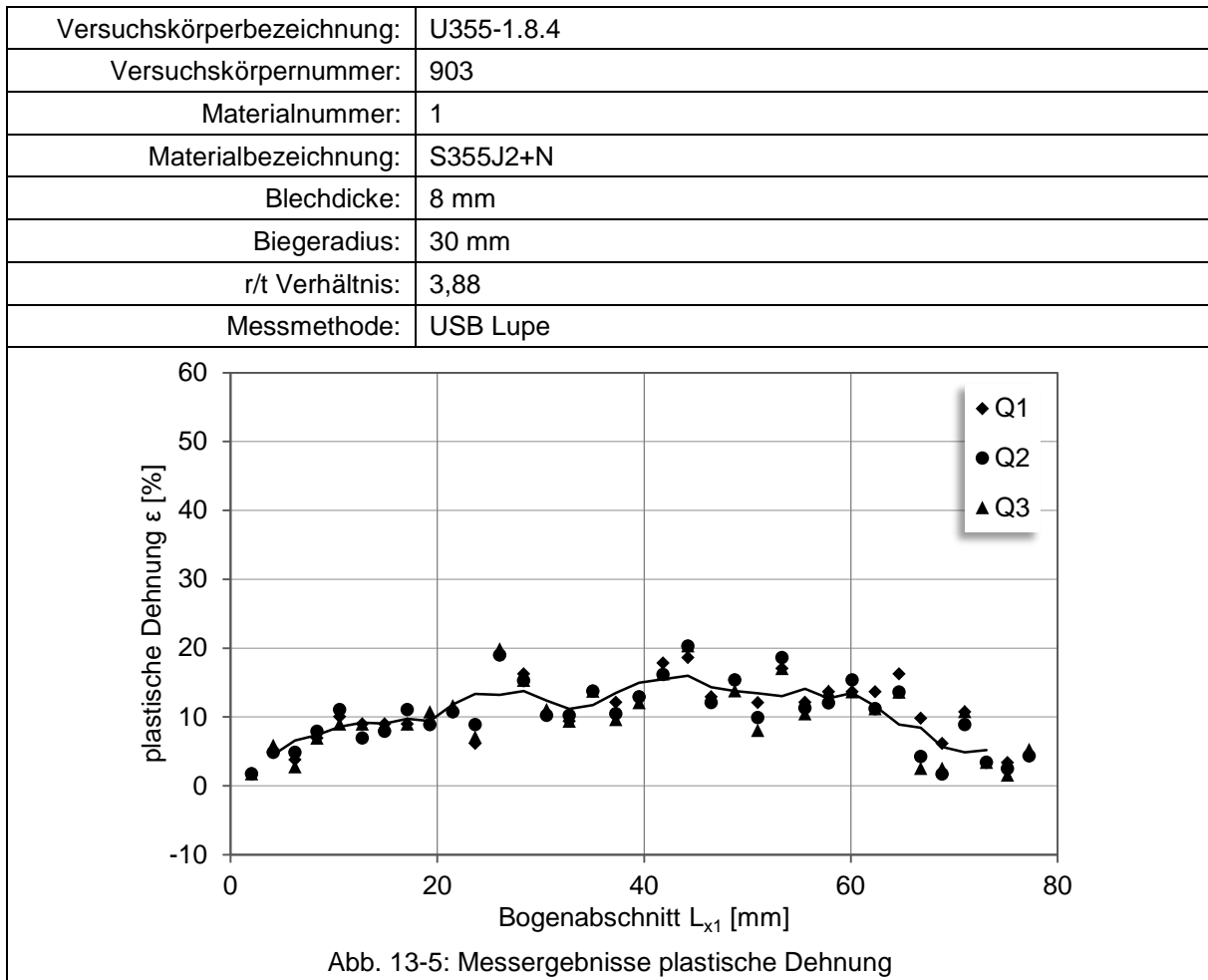


Abb. 13-4: Messergebnisse plastische Dehnung

Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	12,90
Plastische Dehnung berechnet	13,33
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	14,77



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	19,77
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	16,02
Maximalwert aus allen Messwerten	20,35
Plastische Dehnung berechnet	11,47
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	12,14

Versuchskörperbezeichnung:	U355-1.8.4
Versuchskörpernummer:	903
Materialnummer:	1
Materialbezeichnung:	S355J2+N
Blechdicke:	8 mm
Biegeradius:	30 mm
r/t Verhältnis:	3,88
Messmethode:	Vialux

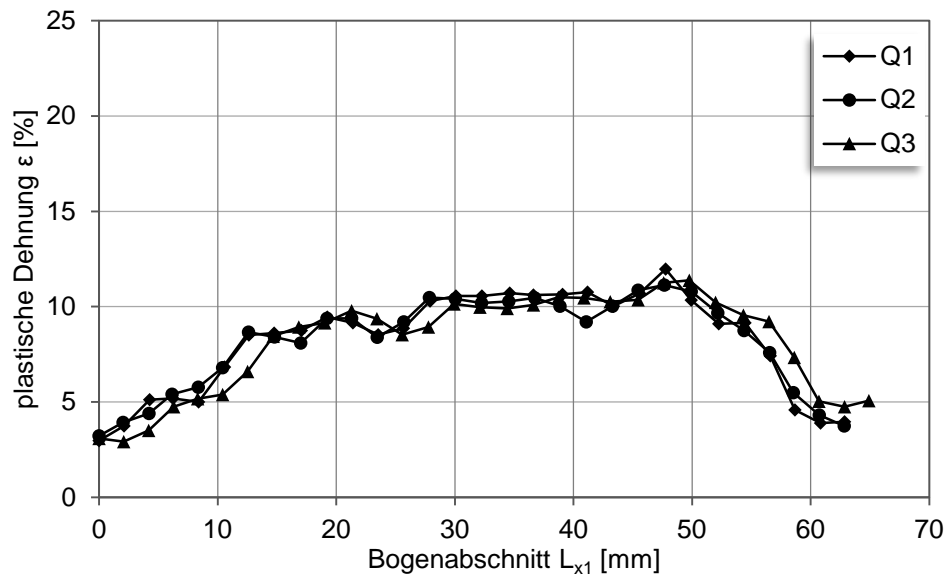
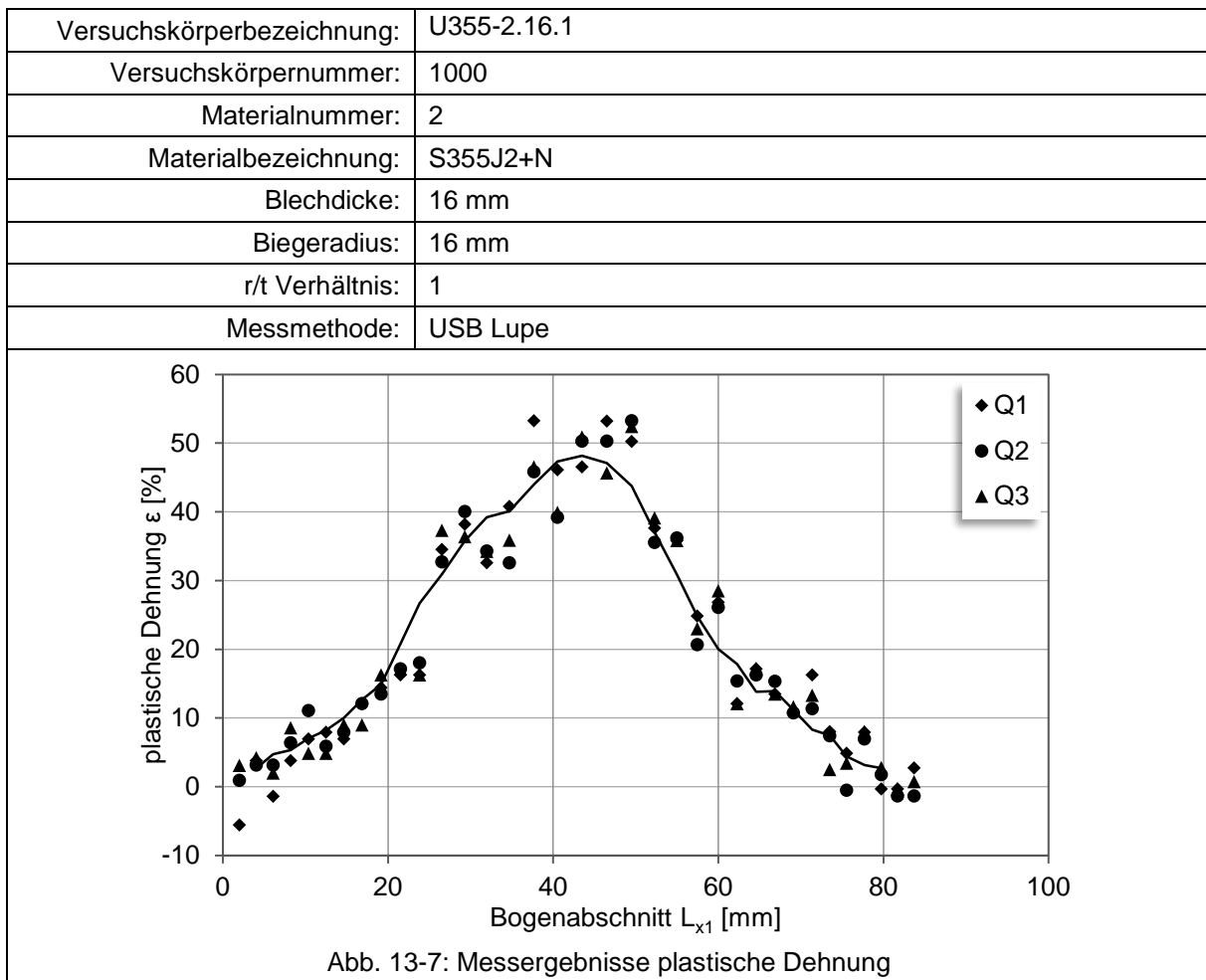
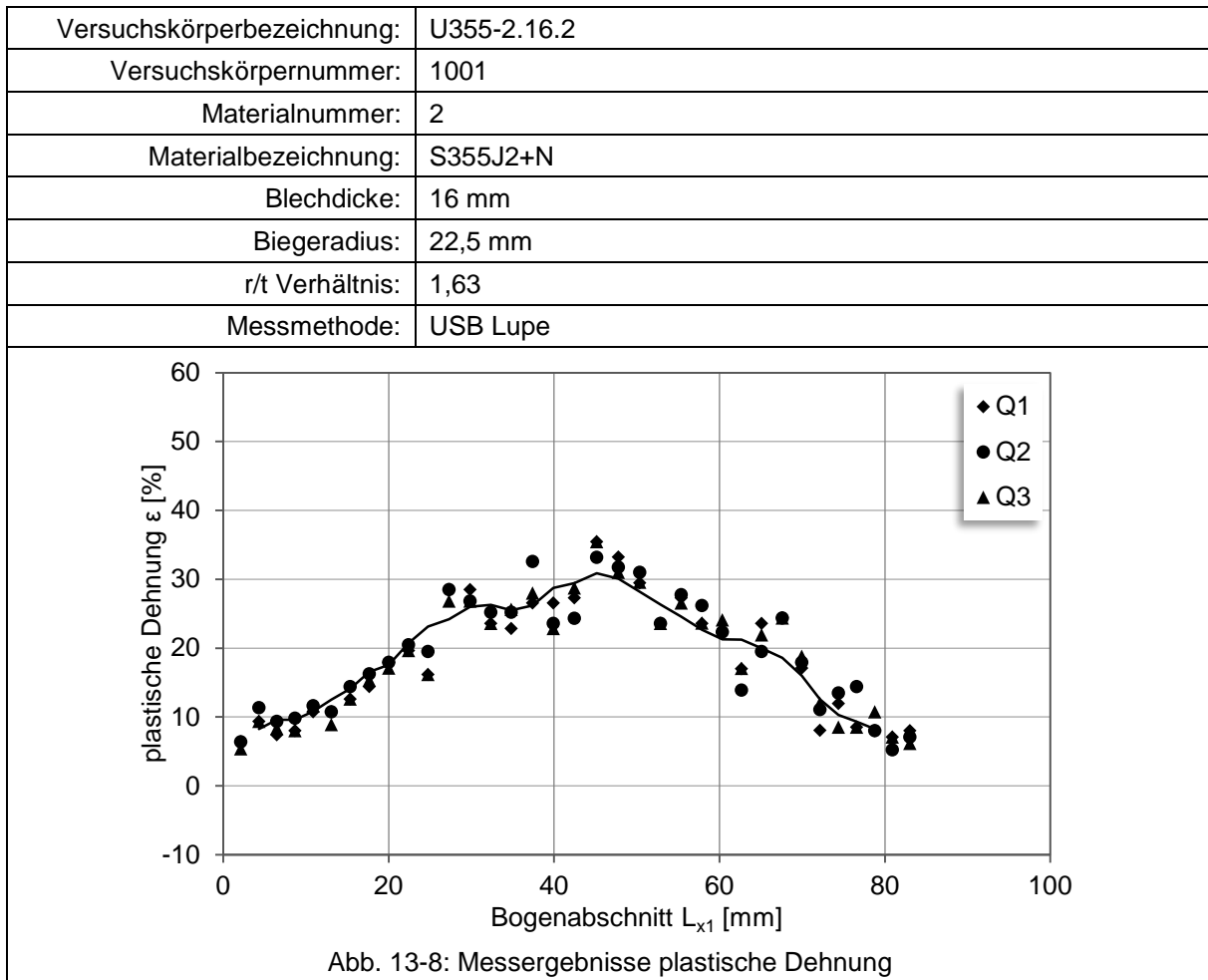


Abb. 13-6: Messergebnisse plastische Dehnung

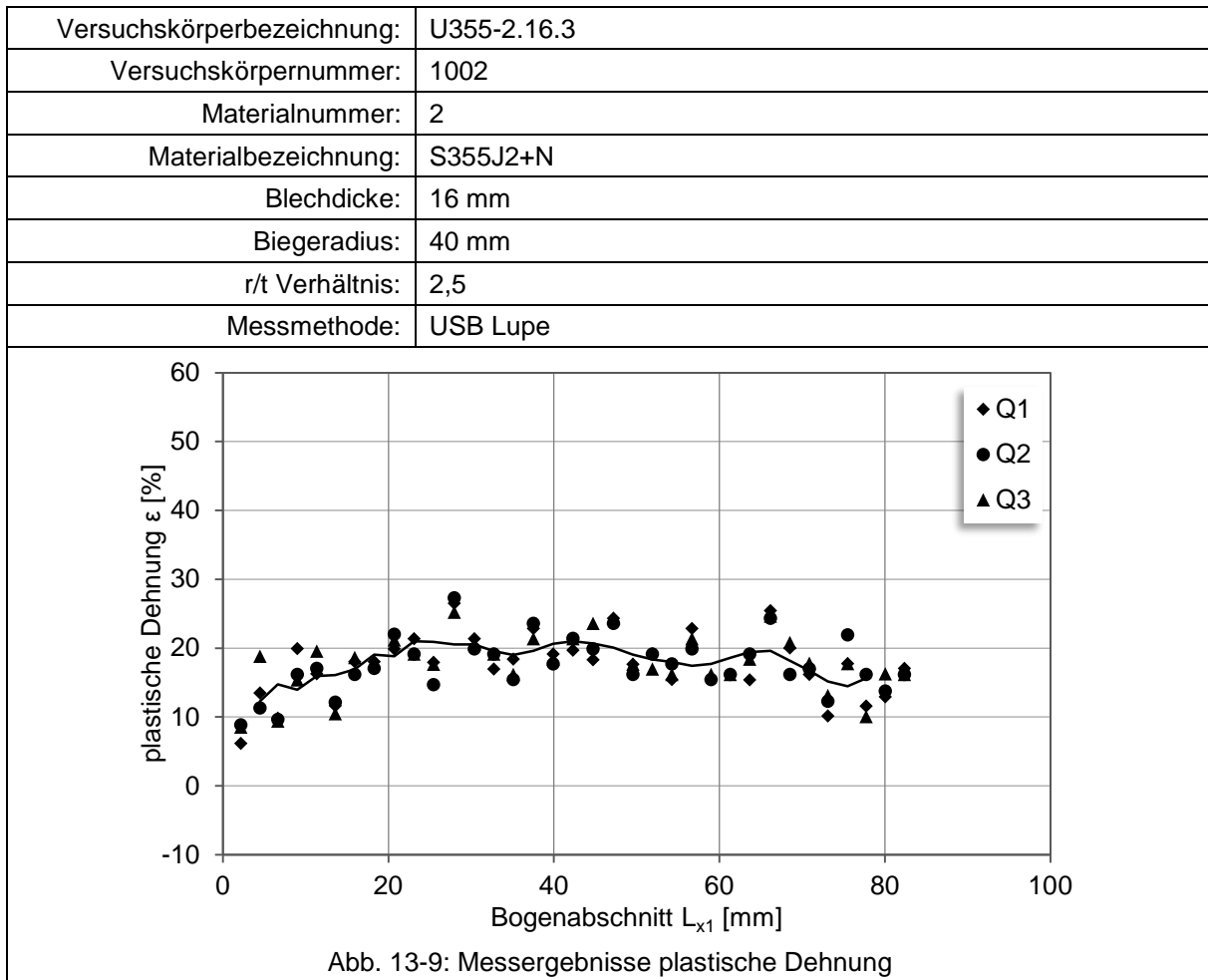
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	11,50
Plastische Dehnung berechnet	11,47
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	12,14



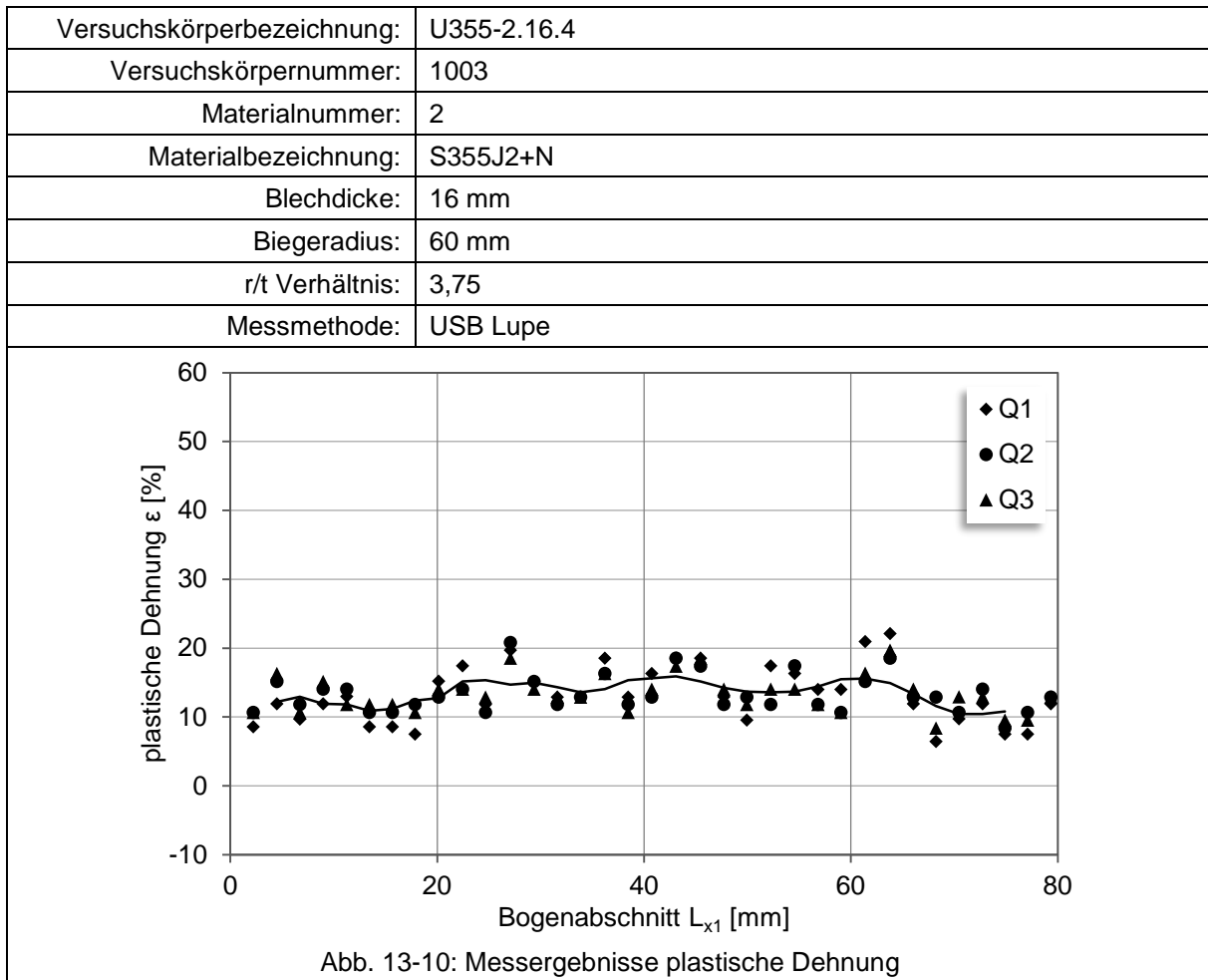
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	51,95
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	48,18
Maximalwert aus allen Messwerten	53,25
Plastische Dehnung berechnet	33,33
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	50,94



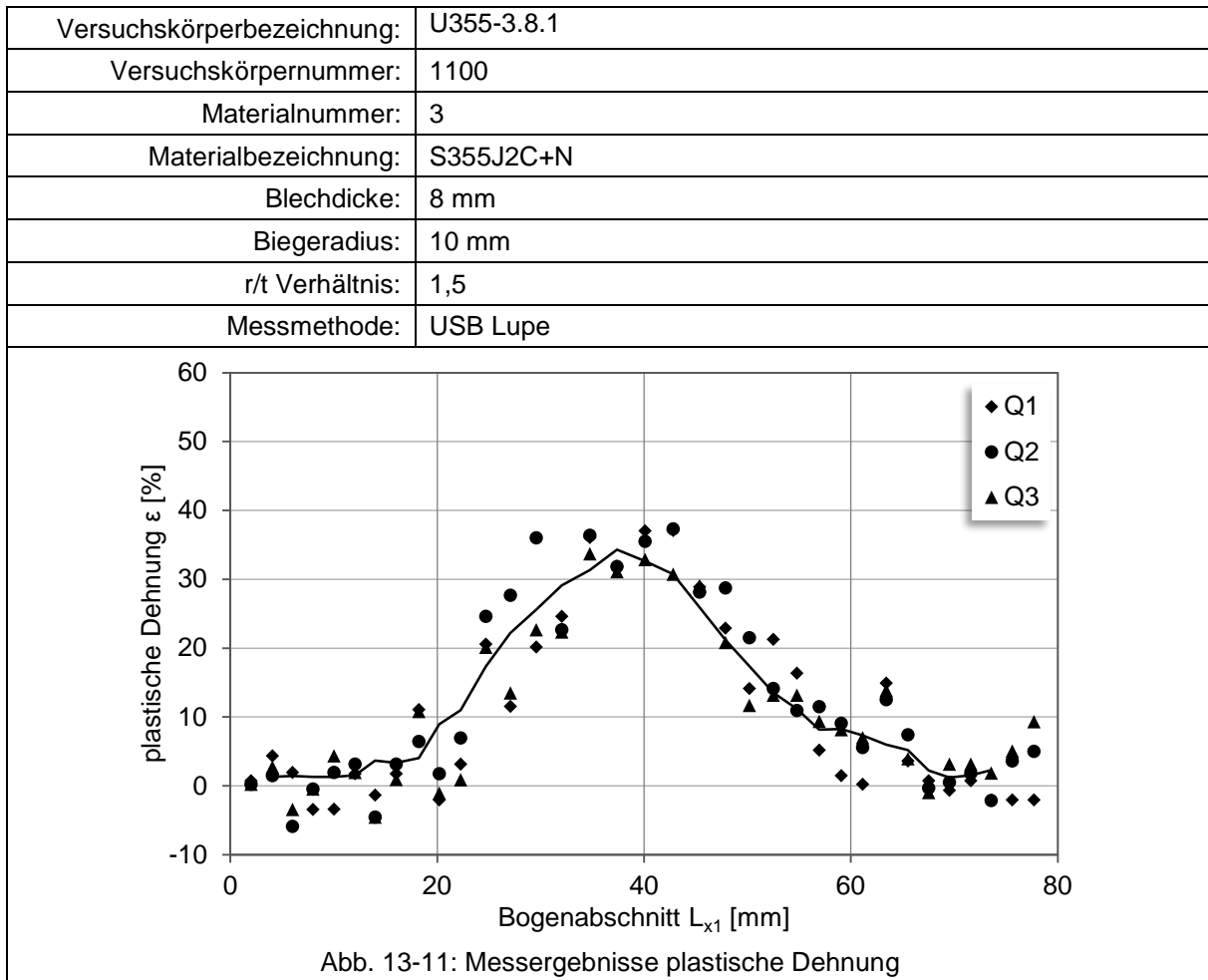
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	34,70
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	30,88
Maximalwert aus allen Messwerten	35,45
Plastische Dehnung berechnet	23,26
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	30,58



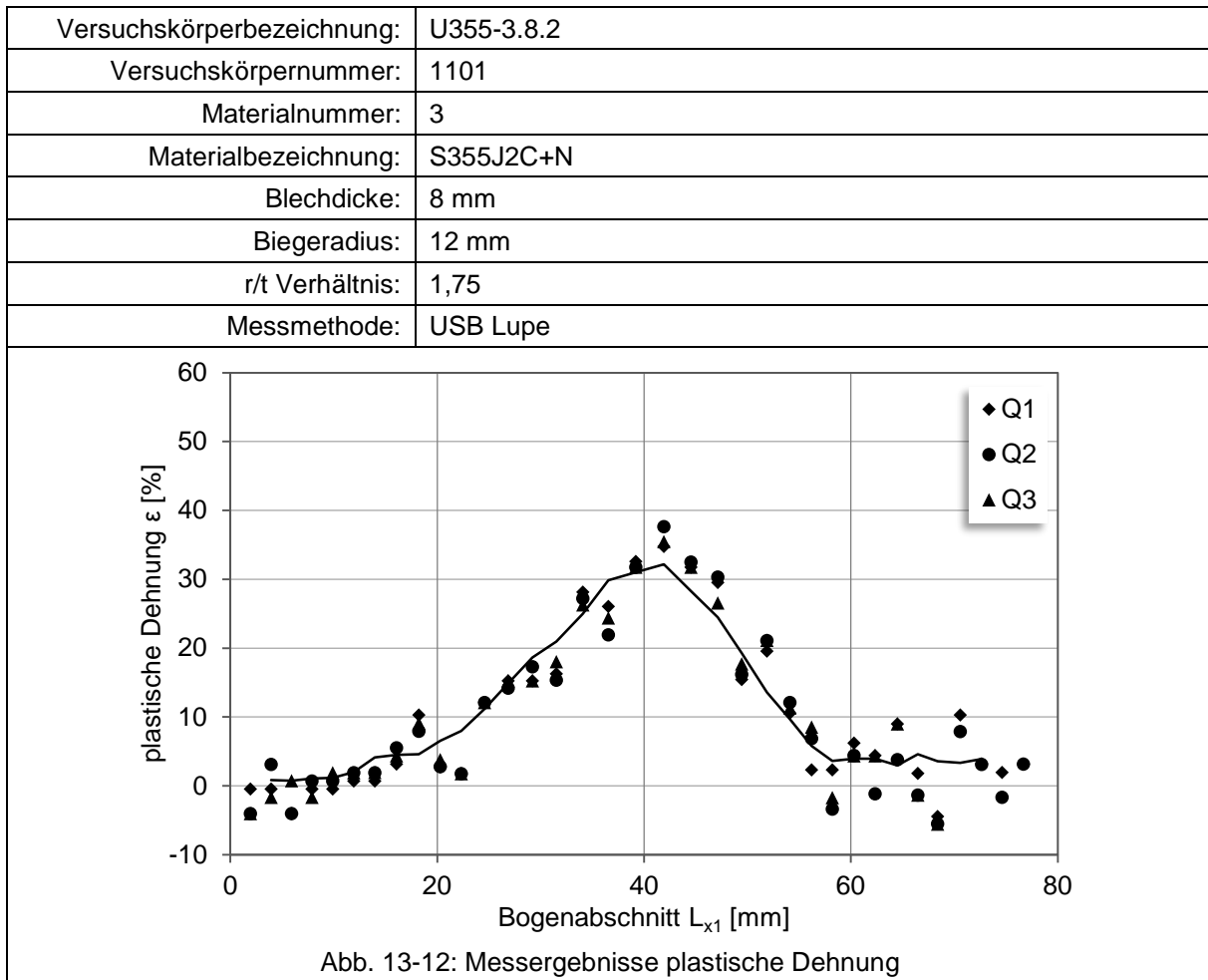
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	26,33
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	21,00
Maximalwert aus allen Messwerten	27,30
Plastische Dehnung berechnet	16,67
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	19,68



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	20,12
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	15,92
Maximalwert aus allen Messwerten	22,10
Plastische Dehnung berechnet	11,76
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	12,60



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	35,38
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	34,30
Maximalwert aus allen Messwerten	37,30
Plastische Dehnung berechnet	33,33
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	50,94



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	35,95
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	32,20
Maximalwert aus allen Messwerten	37,65
Plastische Dehnung berechnet	23,26
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	30,58

Versuchskörperbezeichnung:	U355-3.8.3
Versuchskörpernummer:	1102
Materialnummer:	3
Materialbezeichnung:	S355J2C+N
Blechdicke:	8 mm
Biegeradius:	22,5 mm
r/t Verhältnis:	3,25
Messmethode:	Vialux

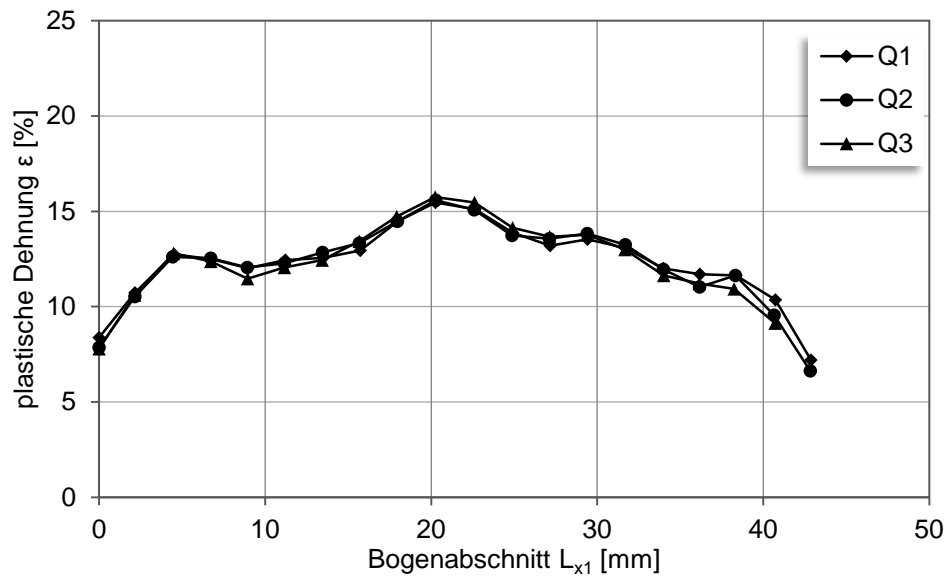
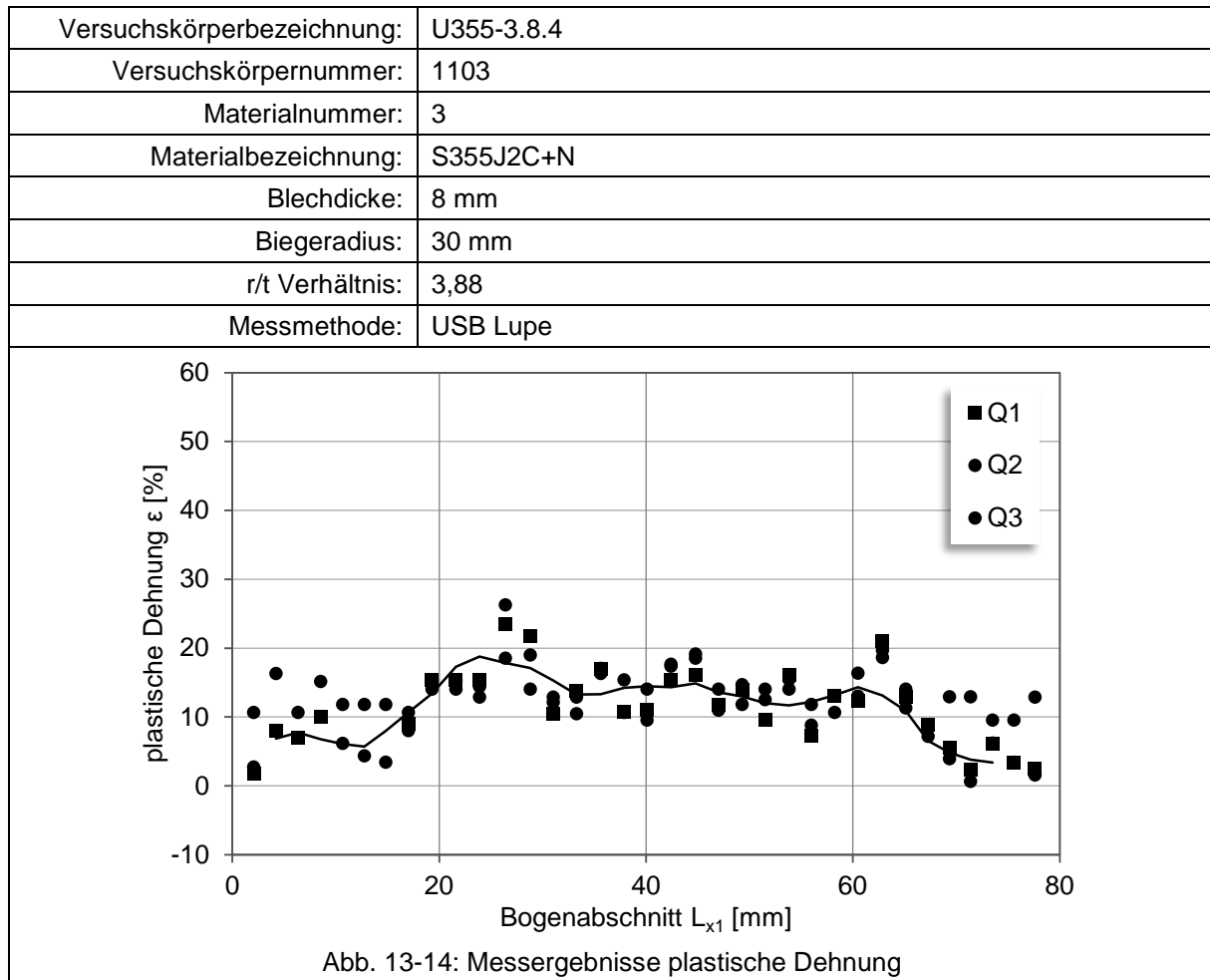
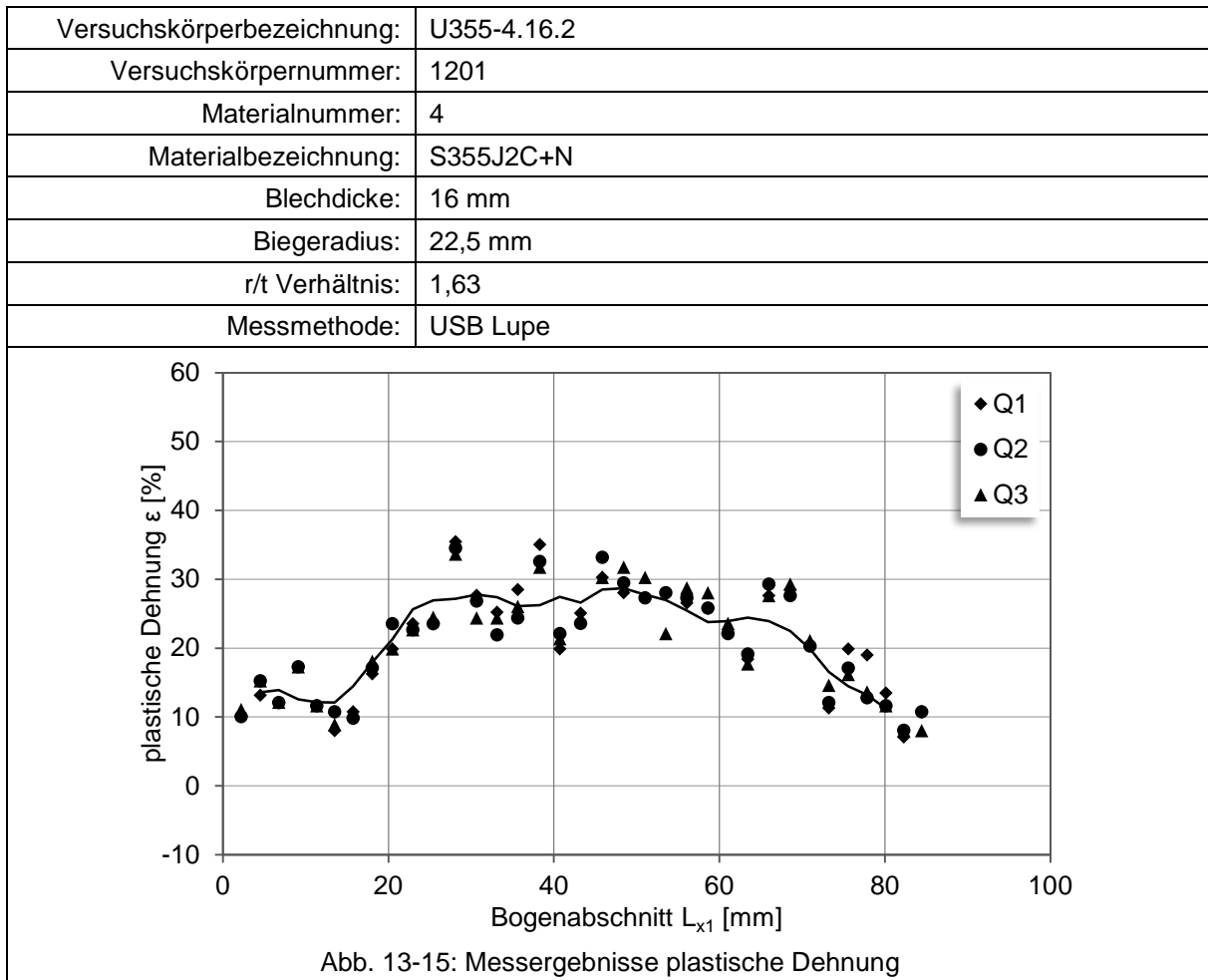


Abb. 13-13: Messergebnisse plastische Dehnung

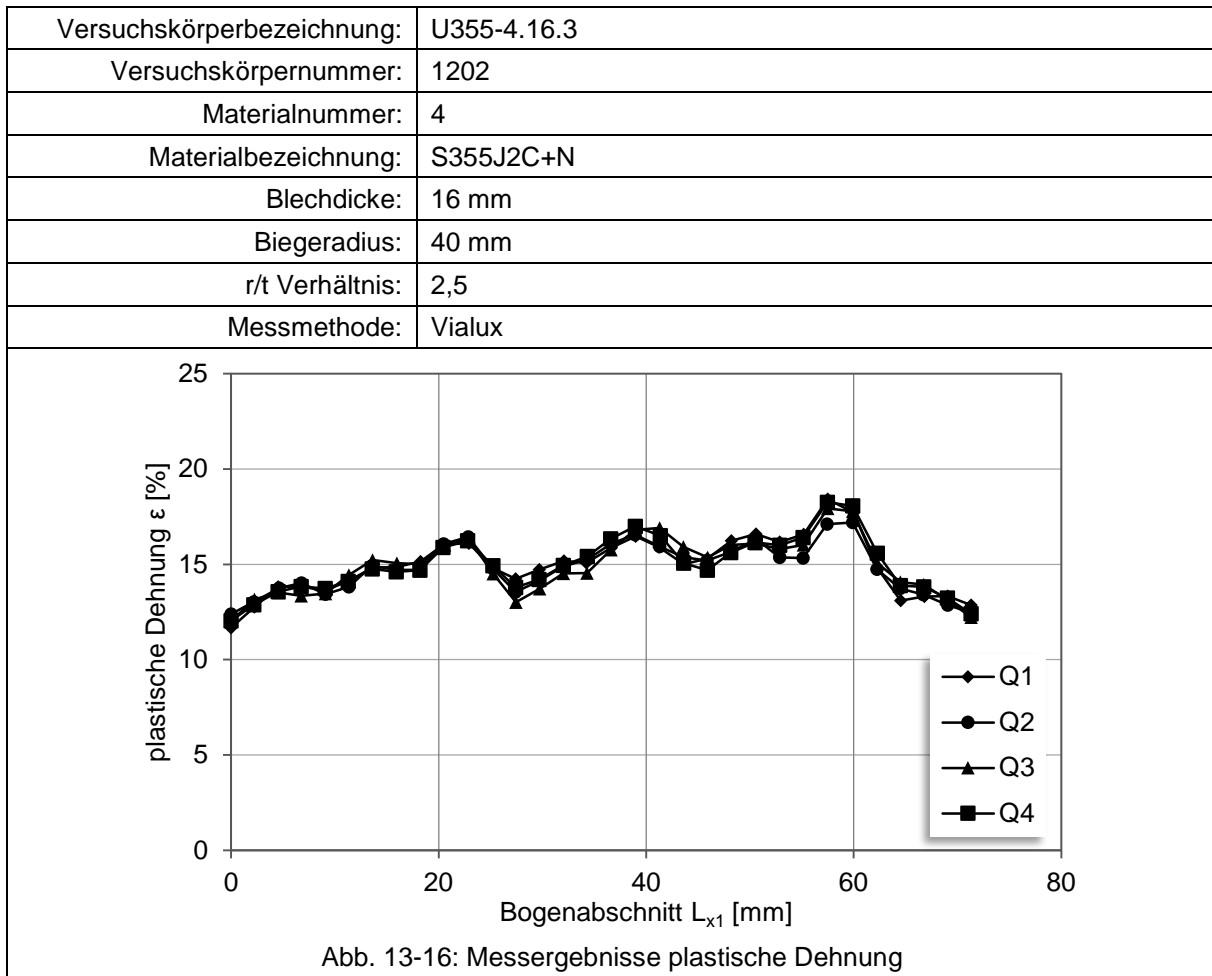
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	15,60
Plastische Dehnung berechnet	16,67
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	19,68



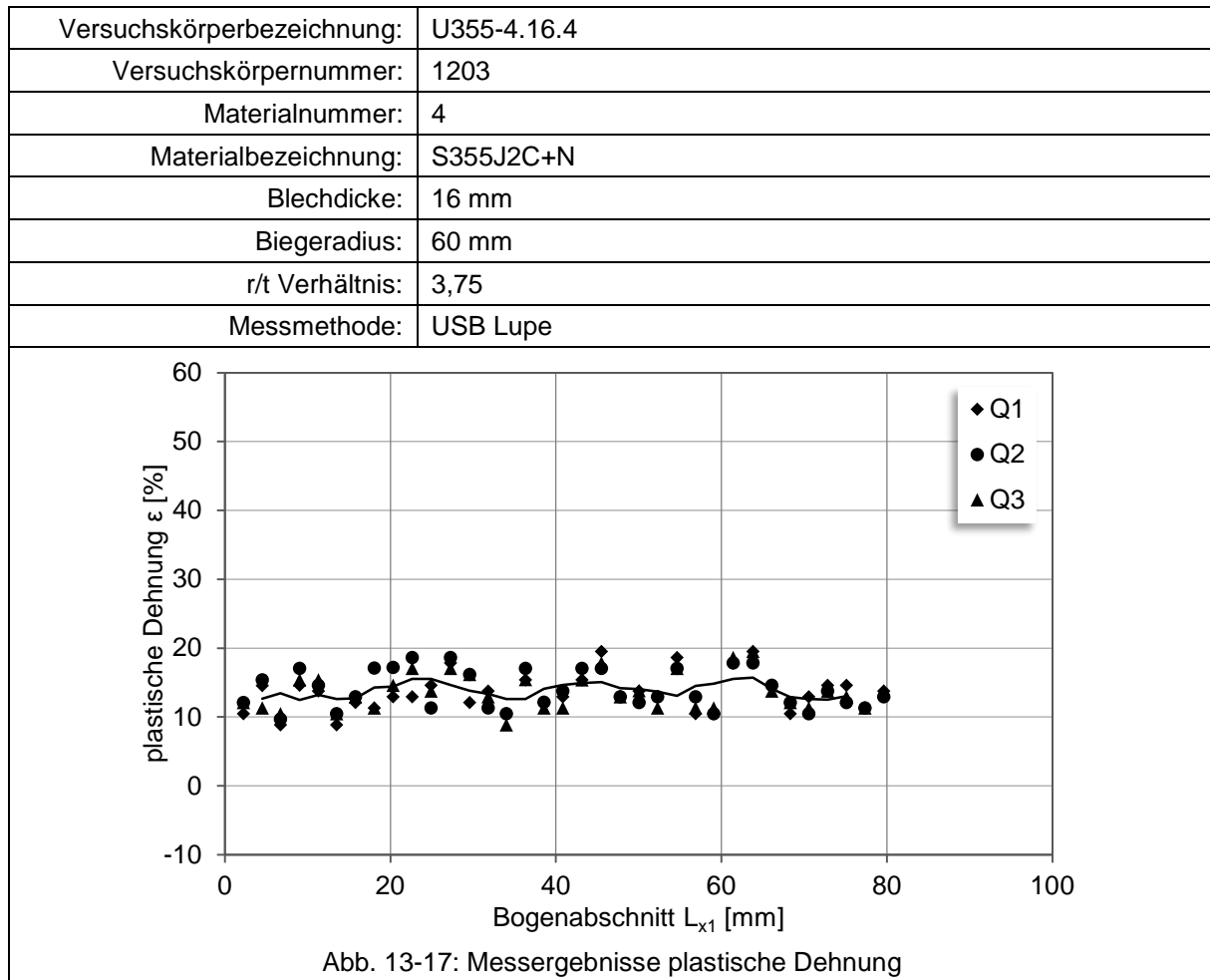
Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	24,47
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	18,75
Maximalwert aus allen Messwerten	26,30
Plastische Dehnung berechnet	11,76
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	12,60



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	34,55
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	28,71
Maximalwert aus allen Messwerten	35,45
Plastische Dehnung berechnet	23,26
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	30,58



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus allen Messwerten	17,76
Plastische Dehnung berechnet	16,67
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	19,68



Maximalwerte der plastischen Dehnung aus Messergebnissen	
Maximalwert aus Mittelwert	18,95
Maximalwert aus gleitendem Durchschnitt	15,73
Maximalwert aus allen Messwerten	19,50
Plastische Dehnung berechnet	11,76
Plastische Dehnung unter Berücksichtigung der Verschiebung der neutralen Faser	12,60

13.2 Vergleichsmessung zur Ermittlung der plastischen Dehnung

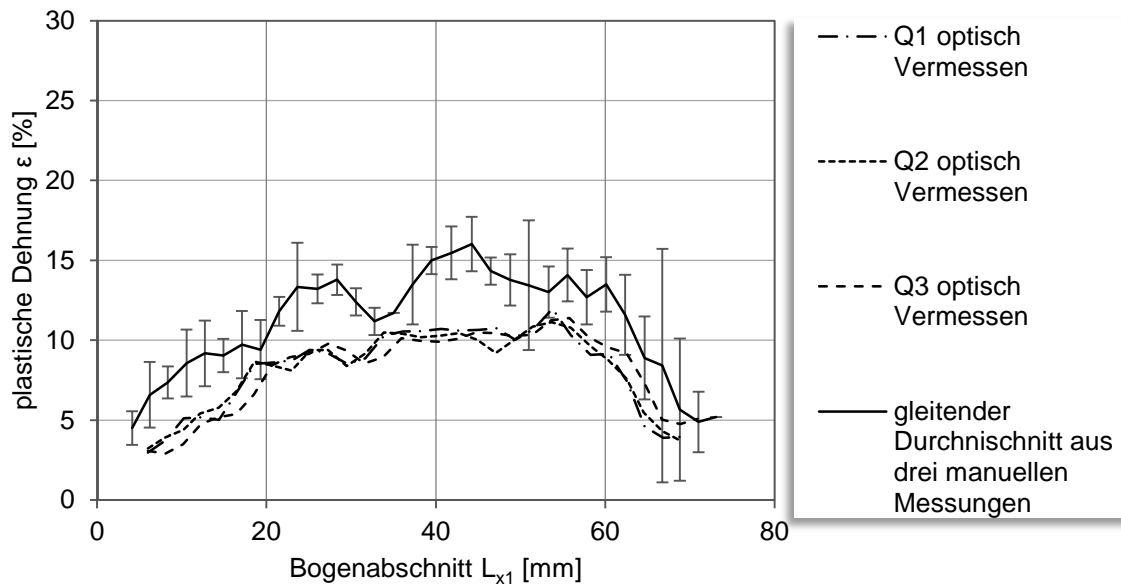


Abb. 13-18: Vergleichsmessung zur Ermittlung der plastischen Dehnung

U.355-1.8.4 ($t = 8$ mm, $r = 30$ mm)

13.3 Temperaturzeitverläufe gemessen an realen Schweißnähten

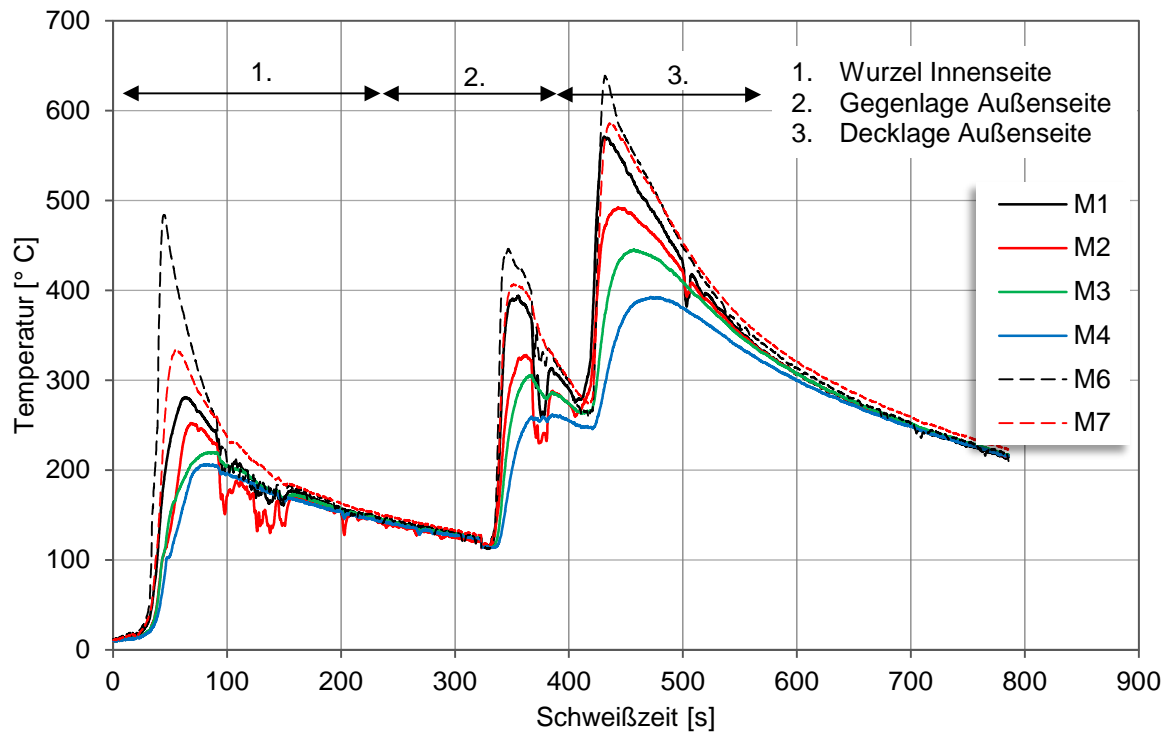


Abb. 13-19: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 17_1

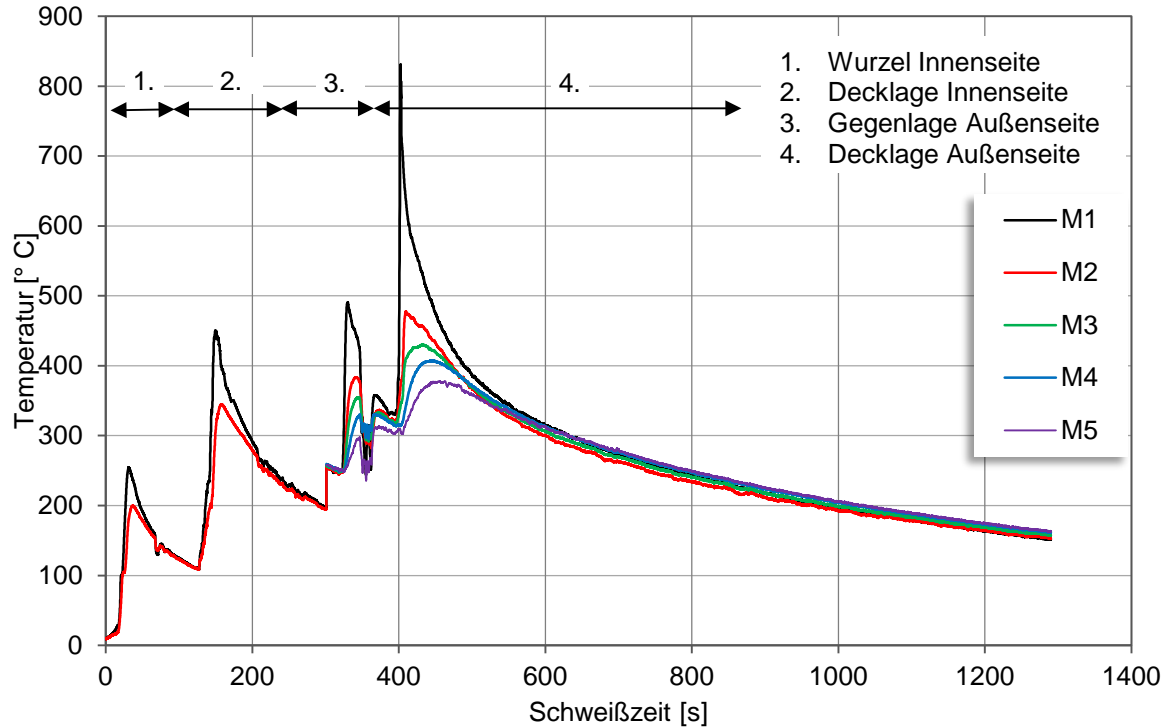
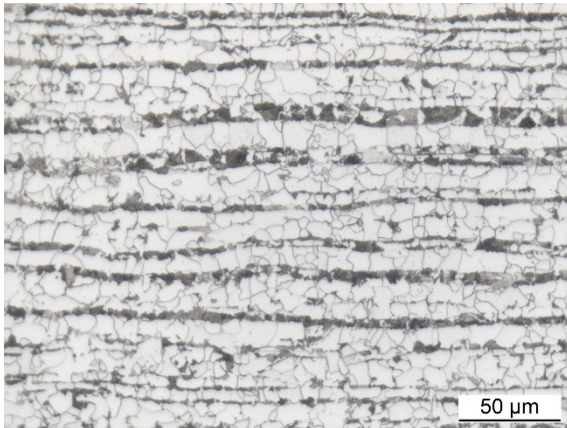


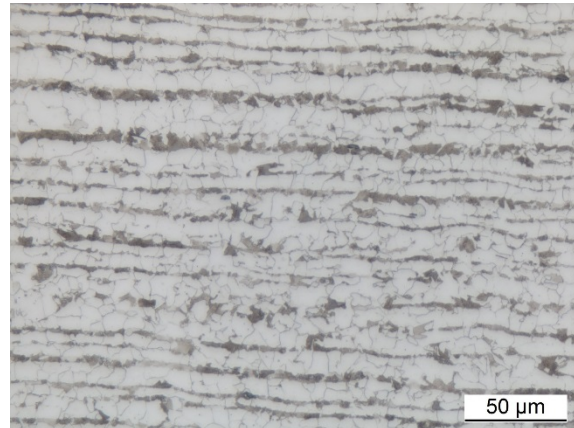
Abb. 13-20: Temperaturzeitverlauf Versuchskörper 47

14 Anhang B

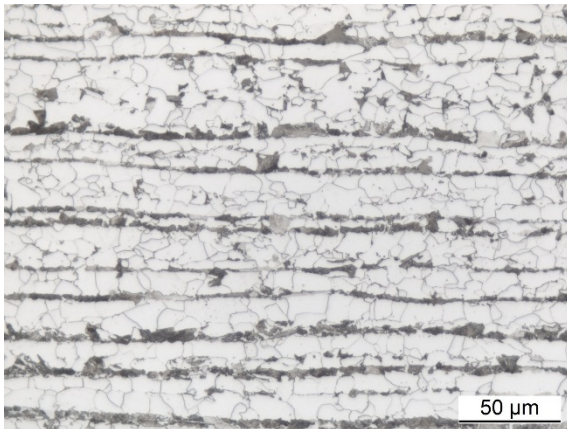
14.1 Makroschliffe Material 1



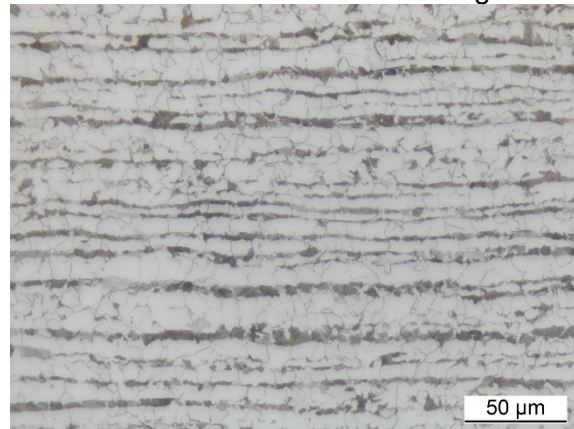
M.355-1.8.0-1 (100)
Grundwerkstoff



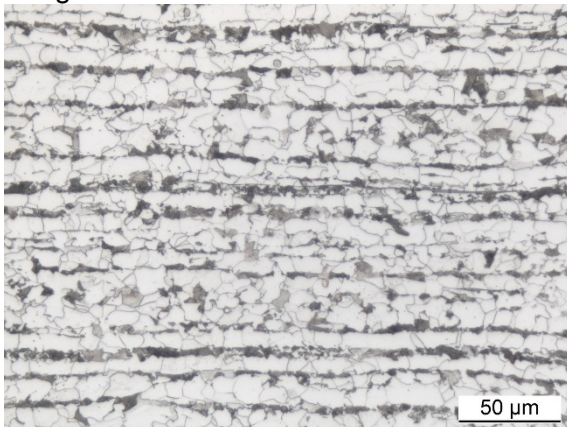
M.355-1.0-2 (101)
Grundwerkstoff + Wärmebehandlung



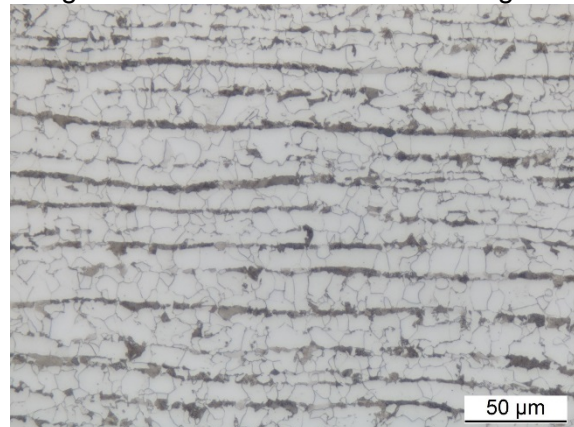
M.355-1.8.2-1 (103)
Kaltgereckt 13 %



M.355-1.8.1-2 (104)
Kaltgereckt 18 % + Wärmebehandlung



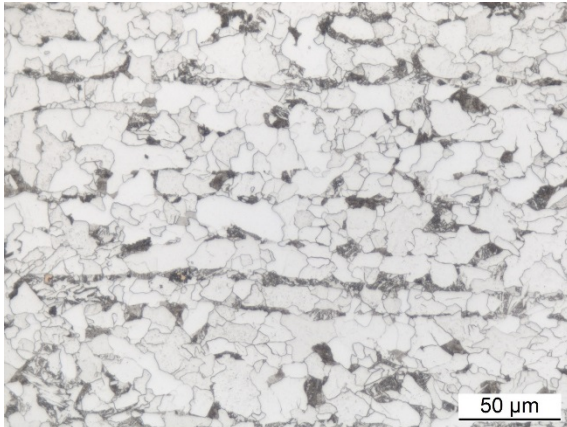
M.355-1.8.1-1 (106)
Kaltgereckt 15 %



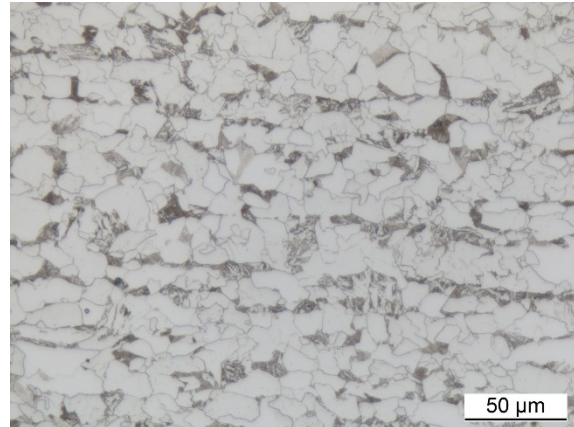
M.355-1.8.2.2 (107)
Kaltgereckt + Wärmebehandlung

Abb. 14-1: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 1

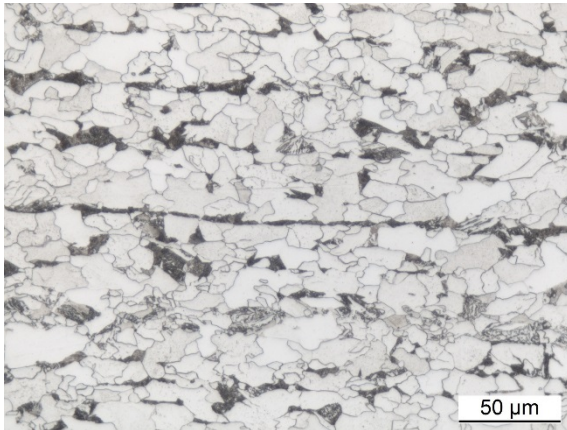
14.2 Makroschliffe Material 3



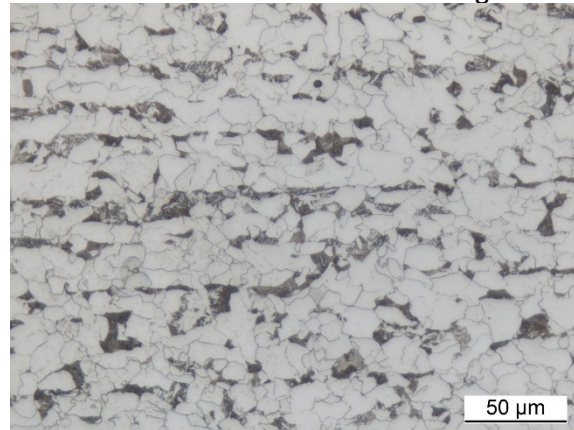
M.355-3.8.0-1 (300)
Grundwerkstoff



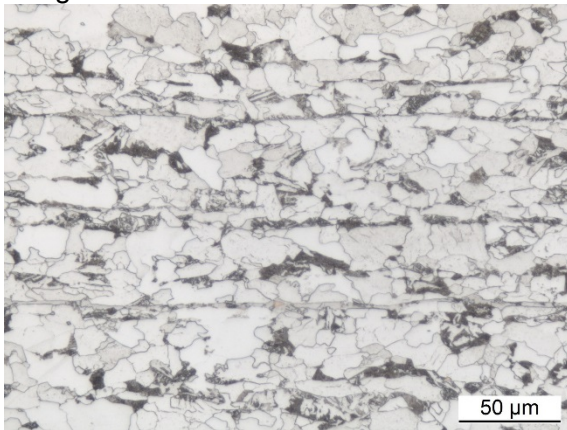
M.355-3.8.0-2 (300_2)
Grundwerkstoff + Wärmebehandlung



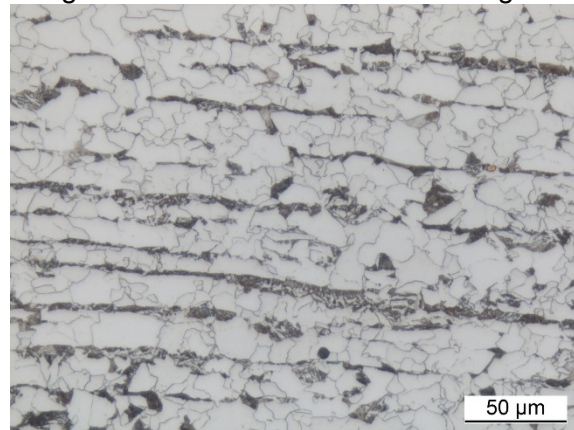
M.355-3.8.1-1 (303)
Kaltgereckt 17 %



M.355-3.8.1-2 (303_2)
Kaltgereckt 17 % + Wärmebehandlung



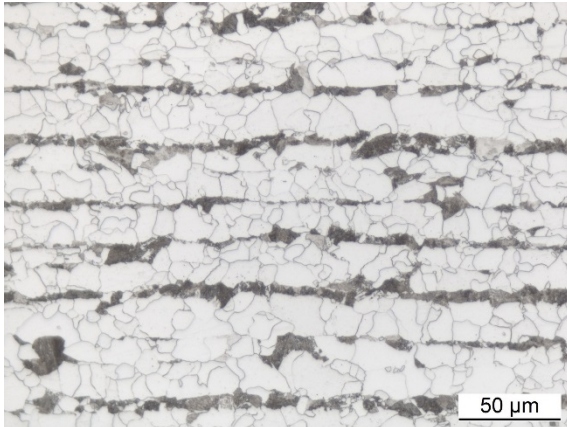
M. 355-3.8.2-1 (306)
Kaltgereckt 14 %



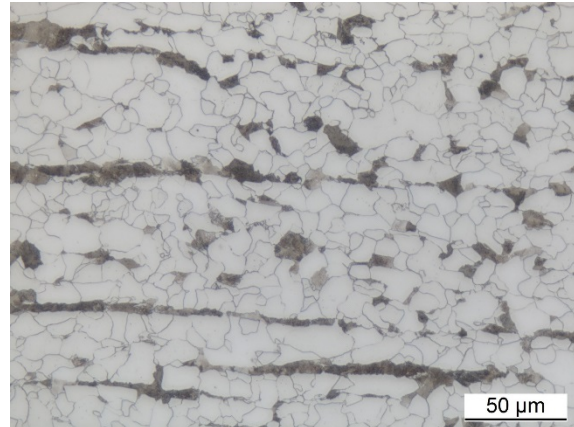
M.355-3.8.2-2 (306_2)
Kaltgereckt 14 % + Wärmebehandlung

Abb. 14-2: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 3

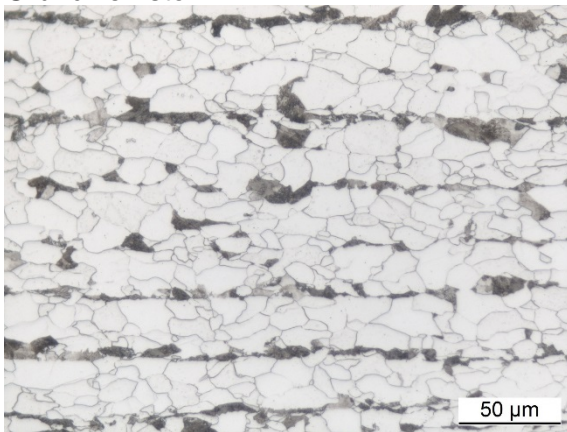
14.3 Makroschliffe Material 4



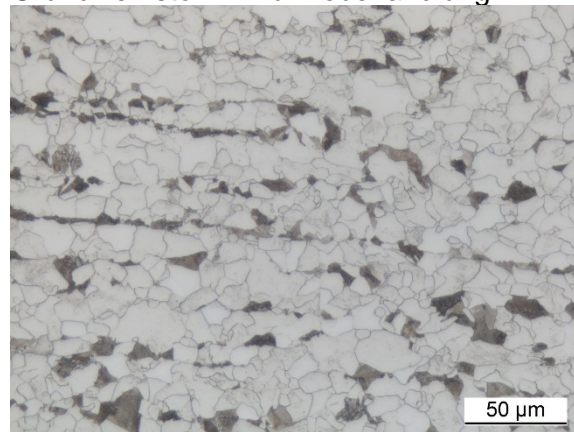
M.355-4.16.0-1 (400)
Grundwerkstoff



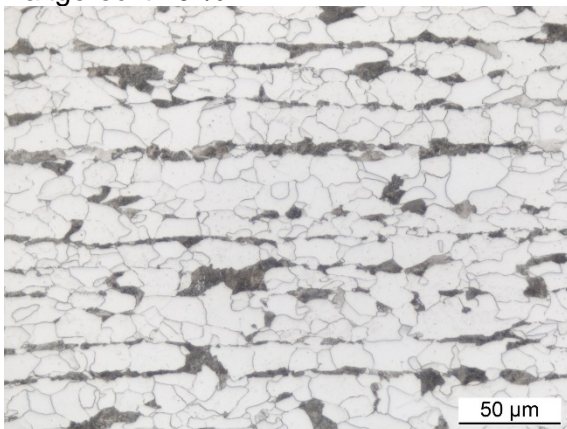
M.355-4.16.0-2 (401)
Grundwerkstoff + Wärmebehandlung



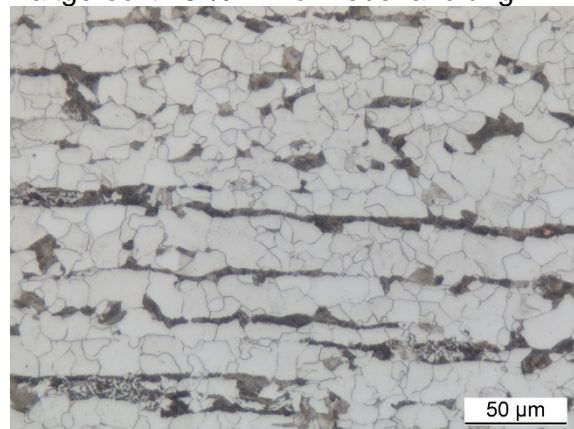
M.355-4.16.1-1 (403)
Kaltgereckt 20 %



M.355-4.16.2-2 (403_2)
Kaltgereckt 20 % + Wärmebehandlung



M.355-4.16.2-1 (406)
Kaltgereckt 17 %



M.355-4.16.2-2 (406_2)
Kaltgereckt 17 % + Wärmebehandlung

Abb. 14-3: Makroschliffe 500 fach vergrößert Material 4

14.4 Kerbschlagbiegeversuche Material 1

Proben Bezeichnung: M.355-1.8.0-1				
Proben Nr. : 100				
Plastische Dehnung 0 %				
Zustand: -				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K_v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K_v [J]	w	h	
0	108,78	7,5	10	135,98
-20	112,61	7,5	10	140,76
-40	64,55	7,5	10	80,69
-40	92,77	7,5	10	115,96
-40	62,43	7,5	10	78,04
-60	61,80	7,5	10	77,25
-80	8,00	7,5	10	10,00
-80	12,00	7,5	10	15,00
-80	42,00	7,5	10	52,50

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 20,67 J	T_0 : -46,50 °C	T_0 : -38,82 °C
LSE : 110,70 J	T_{27J} : -94,17 °C	T_{27J} : -86,49 °C
A : 65,68	T_{40J} : -70,44 °C	T_{40J} : -62,76 °C
B : 45,01	T_{60J} : -51,19 °C	T_{60J} : -43,51 °C
C : 36,93	KV_{-20} : 93,38 J	KV_{-20} : 116,73 J

Darstellung der Rohdatenauswertung

Proben Bezeichnung: M.355-1.8.0-2

Proben Nr. : 101

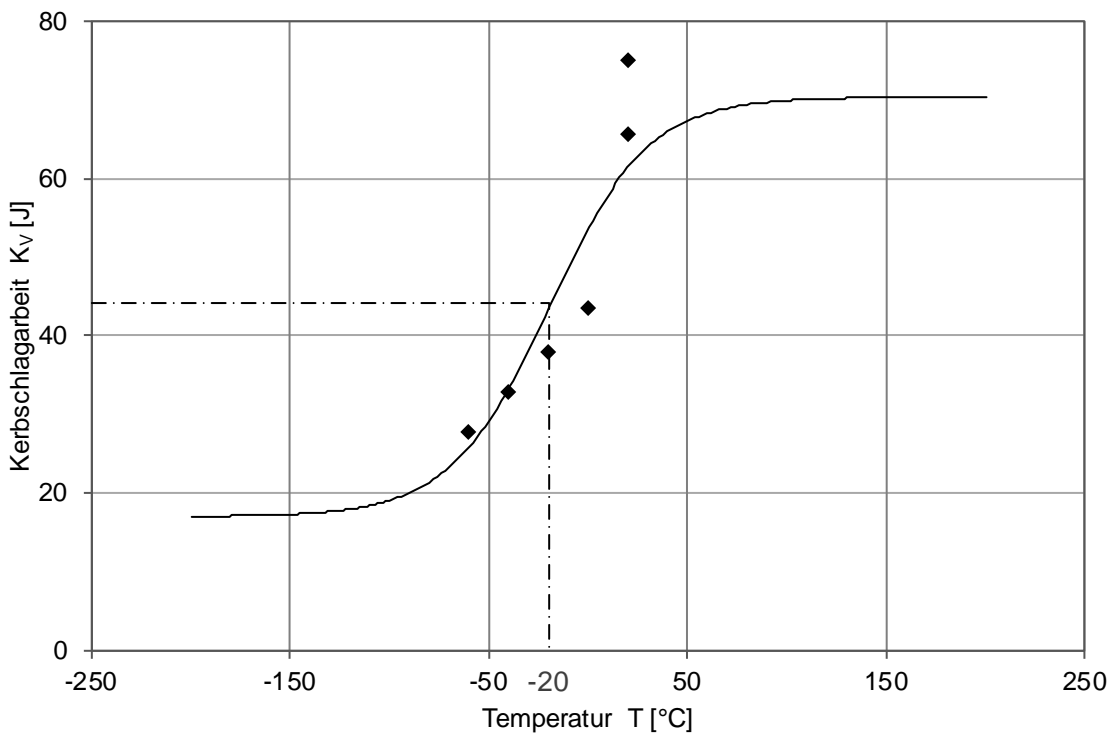
Plastische Dehnung 0 %

Zustand: wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	32,80	5	10	49,20
-20	37,89	5	10	56,84
20	75,04	5	10	112,56
-60	27,66	5	10	41,49
0	43,62	5	10	65,43
20	65,66	5	10	98,49
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 17,00 J (geschätzt)	T ₀ : -19,76 °C	T ₀ : -0,07 °C
LSE : 70,35 J	T _{27J} : -56,32 °C	T _{27J} : -36,63 °C
A : 43,68	T _{40J} : -26,67 °C	T _{40J} : -6,98 °C
B : 26,68	T _{60J} : 15,75 °C	T _{60J} : 35,43 °C
C : 49,86	KV ₋₂₀ : 43,54 J	KV ₋₂₀ : 65,32 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-1.8.1-1

Proben Nr. : 106

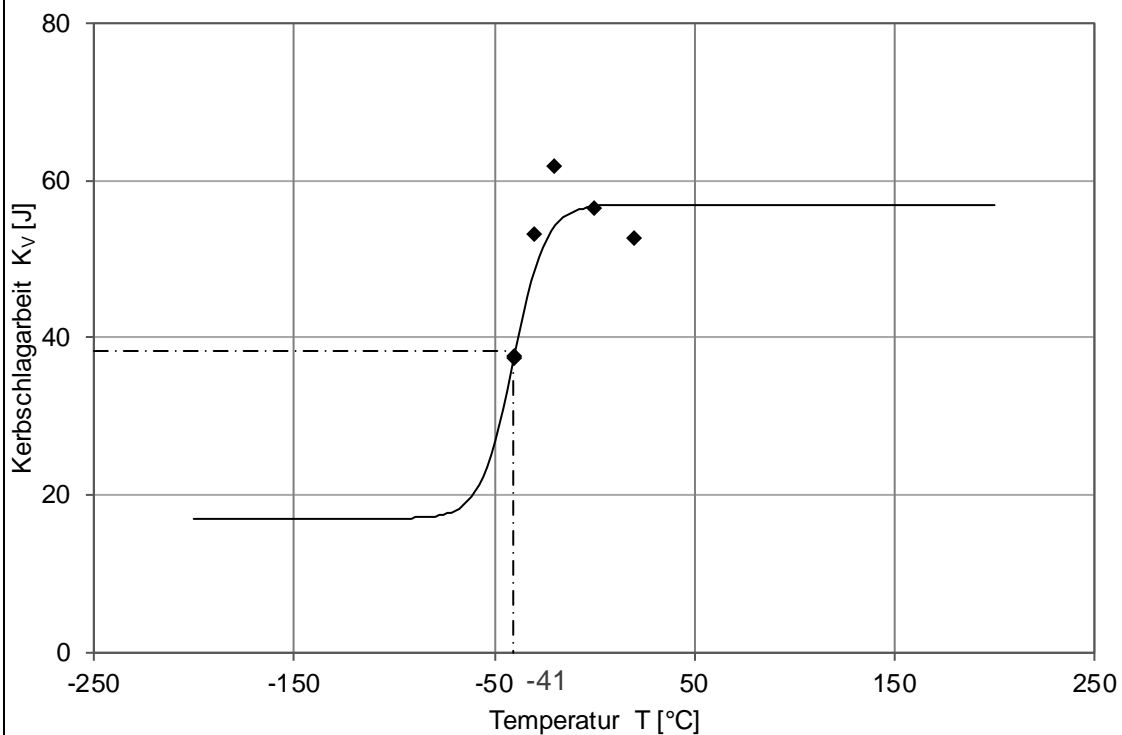
Plastische Dehnung 15 %

Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
20	52,60	5	10	78,90
0	56,44	5	10	84,66
-20	61,80	5	10	92,70
-30	53,19	5	10	79,79
-40	37,72	5	10	56,58
-40	37,45	5	10	56,18
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 17,00 J (geschätzt)	T ₀ : -41,00 °C	T ₀ : -21,32 °C
LSE : 56,95 J	T _{27J} : -49,82 °C	T _{27J} : -30,13 °C
A : 36,97	T _{40J} : -38,55 °C	T _{40J} : -18,86 °C
B : 19,97		
C : 16,07	KV ₋₂₀ : 54,22 J	KV ₋₂₀ : 81,33 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-1.8.1-2

Proben Nr. : 104

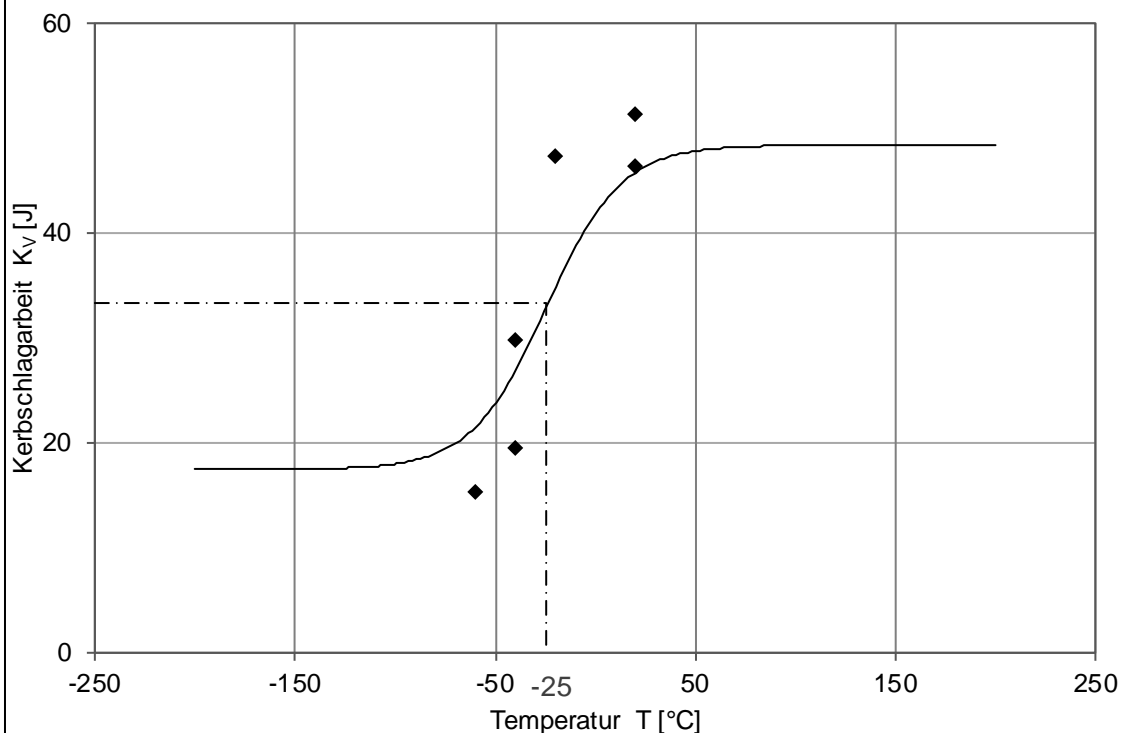
Plastische Dehnung 18 %

**Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische
Schweißsimulation)**

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	29,69	5	10	44,54
-20	47,32	5	10	70,98
20	46,46	5	10	69,69
20	51,33	5	10	77,00
-60	15,30	5	10	22,95
-40	19,54	5	10	29,31
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 17,42 J	T ₀ : -24,95 °C	T ₀ : -58,08 °C
LSE : 48,37 J	T _{27J} : -39,96 °C	T _{27J} : -20,28 °C
A : 32,90	T _{40J} : -6,37 °C	T _{40J} : 13,32 °C
B : 15,48		
C : 37,43	KV ₋₂₀ : 34,93 J	KV ₋₂₀ : 52,39 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-1.8.2-1

Proben Nr. : 103

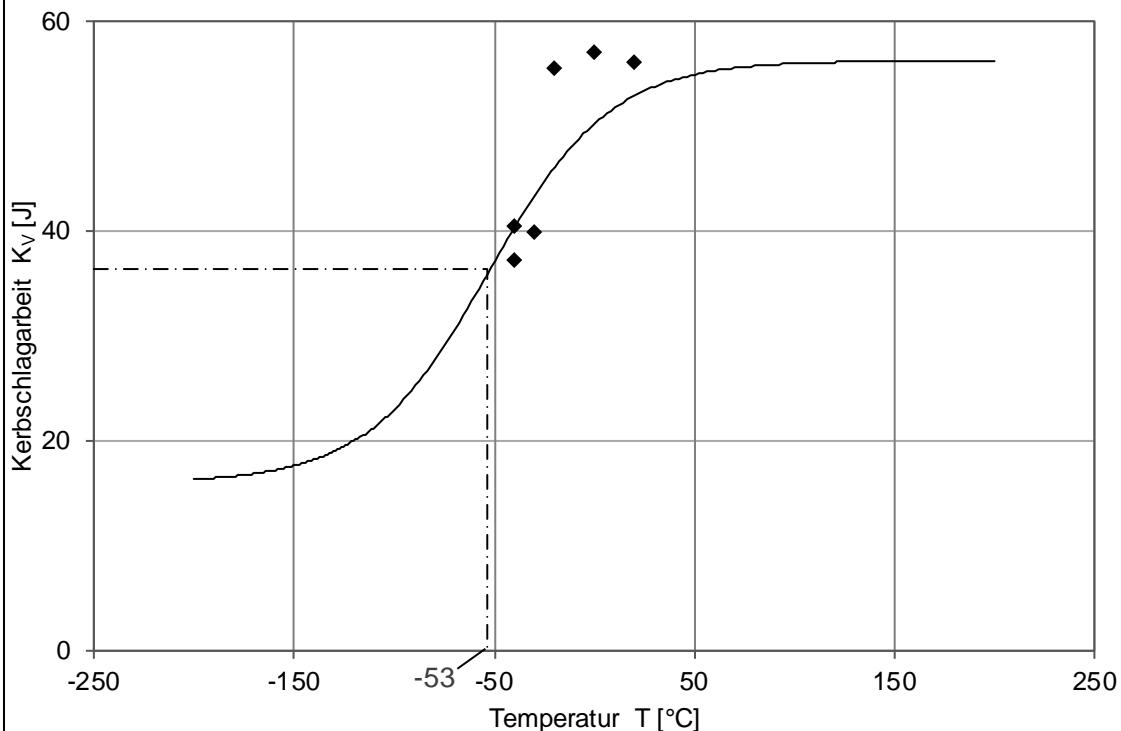
Plastische Dehnung 13 %

Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
20	56,12	5	10	84,18
0	57,02	5	10	85,53
-20	55,53	5	10	83,30
-30	39,89	5	10	59,84
-40	37,18	5	10	55,77
-40	40,43	5	10	60,65
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 16,00 J (geschätzt)	T ₀ : -53,23 °C	T ₀ : -33,54 °C
LSE : 56,22 J	T _{27J} : -82,82 °C	T _{27J} : -63,14 °C
A : 36,11	T _{40J} : -41,36 °C	T _{40J} : -21,68 °C
B : 20,11		
C : 60,58	KV ₋₂₀ : 46,15 J	KV ₋₂₀ : 69,23 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-1.8.2-2

Proben Nr. : 107

Plastische Dehnung 14 %

**Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische
Schweißsimulation)**

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	66,88	5	10	100,32
-40	54,53	5	10	81,80
-20	60,80	5	10	91,20
20	92,62	5	10	138,93
-60	18,10	5	10	27,15
-40	31,76	5	10	47,64
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 18,10 J	T ₀ : -28,50 °C	T ₀ : -8,82 °C
LSE : 92,62 J	T _{27J} : -73,20 °C	T _{27J} : -53,51 °C
A : 55,36	T _{40J} : -48,12 °C	T _{40J} : -28,43 °C
B : 37,26	T _{60J} : -22,90 °C	T _{60J} : -3,22 °C
C : 44,75	KV ₋₂₀ : 62,36 J	KV ₋₂₀ : 93,54 J

Darstellung der Rohdatenauswertung

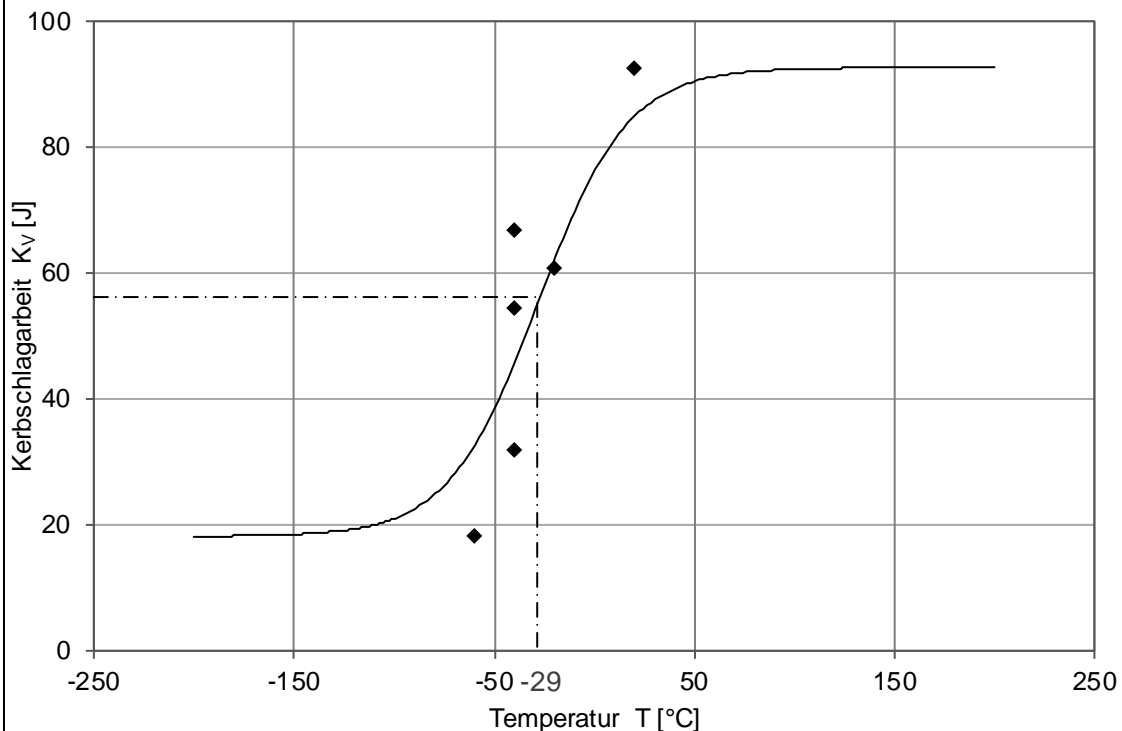


Tabelle 14-1: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 1 (S355J2+N, t = 8mm), berechnet an umgewerteten Daten

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Steigung im Übergangs- bereich m	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_0	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
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					

Tabelle 14-2: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 1 (S355J2+N, t = 8mm)

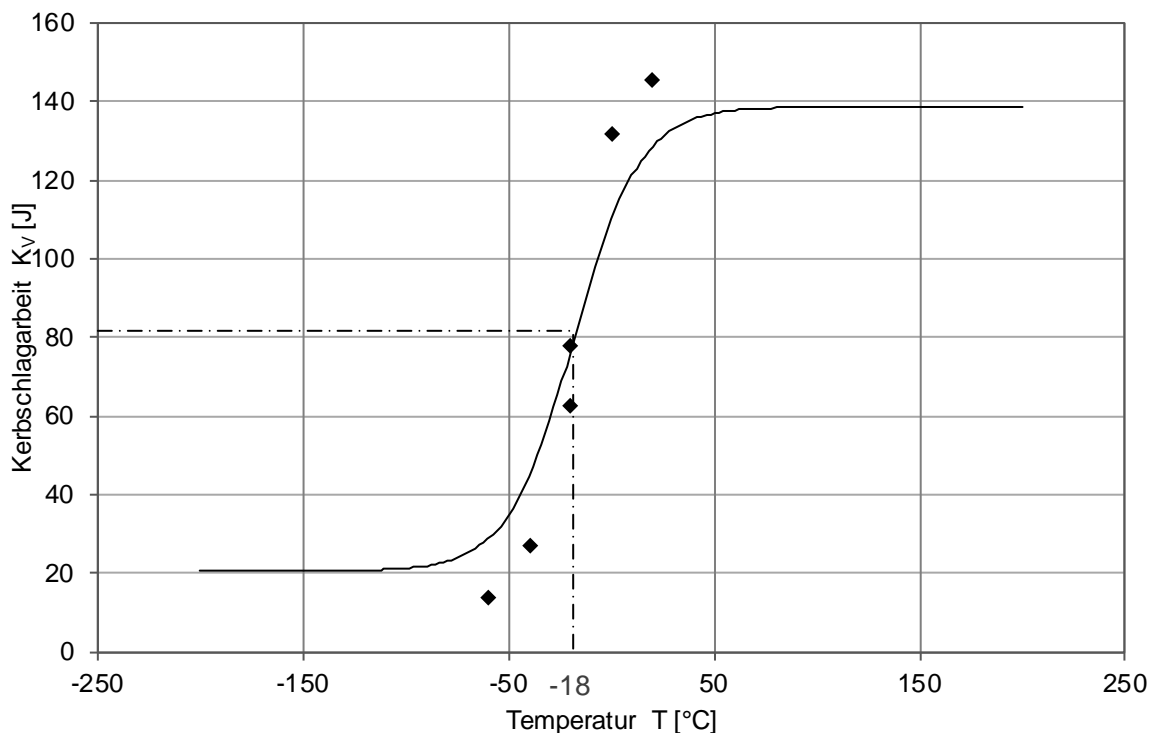
Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Durch Versuche ermittelte Kerbschlagarbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^\circ C}$
M.355-1.8.0-2	G+W	0	56,84	-83,93
M.355-1.8.3-1	K	5	76,50	-64,26
M.355-1.8.4-1	K	10	69,00	-71,76
M.355-1.8.2-1	K	13	92,70	-48,06
M.355-1.8.1-1	K	15	83,30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

14.5 Kerbschlagbiegeversuche Material 2

Proben Bezeichnung: M.355-2.16.0-1
 Proben Nr. : 200
 Plastische Dehnung 0 %
 Zustand: -

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _V [J]	w	h	
20	145,60	10	10	145,60
0	131,77	10	10	131,77
-20	62,43	10	10	62,43
-20	77,72	10	10	77,72
-40	27,21	10	10	27,21
-60	14,00	10	10	14,00

USE :	20,61 J	T ₀ :	-18,27 °C
LSE :	138,69 J	T _{27J} :	-64,18 °C
A :	79,65	T _{40J} :	-44,38 °C
B :	59,04	T _{60J} :	-29,37 °C
C :	32,11	KV ₋₂₀ :	76,46 J



Proben Bezeichnung: **M.355-2.16.0-2**

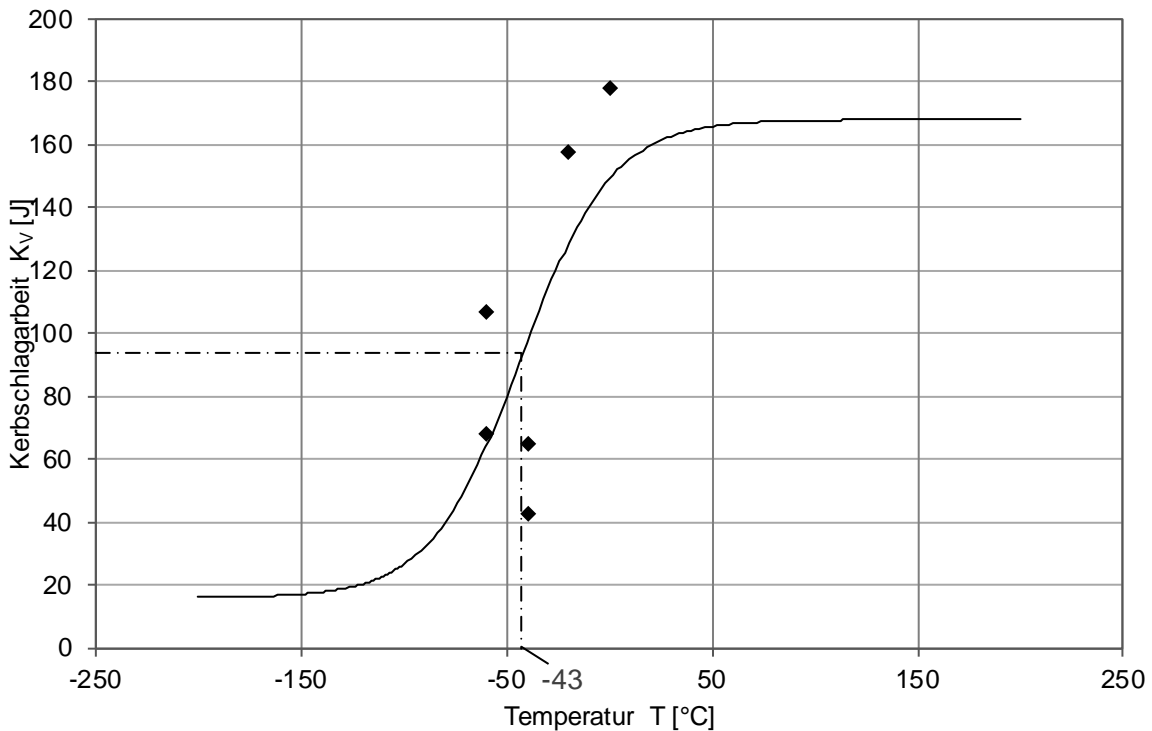
Proben Nr. : **201**

Plastische Dehnung **0 %**

Zustand: **wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)**

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K_v [J]	w	h	K_v [J]
-20	157,92	10	10	157,92
-40	42,54	10	10	42,54
-40	65,03	10	10	65,03
-60	106,86	10	10	106,86
0	178,16	10	10	178,16
-60	68,10	10	10	68,10

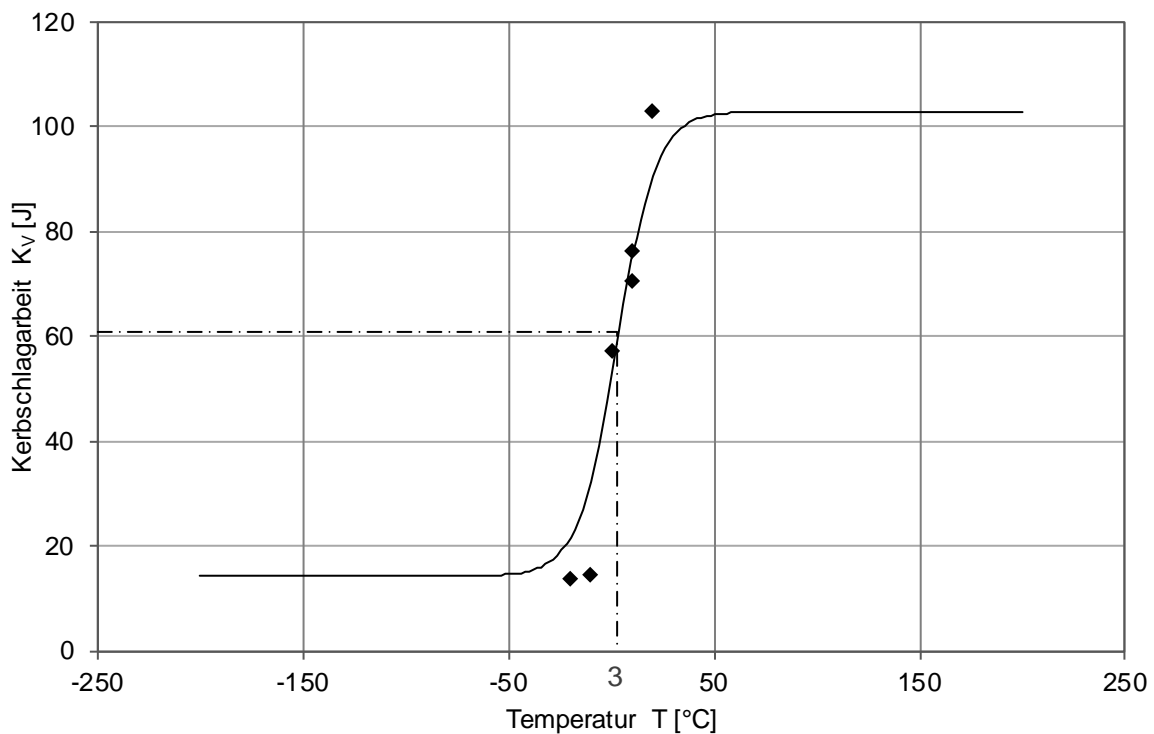
USE :	16,00 J (geschätzt)	T_0 :	-43,08 °C
LSE :	168,04 J	T_{27J} :	-99,19 °C
A :	92,02	T_{40J} :	-79,90 °C
B :	76,02	T_{60J} :	-62,84 °C
C :	43,99	KV_{-20} :	128,61 J



Proben Bezeichnung: M.355-2.16.1-1
Proben Nr. : 203
Plastische Dehnung 19 %
Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
20	102,92	10	10	102,92
10	76,45	10	10	76,45
10	70,46	10	10	70,46
0	57,29	10	10	57,29
-10	14,67	10	10	14,67
-20	14,00	10	10	14,00

USE :	14,34 J	T ₀ :	2,80 °C
LSE :	102,92 J	T _{27J} :	-14,11 °C
A :	58,63	T _{40J} :	-5,66 °C
B :	44,29	T _{60J} :	3,39 °C
C :	18,88	KV ₋₂₀ :	21,60 J



Proben Bezeichnung: M.355-2.16.1-2

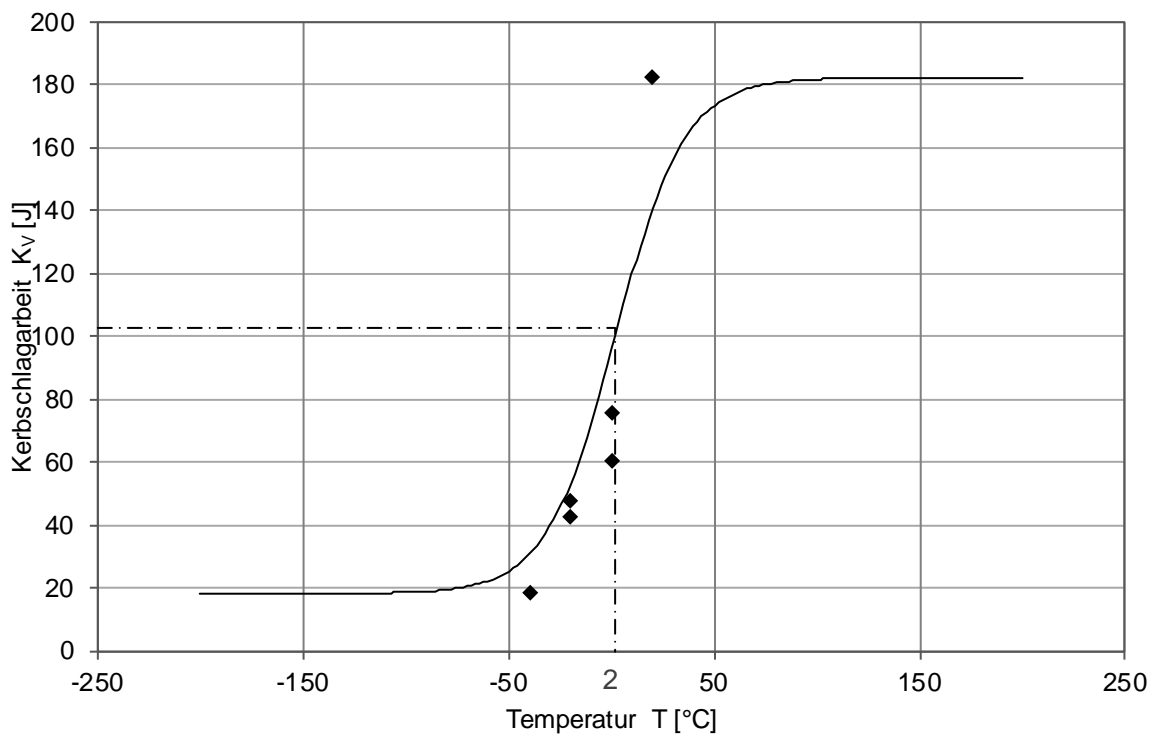
Proben Nr. : 208

Plastische Dehnung 17 %

Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
20	182,30	10	10	182,30
-20	47,86	10	10	47,86
-20	42,54	10	10	42,54
-40	18,32	10	10	18,32
0	75,67	10	10	75,67
0	60,48	10	10	60,48

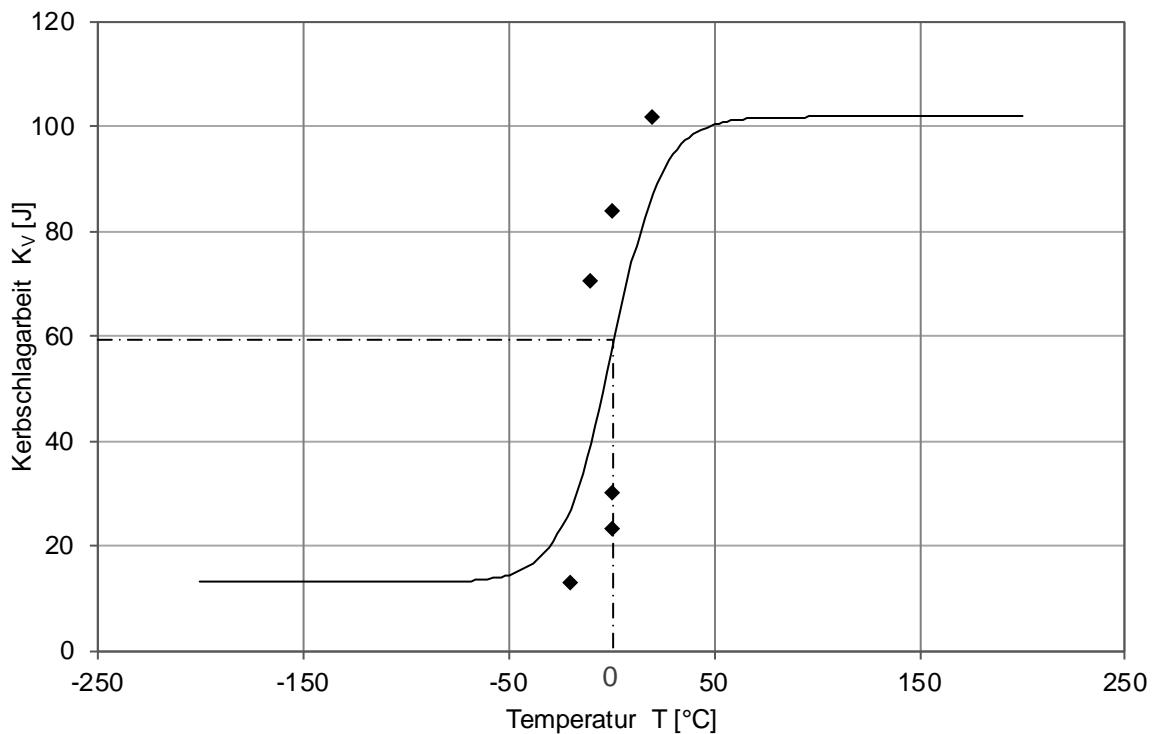
USE :	18,32 J	T ₀ :	1,91 °C
LSE :	182,30 J	T _{27J} :	-46,47 °C
A :	100,31	T _{40J} :	-29,65 °C
B :	81,99	T _{60J} :	-16,14 °C
C :	33,55	KV ₋₂₀ :	53,26 J



Proben Bezeichnung: M.355-2.16.2-1
Proben Nr. : 209
Plastische Dehnung 14 %
Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
20	101,93	10	10	101,93
0	83,85	10	10	83,85
0	23,24	10	10	23,24
0	30,05	10	10	30,05
-20	13,09	10	10	13,09
-10	70,46	10	10	70,46

USE :	13,09 J	T ₀ :	0,39 °C
LSE :	101,93 J	T _{27J} :	-20,14 °C
A :	57,51	T _{40J} :	-9,77 °C
B :	44,42	T _{60J} :	1,75 °C
C :	24,37	KV ₋₂₀ :	27,13 J



Proben Bezeichnung: **M.355-2.16.2-2**

Proben Nr. : **209_2**

Plastische Dehnung **14 %**

Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
20	129,04	10	10	129,04
-20	89,96	10	10	89,96
-20	48,71	10	10	48,71
-40	13,27	10	10	13,27
0	113,13	10	10	113,13
0	63,50	10	10	63,50

USE :	13,27 J	T ₀ :	-12,92 °C
LSE :	129,04 J	T _{27J} :	-46,07 °C
A :	71,16	T _{40J} :	-32,81 °C
B :	57,89	T _{60J} :	-19,37 °C
C :	33,05	KV ₋₂₀ :	58,94 J

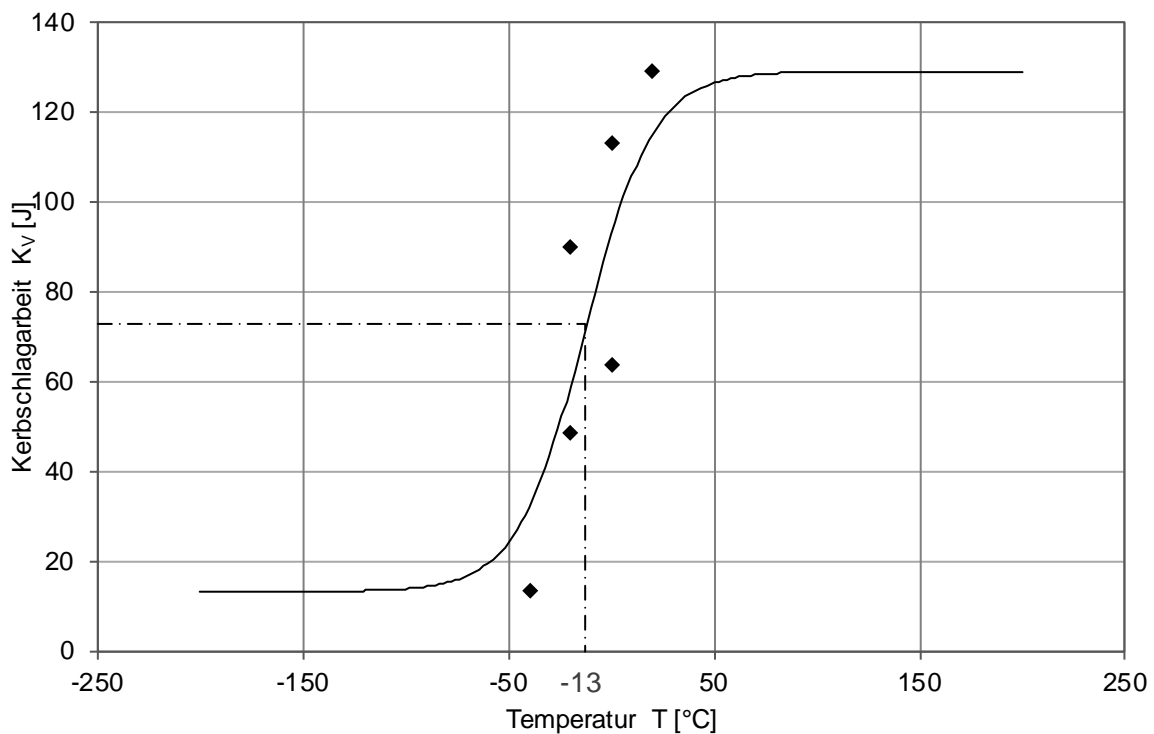


Tabelle 14-3: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Steigung im Übergangs- bereich m	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_0	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] 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					

Tabelle 14-4: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 2 (S355J2+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Durch Versuche ermittelte Kerbschlagarbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^\circ C}$
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
M.355-2.16.4-1	K	10	12,00	-58,08
M.355-2.16.1-1	K	19	14,00	-56,08
M.355-2.16.2-1	K	14	13,09	-56,99
M.355-2.16.1-2	K + W	17	45,20	-24,88
M.355-2.16.2-2	K + W	14	69,34	-0,74
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt				

14.6 Kerbschlagbiegeversuche Material 3

Proben Bezeichnung: M.355-3.8.0-1				
Proben Nr. : 300				
Plastische Dehnung 0 %				
Zustand: -				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur	Kerbschlagarbeit	w	h	
T [°C]	K _v [J]			K _v [J]
0	139,38	7,5	10	174,23
-20	141,23	7,5	10	176,54
-40	70,77	7,5	10	88,46
-40	17,24	7,5	10	21,55
-40	40,43	7,5	10	50,54
-60	7,99	7,5	10	9,99
-80	8,00	7,5	10	10,00
-80	10,00	7,5	10	12,50
-80	5,00	7,5	10	6,25

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 7,75 J	T ₀ : -33,66 °C	T ₀ : -25,98 °C
LSE : 140,31 J	T _{27J} : -45,59 °C	T _{27J} : -37,91 °C
A : 74,03	T _{40J} : -41,30 °C	T _{40J} : -33,62 °C
B : 66,28	T _{60J} : -36,55 °C	T _{60J} : -28,87 °C
C : 13,47	KV ₋₂₀ : 124,89 J	KV ₋₂₀ : 156,11 J

Darstellung der Rohdatenauswertung

Temperature T [°C]	Impact Energy K _v [J]
-80	6,25
-80	10,00
-80	8,00
-60	7,99
-40	40,43
-40	17,24
-40	70,77
-20	141,23
0	139,38

Proben Bezeichnung: M.355-3.8.0-2

Proben Nr. : 300_2

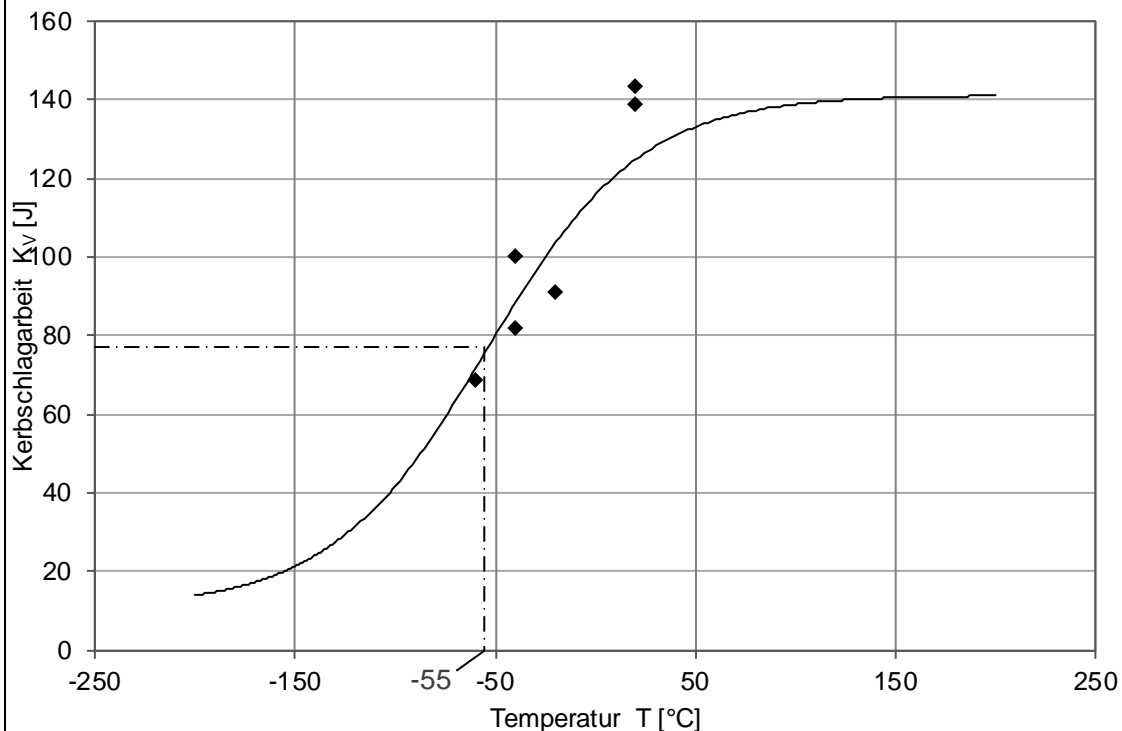
Plastische Dehnung 0 %

Zustand: wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	100,32	5	10	150,48
-40	81,80	5	10	122,69
-20	91,32	5	10	136,98
20	138,93	5	10	208,40
-60	68,81	5	10	103,21
20	143,46	5	10	215,19
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 11,00 J (geschätzt)	T ₀ : -55,19 °C	T ₀ : -35,50 °C
LSE : 141,20 J	T _{27J} : -131,09 °C	T _{27J} : -111,40 °C
A : 76,10	T _{40J} : -103,45 °C	T _{40J} : -83,76 °C
B : 65,10	T _{60J} : -74,69 °C	T _{60J} : -55,00 °C
C : 77,24	KV ₋₂₀ : 103,86 J	KV ₋₂₀ : 155,79 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-3.8.1-1

Proben Nr. : 303

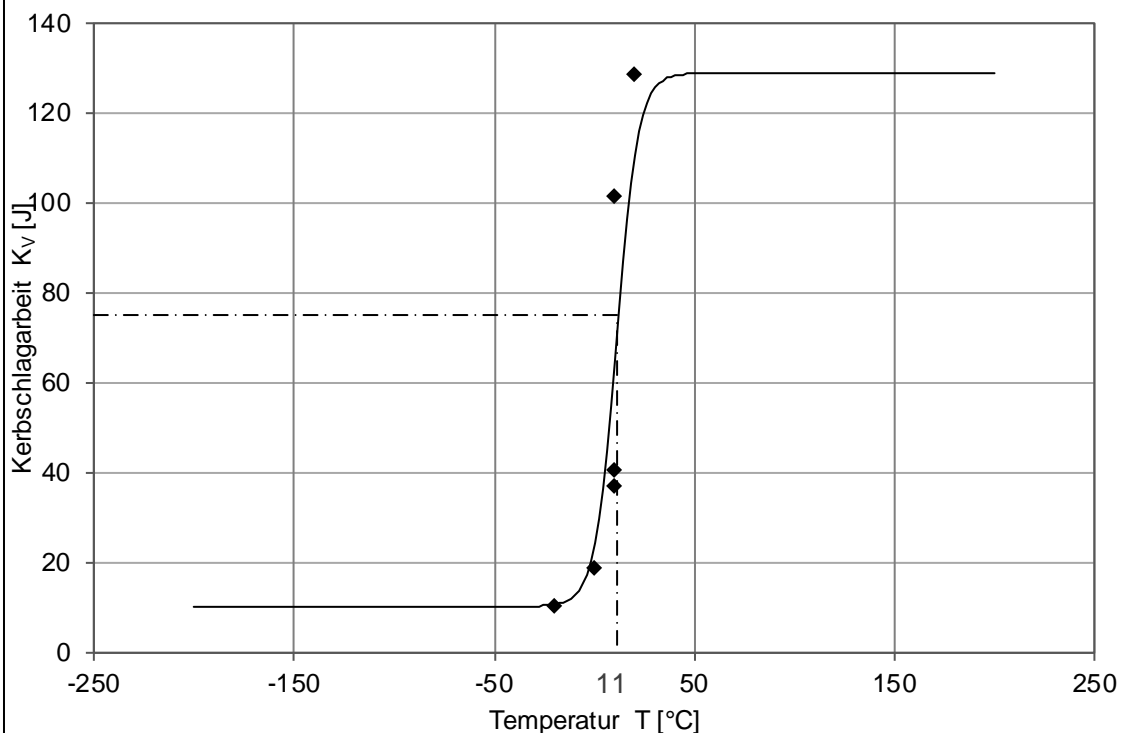
Plastische Dehnung 17 %

Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
20	128,88	7,5	10	161,10
10	101,56	7,5	10	126,95
10	40,70	7,5	10	50,88
10	37,18	7,5	10	46,48
0	18,64	7,5	10	23,30
-20	10,21	7,5	10	12,76
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 10,21 J	T ₀ : 10,75 °C	T ₀ : 18,43 °C
LSE : 128,88 J	T _{27J} : 1,05 °C	T _{27J} : 8,73 °C
A : 69,55	T _{40J} : 4,87 °C	T _{40J} : 12,55 °C
B : 59,34	T _{60J} : 9,01 °C	T _{60J} : 16,69 °C
C : 10,76	KV ₋₂₀ : 10,60 J	KV ₋₂₀ : 13,25 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-3.8.1-2

Proben Nr. : 303_2

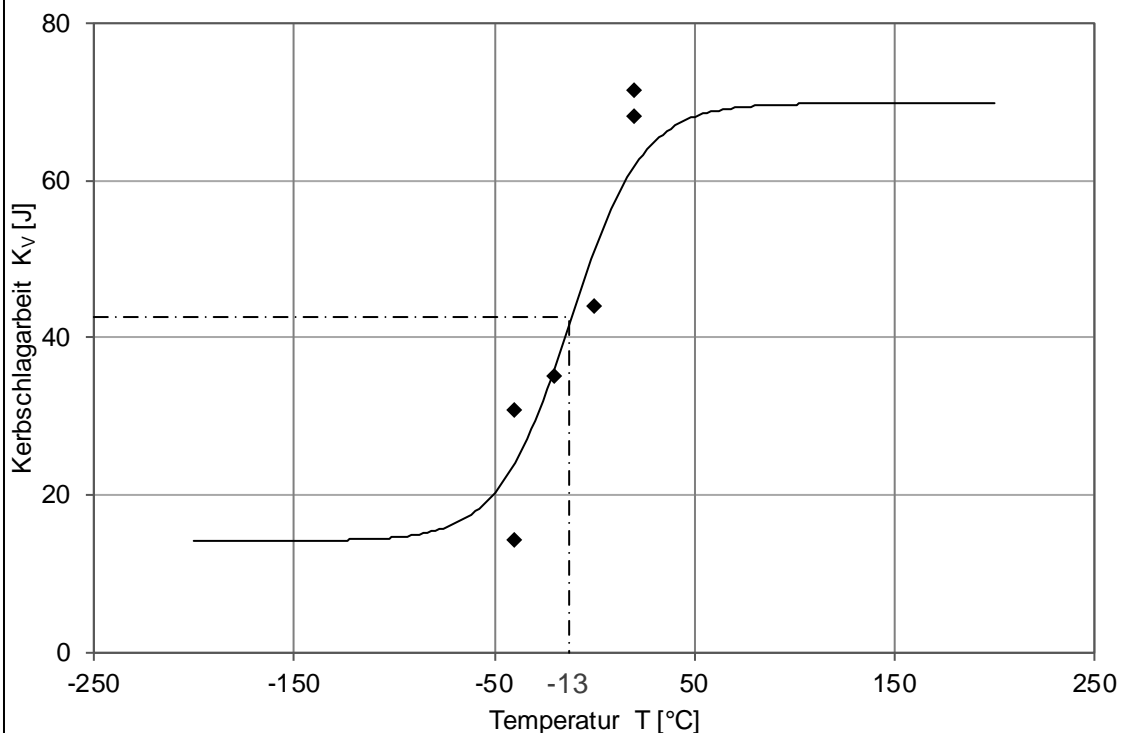
Plastische Dehnung 17 %

Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische
Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	14,17	5	10	21,26
-20	35,19	5	10	52,79
20	68,10	5	10	102,15
-40	30,72	5	10	46,08
0	43,93	5	10	65,90
20	71,52	5	10	107,28
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 14,17 J	T ₀ : -12,53 °C	T ₀ : 7,16 °C
LSE : 69,81 J	T _{27J} : -34,27 °C	T _{27J} : -14,58 °C
A : 41,99	T _{40J} : -15,11 °C	T _{40J} : 4,57 °C
B : 27,82	T _{60J} : 15,29 °C	T _{60J} : 34,98 °C
C : 36,09	KV ₋₂₀ : 36,31 J	KV ₋₂₀ : 54,47 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-3.8.2-1

Proben Nr. : 306

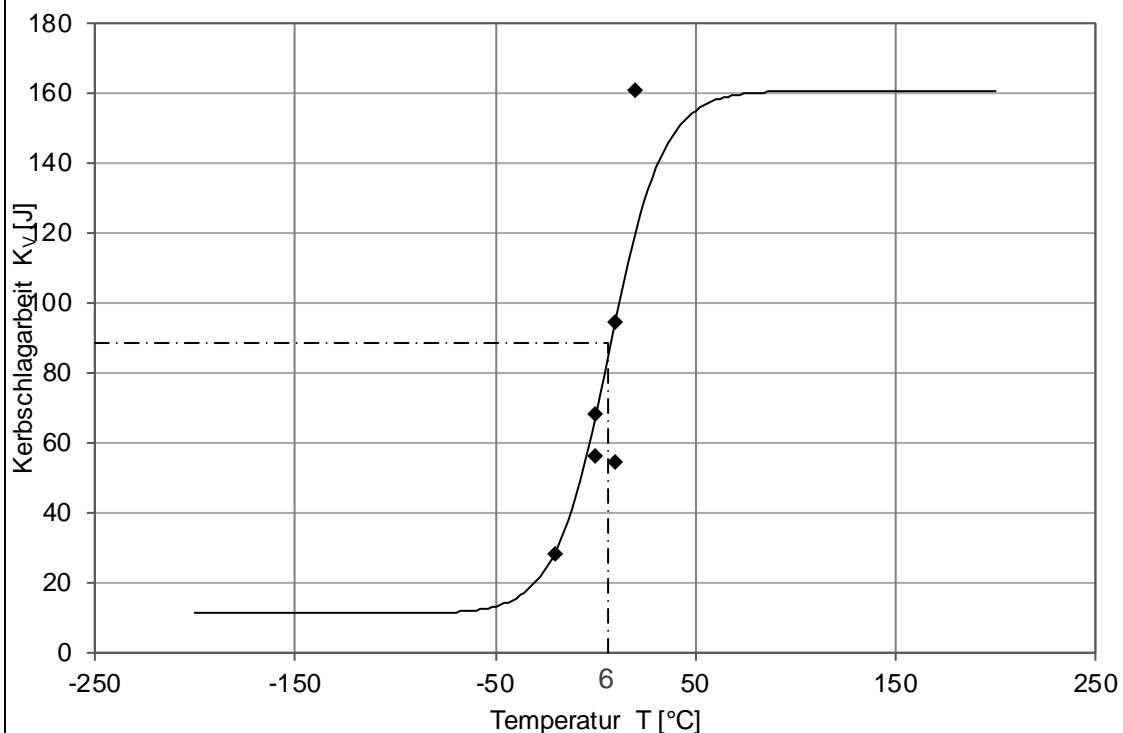
Plastische Dehnung 14 %

Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
20	160,71	7,5	10	200,89
10	54,70	7,5	10	68,38
10	94,78	7,5	10	118,47
0	67,95	7,5	10	84,94
0	56,45	7,5	10	70,56
-20	28,10	7,5	10	35,13
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 11,00 J (geschätzt)	T ₀ : 6,47 °C	T ₀ : 14,15 °C
LSE : 160,71 J	T _{27J} : -22,01 °C	T _{27J} : -14,33 °C
A : 85,86	T _{40J} : -12,66 °C	T _{40J} : -4,98 °C
B : 74,86	T _{60J} : -3,20 °C	T _{60J} : 4,48 °C
C : 26,82	KV ₋₂₀ : 29,27 J	KV ₋₂₀ : 36,59 J

Darstellung der Rohdatenauswertung



Proben Bezeichnung: M.355-3.8.2-2

Proben Nr. : 306_2

Plastische Dehnung 14 %

**Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische
Schweißsimulation)**

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] K _v [J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-40	32,80	5	10	49,20
-20	37,89	5	10	56,84
20	75,04	5	10	112,56
-60	27,66	5	10	41,49
0	43,62	5	10	65,43
20	65,66	5	10	98,49
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00
0	0,00	0	0	0,00

Grunddaten	Berechnet mit Rohdaten	Berechnet mit umgewerteten Daten
USE : 17,00 J (geschätzt)	T ₀ : -19,76 °C	T ₀ : -0,07 °C
LSE : 70,35 J	T _{27J} : -56,32 °C	T _{27J} : -36,63 °C
A : 43,68	T _{40J} : -26,67 °C	T _{40J} : -6,98 °C
B : 26,68	T _{60J} : 15,75 °C	T _{60J} : 35,43 °C
C : 49,86	KV ₋₂₀ : 43,54 J	KV ₋₂₀ : 65,32 J

Darstellung der Rohdatenauswertung

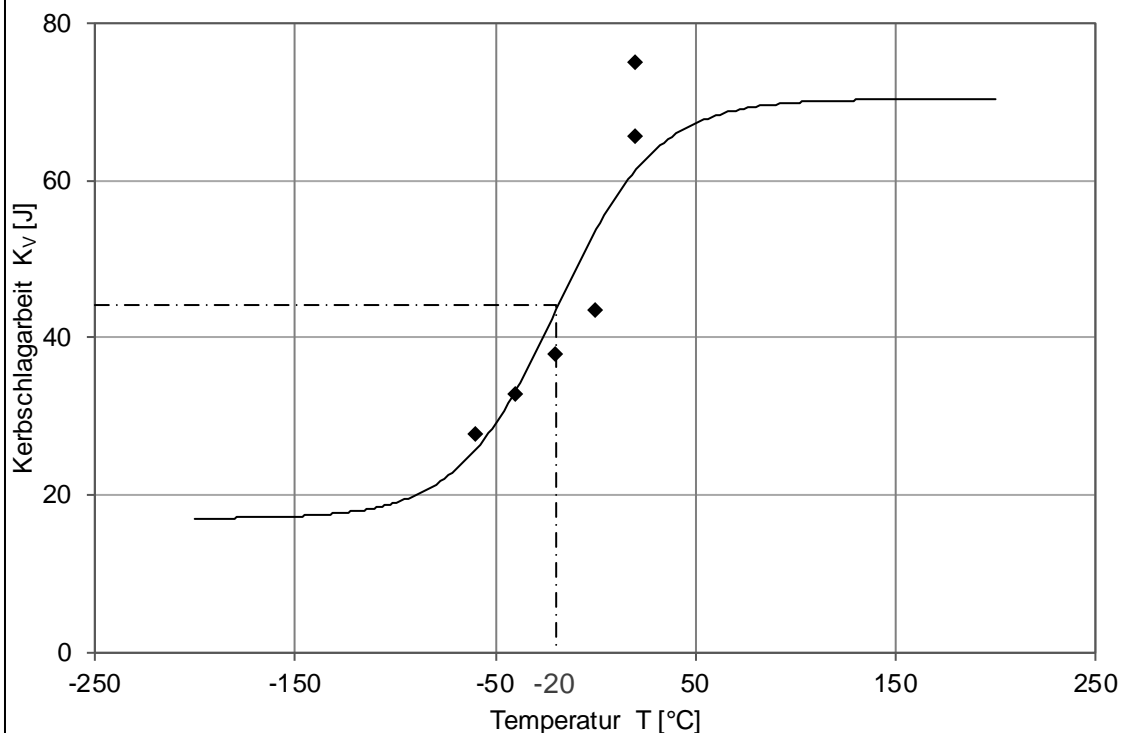


Tabelle 14-5: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm), berechnet an umgewerteten Daten

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Steigung im Übergangs- bereich m	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_0	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
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 14-6: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 3 (S355J2C+N, t = 8 mm)

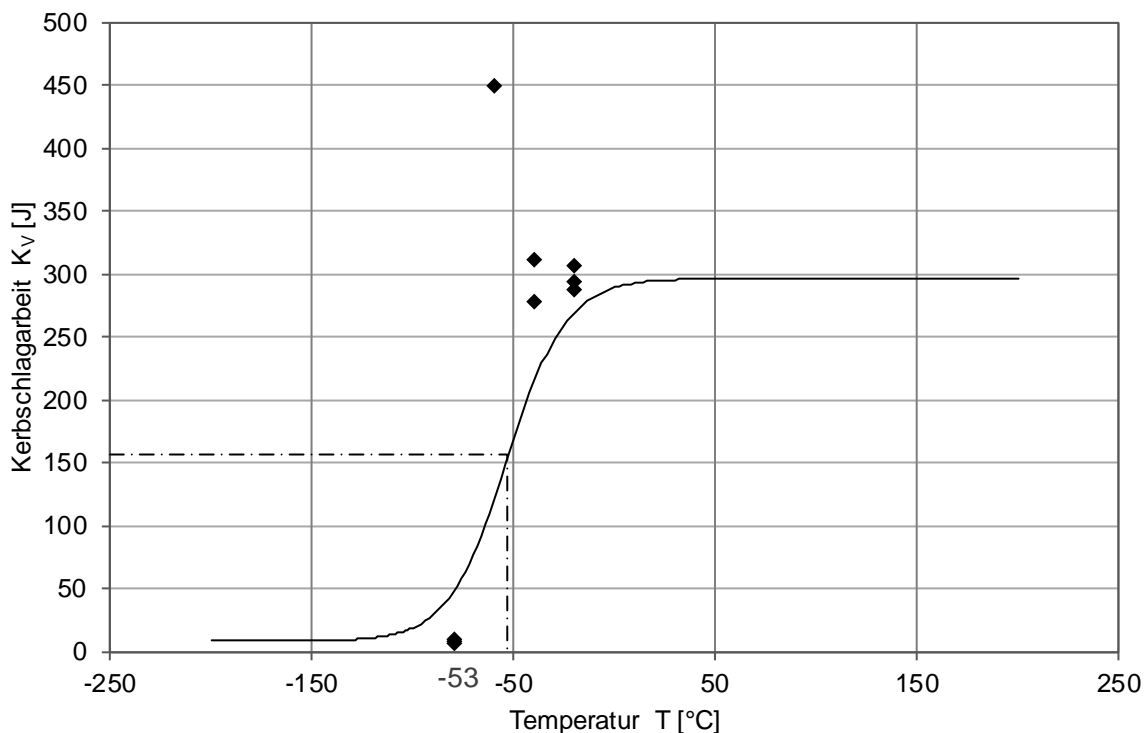
Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Durch Versuche ermittelte Kerbschlagarbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^\circ C}$
M.355-3.8.0-2	G+W	0	136,98	-39,56
M.355-3.8.3-1	K	5	19,50	-157,04
M.355-3.8.4-1	K	10	16,50	-160,04
M.355-3.8.1-1	K	17	12,76	-163,78
M.355-3.8.2-1	K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

14.7 Kerbschlagbiegeversuche Material 4

Proben Bezeichnung: M.355-4.16.0-1
 Proben Nr. : 400
 Plastische Dehnung 0 %
 Zustand: -

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K_V [J]	w	h	K_V [J]
-20	307,59	10	10	307,59
-20	287,89	10	10	287,89
-20	294,66	10	10	294,66
-40	312,37	10	10	312,37
-40	278,52	10	10	278,52
-60	450,00	10	10	450,00
-80	8,00	10	10	8,00
-80	7,00	10	10	7,00
-80	10,00	10	10	10,00

USE :	8,33 J	T_0 :	-53,16 °C
LSE :	296,71 J	T_{27J} :	-91,81 °C
A :	152,52	T_{40J} :	-83,45 °C
B :	144,19	T_{60J} :	-75,19 °C
C :	28,95	KV_{-20} :	270,21 J



Proben Bezeichnung: **M.355-4.16.0-2**

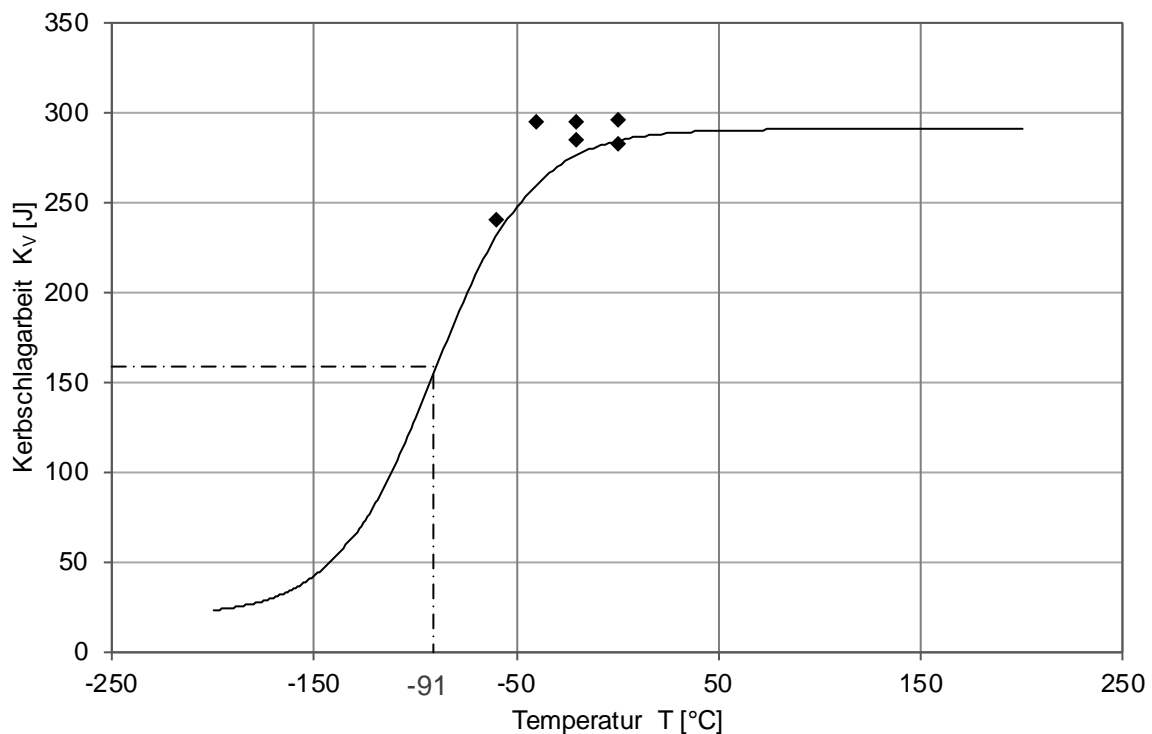
Proben Nr. : **401**

Plastische Dehnung **0 %**

Zustand: **wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)**

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-20	295,51	10	10	295,51
-20	284,78	10	10	284,78
-40	295,51	10	10	295,51
-60	240,17	10	10	240,17
0	296,18	10	10	296,18
0	282,26	10	10	282,26

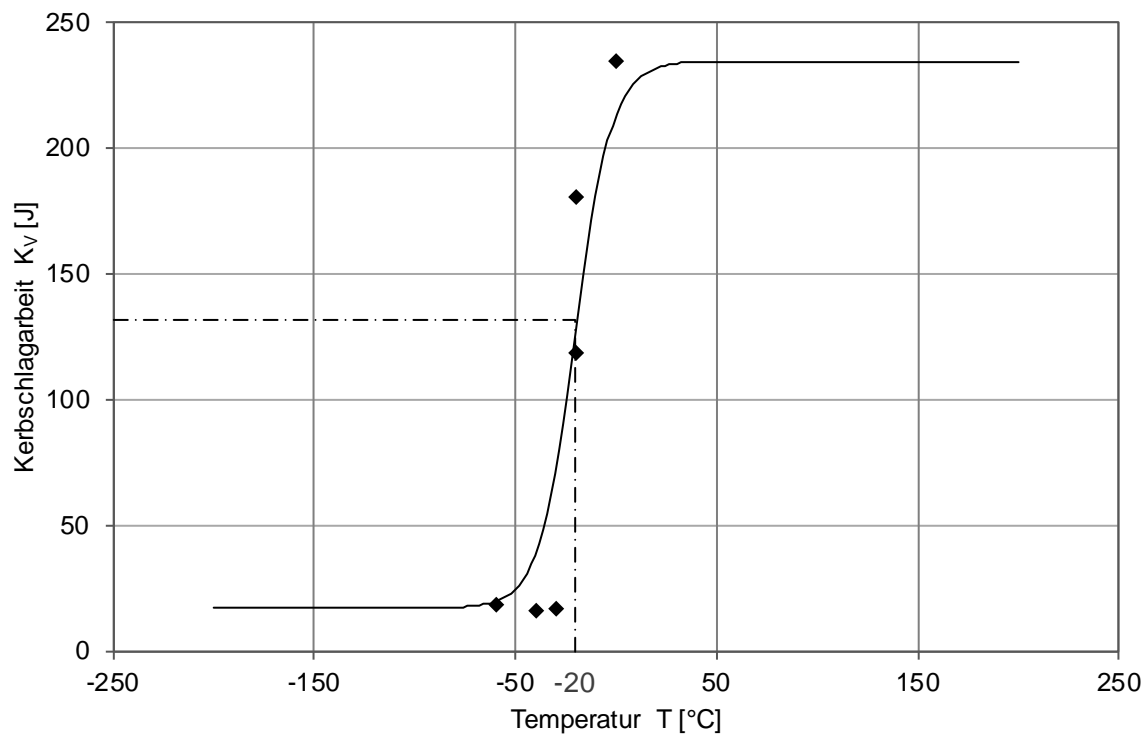
USE :	20,00 J	T ₀ :	-90,63 °C
LSE :	290,85 J	T _{27J} :	-179,44 °C
A :	155,42	T _{40J} :	-152,52 °C
B :	135,42	T _{60J} :	-133,52 °C
C :	48,94	KV ₋₂₀ :	276,54 J



Proben Bezeichnung: M.355-4.16.1-1
Proben Nr. : 403
Plastische Dehnung 20 %
Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
0	234,39	10	10	234,39
-20	118,92	10	10	118,92
-20	180,62	10	10	180,62
-30	16,97	10	10	16,97
-40	16,30	10	10	16,30
-60	18,42	10	10	18,42

USE :	17,23 J	T ₀ :	-19,96 °C
LSE :	234,39 J	T _{27J} :	-47,36 °C
A :	125,81	T _{40J} :	-39,19 °C
B :	108,58	T _{60J} :	-32,56 °C
C :	17,94	KV ₋₂₀ :	125,55 J



Proben Bezeichnung: **M.355-4.16.1-2**

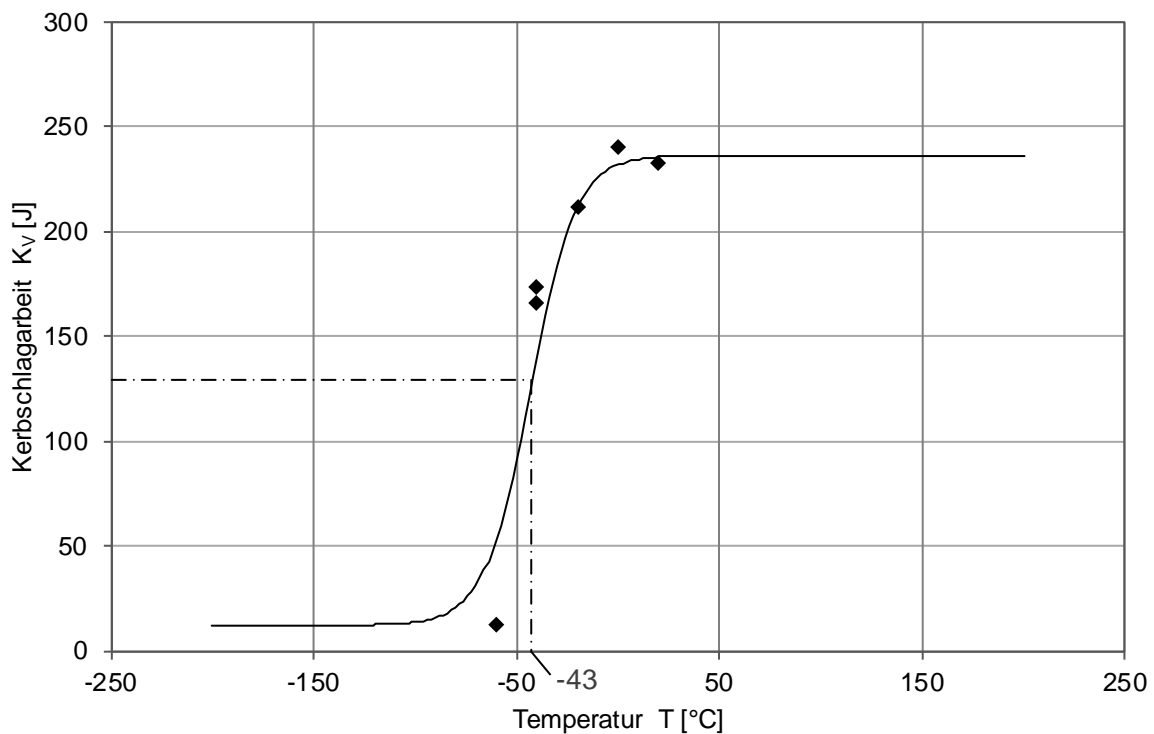
Proben Nr. : **403_2**

Plastische Dehnung **19 %**

Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-20	211,82	10	10	211,82
-40	173,25	10	10	173,25
-40	165,77	10	10	165,77
-60	12,37	10	10	12,37
0	240,17	10	10	240,17
20	233,05	10	10	233,05

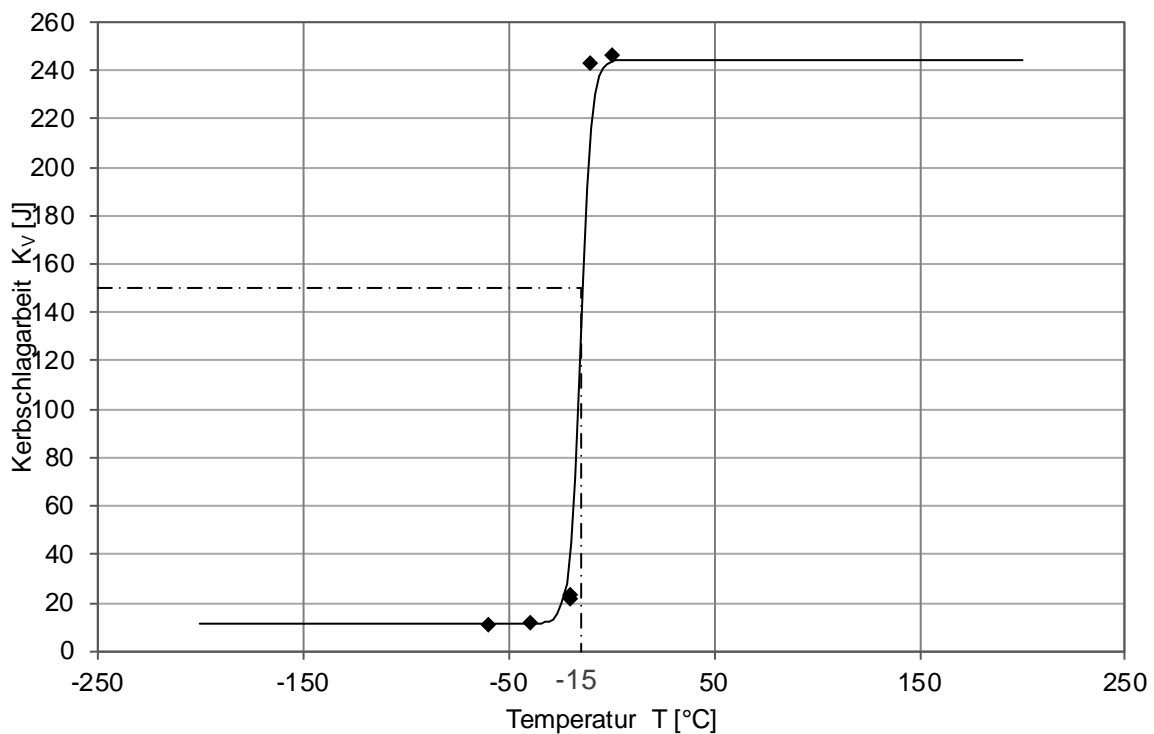
USE :	12,37 J	T ₀ :	-43,27 °C
LSE :	236,61 J	T _{27J} :	-73,20 °C
A :	124,49	T _{40J} :	-65,33 °C
B :	112,12	T _{60J} :	-58,01 °C
C :	22,49	KV ₋₂₀ :	211,48 J



Proben Bezeichnung: M.355-4.16.2-1
Proben Nr. : 406
Plastische Dehnung 17 %
Zustand: kaltgereckt

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
0	246,07	10	10	246,07
-10	243,05	10	10	243,05
-20	23,47	10	10	23,47
-20	22,03	10	10	22,03
-40	11,51	10	10	11,51
-60	11,29	10	10	11,29

USE :	11,40 J	T ₀ :	-15,22 °C
LSE :	244,56 J	T _{27J} :	-22,20 °C
A :	127,98	T _{40J} :	-20,43 °C
B :	116,58	T _{60J} :	-18,75 °C
C :	5,29	KV ₋₂₀ :	44,32 J



Proben Bezeichnung: M.355-4.16.2-2
Proben Nr. : 406_2
Plastische Dehnung 17 %
Zustand: kaltgereckt + wärmebehandelt (physikalische Schweißsimulation)

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
-20	203,48	10	10	203,48
-20	193,62	10	10	193,62
-40	155,72	10	10	155,72
-40	174,01	10	10	174,01
-60	149,81	10	10	149,81
0	198,93	10	10	198,93

USE :	12,00 J (geschätzt)	T ₀ :	-105,74 °C
LSE :	198,68 J	T _{27J} :	-222,29 °C
A :	105,34	T _{40J} :	-188,68 °C
B :	93,34	T _{60J} :	-156,47 °C
C :	95,63	KV ₋₂₀ :	172,04 J

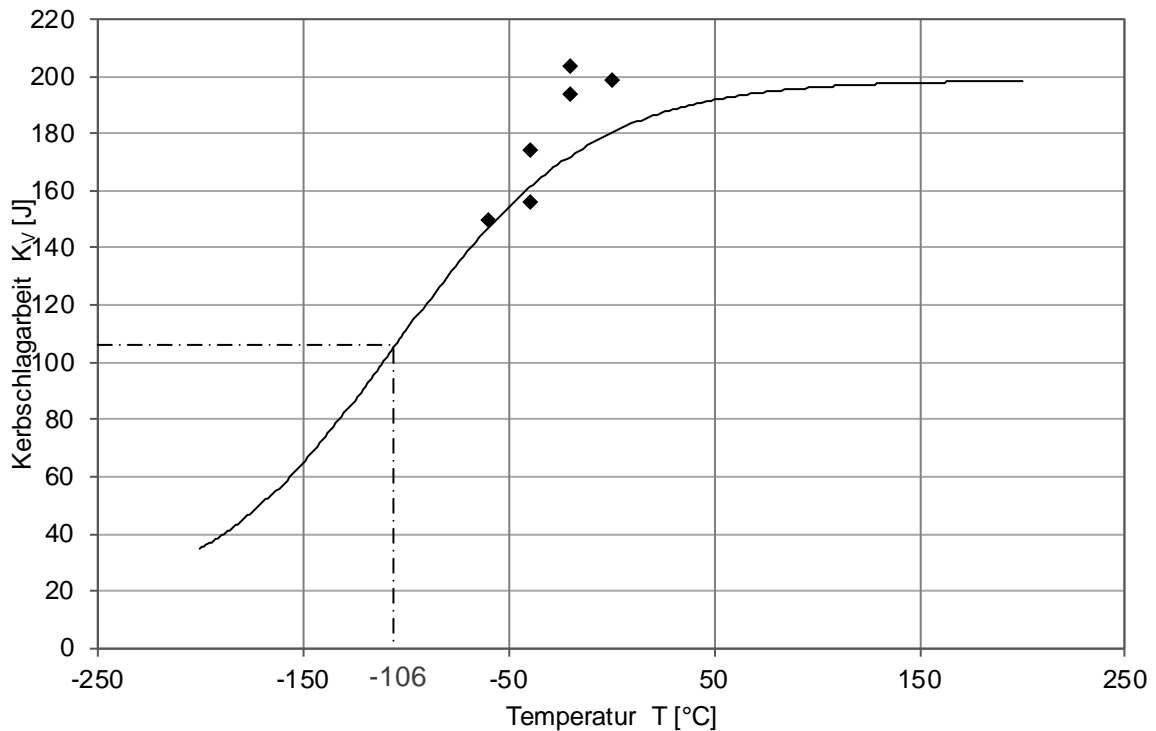


Tabelle 14-7: Verschiebung der Übergangstemperatur T_0 Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Steigung im Übergangs- bereich m	Verschiebung der $K_V - T$ Kurve ΔT_0	Nach DIN EN 1993-1-10 [11] erwartete Verschiebung $3 * \varepsilon$
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					

Tabelle 14-8: Verschiebung der Kerbschlagarbeit bei -20 °C, Material 4 (S355J2C+N, t = 16 mm)

Verskörper- Bezeichnung	Material- zustand	Dehnung ε	Durch Versuche ermittelte Kerbschlagarbeit [J]	Verschiebung der Kerbschlagarbeit $K_{V,-20^\circ C}$
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
M.355-4.16.4-1	K	10	21,66	-276,08
M.355-4.16.1-1	K	20	149,77	-147,97
M.355-4.16.2-1	K	17	22,75	-274,99
M.355-4.16.1-2	K + W	20	211,82	-85,92
M.355-4.16.2-2	K + W	17	198,55	-99,19
K...Kaltgereckt W...Wärmebehandelt				

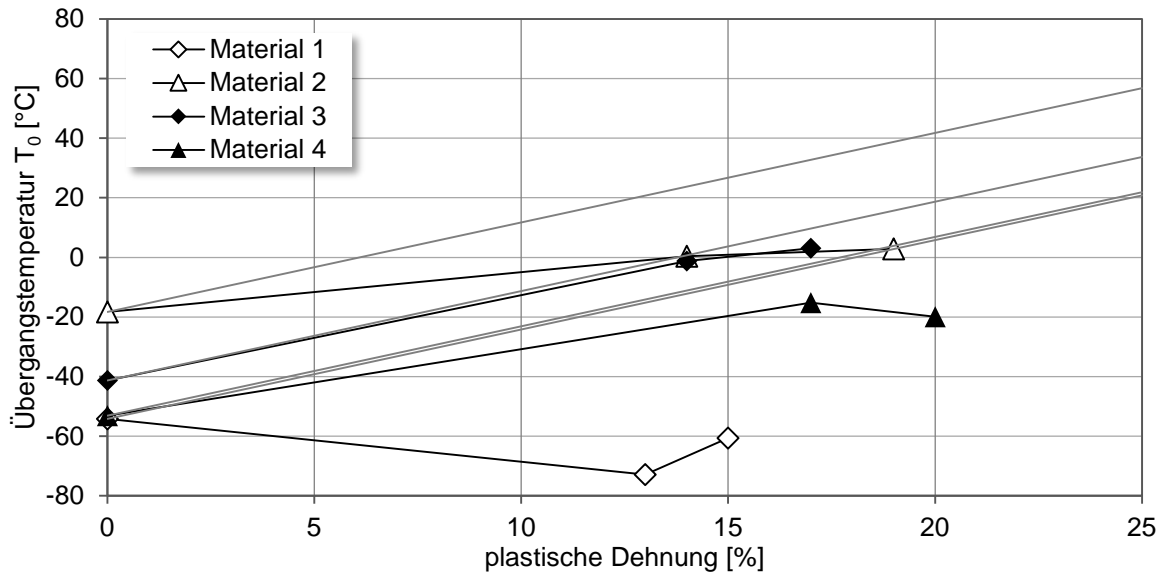


Abb. 14-4: T₀ Kaltrecken

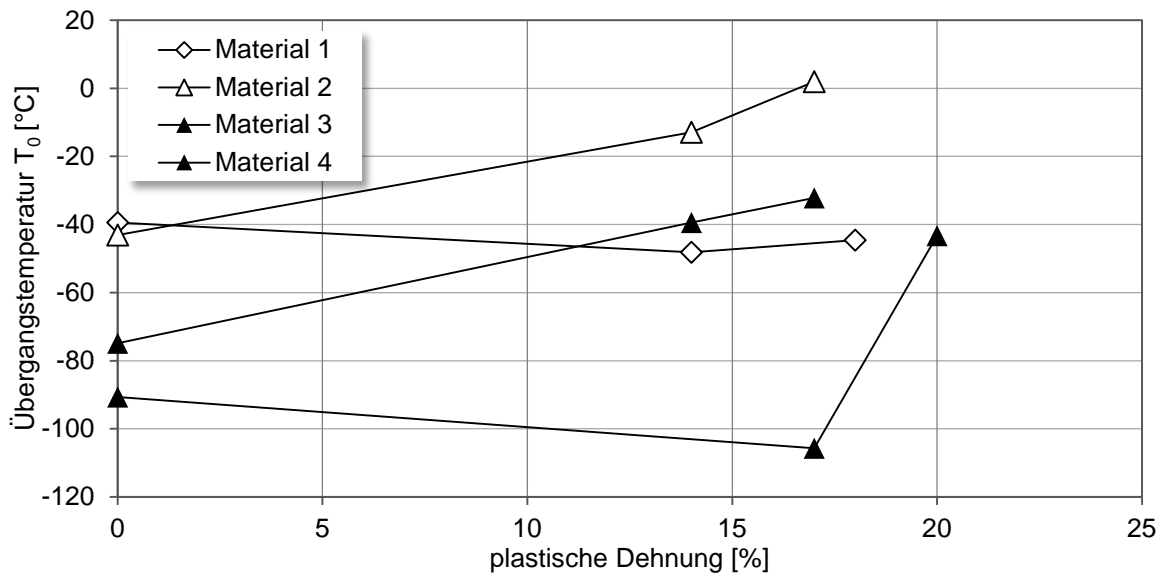


Abb. 14-5: T₀ Wärmebehandlung

14.8 Kerbschlagbiegeversuche bei 5 und 10 % Dehnung

Tabelle 14-9: 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

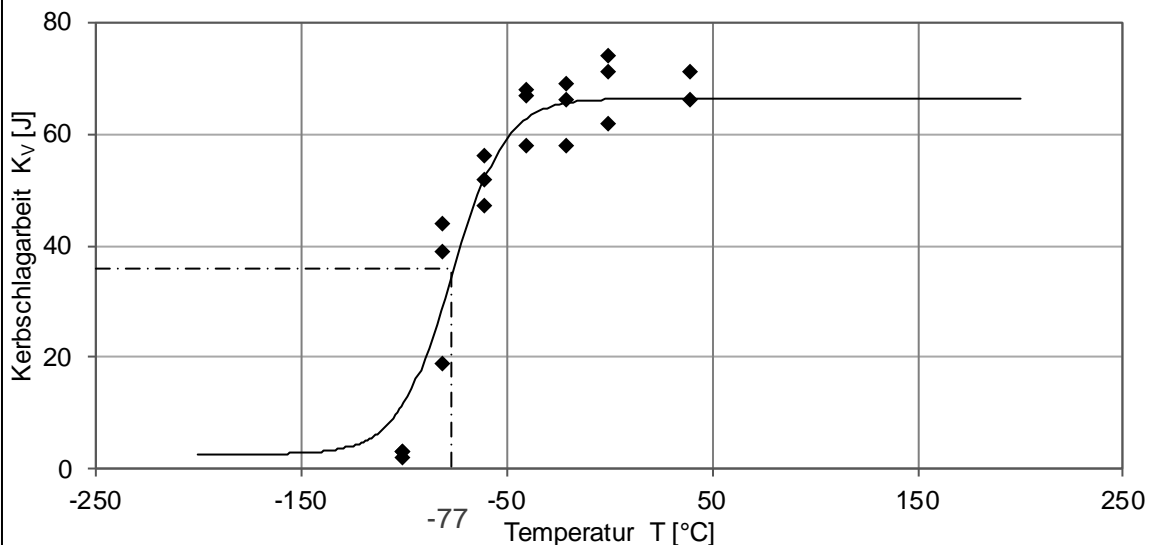
15 Anhang C

15.1 Ergebnisse aus Untersuchungen der Voest am S355 MC

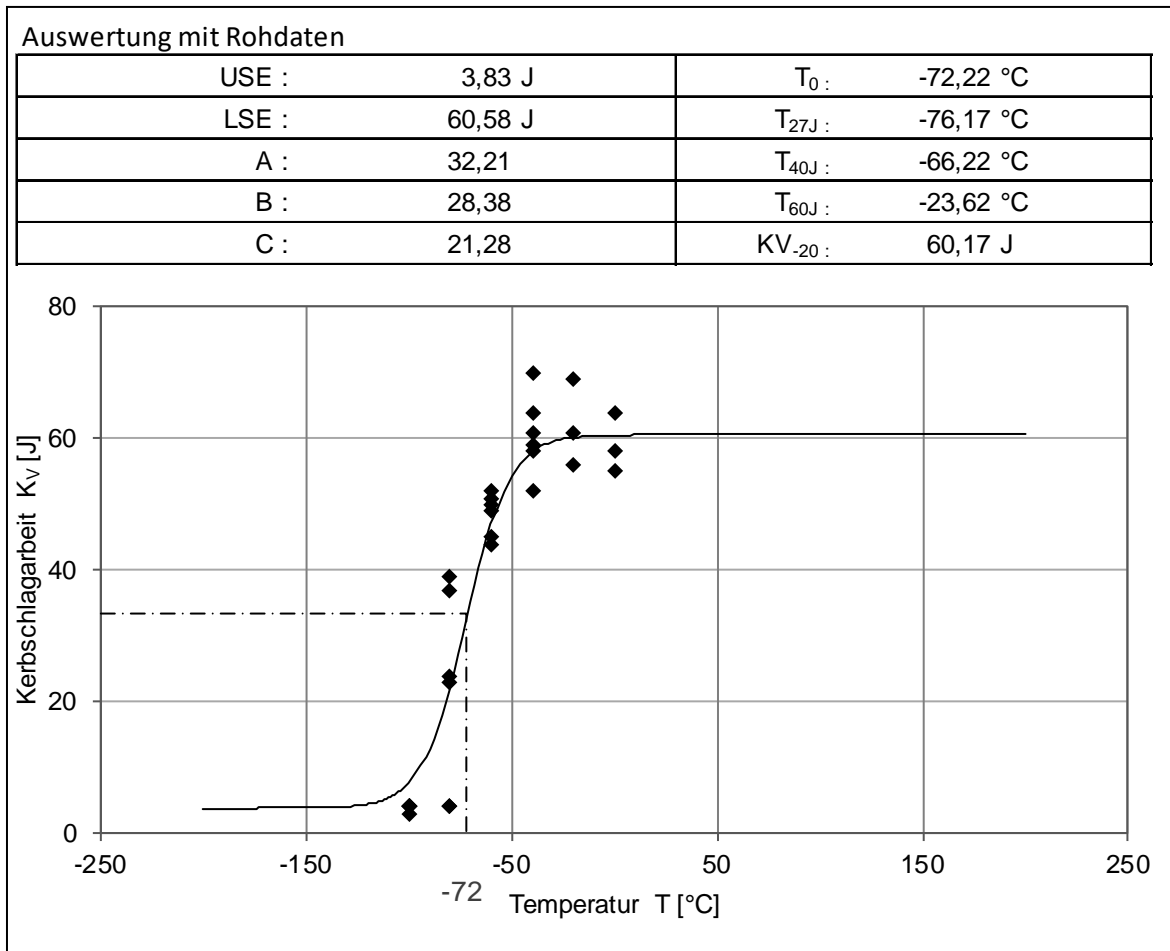
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
39	66,00	5	10	99,00
39	71,00	5	10	106,50
-1	71,00	5	10	106,50
-1	74,00	5	10	111,00
-1	62,00	5	10	93,00
-21	66,00	5	10	99,00
-21	58,00	5	10	87,00
-21	69,00	5	10	103,50
-41	68,00	5	10	102,00
-41	67,00	5	10	100,50
-41	58,00	5	10	87,00
-61	52,00	5	10	78,00
-61	56,00	5	10	84,00
-61	47,00	5	10	70,50
-81	44,00	5	10	66,00
-81	19,00	5	10	28,50
-81	39,00	5	10	58,50
-101	3,00	5	10	4,50
-101	3,00	5	10	4,50
-101	2,00	5	10	3,00

Auswertung mit Rohdaten

USE :	2,67 J	T ₀ :	-76,86 °C
LSE :	66,36 J	T _{27J} :	-83,11 °C
A :	34,52	T _{40J} :	-72,34 °C
B :	31,85	T _{60J} :	-48,28 °C
C :	26,00	KV ₋₂₀ :	65,57 J



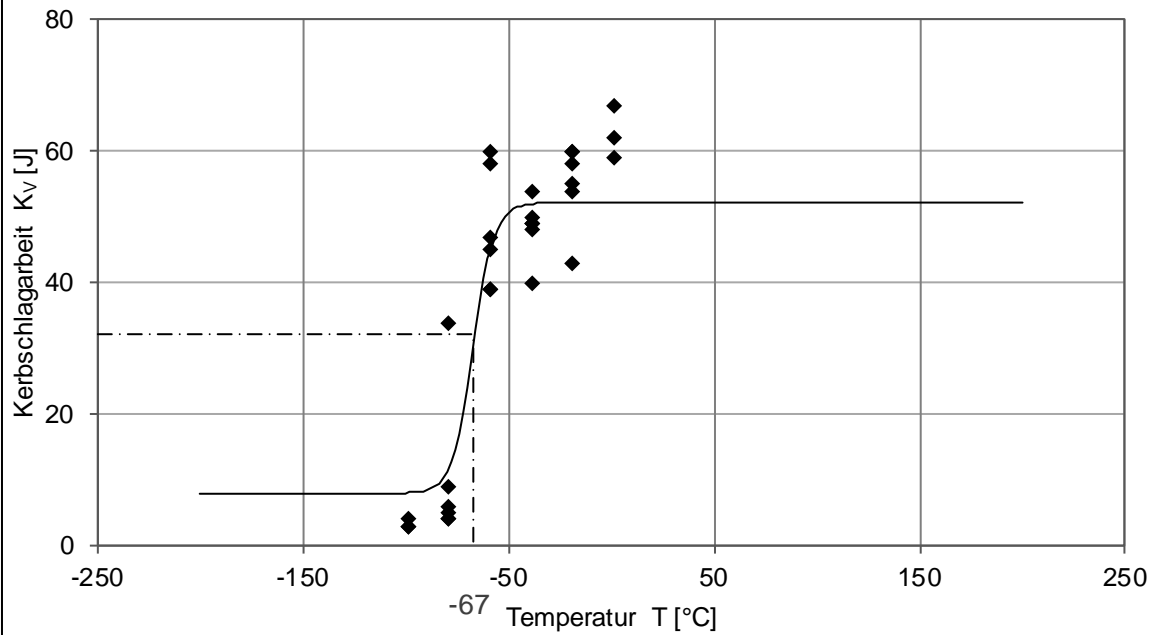
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
0	55,00	5	10	82,50
0	58,00	5	10	87,00
0	64,00	5	10	96,00
-20	56,00	5	10	84,00
-20	69,00	5	10	103,50
-20	61,00	5	10	91,50
-40	64,00	5	10	96,00
-40	61,00	5	10	91,50
-40	52,00	5	10	78,00
-40	58,00	5	10	87,00
-40	70,00	5	10	105,00
-40	59,00	5	10	88,50
-60	51,00	5	10	76,50
-60	50,00	5	10	75,00
-60	52,00	5	10	78,00
-60	44,00	5	10	66,00
-60	49,00	5	10	73,50
-60	45,00	5	10	67,50
-80	4,00	5	10	6,00
-80	24,00	5	10	36,00
-80	4,00	5	10	6,00
-80	23,00	5	10	34,50
-80	39,00	5	10	58,50
-80	37,00	5	10	55,50
-100	4,00	5	10	6,00
-100	4,00	5	10	6,00
-100	4,00	5	10	6,00
-100	4,00	5	10	6,00
-100	3,00	5	10	4,50
-100	4,00	5	10	6,00



Versuchsserie: V_10_0 Plastische Dehnung 5 % Zustand: 10% Kaltumgeformt				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach Kv[J]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit Kv[J]	w	h	
1	59,00	5	10	88,50
1	62,00	5	10	93,00
1	67,00	5	10	100,50
-19	58,00	5	10	87,00
-19	55,00	5	10	82,50
-19	43,00	5	10	64,50
-19	60,00	5	10	90,00
-19	54,00	5	10	81,00
-19	60,00	5	10	90,00
-39	40,00	5	10	60,00
-39	50,00	5	10	75,00
-39	48,00	5	10	72,00
-39	54,00	5	10	81,00
-39	49,00	5	10	73,50
-39	49,00	5	10	73,50
-59	45,00	5	10	67,50
-59	47,00	5	10	70,50
-59	39,00	5	10	58,50
-59	58,00	5	10	87,00
-59	60,00	5	10	90,00
-59	39,00	5	10	58,50
-79	4,00	5	10	6,00
-79	4,00	5	10	6,00
-79	5,00	5	10	7,50
-79	34,00	5	10	51,00
-79	9,00	5	10	13,50
-79	6,00	5	10	9,00
-99	3,00	5	10	4,50
-99	4,00	5	10	6,00
-99	3,00	5	10	4,50

Auswertung mit Rohdaten

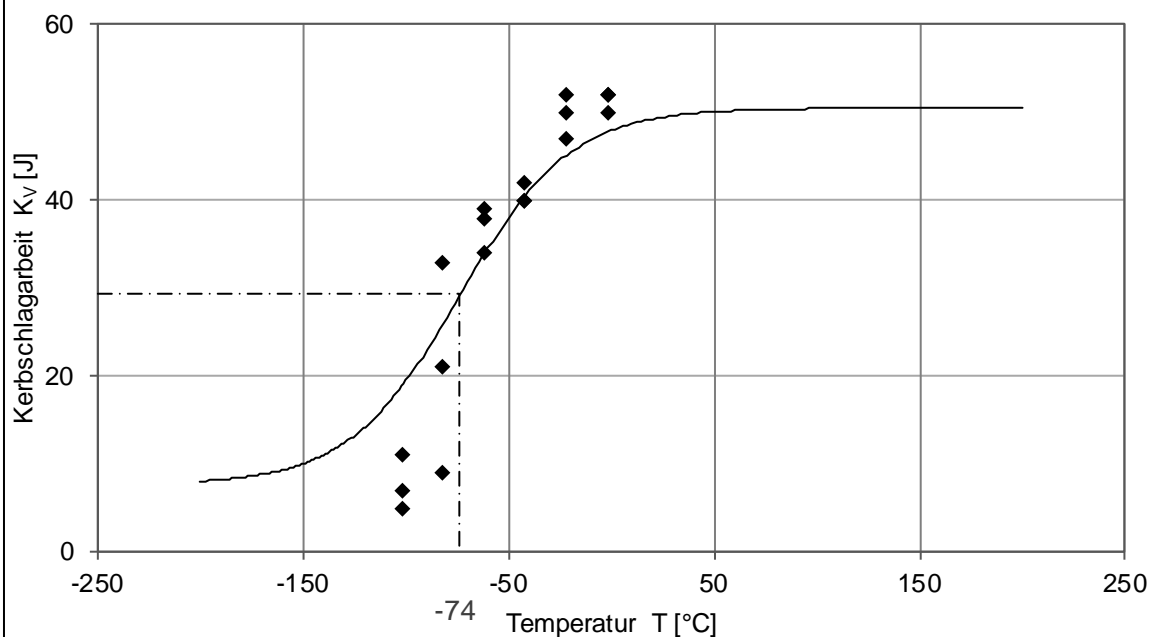
USE :	8,00 J	T_0 :	-67,20 °C
LSE :	52,19 J	T_{27J} :	-68,63 °C
A :	30,10	T_{40J} :	-62,32 °C
B :	22,10		
C :	10,12	KV_{-20} :	52,19 J



Versuchsserie: V_20_0				
Plastische Dehnung 20 %				
Zustand: 20% Kaltumgeformt				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-2	50,00	5	10	75,00
-2	52,00	5	10	78,00
-2	52,00	5	10	78,00
-22	50,00	5	10	75,00
-22	47,00	5	10	70,50
-22	52,00	5	10	78,00
-42	40,00	5	10	60,00
-42	42,00	5	10	63,00
-42	40,00	5	10	60,00
-62	34,00	5	10	51,00
-62	38,00	5	10	57,00
-62	39,00	5	10	58,50
-82	21,00	5	10	31,50
-82	33,00	5	10	49,50
-82	9,00	5	10	13,50
-102	11,00	5	10	16,50
-102	7,00	5	10	10,50
-102	5,00	5	10	7,50

Auswertung mit Rohdaten

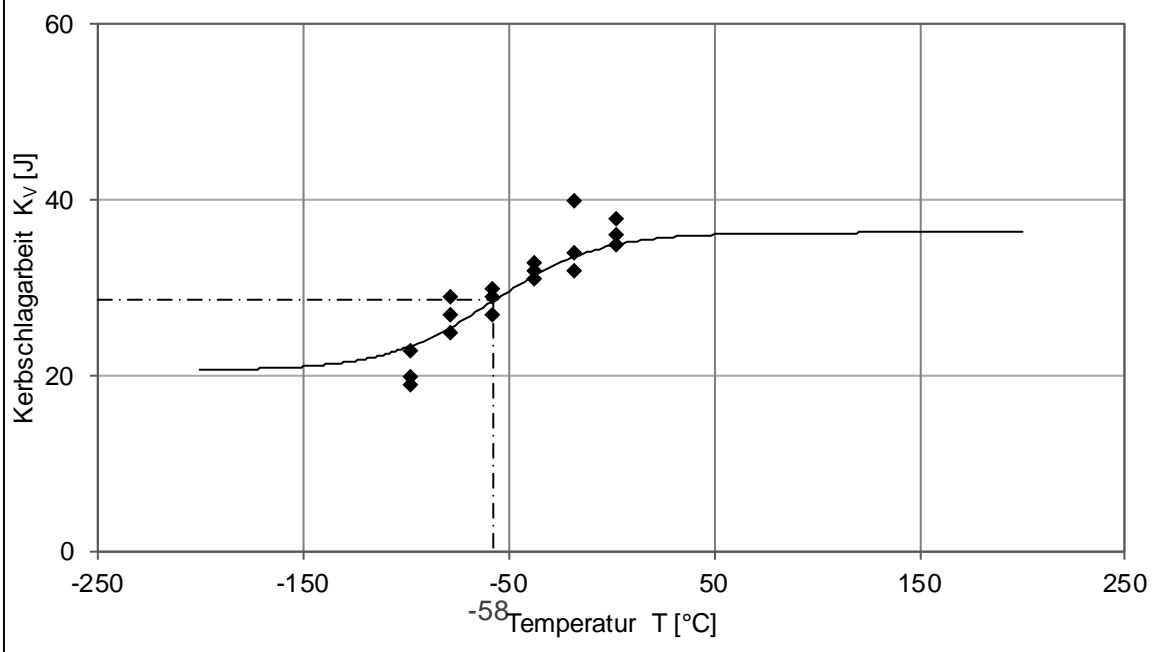
USE :	7,67 J	T ₀ :	-74,11 °C
LSE :	50,50 J	T _{27J} :	-79,35 °C
A :	29,08	T _{40J} :	-43,93 °C
B :	21,42		
C :	53,68	KV ₋₂₀ :	45,47 J

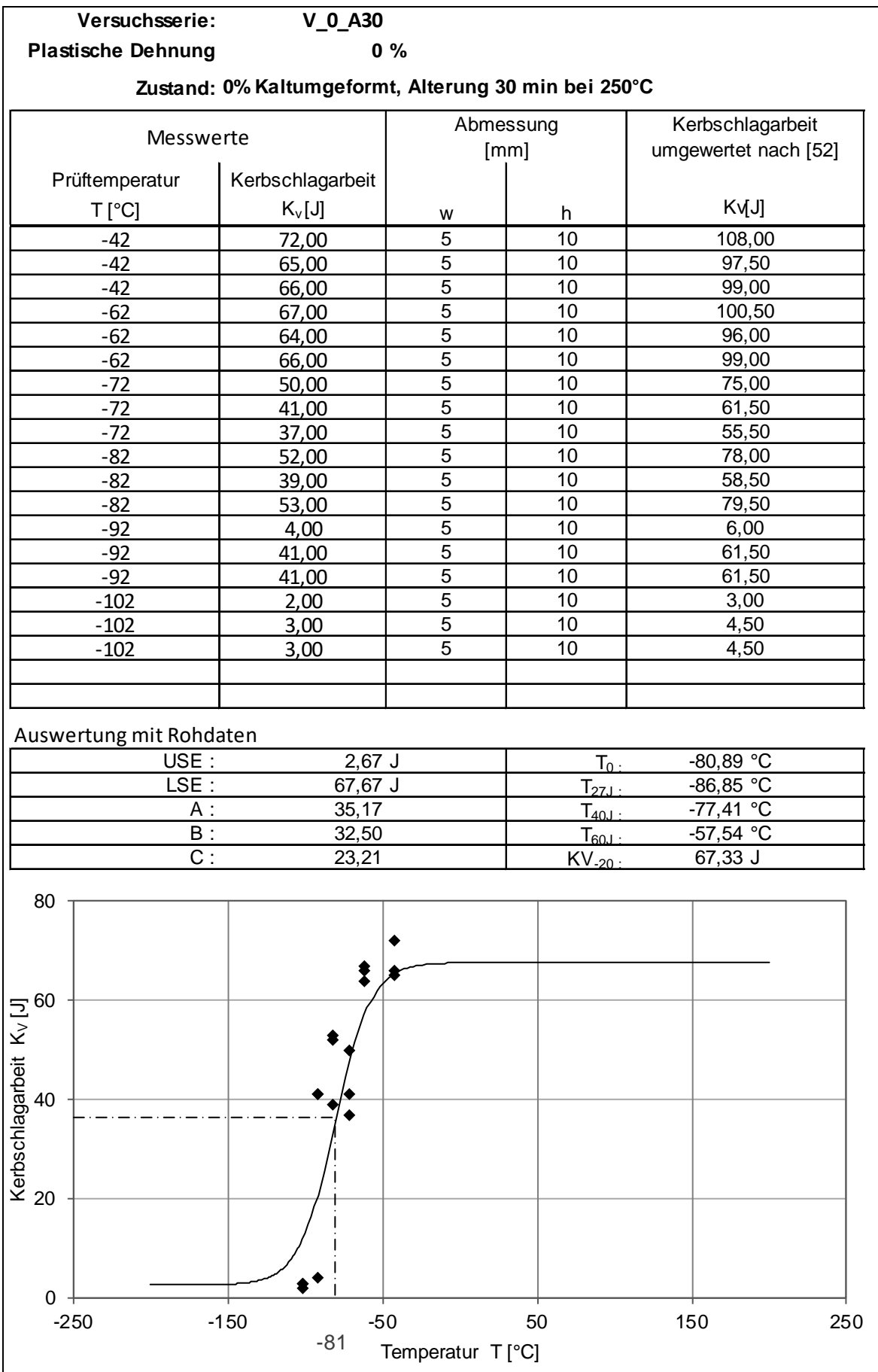


Versuchsserie:		V_33_0		
Plastische Dehnung		33 %		
Zustand: 33% Kaltumgeformt				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
2	36,00	5	10	54,00
2	38,00	5	10	57,00
2	35,00	5	10	52,50
-18	32,00	5	10	48,00
-18	40,00	5	10	60,00
-18	34,00	5	10	51,00
-38	31,00	5	10	46,50
-38	32,00	5	10	48,00
-38	33,00	5	10	49,50
-58	30,00	5	10	45,00
-58	29,00	5	10	43,50
-58	27,00	5	10	40,50
-78	29,00	5	10	43,50
-78	25,00	5	10	37,50
-78	27,00	5	10	40,50
-98	20,00	5	10	30,00
-98	23,00	5	10	34,50
-98	19,00	5	10	28,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	20,67 J	T ₀ :	-57,84 °C
LSE :	36,33 J	T _{27J} :	-67,81 °C
A :	28,50		
B :	7,83		
C :	51,41	KV ₋₂₀ :	33,41 J



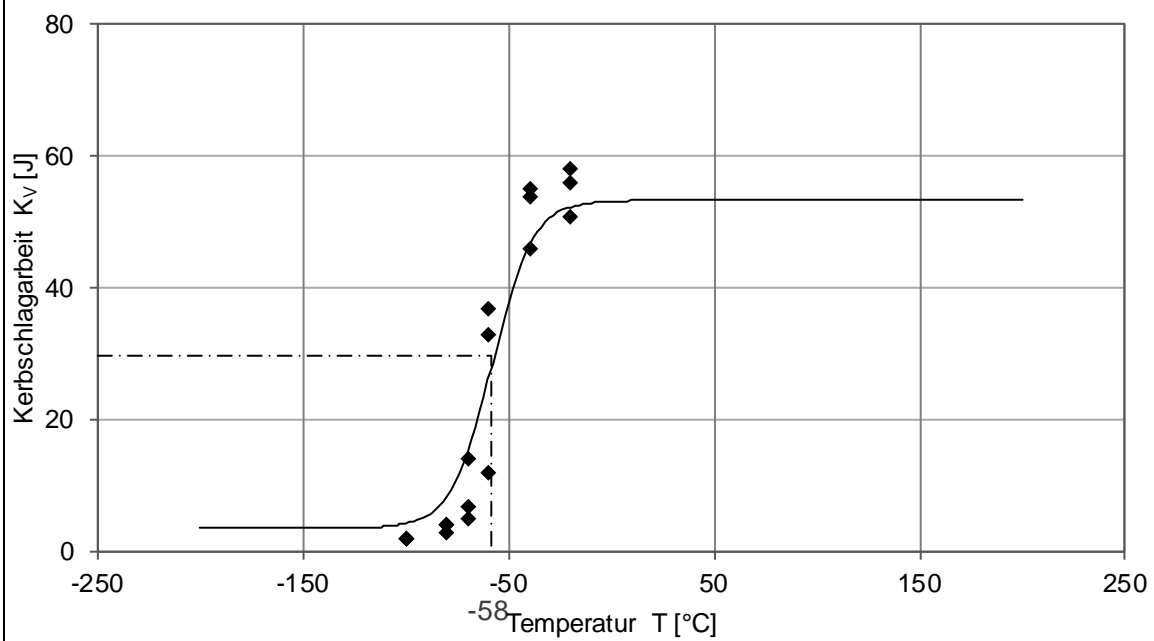


Versuchsserie: V_10_A30
Plastische Dehnung 10 %
Zustand: 10% Kaltumgeformt, Alterung 30 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-20	58,00	5	10	87,00
-20	56,00	5	10	84,00
-20	51,00	5	10	76,50
-40	55,00	5	10	82,50
-40	54,00	5	10	81,00
-40	46,00	5	10	69,00
-60	12,00	5	10	18,00
-60	37,00	5	10	55,50
-60	33,00	5	10	49,50
-70	14,00	5	10	21,00
-70	5,00	5	10	7,50
-70	7,00	5	10	10,50
-80	4,00	5	10	6,00
-80	3,00	5	10	4,50
-80	4,00	5	10	6,00
-100	2,00	5	10	3,00
-100	2,00	5	10	3,00
-100	2,00	5	10	3,00

Auswertung mit Rohdaten

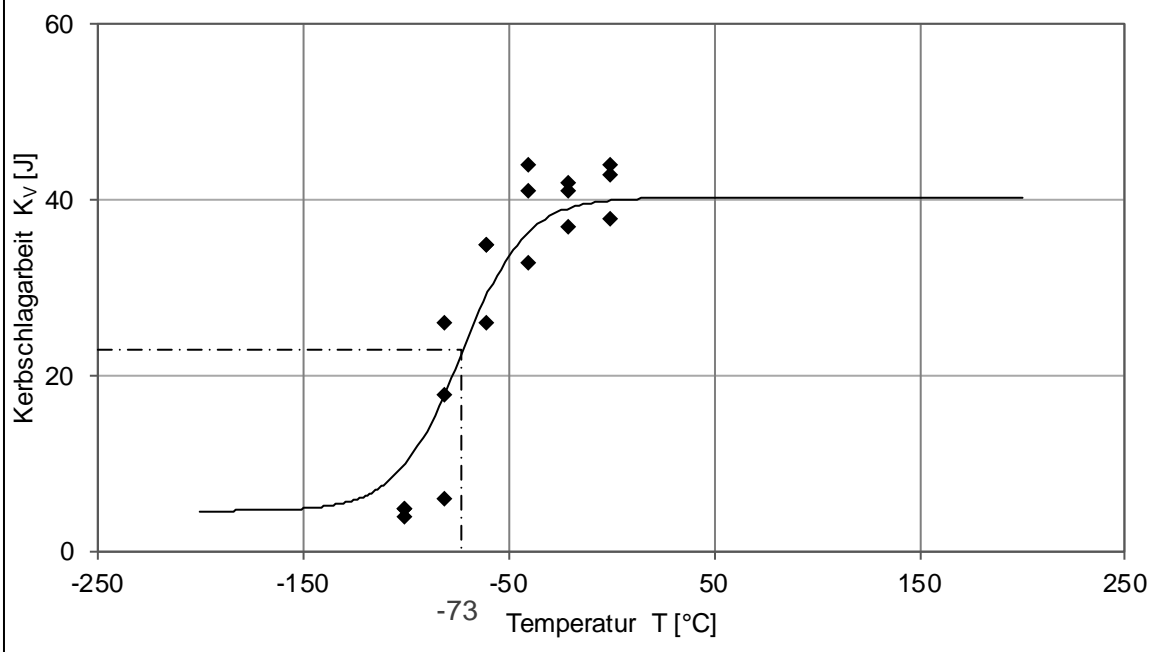
USE :	3,63 J	T ₀ :	-58,02 °C
LSE :	53,33 J	T _{27J} :	-59,19 °C
A :	28,48	T _{40J} :	-48,11 °C
B :	24,85		
C :	19,74	KV ₋₂₀ :	52,30 J



Versuchsserie: V_20_A30				
Plastische Dehnung 20 %				
Zustand: 20% Kaltumgeformt, Alterung 30 min bei 250°C				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-1	44,00	5	10	66,00
-1	43,00	5	10	64,50
-1	38,00	5	10	57,00
-21	41,00	5	10	61,50
-21	37,00	5	10	55,50
-21	42,00	5	10	63,00
-41	33,00	5	10	49,50
-41	44,00	5	10	66,00
-41	41,00	5	10	61,50
-61	35,00	5	10	52,50
-61	35,00	5	10	52,50
-61	26,00	5	10	39,00
-81	26,00	5	10	39,00
-81	6,00	5	10	9,00
-81	18,00	5	10	27,00
-101	5,00	5	10	7,50
-101	5,00	5	10	7,50
-101	4,00	5	10	6,00

Auswertung mit Rohdaten

USE :	4,67 J	T ₀ :	-73,06 °C
LSE :	40,33 J	T _{27J} :	-64,94 °C
A :	22,50	T _{40J} :	0,32 °C
B :	17,83		
C :	31,47	KV ₋₂₀ :	39,15 J

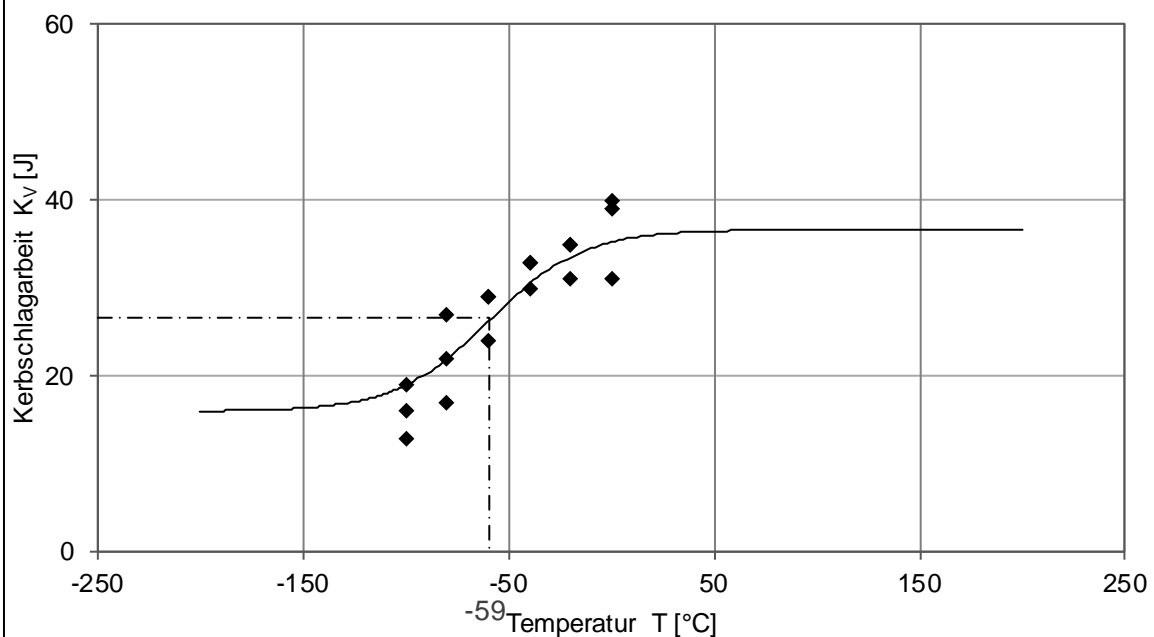


Versuchsserie: V_33_A30
Plastische Dehnung 33 %
Zustand: 33% Kaltumgeformt, Alterung 30 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
0	40,00	5	10	60,00
0	39,00	5	10	58,50
0	31,00	5	10	46,50
-20	31,00	5	10	46,50
-20	35,00	5	10	52,50
-20	35,00	5	10	52,50
-40	33,00	5	10	49,50
-40	33,00	5	10	49,50
-40	30,00	5	10	45,00
-60	29,00	5	10	43,50
-60	29,00	5	10	43,50
-60	24,00	5	10	36,00
-80	17,00	5	10	25,50
-80	22,00	5	10	33,00
-80	27,00	5	10	40,50
-100	19,00	5	10	28,50
-100	16,00	5	10	24,00
-100	13,00	5	10	19,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	16,00 J	T ₀ :	-59,41 °C
LSE :	36,67 J	T _{27J} :	-56,47 °C
A :	26,33		
B :	10,33		
C :	45,59	KV ₋₂₀ :	33,55 J

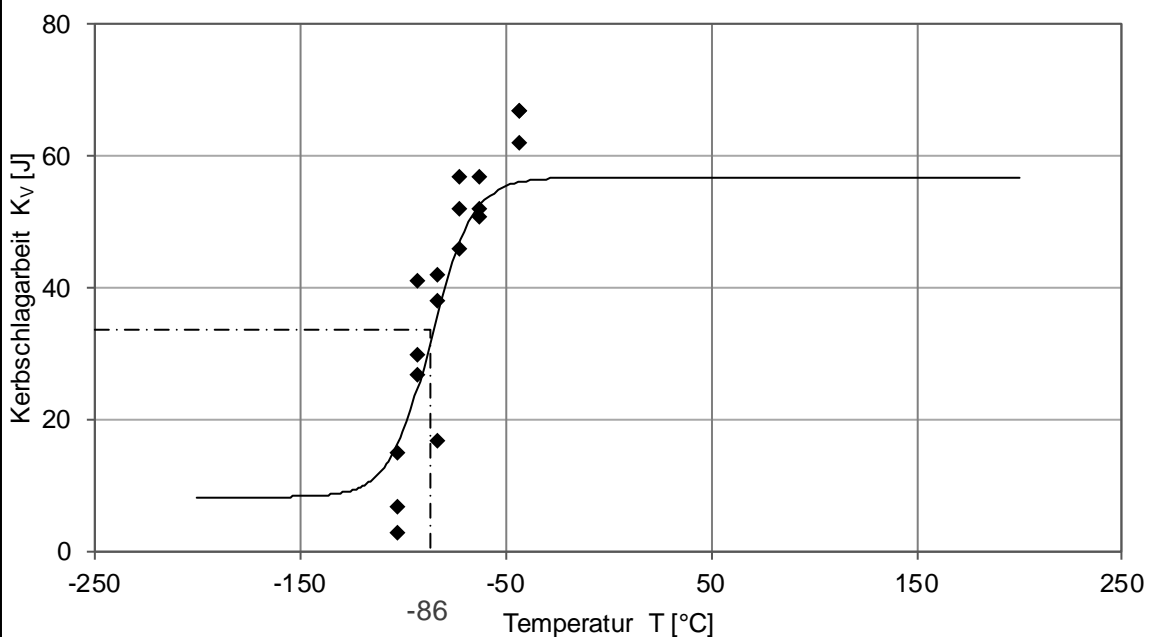


Versuchsserie: V_0_A60
Plastische Dehnung 0 %
Zustand: 0% Kaltumgeformt, Alterung 60 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-43	67,00	5	10	100,50
-43	62,00	5	10	93,00
-43	67,00	5	10	100,50
-63	52,00	5	10	78,00
-63	51,00	5	10	76,50
-63	57,00	5	10	85,50
-73	46,00	5	10	69,00
-73	57,00	5	10	85,50
-73	52,00	5	10	78,00
-83	17,00	5	10	25,50
-83	38,00	5	10	57,00
-83	42,00	5	10	63,00
-93	41,00	5	10	61,50
-93	30,00	5	10	45,00
-93	27,00	5	10	40,50
-103	15,00	5	10	22,50
-103	3,00	5	10	4,50
-103	7,00	5	10	10,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	8,33 J	T ₀ :	-86,24 °C
LSE :	56,78 J	T _{27J} :	-90,95 °C
A :	32,56	T _{40J} :	-79,83 °C
B :	24,22		
C :	20,19	KV ₋₂₀ :	56,71 J

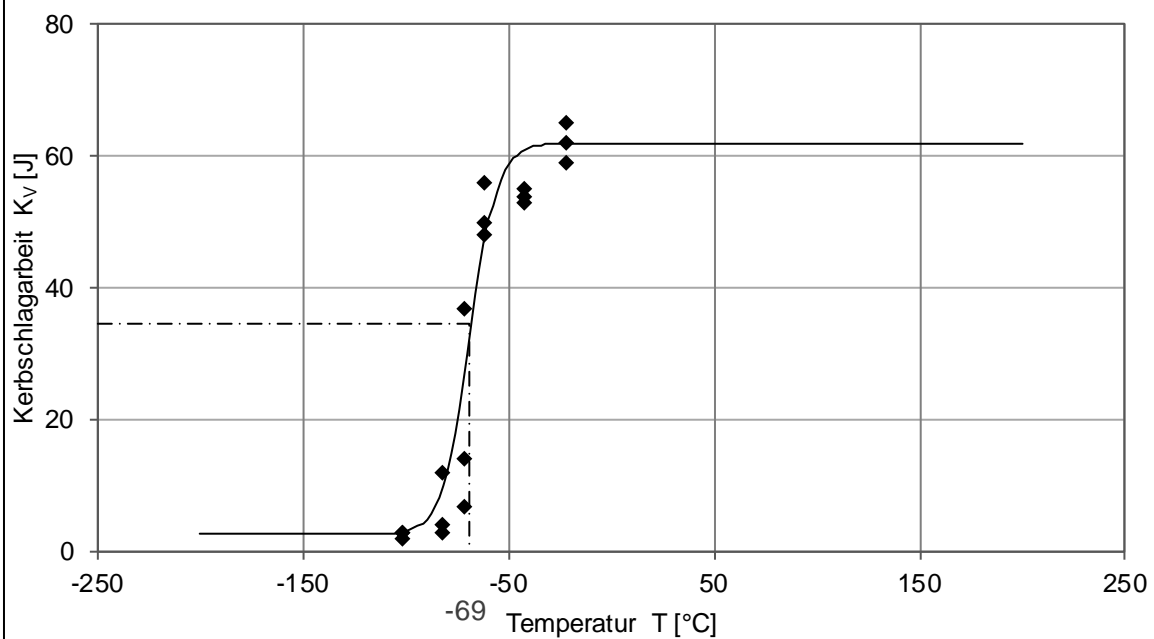


Versuchsserie: V_5_A60
Plastische Dehnung 5 %
Zustand: 5% Kaltumgeformt, Alterung 60 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-22	62,00	5	10	93,00
-22	65,00	5	10	97,50
-22	59,00	5	10	88,50
-42	55,00	5	10	82,50
-42	54,00	5	10	81,00
-42	53,00	5	10	79,50
-62	48,00	5	10	72,00
-62	50,00	5	10	75,00
-62	56,00	5	10	84,00
-72	14,00	5	10	21,00
-72	7,00	5	10	10,50
-72	37,00	5	10	55,50
-82	4,00	5	10	6,00
-82	3,00	5	10	4,50
-82	12,00	5	10	18,00
-102	3,00	5	10	4,50
-102	2,00	5	10	3,00
-102	3,00	5	10	4,50
		5	10	0,00
		5	10	0,00

Auswertung mit Rohdaten

USE :	2,67 J	T ₀ :	-69,04 °C
LSE :	62,00 J	T _{27J} :	-71,43 °C
A :	32,33	T _{40J} :	-65,55 °C
B :	29,67	T _{60J} :	-46,91 °C
C :	13,19	KV ₋₂₀ :	61,97 J

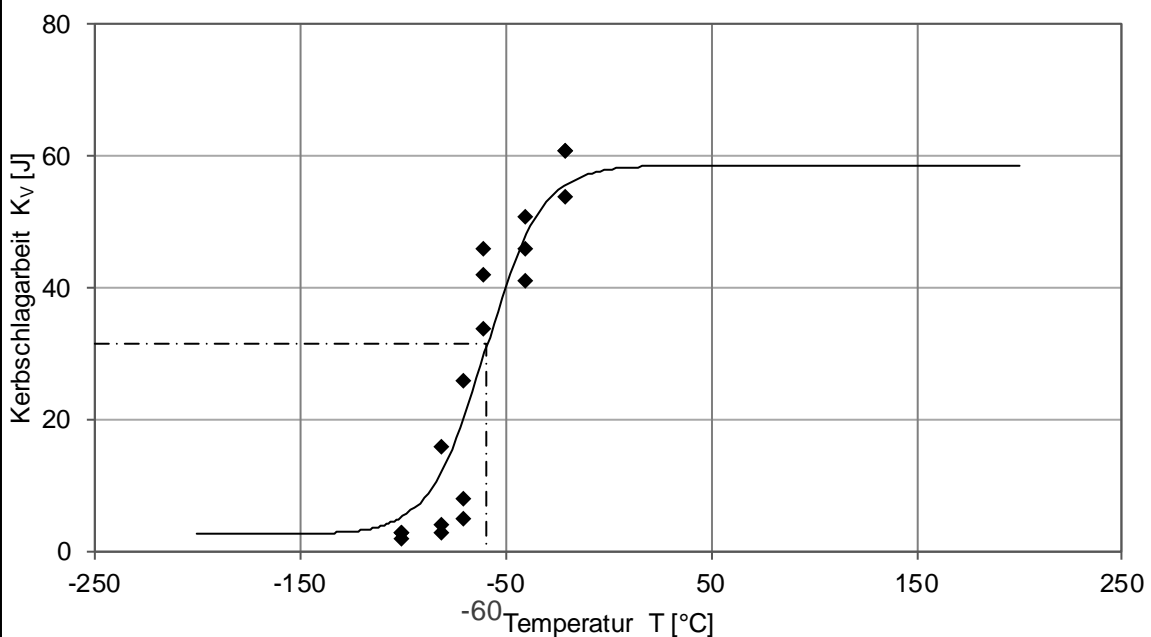


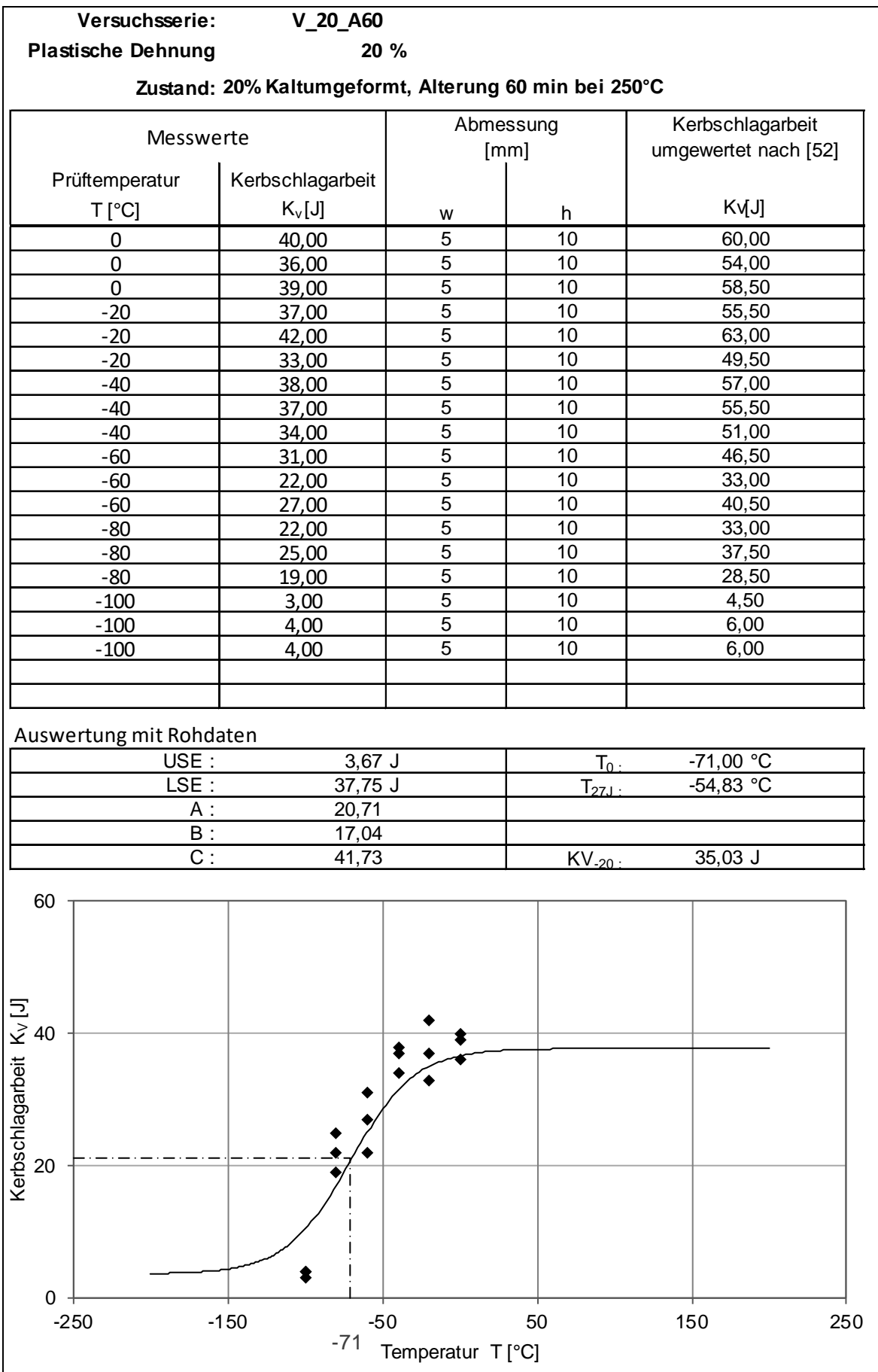
Versuchsserie: V_10_A60
Plastische Dehnung 10 %
Zustand: 10% Kaltumgeformt, Alterung 60 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
-21	54,00	5	10	81,00
-21	61,00	5	10	91,50
-21	61,00	5	10	91,50
-41	46,00	5	10	69,00
-41	41,00	5	10	61,50
-41	51,00	5	10	76,50
-61	42,00	5	10	63,00
-61	34,00	5	10	51,00
-61	46,00	5	10	69,00
-71	8,00	5	10	12,00
-71	5,00	5	10	7,50
-71	26,00	5	10	39,00
-81	3,00	5	10	4,50
-81	4,00	5	10	6,00
-81	16,00	5	10	24,00
-101	3,00	5	10	4,50
-101	2,00	5	10	3,00
-101	3,00	5	10	4,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	2,67 J	T ₀ :	-59,79 °C
LSE :	58,67 J	T _{27J} :	-63,36 °C
A :	30,67	T _{40J} :	-50,41 °C
B :	28,00		
C :	27,07	KV ₋₂₀ :	55,85 J



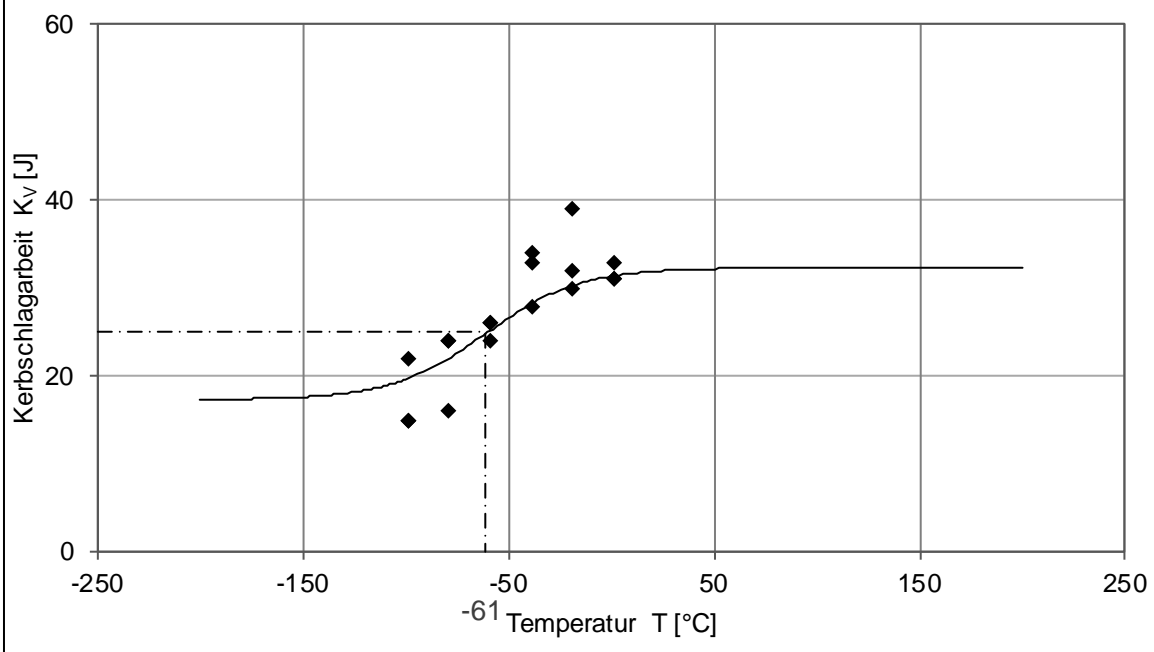


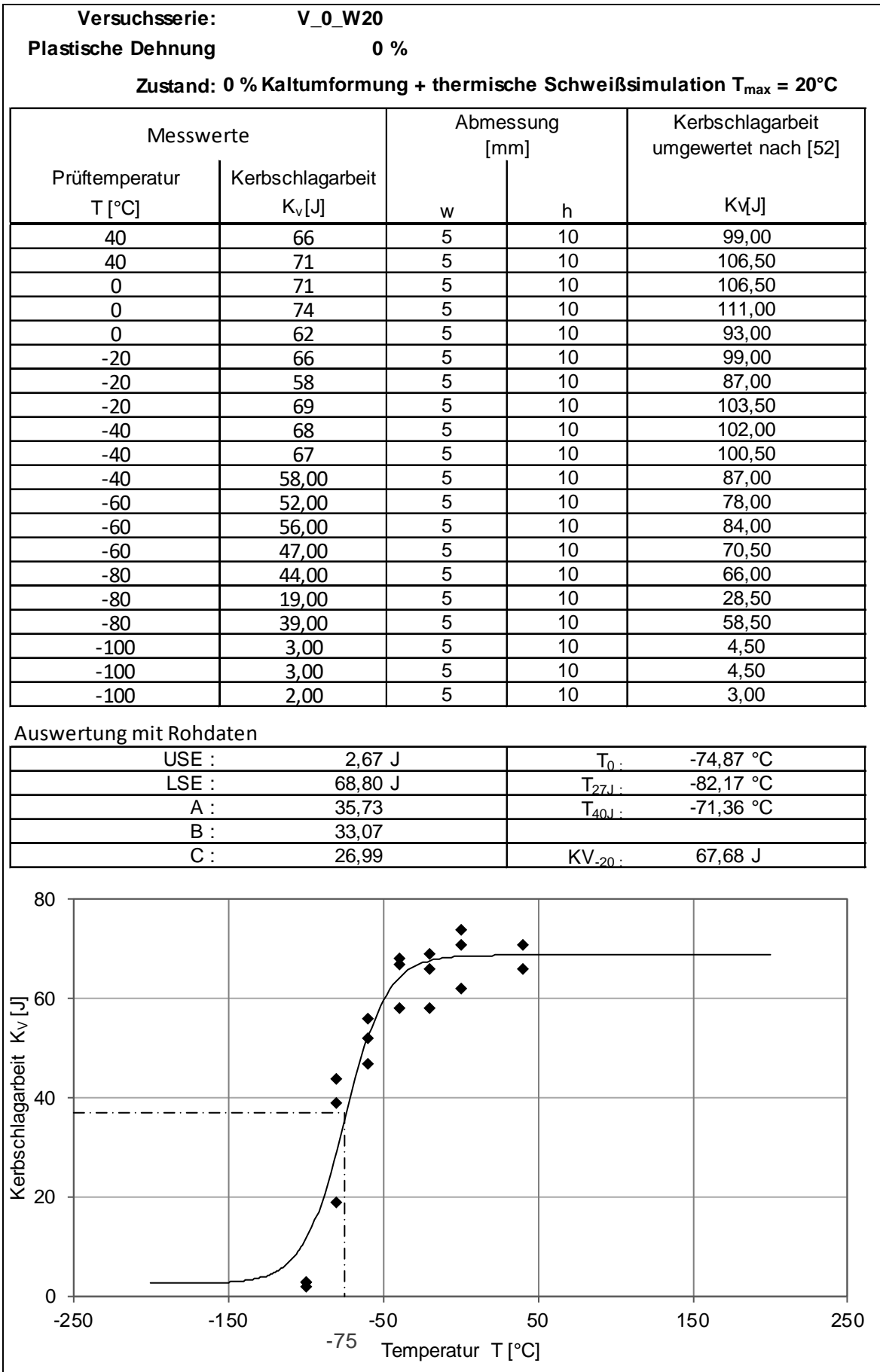
Versuchsserie: V_33_A60
Plastische Dehnung 33 %
Zustand: 33% Kaltumgeformt, Alterung 60 min bei 250°C

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
1	31,00	5	10	46,50
1	31,00	5	10	46,50
1	33,00	5	10	49,50
-19	32,00	5	10	48,00
-19	30,00	5	10	45,00
-19	39,00	5	10	58,50
-39	34,00	5	10	51,00
-39	33,00	5	10	49,50
-39	28,00	5	10	42,00
-59	24,00	5	10	36,00
-59	26,00	5	10	39,00
-59	26,00	5	10	39,00
-79	24,00	5	10	36,00
-79	16,00	5	10	24,00
-79	24,00	5	10	36,00
-99	15,00	5	10	22,50
-99	22,00	5	10	33,00
-99	15,00	5	10	22,50

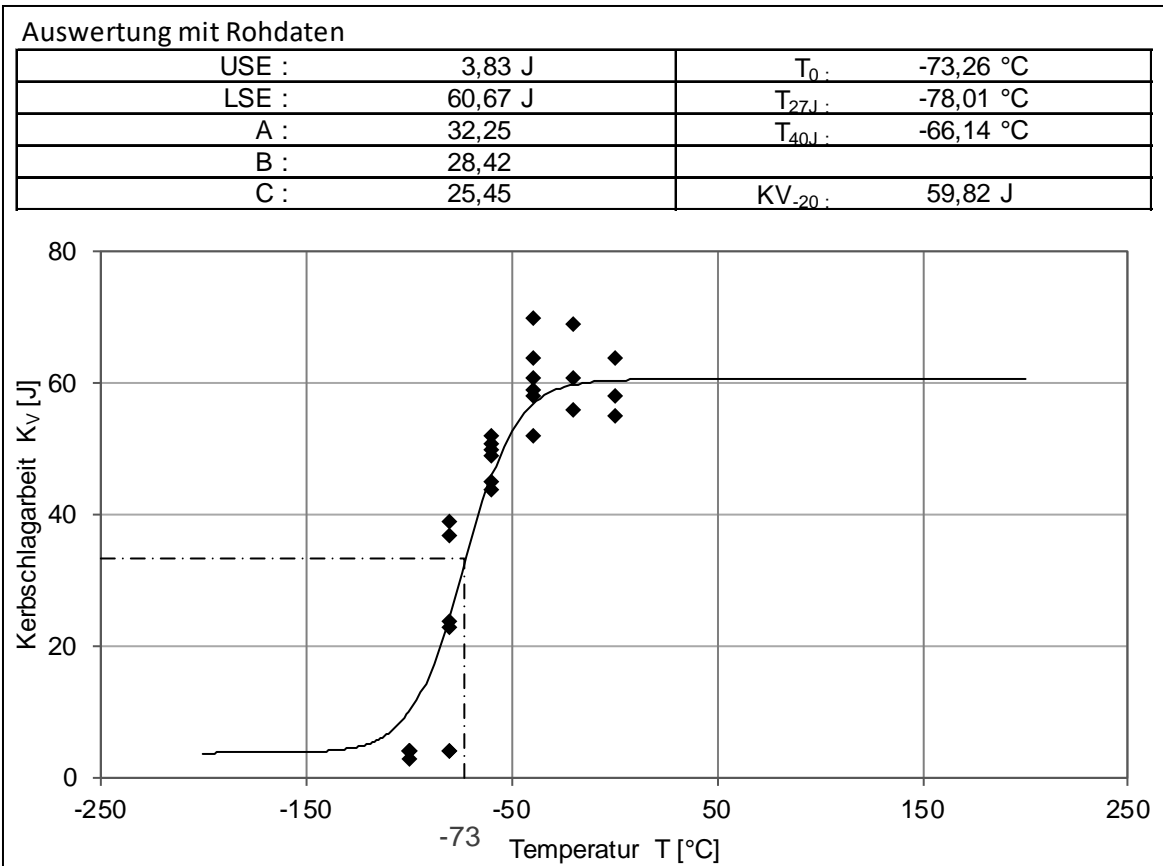
Auswertung mit Rohdaten

USE :	17,33 J	T ₀ :	-61,17 °C
LSE :	32,33 J	T _{27J} :	-47,60 °C
A :	24,83		
B :	7,50		
C :	45,65	KV ₋₂₀ :	30,21 J





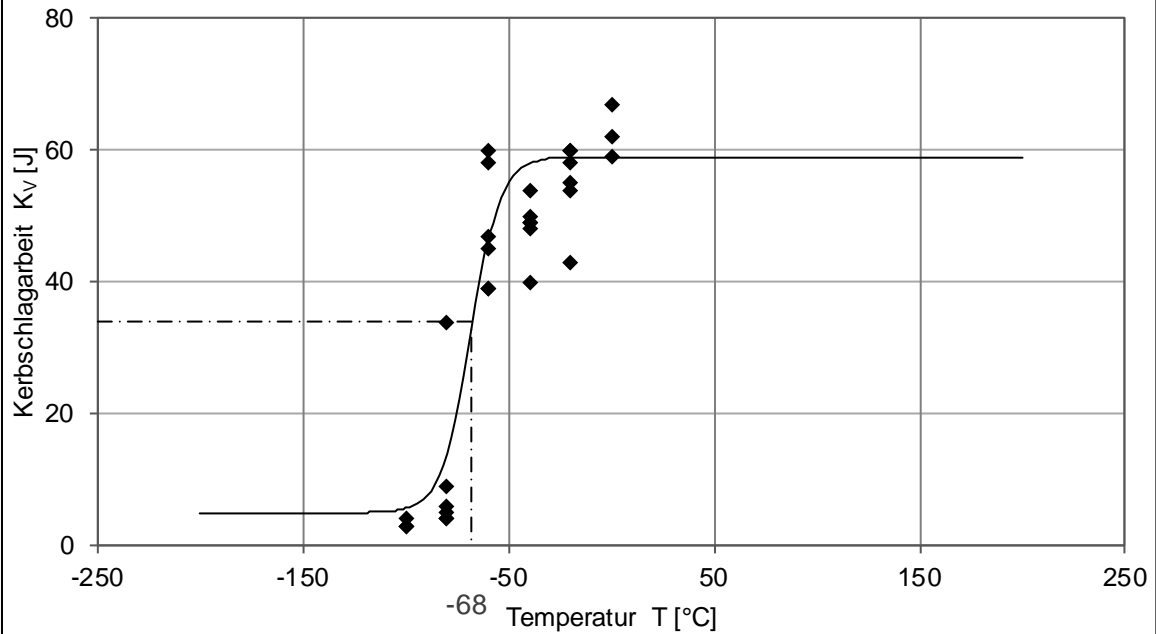
Versuchsserie: V_5_W20 Plastische Dehnung 5 % Zustand: 5 % Kaltumformung + thermische Schweißsimulation $T_{max} = 20^{\circ}C$				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur $T [^{\circ}C]$	Kerbschlagarbeit $K_v [J]$	w	h	$K_v [J]$
0	55	5	10	82,50
0	58	5	10	87,00
0	64	5	10	96,00
-20	56	5	10	84,00
-20	69	5	10	103,50
-20	61	5	10	91,50
-40	64	5	10	96,00
-40	61	5	10	91,50
-40	52	5	10	78,00
-40	58	5	10	87,00
-40	70	5	10	105,00
-40	59	5	10	88,50
-60	51	5	10	76,50
-60	50	5	10	75,00
-60	52	5	10	78,00
-60	44	5	10	66,00
-60	49	5	10	73,50
-60	45	5	10	67,50
-80	4	5	10	6,00
-80	24	5	10	36,00
-80	4	5	10	6,00
-80	23	5	10	34,50
-80	39	5	10	58,50
-80	37	5	10	55,50
-100	4	5	10	6,00
-100	4	5	10	6,00
-100	4	5	10	6,00
-100	4	5	10	6,00
-100	3	5	10	4,50
-100	4	5	10	6,00



Versuchsserie: V_10_W20 Plastische Dehnung 10 % Zustand: 10 % Kaltumformung + thermische Schweißsimulation T_{max} = 20°C				
Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52]
Prüftemperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	K _v [J]
0	59	5	10	88,50
0	62	5	10	93,00
0	67	5	10	100,50
-20	58	5	10	87,00
-20	55	5	10	82,50
-20	43	5	10	64,50
-20	60	5	10	90,00
-20	54	5	10	81,00
-20	60	5	10	90,00
-40	40	5	10	60,00
-40	50	5	10	75,00
-40	48	5	10	72,00
-40	54	5	10	81,00
-40	49	5	10	73,50
-40	49	5	10	73,50
-60	45	5	10	67,50
-60	47	5	10	70,50
-60	39	5	10	58,50
-60	58	5	10	87,00
-60	60	5	10	90,00
-60	39	5	10	58,50
-80	4	5	10	6,00
-80	4	5	10	6,00
-80	5	5	10	7,50
-80	34	5	10	51,00
-80	9	5	10	13,50
-80	6	5	10	9,00
-100	3	5	10	4,50
-100	4	5	10	6,00
-100	3	5	10	4,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	5,00 J	T_0 :	-68,50 °C
LSE :	59,00 J	T_{27J} :	-71,18 °C
A :	32,00	T_{40J} :	-64,12 °C
B :	27,00		
C :	14,34	KV ₋₂₀ :	58,94 J

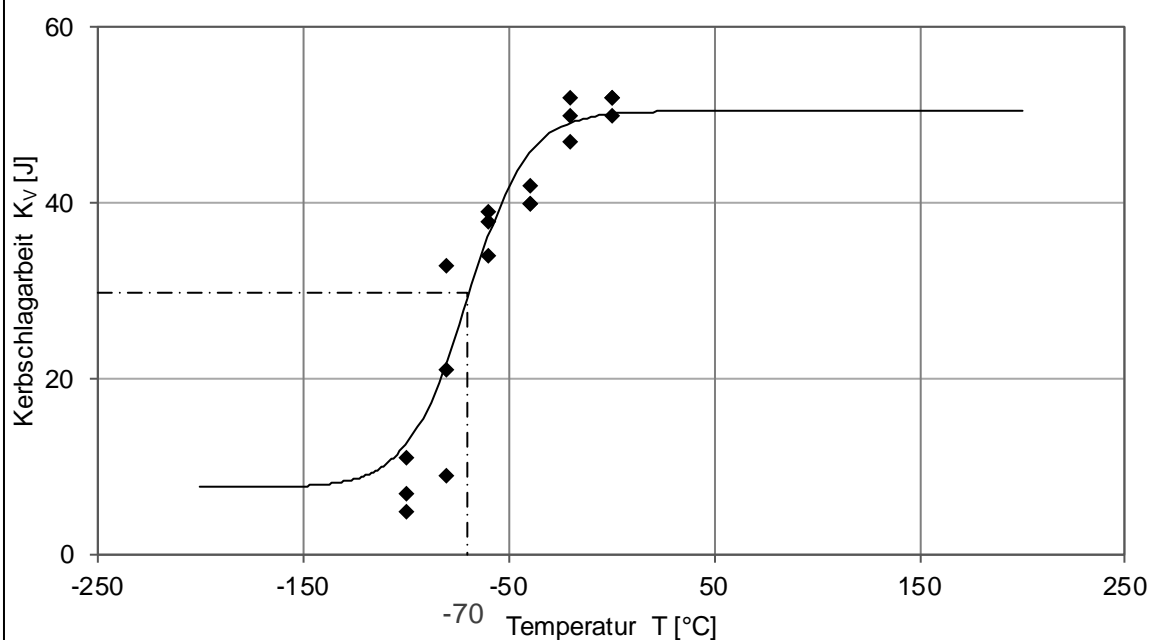


Versuchsserie: V_20_W20
Plastische Dehnung 20 %
Zustand: 20 % Kaltumformung + thermische Schweißsimulation $T_{max} = 20^{\circ}C$

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
0	50	5	10	75,00
0	52	5	10	78,00
0	52	5	10	78,00
-20	50	5	10	75,00
-20	47	5	10	70,50
-20	52	5	10	78,00
-40	40	5	10	60,00
-40	42	5	10	63,00
-40	40	5	10	60,00
-60	34	5	10	51,00
-60	38	5	10	57,00
-60	39	5	10	58,50
-80	21	5	10	31,50
-80	33	5	10	49,50
-80	9	5	10	13,50
-100	11	5	10	16,50
-100	7	5	10	10,50
-100	5	5	10	7,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	7,67 J	T ₀ :	-70,19 °C
LSE :	50,50 J	T _{27J} :	-73,04 °C
A :	29,08		
B :	21,42		
C :	29,20	KV ₋₂₀ :	49,17 J

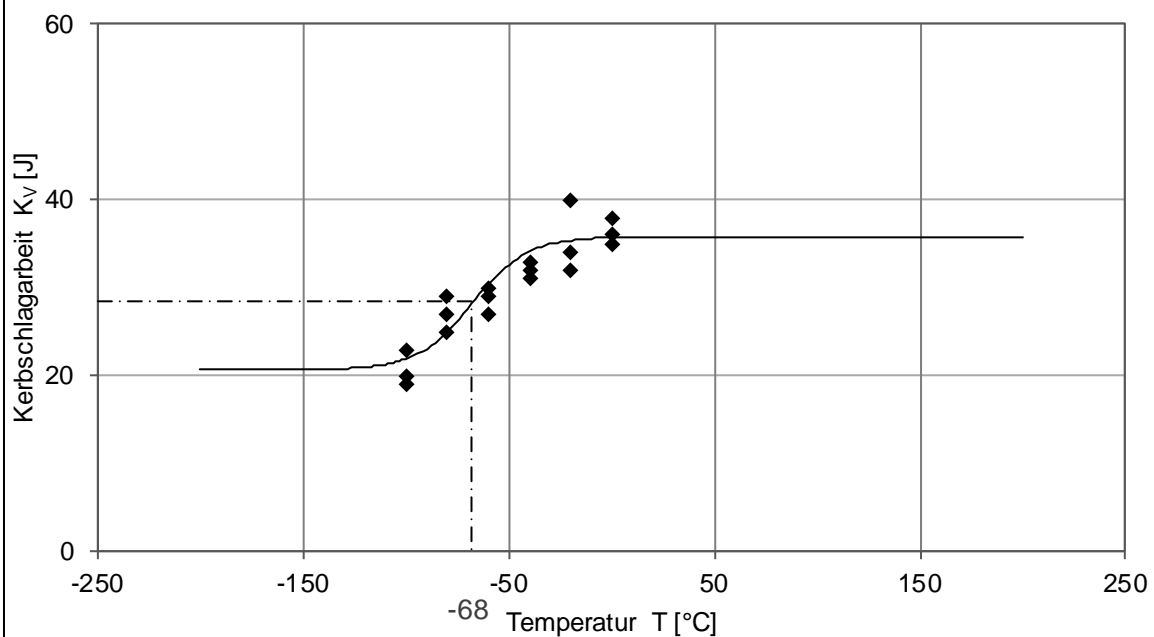


Versuchsserie: V_33_W20
Plastische Dehnung 33 %
Zustand: 33 % Kaltumformung + thermische Schweißsimulation $T_{max} = 20^{\circ}C$

Messwerte		Abmessung [mm]		Kerbschlagarbeit umgewertet nach [52] KV[J]
Prüf­temperatur T [°C]	Kerbschlagarbeit K _v [J]	w	h	
0	36	5	10	54,00
0	38	5	10	57,00
0	35	5	10	52,50
-20	32	5	10	48,00
-20	40	5	10	60,00
-20	34	5	10	51,00
-40	31	5	10	46,50
-40	32	5	10	48,00
-40	33	5	10	49,50
-60	30	5	10	45,00
-60	29	5	10	43,50
-60	27	5	10	40,50
-80	29	5	10	43,50
-80	25	5	10	37,50
-80	27	5	10	40,50
-100	20	5	10	30,00
-100	23	5	10	34,50
-100	19	5	10	28,50

Auswertung mit Rohdaten

USE :	20,67 J	T ₀ :	-67,78 °C
LSE :	35,83 J	T _{27J} :	-72,27 °C
A :	28,25		
B :	7,58		
C :	26,99	KV ₋₂₀ :	35,41 J



15.2 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve aus Untersuchungen der Voest am S355 MC

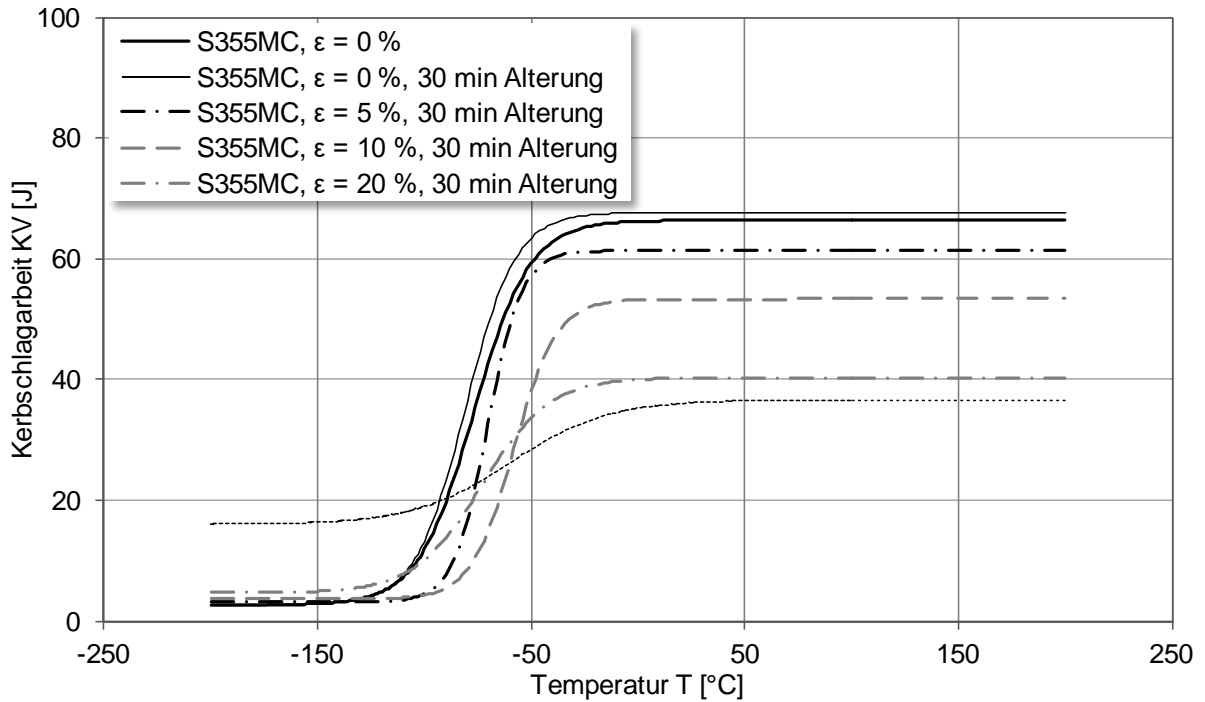


Abb. 15-1: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und 30 min Alterung

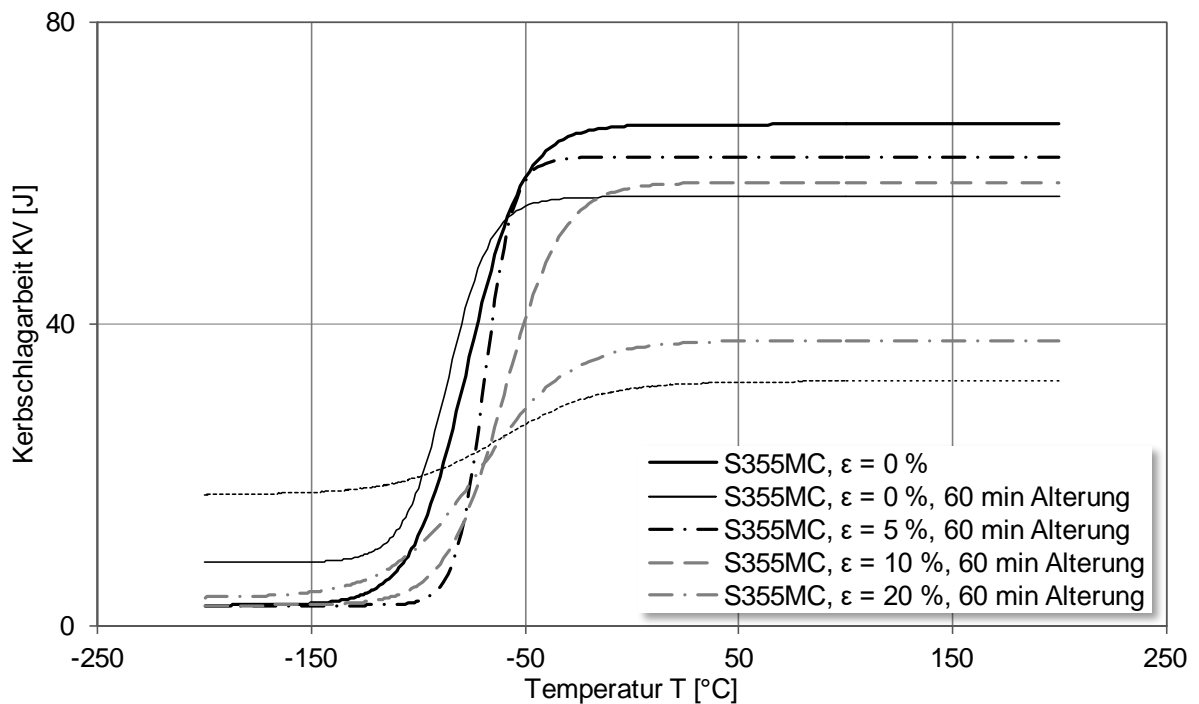


Abb. 15-2: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der plastischen Dehnung und 60 min Alterung

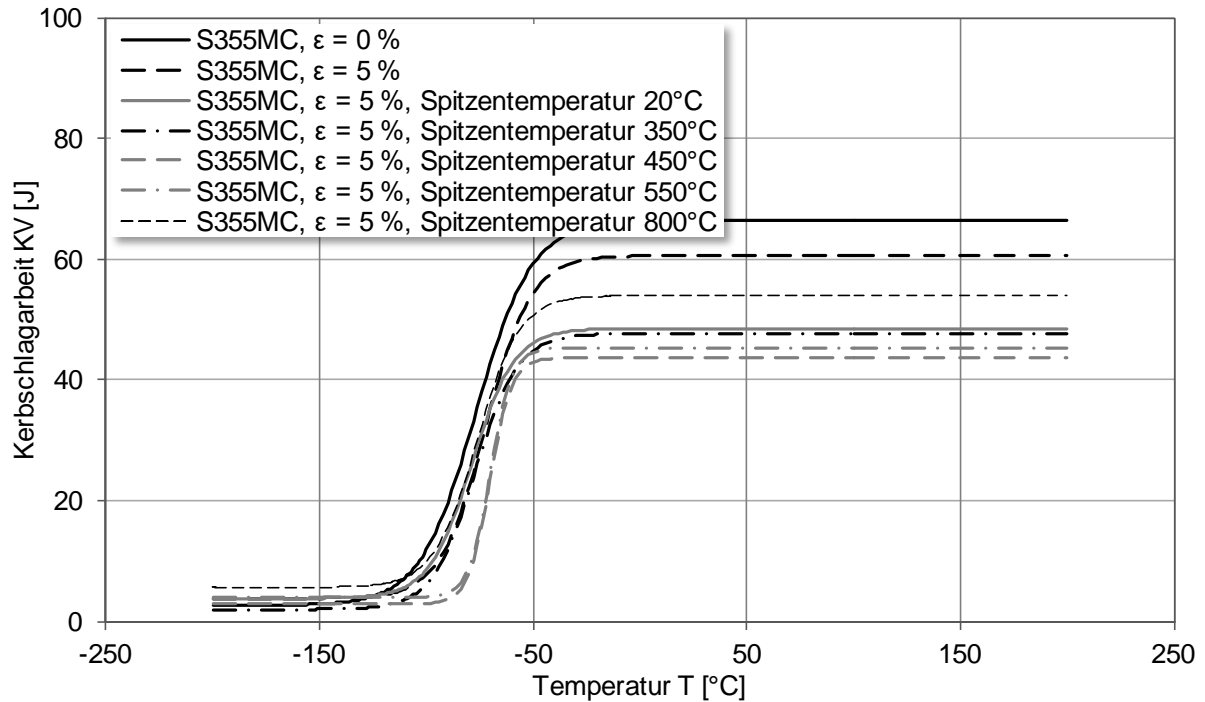


Abb. 15-3: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 5% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation

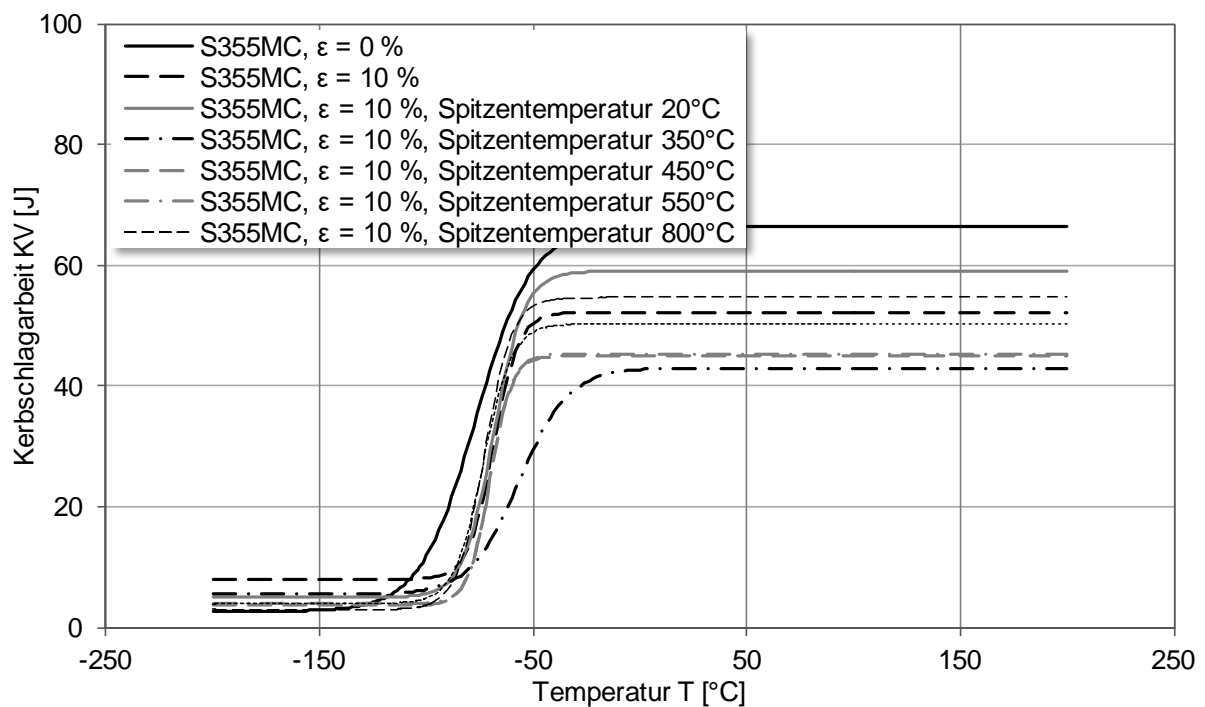


Abb. 15-4: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 10% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation

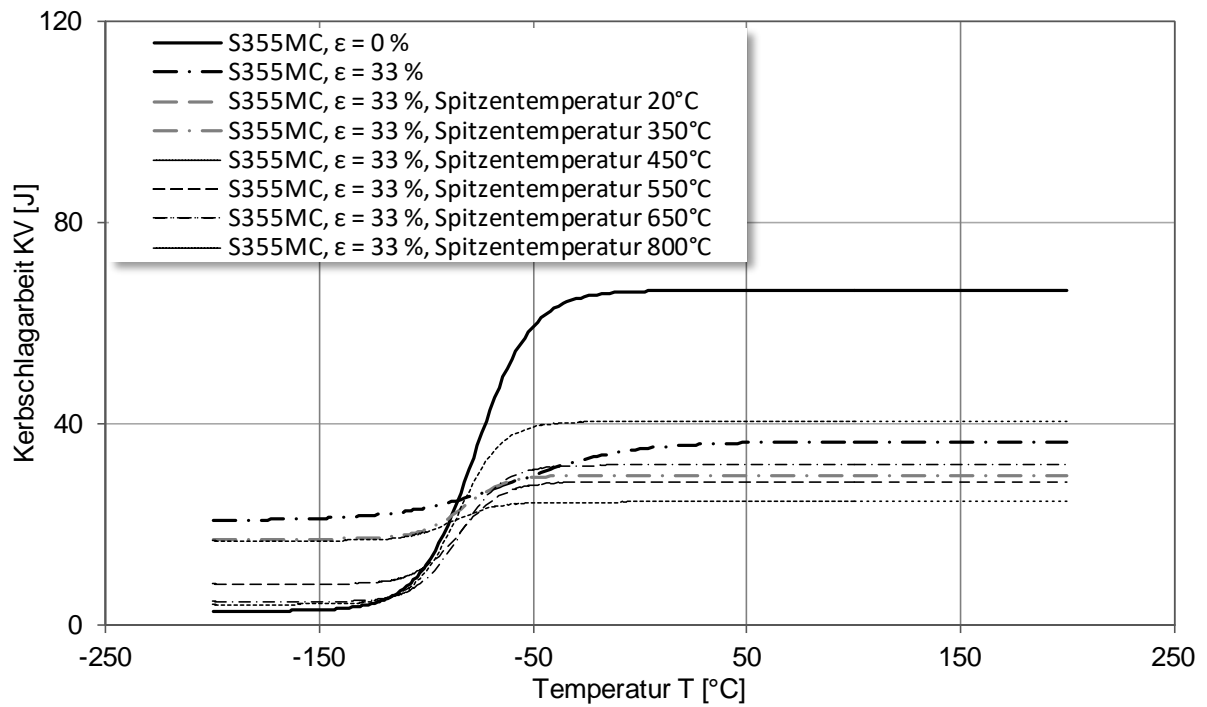


Abb. 15-5: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve infolge der 33% plastischer Dehnung und unterschiedlichen Spitzentemperaturen einer physikalischen Schweißsimulation

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Konrad Kudla
Geburtsdatum	23.12.1982
Geburtsort	Braunschweig
Staatsangehörigkeit	deutsch
Familienstand	verheiratet

Schul-, Beruf- und Hochschulausbildung

1989 - 1993	Grundschule Schandelah
1993 - 1995	Orientierungsstufe Sickte
1995 - 1999	Realschule J.F. Kennedy Platz, Braunschweig
1999 –2003	Berufsausbildung zum Facharbeiter Metallbau Fachrichtung Konstruktionstechnik Staatstheater Braunschweig
2004 – 2006	Staatl. geprüfter Techniker Fachrichtung Metallbau Technikerschule Northeim
2004 – 2006	Handwerksmeister Fachrichtung Metallbau Bundesfachschnule Northeim
2006	Internationaler Schweißfachmann SLV Hannover
2007 – 2010	Dipl.- Ing. (FH) Stahl- und Metallbau Hochschule Mittweida / Roßwein
2010	Internationaler Schweißfachingenieur SLV Halle

Beruflicher Werdegang

2003 - 2004	Facharbeiter in der Schlosserei des Staatstheaters
2006 - 2007	Braunschweig
2010 - 2015	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Konstruktion und Entwurf Universität Stuttgart, Fakultät 2 Bau und Umwelt Leitung: Prof. Dr.-Ing. Ulrike Kuhlmann
Seit 2016	Leiter Technisches Büro Max Bögl Stahl- und Anlagenbau