

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MASTERARBEIT

ERMITTLUNG DER ZÄHIGKEITSENTWICKLUNG GROßER SCHMIEDESTÜCKE WÄHREND DER WÄRMEBEHANDLUNG

Gerhard Panzl

Metallurgie 424

Leoben, März 2014

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 01. März 2014

Ort, Datum

Gerhard Panzl

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben.

Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Bruno Buchmayr, dem Leiter des Lehrstuhls, gilt mein besonderer Dank für die Betrauung mit dieser Arbeit und die wissenschaftliche Unterstützung während ihrer Entstehung.

Ein besonderer Dank gilt meinem Betreuer Herrn Dipl.-Ing. Michael Taschauer, der mit sehr viel Engagement und wertvollen Ratschlägen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Seitens der Projektpartner Böhler Edelstahl GmbH & CO KG und Buderus Edelstahl GmbH bedanke ich mich stellvertretend bei den Herren Dr.mont. Volker Wieser und Dipl.-Ing. Martin Seemann für das Zustandekommen des Forschungsprojektes, im Zuge dessen diese Arbeit entstand, sowie für die zielführende Unterstützung auf dem Weg ihrer Vollendung.

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die Standortagentur Tirol wird für die Förderung im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

Schließlich bedanke ich mich besonders bei allen mir nahe stehenden Menschen, insbesondere meiner Familie und meiner Freundin, die mich mit ihrer Geduld und Unterstützung während meiner gesamten Studienzzeit begleitet und so das Studium erst ermöglicht haben.

Kurzfassung

In großen Schmiedestücken für den Einsatz im Energieanlagenbau werden im Zuge der Herstellung die für einen schadensfreien Betrieb erforderlichen Werkstoffeigenschaften durch eine Wärmebehandlung eingestellt. Bedingt durch die großen Abmessungen erfahren sämtliche Querschnittsbereiche vom Kern bis zum Rand des Bauteils unterschiedliche Abkühlbedingungen. In dieser Arbeit werden für zwei typische Werkstoffe anhand simulierter Abkühlkurven realer Bauteile Modellabkühlkurven abgeleitet und Kerbschlagbiege- sowie Drei-Punkt-Biegeproben dementsprechend wärmebehandelt. Bezogen auf eine komplette Vergütungsbehandlung erfolgen die Untersuchungen nach dem Härten jedoch vor dem Anlassen. Die ermittelten Kerbschlagbiege- (A_v) und J-Integral-Werte (J_{uc} bzw. $J_{0,2BL}$) ergeben ein Zähigkeitsprofil des Querschnitts. Es hat sich gezeigt, dass das Zähigkeitsverhalten des untersuchten 3-3,5 % NiCrMoV-Stahls den Erwartungen entspricht. Je langsamer die Abkühlung erfolgt, desto zäher verhält sich das bainitische Gefüge. Die Ergebnisse für den 9-12 % Cr-Stahl weisen Unterschiede auf, die stark von den Abkühlbedingungen abhängen. Durch den Verlauf der Abkühlung kommt es je nach Position am Querschnitt zu einer mehr oder weniger stark ausgeprägten Rückerwärmung des martensitischen Gefüges, was sich in einem Abfall der Zähigkeitskennwerte widerspiegelt. Zur genaueren Betrachtung dieses Verhaltens wurden zusätzlich Härtemessungen, Restaustenit- und Karbidmessungen, sowie Rasterelektronenmikroskopieanalysen der Bruchflächen vorgenommen.

Abstract

Large Forgings for thermal power plants are heat treated to achieve proper material properties for failure-free service. Caused by the large dimensions, the local cooling conditions vary in the cross sections from the center to the rim position. In this work, two typical materials were considered and Charpy toughness as well as three-point-bending samples were thermally simulated according to the real forging conditions. According to the complete quenching and tempering cycle, all samples were tested after quenching. The measured toughness values (A_v) and J-integral values (J_{uc} bzw. $J_{0,2BL}$) are evaluated across the cross section. It is shown, that the toughness behaviour of the 3-3,5 % NiCrMoV steel follows the expectation, that the bainitic microstructure is much tougher at slow cooling conditions. However, the results for the 9–12 % Cr steel show a different behaviour, which depends also from the cooling conditions. Depending on the actual position in the cross section, there is some reheating or tempering of the martensitic structure, which affects the toughness behaviour. A more detailed investigation was done per hardness measurement, and determination of residual austenite fraction and carbide content, as well as SEM analysis of the fracture surface.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
2. Werkstoffe für den Energieanlagenbau.....	3
2.1 Anforderungen an große Schmiedestücke für den Energieanlagenbau	4
2.2 Beschreibung der Stahlgruppen	4
2.2.1 Niedriglegierte 3-3,5 % NiCrMoV-Stähle	5
2.2.2 Hochlegierte 9-12 % Cr-Stähle.....	10
3. Metallkundliche Grundlagen	15
3.1 Härten, Anlassen und Vergüten.....	15
3.1.1 Bainitbildung	16
3.1.2 Martensitbildung	18
3.2 Anlassen	20
3.2.1 Anlassen von Martensit.....	22
3.2.2 Anlassen von Bainit	27
3.2.3 Versprödungserscheinungen beim Anlassen	28
3.2.4 Selbstanlassen	31
3.3 Der Kerbschlagbiegeversuch.....	32
3.4 Bruchmechanisches Verhalten – J-Integral	38
4. Experimenteller Teil.....	44
4.1 Ermittlung der Temperatur-Zeit-Verläufe	44
4.1.1 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl.....	45
4.1.2 9-12 % Cr-Stahl	47
4.2 Wärmebehandlung der Proben.....	49
4.2.1 Thermomechanische Prüfmaschine (Gleeble 3800).....	49
4.2.2 Temperatur-Zeit-Verläufe des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl.....	52
4.2.3 Temperatur-Zeit-Verläufe des 9-12 % Cr-Stahl	55
4.3 Kerbschlagarbeit A_v	58
4.3.1 Versuchsparameter.....	58
4.3.2 Ergebnisse – Kerbschlagarbeit	59
4.4 Bruchmechanisches Verhalten – J-Integral	60
4.4.1 Versuchsparameter.....	60
4.4.2 Ergebnisse – J-Integralmessung.....	62
4.5 Härtmessung	65
4.6 Diskussion der Ergebnisse	66
4.6.1 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl.....	66
4.6.2 9-12 % Cr-Stahl	66
4.7 Zusätzliche Untersuchungen – 9-12 % Cr-Stahl	67

4.7.1 Rasterelektronenmikroskop	67
4.7.2 Restaustenit- und Karbidmessungen	89
5. Umwertung von Kerbschlagarbeit in Bruchzähigkeit.....	90
6. Zusammenfassung	94
Abkürzungsverzeichnis.....	95
Literaturverzeichnis.....	96
Abbildungsverzeichnis.....	100
Tabellenverzeichnis.....	103

1. Einleitung und Aufgabenstellung

Der steigende Energiebedarf und die Forderung nach einer Verbesserung des Wirkungsgrades von Energieanlagen haben sowohl zu einer Steigerung der Größe von Schmiedestücken im Turbinen- und Generatorbau geführt, als auch zu einer Steigerung der Betriebstemperaturen. Abbildung 1.1 zeigt den weltweiten Verbrauch von Primärenergie von 1990 bis 2011.

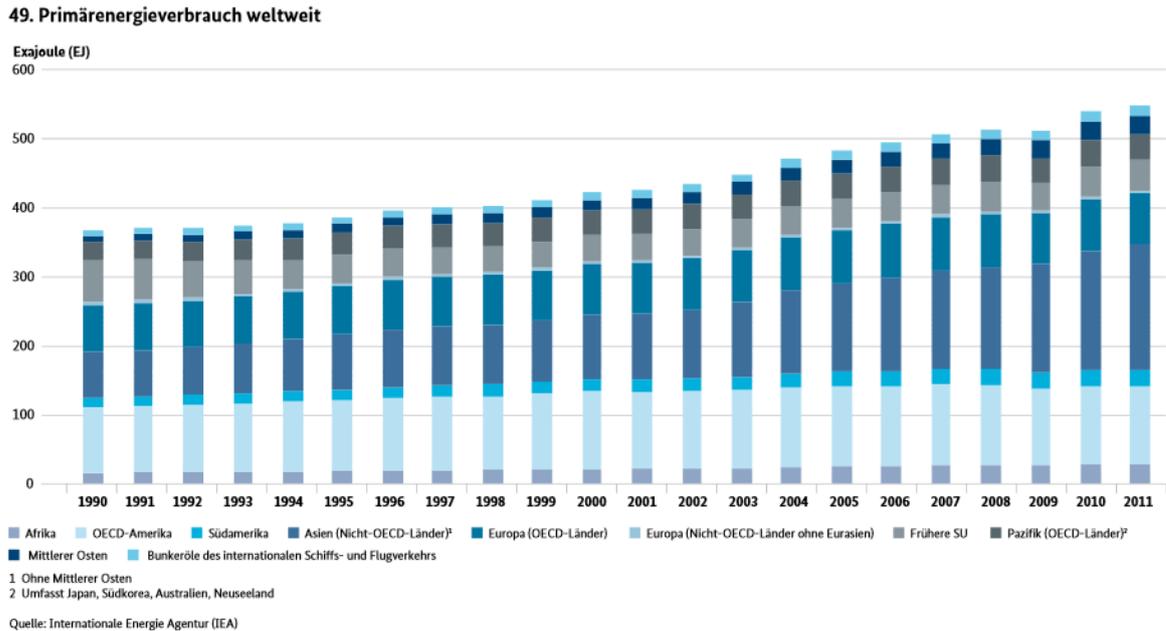


Abbildung 1.1: Primärenergieverbrauch weltweit (1990 – 2011) [1]

Im Energieanlagenbau kommen schwere Schmiedestücke (Generatorwellen, Dampfturbinenwellen, Rotorscheiben, usw.) aus warmfesten und hochwarmfesten Stählen mit Stückgewichten von bis zu 200 t zum Einsatz. Nach der Herstellung der Vorblöcke und der Formgebung durch Freiformschmieden erfahren diese Schmiedestücke eine Wärmebehandlung (Vergüten und Anlassen), um die Gebrauchseigenschaften (Festigkeit, Zähigkeit, Kerbschlagarbeit, Bruchzähigkeit, ...) für die vorgesehene Anwendung gezielt einzustellen. Aufgrund der außerordentlichen Schäden und des Sicherheitsrisikos im Versagensfall werden besondere Anforderungen an Zähigkeit (bei ausreichender Festigkeit) und Fehlerfreiheit gestellt [2].

Bedingt durch die großen Abmessungen von Bauteilen kann es im Zuge der Herstellung (vor allem bei der Wärmebehandlung), bezogen auf die Lage im Querschnitt, zu signifikanten Unterschieden der Materialeigenschaften kommen. Nicht nur die Rand- und Kernbereiche erfahren unterschiedliche Prozessparameter (Abkühlgeschwindigkeit, Abkühldauer), sondern sämtliche Bereiche des Querschnitts durchwandern unterschiedliche Abkühlprofile.

Im Zuge dieser Arbeit wird das Zähigkeitsverhalten zweier im Energieanlagenbau häufig verwendeter Stahlsorten (3-3,5 % NiCrMoV-Stähle, 9-12 % Cr-Stähle) untersucht. Die Materialeigenschaften werden dabei nach dem Härten aber vor dem Anlassen ermittelt. Anhand von Kerbschlagbiege- und Drei-Punkt-Biegeproben, welche nach simulierten Abkühlkurven (T-t-Kurven) unterschiedlicher Bereiche des Querschnitts realer Bauteile (Generatorwelle aus 3,5 % NiCrMoV-Stahl, Rotorscheibe aus 9-12 % Cr-Stahl) wärmebehandelt wurden, soll das Zähigkeitsverhalten durch Kerbschlagbiegeprüfung (Kerbschlagarbeit A_v) und bruchmechanischen Untersuchungen (J-Integral) beschrieben werden.

Bedingt durch die großen Abmessungen (Durchmesser bis 2 m bei Längen von über 10 m) ist die Herstellung eines über den Querschnitt homogen eingestellten Gefüges nicht möglich. Die eingesetzten Stahlsorten (3-3,5 % NiCrMoV-Stähle, 9-12 % Cr-Stähle) zeigen unter den üblichen Abkühlbedingungen martensitische und bainitische Gefügeausbildungen. Durch die großen Abmessungen kommt es während der Abkühlung zu sehr unterschiedlichen Temperaturverläufen zwischen Rand und Kern des Schmiedestückes. Dies führt zu unterschiedlichen Gefügebestandteilen (frisch gebildeter und teilweise angelassener Martensit oder Bainit). Eine ungünstige Kombination von mehreren Faktoren (Temperaturgradient, Eigenspannungen, Umwandlungsverhalten, Gefügeausbildung, kritische Fehlergröße) kann bereits während der Wärmebehandlung zum Werkstoffversagen und somit zum Bruch der Schmiedestücke führen. Durch die Ermittlung des Zähigkeitsverhaltens unterschiedlicher Bereiche innerhalb eines Bauteils können Rückschlüsse auf die durchzuführende Wärmebehandlung gezogen werden.

Da bruchmechanische Untersuchungen aufwendige und zeitintensive Analysen darstellen, soll darüber hinaus eine Umwertung der Messdaten des einfach durchzuführenden Kerbschlagbiegeversuchs (Kerbschlagarbeit A_v) in Bruchzähigkeitskennwerte (K_{Ic}/J_{Ic}) erarbeitet werden.

2. Werkstoffe für den Energieanlagenbau

Die energiewirtschaftlichen Entwicklungen hin zu einem größeren Verbrauch an elektrischer Energie weltweit und der damit verbundenen Steigerung der Nachfrage, bei gleichzeitiger Forderung, die Stromerzeugung mit der niedrigsten möglichen Umweltbelastung und dem am höchsten erzielbaren thermischen Wirkungsgrad zu realisieren hat zur Entwicklung und Verbesserung zweier Stahlgruppen geführt, die sich jeweils für bestimmte Betriebstemperaturbereiche auszeichnen [3], [4], [5].

Die Anwendungsgebiete erstrecken sich dabei auf Generator- und Turbinenwellen, Turbinenscheiben, Rotorkörper, Sammler oder Rohre, die für einen Langzeiteinsatz ausgelegt sein müssen [3].



Abbildung 2.1: Generatorwelle [6]

Der auf konventionelle Weise hergestellte höherfeste und zähe 3,5 % NiCrMoV-Stahl, der vor allem im Turbinenbau für Wellen und Scheiben mit Durchmessern von bis zu 2880 mm eingesetzt wird, kann durch seine Neigung zur Langzeitversprödung nur bis max. 350 °C eingesetzt werden. Zur Steigerung der Betriebstemperatur auf 480 °C bis 500 °C wurde eine „super-clean“-Variante entwickelt, bei der durch ein Absenken der Gehalte an Mn, S, Si, P, Sn, Sb und As die Anlass- und Langzeitversprödung vermieden werden kann [3], [7].

Stähle für den Einsatz im Kraftwerksbereich bei Dampftemperaturen von 600 °C bis 620 °C entwickelten sich auf der Basis martensitischer 9-12 % Cr-Stähle (COST-Programm). Durch eine Steigerung der Dampftparameter von z.B. 540 °C/180 bar auf 600 °C/300 bar bei erdgasbetriebenen Aggregaten, kann eine Reduktion der CO₂-Emissionen von 8 % bis 10 % erreicht werden [5], [8].

2.1 Anforderungen an große Schmiedestücke für den Energieanlagenbau

Durch das Sicherheitsrisiko und die außerordentlichen Schäden, die bei einem Versagen großer Schmiedestücke (Turbinenläufer, Generatorwellen) eintreten können, müssen hohe Anforderungen an die verwendeten Werkstoffe und an den Herstellungsprozess gestellt werden [2].

Grundsätzlich hängen die an schwere Schmiedestücke gestellten Eigenschaften vom Verwendungszweck ab, wobei eine Kombination aus ausreichend hohen Streckgrenzwerten und die über den gesamten Querschnitt geforderte hohe Zähigkeit im Vordergrund steht [2]. Die Grundlage zur Erstellung eines Anforderungsprofils ergibt sich aus der Betriebsbeanspruchung, die sich zum einen durch eine ungleichmäßige Beanspruchung über den Querschnitt (z.B. beim Anfahren und Abbremsen) und zum anderen durch unterschiedliche Belastungshöhe während des Betriebes bzw. der gesamten Lebensdauer auszeichnet. Die zu erfüllenden Anforderungen erstrecken sich über Werkstoffkenngrößen und Bauteileigenschaften, wie 0,2 %-Dehngrenze, Warmfestigkeit, Dauerfestigkeit, resultierender Eigenspannungszustand, tatsächliche Fehlergröße, Bruchzähigkeit, Risswachstums-Charakteristik, Zeitschwingfestigkeit bei hohen und tieferen Temperaturen sowie Zeitstandfestigkeit, magnetische Induktion oder Nichtmagnetisierbarkeit [2], [9]. Des Weiteren können durch Festigkeits- und Verformungskennwerte aus dem Zugversuch sowie Kerbschlagzähigkeit und NDT-Temperatur Aufschluss über die Homogenität des Bauteils über den Querschnitt geben. Im Speziellen ist die Homogenität im Sinne ausreichender Eigenschaften und geringer Seigerungen über den Querschnitt und der Länge für die Tauglichkeit eines großen Schmiedestückes von großer Bedeutung [9].

2.2 Beschreibung der Stahlgruppen

Das Anforderungsprofil großer Schmiedestücke für den Energieanlagenbau verlangt den Einsatz von kriechbeständigen, warmfesten bzw. hochwarmfesten Vergütungsstählen. Die verwendeten Legierungskonzepte umfassen niedriglegierte 3-3,5 % NiCrMoV-Stähle und hochlegierte 9-12 % Cr-Stähle. Die Gruppe der warmfesten, niedriglegierten 3-3,5 % NiCrMoV-Stähle weisen zulässige Einsatztemperaturen im Bereich zwischen 300 °C bis 350 °C („super-clean“ 480 °C bis 500 °C) auf und werden unter anderem zum Bau von Niederdruckdampfturbinenwellen eingesetzt [3], [10], [11], [12]. Bei höheren Einsatztemperaturen von bis zu 600 °C werden hochwarmfeste, vergütbare, hochlegierte

9-12 % Cr-Stähle verwendet. Typische Bauteile für diese Werkstoffgruppe sind Gasturbinenscheiben oder Turbinenschaufeln [7], [13], [14], [15].

2.2.1 Niedriglegierte 3-3,5 % NiCrMoV-Stähle

Die Legierungsbasis der für die Fertigung von Rotorkörpern eingesetzten Vergütungsstähle beruht auf der Kombination Nickel-Chrom-Molybdän, wobei Molybdän außer zur Erzielung der Durchvergütbarkeit, der auch die Nickel- und Chromzusätze dienen, zur Unterdrückung der Anlasssprödigkeit zulegiert wird [16]. Chrom erhöht die Zugfestigkeit, wobei die Dehnung nur geringfügig verringert wird [17]. Des Weiteren fördert es die Durchvergütbarkeit von Stählen, indem es die kritische Abkühlgeschwindigkeit verringert [16], [17]. Zusätzlich verschieben Chrom und Molybdän die Übergangstemperatur zu niedrigeren Werten. Dies kann damit erklärt werden, dass durch das Zulegieren das Vergütungsgefüge ferritärmer und martensitreicher wird, wodurch die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeits-Temperaturkurve zu tieferen Temperaturen verschoben wird [16]. Abbildung 2.2 zeigt die Wirkung metallurgischer und legierungstechnischer Einflüsse auf die Gefügeentwicklung.

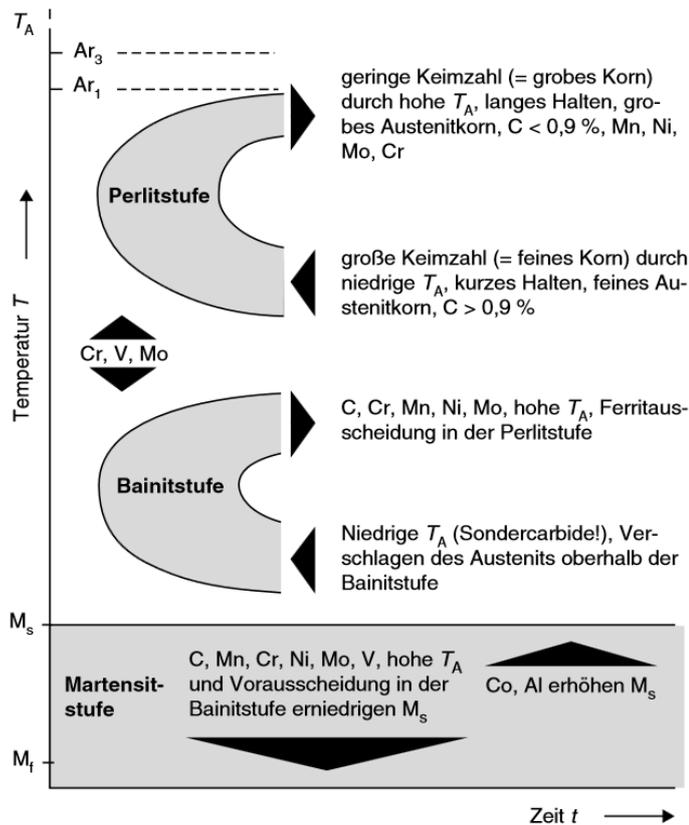


Abbildung 2.2: Wirkung metallurgischer und legierungstechnischer Einflüsse auf die Lage der Umwandlungslinien im ZTU-Schaubild (nach Kroneis) [18]

Mit steigendem Chromgehalt werden sowohl die „Ferritnase“ als auch die „Zwischenstufennase“ zu tieferen Temperaturen und zu längeren Zeiten verschoben. Es steigt die Festigkeit und gleichzeitig sinkt die Übergangstemperatur. Die tieferen Werte für die Übergangstemperatur ergeben sich daraus, dass eine Umwandlung von Austenit in das Zwischenstufengefüge (Bainit) bei umso tieferen Temperaturen erfolgt, je höher der Chromgehalt ist. Diese Umwandlung bei tieferen Temperaturen wirkt sich positiv auf die Kerbschlagzähigkeit aus. Ein Nachteil des Chroms liegt in der Verstärkung der Anlasssprödigkeit. Um dem entgegen zu wirken wird Molybdän zulegiert. Allerdings konnte gezeigt werden, dass bei martensitischem Gefüge die Anlassversprödung mit steigenden Molybdängehalten wieder zunimmt, was die Zugabe begrenzt [16].

Molybdän erhöht die Härtebarkeit und Warmfestigkeit und verringert die Anlassversprödung von chrom- und manganhaltigen Vergütungsstählen. Die dafür notwendigen Molybdängehalte liegen zwischen 0,2 und 0,4 % [17], [19]. Bidani [16] schlägt als Optimum einen Gehalt von 0,4 % vor, da es einerseits bei höheren Gehalten die Übergangstemperatur erhöht, was zu einer Erniedrigung der Zähigkeit führt und andererseits bei niedrigeren Gehalten die Anlassversprödung nicht ausreichend unterdrückt.

Nickel verschiebt den Beginn der Zwischenstufenbildung zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen [16]. Durch eine Verringerung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit erhöht es die Durchhärtung und Durchvergütbarkeit [17]. Des Weiteren steigt mit steigendem Nickelgehalt die Festigkeit und gleichzeitig wird die Übergangstemperatur zu niedrigeren Temperaturen verschoben [16].

Für die Fertigung von Niederdruckturbinen- oder Generatorwellen stehen prinzipiell drei Gruppen der NiCrMoV-Stähle zur Verfügung. Die Einteilung erfolgt nach dem Nickel-Gehalt in 2-, 3- und 3,5 % NiCrMoV-Stähle. Um die notwendigen Festigkeits- und Zähigkeitswerte bei gleichzeitig großen Abmessungen über den gesamten Querschnitt großer Bauteile (Durchmesser 2000 mm) gewährleisten zu können, kann der 3,5 % NiCrMoV-Stahl verwendet werden [2].

Der härteste und zähe 3,5 % NiCrMoV-Stahl ist einer der am häufigsten eingesetzte Wellen- und Scheibenstahl im Turbinenbau. Er zeigt bei herkömmlicher Erschmelzung ($P \geq 0,010\%$) bei Langzeitbeanspruchung über 350 °C mit der Temperatur zunehmende Versprödung (siehe Abbildung 2.3). Somit ist die Einsatztemperatur für einen Langzeiteinsatz mit 350 °C begrenzt [20].

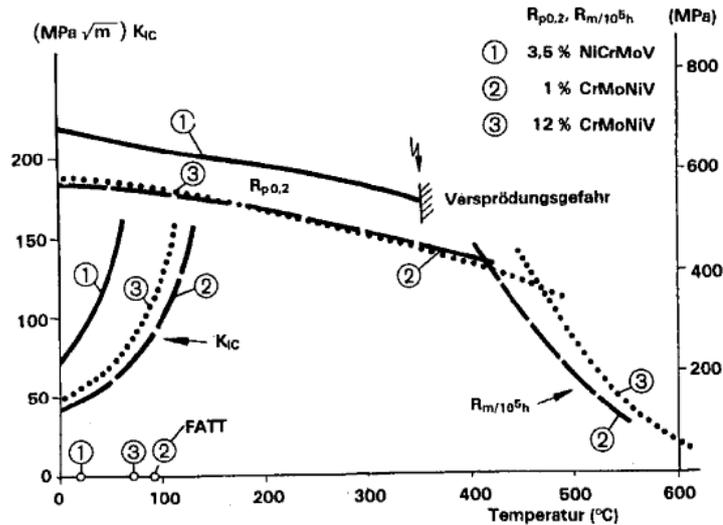


Abbildung 2.3: Festigkeit und Zähigkeit von Wellenwerkstoffen [3]

Durch die Herstellungsvariante „super-clean“ kann die Einsatztemperatur auf 480 °C bis 500 °C gesteigert werden [7]. Dafür ist es notwendig, im Zuge der Herstellung tiefste Schwefelgehalte von $\leq 0,002\%$ einzustellen, um richtungsabhängigen Zähigkeitsverlusten vorzubeugen. Da das Element Phosphor starken Einfluss auf die Anlassversprödung hat (siehe Kapitel 3.2.3), ist der Gehalt auf $\leq 0,004\%$ abzusenken. Darüber hinaus müssen andere unerwünschte Elemente wie Silizium, Mangan (fördern die Anlassversprödung) und Aluminium, Arsen, Antimon oder Zinn (deren Seigerungen führen zu Anlassversprödung) ebenfalls auf tiefen Werten gehalten werden [3], [20]. Abbildung 2.4 zeigt den Unterschied im Versprödungsverhalten von konventionell erzeugten 3,5 % NiCrMoV-Stählen und der „super clean“-Variante.

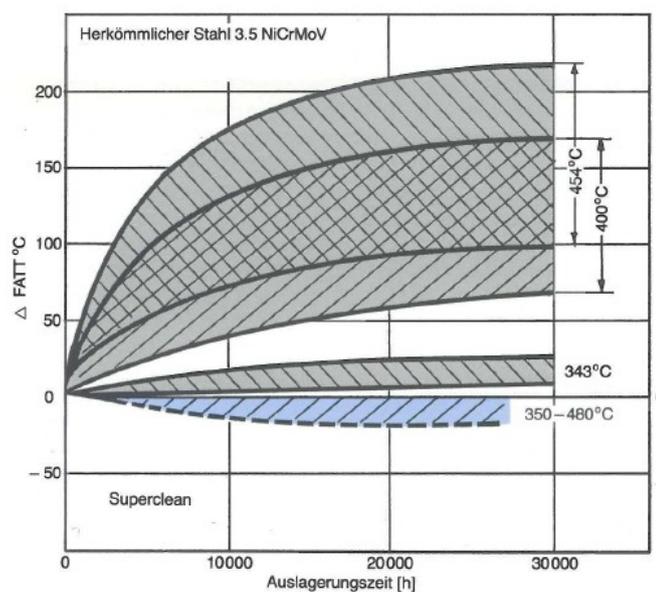


Abbildung 2.4: Δ FATT von 3,5 % NiCrMoV-Stählen bei der Herstellung über die herkömmliche und die „super clean“ Route [20].

Herstellung eines 3,5 % NiCrMoV-Stahls

Die im Folgenden beschriebene Herstellroute ist in Abbildung 2.5 dargestellt. Die Erzeugung dieser Stahlsorte erfolgt durch die Auswahl von geeignetem Schrott mit niedrigen Gehalten an unerwünschten Begleitelementen (Zinn, Antimon, Arsen) und den laut Analysevorschriften zulässigen Gehalten an Spurenelementen (Kupfer, Blei). Das Erschmelzen des sortierten Schrottes erfolgt in einem Elektrolichtbogenofen (ELBO). Nach dem Schmelzen erfolgt eine Behandlung unter oxidierenden Bedingungen (Frischen) um die Phosphorgehalte, sowie die Mangan- und Siliziumgehalte bei der „super clean“-Variante, der Schmelze auf gewünschte Werte abzusenken. Über die Zugabe von Legierungselementen wird die Zielzusammensetzung des Stahlbades eingestellt. Im Anschluss erfolgen der Abstich in eine Behandlungspfanne bei möglichst niedrigen Temperaturen sowie ohne Mitlauf von Frischschlacke (um eine Rückreduktion der verschlackten Elemente zu verhindern) und der Transport zur Pfannenofenanlage. In der Pfannenofenanlage wird über elektromagnetisches Rühren und Spülen mit Inertgas eine gute Durchmischung der Schmelze erzeugt, Legierungselemente zugegeben und die Temperatur erhöht. Da eine Desoxidation mit Aluminium, Silizium oder Mangan nicht angewandt werden kann, wird eine Vakuumkohlenstoffdesoxidation durchgeführt. Nach erneutem Aufheizen erfolgt eine Entschwefelung durch eine Kalziumbehandlung (Drahteinspulsystem). Desoxidation und Entschwefelung ermöglichen einen hohen oxidischen und sulfidischen Reinheitsgrad. An der folgenden Vakuumstandentgasung (VD-Anlage, kombiniert mit einer Feinlegierungsanlage) bzw. Vakuumfrischeinrichtung (VOD-Anlage) erfolgt eine Entgasung (N_2 , H_2), die Vakuum-Tiefentschwefelung und die Feineinstellung der Analysevorschriften [3], [7], [20].



Abbildung 2.5: Herstellungsschema eines 3,5 % NiCrMoV-Stahl [3]

Große Schmiedestücke aus diesem Werkstoff werden durch steigenden Blockguss möglichst seigerungsarm mit einer Haubenisolation vergossen. Der nachfolgende Prozess des Schmiedens zielt neben der Formgebung auch auf eine vollständige Verdichtung und feinkörnige Rekristallisation des Gussgefüges ab. Das Freiformschmieden setzt sich aus einer Reihe von Reck- und Stauchprozessen zusammen, die je nach Bauteilgeometrie mehrmals hintereinander durchgeführt werden. Abhängig von Werkstoff, Durchmesser, H₂-Gehalt, Zähigkeitsanforderungen, Korngröße, zur Verbesserung der Ultraschall-Prüfbarkeit und zur Beeinflussung der Eigenspannungen wird eine Vorwärmebehandlung durchgeführt. Die Vorwärmbehandlung beinhaltet mehrfache Umwandlungsvorgänge in der Perlit-, Bainit-, oder Martensitstufe. Es wird so sichergestellt, dass ein feinkörniger, spannungsarmer Gefügestand erreicht wird, was die Voraussetzung für eine US-Prüfung sowie ein zähes, homogenes Gefüge beim anschließenden Vergüten ist. Nach der Vorwärmebehandlung folgt eine Ultraschall-Prüfung auf Fehlerfreiheit und die erste mechanische Bearbeitung. Nach einer weiteren US-Prüfung erfolgt eine weitere Wärmebehandlung. Diese abschließende Qualitätswärmebehandlung sieht eine Austenitisierung bei ca. 850 °C, gefolgt von einem Anlassschritt bei 610 °C-630 °C, je nach geforderter Festigkeit von $\geq 700 \text{ N/mm}^2$ bis 800 N/mm^2 und Zähigkeit, vor. Im Anschluss folgen die mechanische Endbearbeitung und die Prüfung des fertigen Schmiedestückes [7], [20]. Abbildung 2.6 zeigt schematisch den Ablauf einer Qualitätswärmebehandlung bestehend aus stufenförmigen Aufheizen (vermindert die durch die Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern auftretenden Wärmespannungen), Austenitisieren, Härten, Anlassen und Entspannungsglühung.

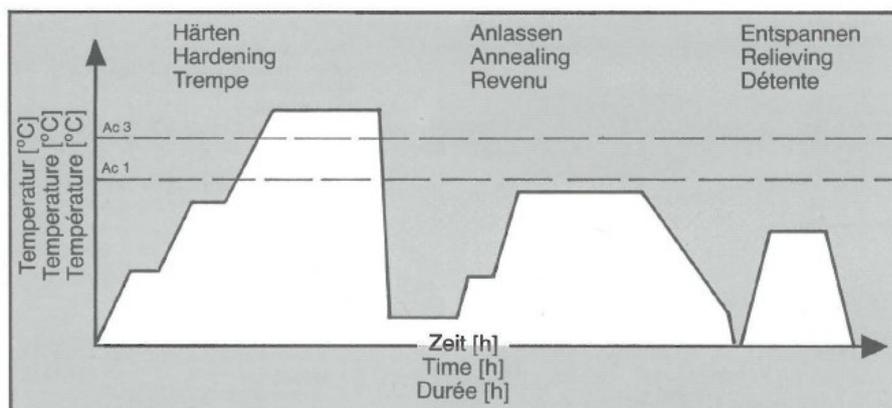


Abbildung 2.6: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Wärmebehandlung großer Schmiedestücke [20]

2.2.2 Hochlegierte 9-12 % Cr-Stähle

Diese Gruppe der hochwarmfesten Stähle eignet sich für Einsatztemperaturen oberhalb von 550 °C bis maximal 600 °C und weist ein martensitisches Gefüge auf. Diese Stahlgruppe setzt sich aus niedriglegierten warmfesten CrMo- und CrMoV-Stählen und aus 9-12 % CrMoV-Stählen (Einsatztemperatur bis etwa 600 °C) zusammen [4], [5], [7], [8], [13], [14], [15], [19].

Die 9-12 % Cr-Stähle wurden im Rahmen der COST-Projektreihe für die Anwendung bei Dampfturbinen als Rotormaterial entwickelt. Jedoch zeigten die mechanischen Kennwerte und Langzeitversuche, dass sich die Werkstoffe auch für den Gasturbinenbau eignen. Viele Läufer, Scheiben und Wellen werden aus diesem hochwarmfesten, temperaturbeständigen Cr-Stählen gefertigt [7].

Abbildung 2.7 zeigt das Zweistoffsystem Eisen-Chrom. Da es sich bei Chrom um ein Ferritstabilisierendes Element handelt, wird der Austenitbereich stark eingeschnürt.

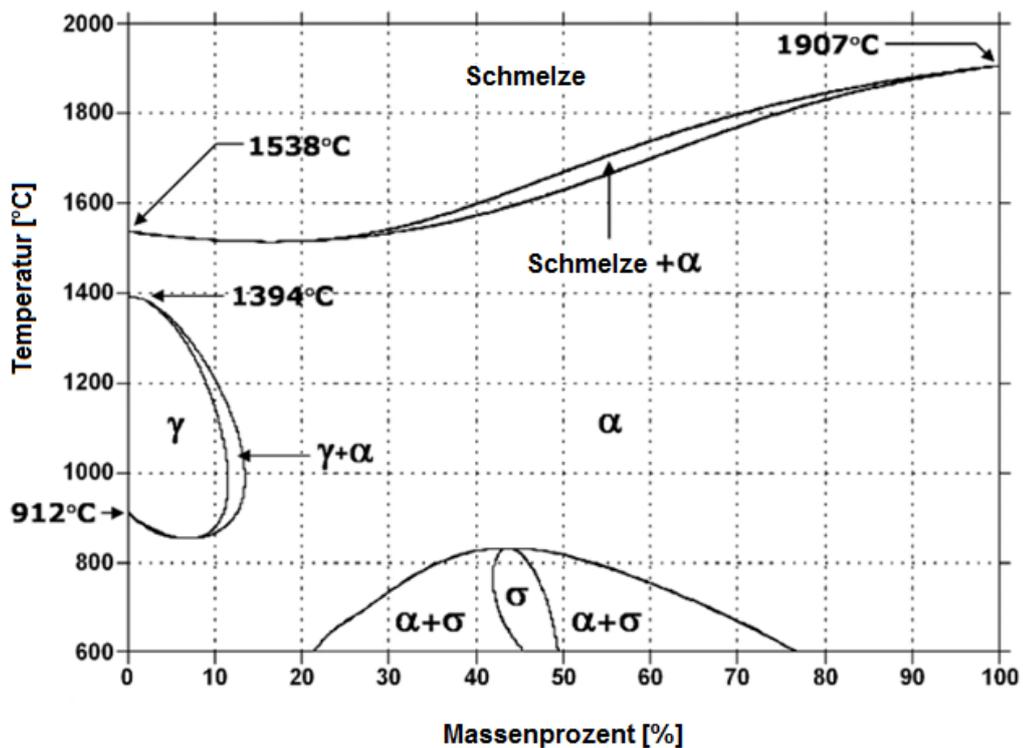


Abbildung 2.7: Zweistoffsystem Fe-Cr [22]

Im Falle der 12 % Cr-Variante liegt der Chromgehalt nahe an der Grenze der eingeschnürten „ γ -Nase“ im Zweistoffsystem Fe-Cr und kann somit gerade noch vollständig austenitisiert werden. Zwischen 12 % und 13 % Chrom befindet sich ein schmales ($\alpha+\gamma$)-Feld. Oberhalb von 13 % Chrom befindet man sich bis zur Solidustemperatur ausschließlich im α -Gebiet.

Weitere Legierungselemente üben unterschiedlichen Einfluss auf die Größe des γ -Bereiches aus (Kohlenstoff, Stickstoff oder Nickel erweitern beispielsweise das γ -Gebiet).

Zusätzlich zu den hohen Chromgehalten, werden noch Molybdän, Vanadium, gegebenenfalls auch Niob oder Wolfram zulegiert. Diese Elemente führen zu einer starken Karbidhärtung durch die Bildung von Sonderkarbiden (siehe Kapitel 3.2). Die Sonderkarbide treten in unterschiedlichen Typen (MC ($M=V, Nb$), M_2C ($M=Mo$), M_6C ($Fe_4[W,Mo]_2$), M_7C_3 ($M=Cr$), $M_{23}C_6$ ($M=Cr, Fe, Mo$)) auf. Bedingt durch die geringe Diffusionsgeschwindigkeit von Vanadium und Niob im Ferrit (geringer als bei Molybdän oder Wolfram) neigen NbC und VC nur wenig zur Vergrößerung und verbessern so die mikrostrukturelle Stabilität [24]. Die notwendige Kriechbeständigkeit wird durch Mischkristallhärtung der Elemente Mangan, Silizium, Molybdän, Wolfram, Vanadium und Chrom erreicht [2], [19], [24]. Abbildung 2.8 zeigt die Zeitstandfestigkeit einiger CrMoV-Stähle als Funktion der Temperatur [19].

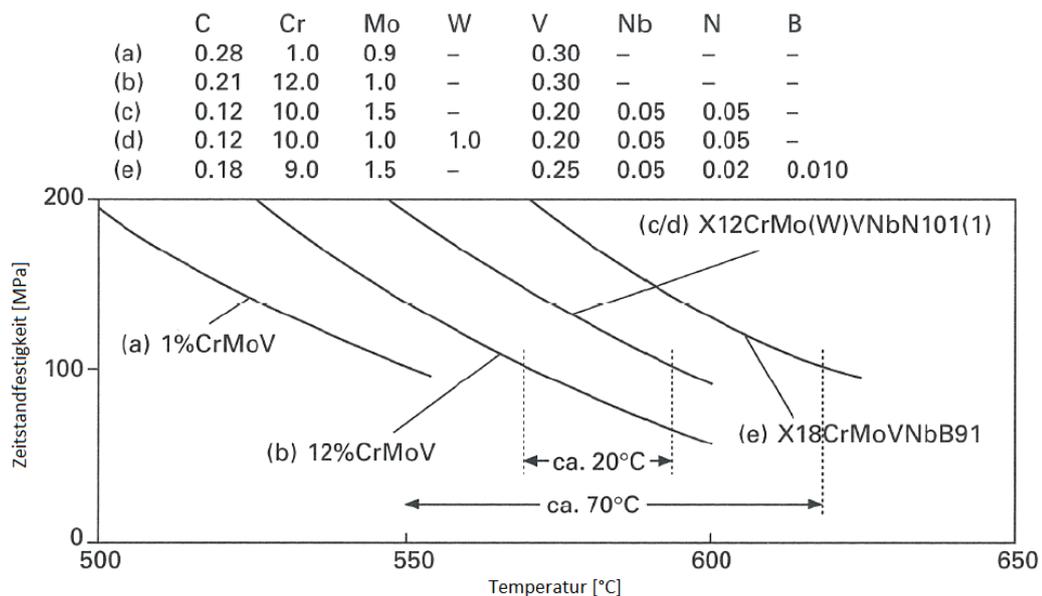


Abbildung 2.8: Zeitstandfestigkeit einiger hochwarmfester Stähle als Funktion der Temperatur [19], [25]

Herstellung von 9-12 % Cr-Stählen

Die Herstellung beginnt mit der Auswahl geeigneter Einsatzstoffe für den Elektrolichtbogenofen. Dieser wird als reines Einschmelzaggregat betrieben. Die chemische Zusammensetzung des Stahlbades wird so gewählt, dass sie den Analysenwerten des Endproduktes entspricht. Die weiterführenden metallurgischen Behandlungen können entweder in einem AOD-Konverter (AOD = Argon Oxygen Decarburisation) oder an einer VOD-Anlage (VOD = Vakuum Oxygen Decarburisation) durchgeführt werden. Ziele dieser

Behandlungen sind die Feineinstellung der chemischen Zusammensetzung der Schmelze, das Absenken der Kohlenstoff- und Sauerstoffgehalte auf einen gewünschten Wert und eine Entschwefelung der Schmelze, ohne dass es zu einer übermäßigen Chrom-Verschlackung kommt. Da es unter Anwesenheit von Chrom nicht möglich ist, Phosphor aus einer Schmelze zu entfernen, ist bereits bei der Auswahl des Schrottes und der anderen Einsatzstoffe auf möglichst geringe Phosphor-Gehalte zu achten. Im Anschluss kann die Schmelze vergossen werden. Wie aus Abbildung 2.9 zu entnehmen ist, bieten sich grundsätzlich mehrere Ver gießarten an.

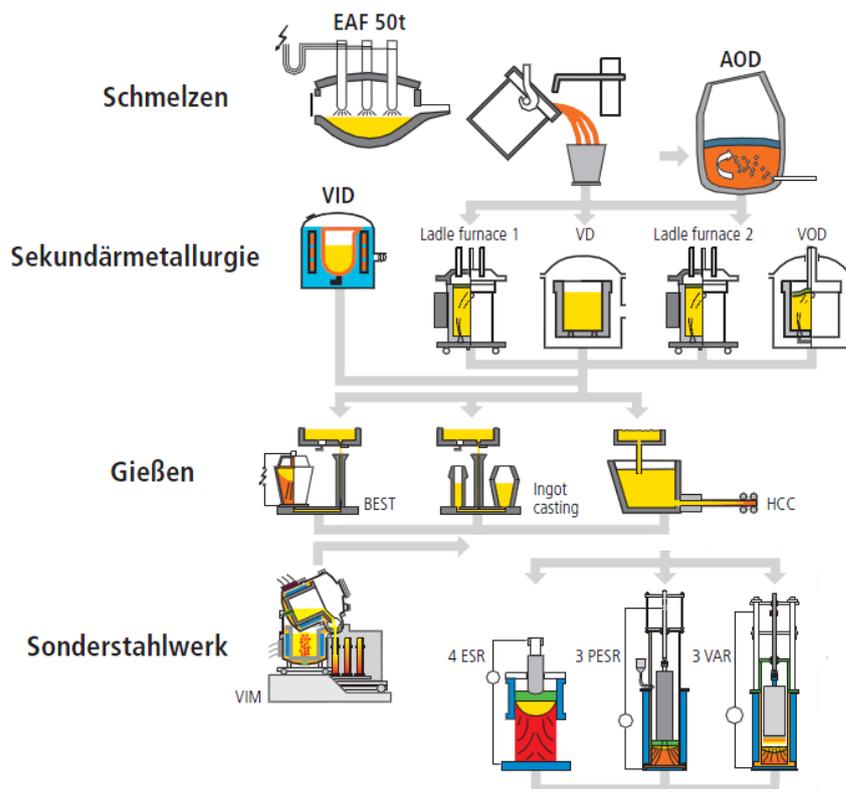


Abbildung 2.9: Schematischer Verfahrensablauf bei der Herstellung von 9-12 % Cr-Stählen [26]

Durch die hohen Anforderungen, die an Gasturbinenscheiben und Rotorkörper gestellt werden, werden diese Stähle durch den P-ESR Prozess (protective gas electro slag remelting) hergestellt. Der Umschmelzprozess findet dabei in einer Vakuumkammer ähnlich der des VAR-Prozesses (vacuum arc remelting) statt. Vor dem Start des Umschmelzens wird die Kammer evakuiert und so der Druck auf unter 10 mbar abgesenkt und fortlaufend mit Schutzgasen bestehend aus Argon und Stickstoff beaufschlagt. Die reaktive Schlacke wird als erstes durch den Lichtbogen geschmolzen, bevor der „normale“ ESR-Prozess gestartet wird. Der Vorteil besteht in der Abwesenheit von Sauerstoff in der Atmosphäre über der Schlackenoberfläche und an der abschmelzenden Elektrode. Es kann somit gewährleistet

werden, dass es zu keiner Oxidation kommt was zu einer gleichmäßigeren Qualität des umgeschmolzenen Blockes führt. Der P-ESR Prozess ist der verlangte Umschmelz-Prozess für Komponenten aus „super clean“ kriechbeständigen 10 % Cr-Stählen mit reduzierten Silizium- und Aluminium-Gehalten. Abbildung 2.10 zeigt verschiedene Umschmelzverfahren, die Reinheit und Gefügeeigenschaften verbessern [7], [26].

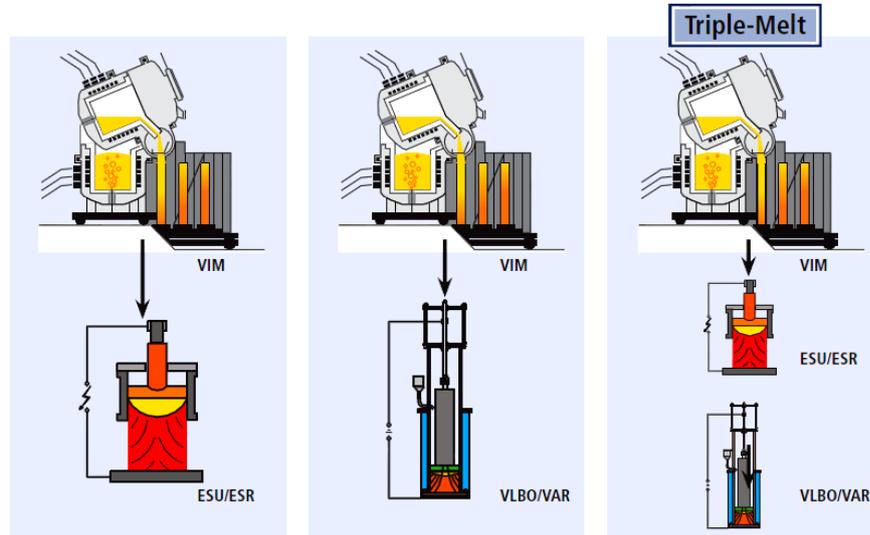


Abbildung 2.10: Übersicht verschiedener Umschmelzverfahren [26]

Große Schmiedestücke mit einem Gewicht von bis zu 45 t werden auch durch das BEST-Verfahren hergestellt. Beim BEST-Prozess wird ein wassergekühlter Ring auf eine Standkokille aufgesetzt und diese durch steigenden Guss von unten her angefüllt. Im Anschluss wird die Schmelze mit einer Schlacke bedeckt. Der wassergekühlte Ring dient dabei als Kokille für die flüssige Schlacke, in die ähnlich wie beim ESR-Prozess eine Elektrode eintaucht. Durch das Anlegen von elektrischer Energie wird die Elektrode geschmolzen und die Tropfen bewegen sich durch die Schlacke in ein flüssiges Bad, das zum einen die Volumenschumpfung ausgleicht und zum anderen eine gewünschte Erstarrungsstruktur herstellt. Rohblöcke, die nach dem BEST-Verfahren hergestellt werden sind frei von V-Seigerungen und Schwindungshohlräumen. Nach dem Aufheizen der Schmiedestücke auf Schmiedetemperatur werden sie auf einer Presse zuerst gestaucht, gestreckt und anschließend wieder gestaucht. Zum Schluss wird die Scheibenkontur geschmiedet. Speziell beim zweiten Stauchen und bei der Endformgebung sind die Parameter wie Schmiedetemperatur, Haltedauer und Umformgeschwindigkeit genau einzuhalten, um defektfreie Schmiedestücke mit geeigneter Mikrostruktur zu erhalten. Eine gleichmäßige Umformung resultiert in einer gleichmäßigen Mikrostruktur und Korngröße und ist eine Voraussetzung für die Erfüllung der hohen Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften und die Prüfbarkeit der Bauteile mit Ultraschall. Nach der Formgebung wird eine Vorwärmebehandlung durchgeführt um eine optimale Prüfbarkeit durch Ultraschall nach

der Endwärmebehandlung zu gewährleisten. Diese vorausgehende Wärmebehandlung besteht aus einer Überführung in die perlitische Phase. Nach der mechanischen Vorbearbeitung wird die Qualitätswärmebehandlung durchgeführt. Diese besteht aus einer Austenitisierung bei ca. 1050 °C gefolgt von zwei Anlassenstufen bei ca. 570 °C und bei etwa 645 °C auf eine geforderte Streckgrenze von 800 N/mm². Im Anschluss wird die Endkontur hergestellt und das Schmiedestück mechanisch und mit Ultraschall geprüft [7], [26].

3. Metallkundliche Grundlagen

3.1 Härten, Anlassen und Vergüten

Unter Härten versteht man das Erwärmen eines Werkstoffes auf Härtetemperatur (Austenitisieren) und eine nachfolgende rasche Abkühlung mit einer so hohen Abkühlgeschwindigkeit, dass je nach Legierung oberflächlich oder durchgreifend eine erhebliche Härtesteigerung durch Martensitbildung eintritt. Wird der gehärtete Werkstoff im Anschluss auf eine Temperatur unter der jeweiligen A_{c1} -Temperatur wiedererwärmt, auf dieser Temperatur eine bestimmte Zeit gehalten und danach wieder abgekühlt, spricht man von Anlassen. Eine Kombination aus Härten und Anlassen wird Vergüten genannt.

Der erste Schritt bei der Wärmebehandlung stellt das Austenitisieren des Stahls dar. Während der Erwärmung und des Haltens auf Austenitisierungstemperatur wird das Gefüge in Austenit umgewandelt und der Kohlenstoff in Lösung gebracht (Auflösung der Karbide). Bei der anschließenden Abkühlung aus dem Austenitgebiet findet eine Gitterumwandlung von kubisch-flächenzentriert nach kubisch-raumzentriert statt. Ob vor bzw. während dieser Gitterumwandlung eine Diffusion von Eisen- bzw. Kohlenstoffatomen möglich ist, hängt in hohem Maße von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit steht für den Diffusionsvorgang weniger Zeit zur Verfügung und der Austenitkristall wird in zunehmendem Maße unterkühlt. Die Umwandlung findet damit bei tieferen Temperaturen und, aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Diffusionsgeschwindigkeit, unter zunehmend schlechteren Diffusionsbedingungen statt. Der daraus resultierende Umwandlungsmechanismus und die sich ausbildenden Gefügeformen unterscheiden sich. Bei langsamer Abkühlgeschwindigkeit ist sowohl die Diffusion der Eisenatome als auch der Kohlenstoffatome möglich. Die Umwandlung erfolgt in der Ferrit-Perlitstufe. Bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit ist die Diffusion der Kohlenstoffatome erschwert und die der Eisenatome nicht mehr möglich. Die Gitterumwandlung führt zur Ausbildung eines bainitischen Gefüges. Wird mit so hoher Geschwindigkeit abgekühlt, dass die Diffusion der Eisenatome und der Kohlenstoffatome unterbunden ist, erfolgt eine Umwandlung in der Martensitstufe [19].

Die Legierungslage der beiden untersuchten Werkstoffe für die betrachteten Bauteilgrößen führt im Falle des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl zu einem bainitischen Gefüge im Kern und Martensit im Randbereich und im Falle des 9-12 % Cr-Stahl zu einem martensitischen Gefüge über den gesamten Querschnitt. Die Bildung des jeweiligen Gefüges wird im Anschluss genauer beleuchtet.

Nach dem Härten erfolgt das Anlassen. Es besteht aus ein- oder mehrmaligem Erwärmen des Werkstücks auf eine Temperatur unter A_{c1} mit anschließendem Halten und einer

definierten Abkühlung. Dem späteren Einsatz des Werkstückes entsprechend erfolgt das Anlassen bei unterschiedlichen Temperaturen. Niedriges Anlassen bei Temperaturen von 100 °C bis 250 °C führt zu einer verminderten Sprödigkeit und dem Abbau von Eigenspannungen im Inneren des Bauteils. Bei höheren Anlasstemperaturen (500 °C bis über 600 °C) können im Werkstoff gewünschte Festigkeits-Zähigkeitskombinationen eingestellt bzw. die Warmfestigkeit oder die Verschleißbeständigkeit verbessert werden. Zusätzlich kann bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten > 0,4 % durch mehrere Anlassstufen der Gehalt an Restaustenit abgesenkt bzw. beseitigt werden.

Eine Kombination aus Härten und Anlassen bei höheren Temperaturen (450 °C bis 650 °C) wird als Vergüten bezeichnet.

3.1.1 Bainitbildung

Bainit als Gefügeform bildet sich im Temperaturbereich zwischen der Perlit- und der Martensitstufe. In der Bainitstufe kommt es auf Grund der bereits stark erniedrigten Umwandlungstemperatur zu keiner Diffusion der Eisenatome und zu einer stark eingeschränkten Diffusion der kleineren Kohlenstoffatome [18], [19], [27]. Das Bainitgefüge kann in zwei unterschiedlichen Hauptformen auftreten. Es wird grundsätzlich in nadeligen und körnigen Bainit unterschieden. Sowohl bei kontinuierlicher Abkühlung als auch bei isothermen Halten entsteht die nadelige Form, wobei die körnige Form nur bei kontinuierlicher Abkühlung auftritt. Bainit besteht aus Ferrit mit eingelagerten Karbiden, deren Größe durch die Umwandlungstemperatur bestimmt wird. Bei der nadeligen Form des Bainits wird je nach Bildungstemperatur in unteren und oberen Bainit unterschieden [18].

Unterer Bainit entsteht wenn die Bainitbildung im unteren Temperaturbereich (d.h. knapp oberhalb von der Martensit-Start-Temperatur M_s) der Bainitstufe stattfindet und weist große Ähnlichkeit zum Martensit auf. Der kubisch-flächenzentrierte (kfz) Austenit-Mischkristall klappt zu kleinen verzweigt angeordneten Gruppen aus Ferritplatten um. Die zuvor im Austenit beinahe unterbundene Diffusion der Kohlenstoffatome wird im kubisch-raumzentrierten (krz) Gitter des Ferrits wieder soweit möglich, dass der zwangsgelöste Kohlenstoff das Ferritgitter in Form von Karbiden (Fe_3C) verlassen kann. Diese sehr feinen und stäbchenförmigen Zementitkristalle sind innerhalb der Ferritplatten in charakteristischer Weise unter einem Winkel von 50 ° bis 60 ° zur Hauptachse der Ferritnadeln ausgeschieden (siehe Abbildung 3.1).

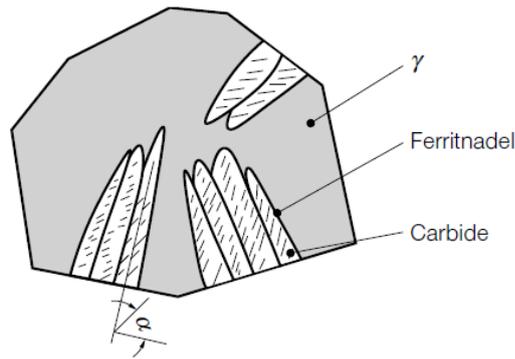


Abbildung 3.1: Bildung des unteren Bainits [18]

Sonderkarbide scheiden sich auf Grund der geringen Diffusionsfähigkeit von substitutionell gelösten Atomen nicht aus. Die im Ferrit sehr fein verteilten Karbide sind die Ursache für eine gute Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit.

Das Gefüge des oberen Bainits entsteht bei Bildung im höheren Temperaturbereich und ähnelt in seiner Erscheinungsform dem Perlit, jedoch mit einer geringer ausgeprägten Anordnung. Das Gefüge besteht aus nebeneinander bündelweise angeordneten länglichen Platten aus bainitischem Ferrit. Die Bildung der Ferritplatten beginnt an Keimstellen an den Austenitkorngrenzen durch koordinierte, diffusionslose gekoppelte Bewegung größerer Bereiche im Kristallgitter und führt zu einem Umklappen des Austenits in Ferrit. Die Keimstellen bilden sich durch die günstigeren Diffusionsverhältnisse des Kohlenstoffs durch die es im Austenit zur Bildung von an Kohlenstoff verarmten Zonen kommt. Durch die günstigen Diffusionsbedingungen kann der Kohlenstoff aus dem Inneren der Ferritnadeln an deren Korngrenzen wandern. Bei einem parallelen Wachstum den Ferritplatten diffundieren Kohlenstoffatome in die Bereiche zwischen den Platten und bilden bei Übersättigung Zementitkristalle (siehe Abbildung 3.2).

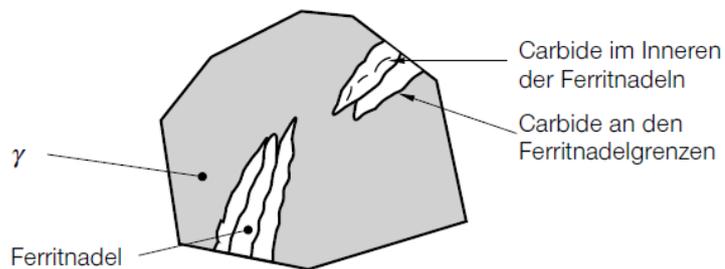


Abbildung 3.2: Bildung des oberen Bainits [18]

Die Gefügeform des körnigen Bainits entsteht nur bei einer kontinuierlichen Abkühlung. Durch eine vorangehende Ferritausscheidung reichert sich der Austenit zunehmend mit Kohlenstoff an. Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit wandeln diese Austenitbereiche in

eine Mischung aus regellos angeordneten Ferrit und Karbiden, sowie nadeligen Bainit und Martensit um [18], [19], [27].

3.1.2 Martensitbildung

Die Martensitbildung findet im untersten Temperaturbereich der Umwandlung des Austenits statt. Austenit wandelt unterhalb der Martensit-Start-Temperatur M_s in Martensit um, wenn eine für jede Legierung eigene kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten wird. Tritt bei einer bestimmten Abkühlgeschwindigkeit zum ersten Mal Martensit im Gefüge auf, spricht man von der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Diejenige Abkühlgeschwindigkeit, bei der das Gefüge ausschließlich aus Martensit besteht, bezeichnet man als obere kritische Abkühlgeschwindigkeit [19]. Die Bildung des Martensits erfolgt durch gekoppelte, diffusionslose, koordinierte und sehr schnelle Atombewegung ganzer Atomgruppen, die das kfz Austenitgitter in ein krz-Gitter umwandeln. Die Kohlenstoffatome bleiben im Gitter zwangsgelöst und können auch nicht durch Diffusion Platzwechsel vollziehen. Dieser zwangsgelöste Kohlenstoff führt zu einer hohen tetragonalen Verzerrung des kubischen Raumgitters. Die Verzerrung führt dazu, dass eine Versetzungsbewegung in eingeschränktem Maße ablaufen kann und spiegelt sich in hoher Härte und Festigkeit, aber auch großer Sprödigkeit wieder. Nachdem der Kohlenstoffgehalt maßgebenden Einfluss auf die Härte und die Martensitbildung hat (Umwandlungsbeginn und –ende werden zu tieferen Temperaturen verschoben; kritische Abkühlgeschwindigkeit nimmt zu; Anteil an Restaustenit nimmt ab einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,5% C zu), bestimmen auch der Kohlenstoff- und Legierungselementgehalt die Erscheinungsform des Martensits. Bei Kohlenstoffgehalt unter 0,5 % und geringen Mengen an Legierungselementen bildet sich massiver (Lanzett- oder Lattenmartensit) Martensit. Bei höheren Gehalten an Kohlenstoff von mehr als 1,0 % C bildet sich ein harter, spröder nadeliger Martensit (Plattenmartensit) [18]. Abbildung 2.2 zeigt, welche Einflüsse einige wichtige Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten ausüben.

Abbildung 3.3 zeigt die Abhängigkeit der Martensit-Start-Temperatur M_s (Beginn der ersten Martensitbildung) und der Martensit-Finish-Temperatur M_f (Ende der Martensitbildung) vom Kohlenstoffgehalt und die zu erwartenden Gefügeformen. Die erreichbare Härte ist maßgeblich vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Wie in Abbildung 3.4 gezeigt, tritt ab einem Kohlenstoff-Gehalt von 0,5 % bis 0,6 % ein steigender Anteil von Restaustenit auf, da die Martensit-Finish-Temperatur beim Abschrecken nicht unterschritten wird [18].

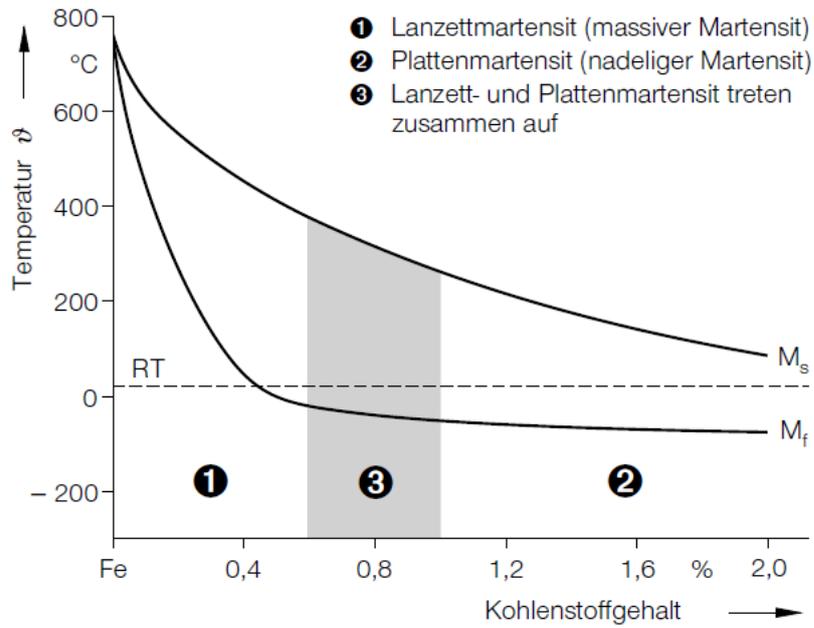


Abbildung 3.3: Abhängigkeit der Martensit-Start- und -Finish-Temperatur vom Kohlenstoffgehalt in reinen Fe-C-Legierungen (nach Eckstein) [18]

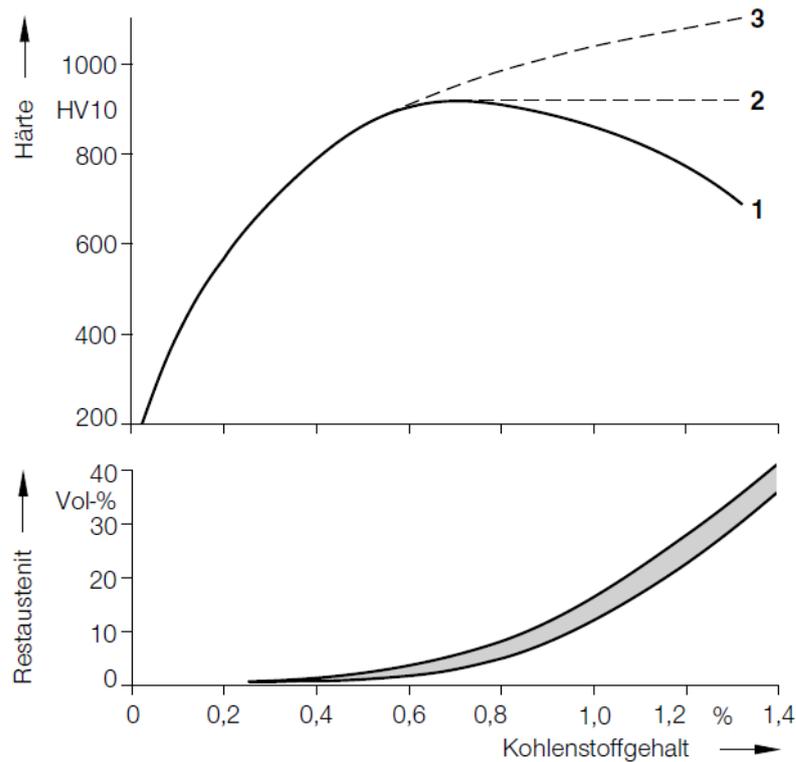


Abbildung 3.4: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Härte und den Restaustenitgehalt reiner Fe-C-Legierungen [18]

- 1) Abschrecken aus dem Austenit-Gebiet auf 0 °C (der gesamte Kohlenstoff ist gelöst),
- 2) Abschrecken aus dem Zweiphasen-Gebiet (Austenit + Fe₃C) auf 0 °C,
- 3) Abschrecken aus dem Austenit-Gebiet auf 0 °C (der gesamte Kohlenstoff ist gelöst), jedoch auf eine Temperatur unter der Martensit-Finish-Temperatur M_f (100 % Martensit).

3.2 Anlassen

Je nach Abmessungen und Größe eines Bauteils sind bei einer Wärmebehandlung unterschiedliche Umwandlungsvorgänge und somit unterschiedliche Gefügeentwicklungen zu erwarten, wobei die höchsten Kerbschlagwerte von Martensit, dann Bainit und zuletzt Ferrit und Perlit erreicht werden (Abbildung 3.5) [20].

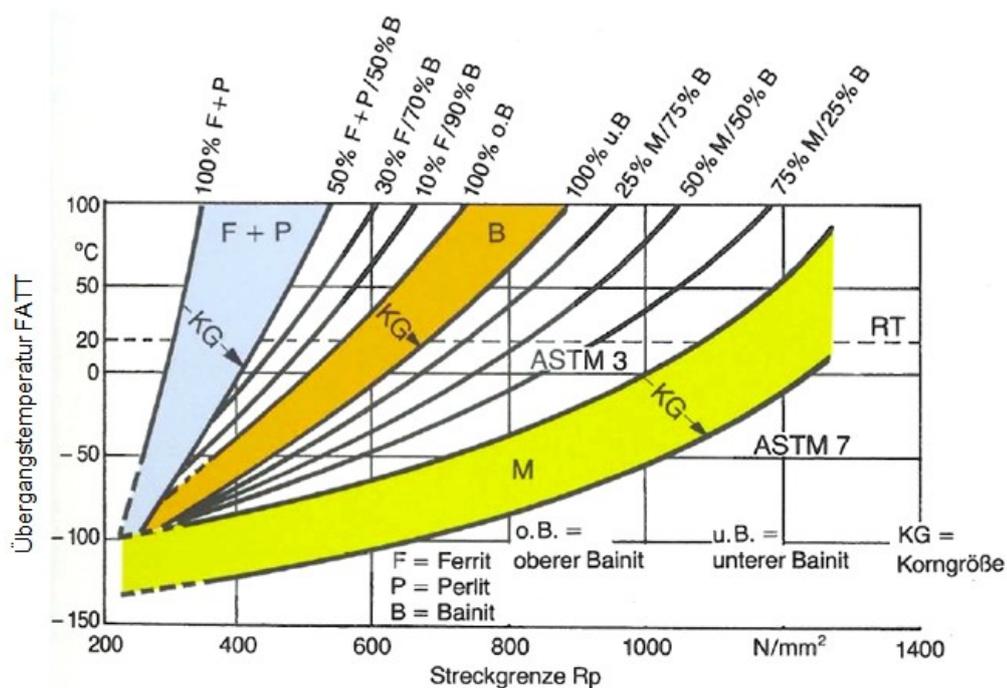


Abbildung 3.5: Übergangstemperatur als Funktion von Streckgrenze und Gefüge [20]

Neben dem Umwandlungsverhalten ist das Anlassverhalten eines Stahls für die Bewertung der Verwendbarkeit von wesentlicher Bedeutung. Das Anlassen unlegierter Stähle ist mit einem Abfall der Härte verbunden. Mit zunehmender Anlassstemperatur fällt die Härte nahezu kontinuierlich ab. Neben der Anlassstemperatur spielt die Anlassedauer eine weitere wichtige, aber schwächer ausgeprägte Rolle. Nach Läßle [19] tritt beim Anlassen eines 1 % C-Stahls bereits während weniger Minuten ein starker Härteabfall ein. Bei weiterem Anlassen fällt die Härte nur noch leicht ab. Das Anlassen legierter Stähle unterscheidet sich auf Grund der Einflüsse der Legierungselemente deutlich. Legierungselemente können zu einer Verschiebung der Temperaturlage der Anlassenstufen (siehe Kapitel 3.2.1) führen. Darüber hinaus kann es zu einer Verzögerung des Härteabfalls bei zunehmender Anlassstemperatur kommen. Einige Elemente neigen zur Bildung von Sonderkarbiden, die zu einer Härtesteigerung, der Sekundärhärtung, führen [19].

Elemente wie Silizium, Nickel oder Mangan, die keine Sonderkarbide bilden, führen zu einer Verzögerung des Härteabfalls mit steigender Anlassstemperatur und steigern die Grundhärte

des Gefüges. Die sich einstellende Härte nach dem Abschrecken und vor dem Anlassen wird durch diese Elemente kaum beeinflusst [19].

Karbidbildende Legierungselemente wie Chrom, Molybdän, Vanadium und Wolfram verschieben analog zu den nicht karbidbildenden Elementen den Festigkeitsabfall zu höheren Temperaturen und längeren Zeiten. Im Bereich zwischen 400 °C und 600 °C kommt es zu einem Wiederanstieg der Festigkeit und Härte (siehe Abbildung 3.6).

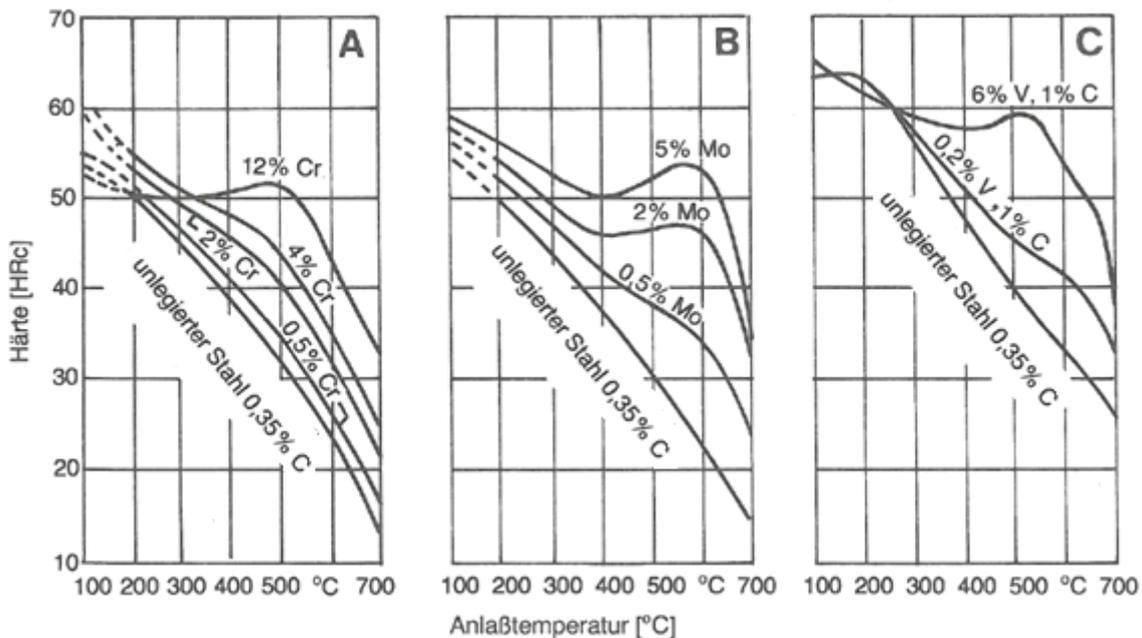


Abbildung 3.6: Einfluss karbidbildender Legierungselemente auf die Anlasshärte bei Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten und martensitischem Ausgangsgefüge, A) Einfluss von Cr bei C-Gehalt von 0,35 %, B) Einfluss von Mo bei C-Gehalt von 0,35 %, C) Einfluss von V bei C-Gehalt von 0,9 % bzw. 1,0 % [20]

Dieser Wiederanstieg ist auf fein verteilte Ausscheidungen von härtesteigernden Sonderkarbiden zurückzuführen. Die Eigenschaftsänderungen bezüglich Härte, Festigkeit und Zähigkeit im Bereich des Sekundärhärtemaximums beruhen auch auf die Veränderung der Art der ausgeschiedenen Sonderkarbide. Am Beispiel von Chrom bedeutet dies, dass sich unter Anwesenheit von Chrom zunächst ein Karbid der Form Cr_3C und Cr_2C bildet. Mit steigender Anlasstemperatur kommt Cr_7C_3 hinzu. Bei hohen Temperaturen werden Cr_{23}C_6 und in weiterer Folge Cr_6C gebildet [23]. Die für die Bildung dieser Sonderkarbide notwendige Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente wird erst bei höheren Temperaturen erreicht. Auf Grund der langsamen Diffusion der Legierungselemente und der durch sie herabgesetzten Beweglichkeit des Kohlenstoffs dauert es relativ lange, bis ihre Bildung abgeschlossen ist [19].

Die Elemente Chrom, Molybdän, Vanadium und Wolfram verzögern somit das Ausscheiden und Koagulieren der Karbide beim Anlassen und erhöhen damit die Anlassbeständigkeit und die Warmfestigkeit des Stahls.

Wegen des nachteiligen Einflusses auf die Zähigkeit stellen Vanadium-Gehalte von 0,3 % und Molybdän-Gehalte von 1,2 % Grenzwerte für warmfeste Vergütungsstähle dar.

Bei martensitischem Gefüge ist mit einem raschen Festigkeitsabfall zu rechnen, während die größeren Karbide des Bainits und besonders die des Perlits wesentlich träger auf einen Anlassvorgang reagieren. Erfordern die Einsatzbedingungen eine hohe Zeitstandfestigkeit bei erhöhten Temperaturen werden daher Stähle mit bainitischem Gefüge verwendet [20].

3.2.1 Anlassen von Martensit

Nach dem Abschrecken beim Härten wird von einem Gefüge ausgegangen, das aus Martensit und abhängig vom Kohlenstoffgehalt (siehe Abbildung 3.4) gegebenenfalls aus Anteilen von Restaustenit besteht. Durch Anlassen wird die Bruchzähigkeit und Duktilität von Vergütungsstählen nach dem Härten gesteigert, wobei es aber lediglich zu einer geringen Erniedrigung der Festigkeit und Härte des Werkstoffes kommt. Abbildung 3.7 zeigt ein Vergütungsschaubild des Vergütungsstahls 50CrV4.

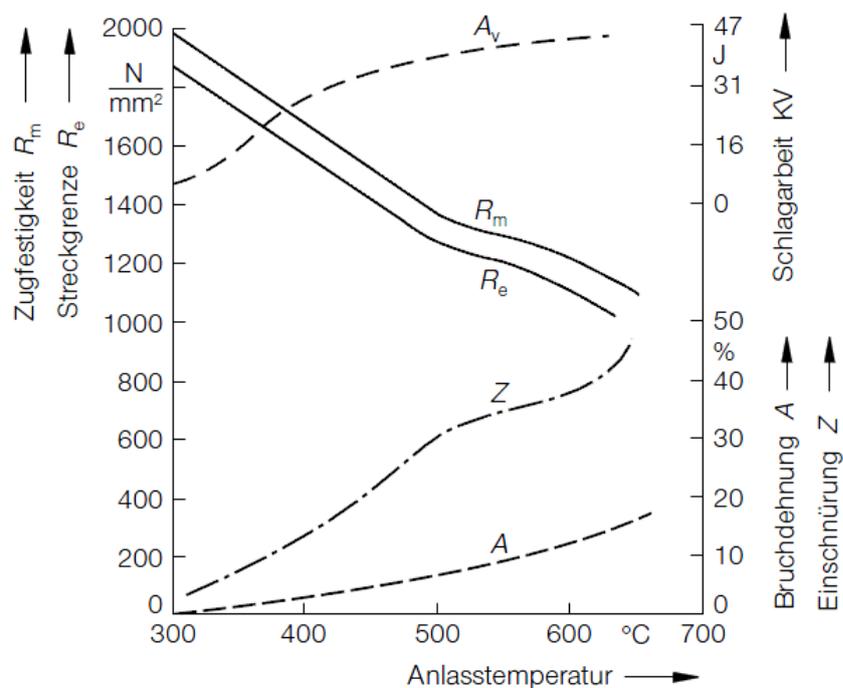


Abbildung 3.7: Vergütungsschaubild des Vergütungsstahls 50CrV4 [18]

Wird ein Werkstoff im gehärteten Zustand (Martensit und Restaustenit) bei erhöhten Temperaturen gegläht, setzen mikrostrukturelle Mechanismen ein, die in den Gleichgewichtsphasen Ferrit und Zementit enden [28]. Durch das Anlassen wird das Ungleichgewichtsgefüge Martensit in einen gleichgewichtsnäheren und damit stabileren Zustand überführt. Da die beim Anlassen ablaufenden Vorgänge diffusionskontrolliert sind und die Beweglichkeit der (zunächst noch zwangsgelösten) Kohlenstoffatome sowie der Eisenatome mit steigender Temperatur zunimmt, ist die Anlasstemperatur die Haupteinflussgröße [18]. Erst bei Vorgängen die längere Zeit in Anspruch nehmen (Vergrößerung der Karbide) muss die Anlassdauer ebenfalls berücksichtigt werden [19].

Abgesehen vom Temperaturbereich unter 100°C, der noch nicht zum eigentlichen Anlassen gezählt wird, unterscheidet man in der Regel vier Anlassstufen, wobei sich die einzelnen Temperaturbereiche mehr oder weniger überschneiden. Abbildung 3.8 gibt einen Überblick über die während des Anlassens stattfindenden Vorgänge.

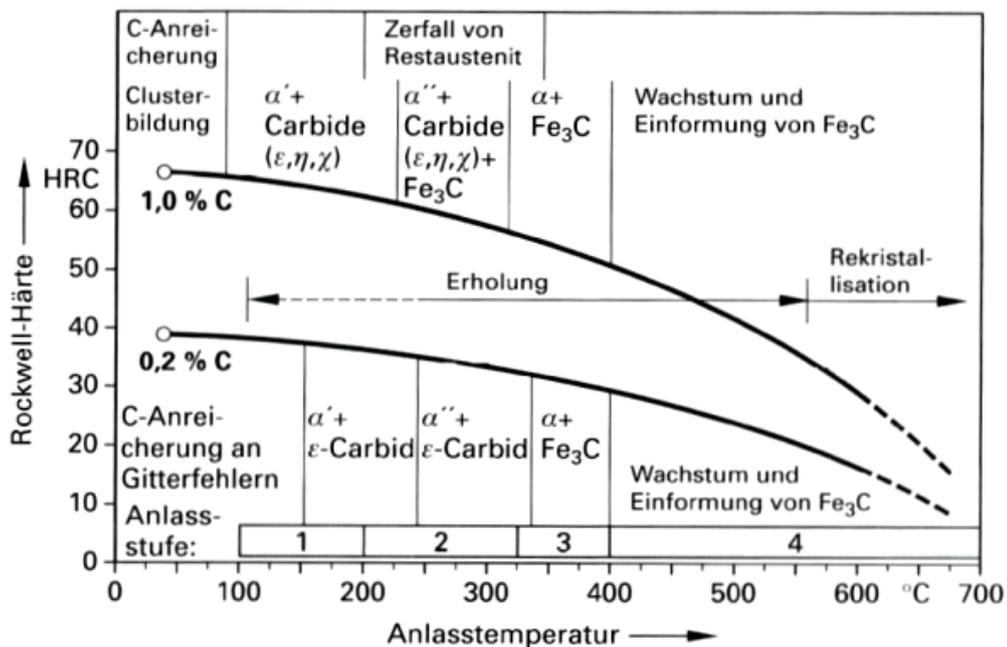


Abbildung 3.8: Gefügeveränderungen beim Anlassen vollmartensitisch gehärteter, unlegierter Stähle mit niedrigem (0,2 %) und hohem (1 %) Kohlenstoffgehalt, α = Ferrit (Gleichgewichtsgefüge), α' = kubischer Martensit, α'' = Ferrit mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegenüber α [19]

Temperaturbereich unter 100°C

Im unteren Temperaturbereich bis 100 °C kommt es bei kohlenstoffarmen Stählen zunächst zu einer Anreicherung von Kohlenstoffatomen an energetisch günstigeren Aufenthaltsorten wie z. B. Gitterfehlern. Im Bereich einzelner Versetzungen bietet das verzerrte Kristallgitter

Kohlenstoffatomen die Möglichkeit, günstigere, energieärmere Aufenthaltsorte im Vergleich zu Zwischengitterplätzen in der ungestörten Matrix einzunehmen [19]. Auf Grund der hohen Versetzungsdichte von $10^{12} / \text{cm}^2$ des Lanzett-Martensits finden alle Kohlenstoffatome Platz an den Versetzungen. Bei kohlenstoffarmen Stählen kann dieser Prozess aufgrund der hohen Martensit-Start-Temperatur bereits während des Abschreckens eintreten und zeigt sich bei Röntgenstrukturanalyse-Untersuchungen (XRD) in einer fehlenden tetragonalen Verzerrung des frisch gebildeten Martensits. Diese energetisch günstigere Position der Kohlenstoffatome führt auch dazu, dass es in der ersten Anlassstufe zu keiner strukturellen Veränderung des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften kommt. Ab einem Kohlenstoffgehalt von 0,2 % Kohlenstoff verbleiben bereits Kohlenstoffatome in den Oktaederlücken des krz-Gitters und eine tetragonale Gitterverzerrung des Martensits wird messbar. Bei Stählen ab einem Kohlenstoff-Gehalt von $> 0,4 \%$, die nach dem Abschrecken bevorzugt Plattenmartensit zeigen, stehen nur noch wenige Gitterfehlstellen zur Verfügung [19]. Daher kommt es neben einer Kohlenstoffanreicherung an Gitterfehlstellen zusätzlich zu Clusterbildung (Entstehung einphasiger Entmischungszonen), die ebenfalls zu einer Verminderung der Verzerrungsenergie des Kristallgitters führt. Bei höheren Temperaturen werden die Cluster größer und nähern sich in ihrer Zusammensetzung Fe_4C an [29]. Jedoch lässt sich nach Läßle [19] der Effekt einer Abnahme der Verzerrungen des Martensits erst bei übereutektoiden Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt über 0,8 % erkennen.

1. Anlassstufe (100 °C-200 °C)

Die erste Anlassstufe umfasst sämtliche Vorgänge, die im Temperaturbereich von 100 °C bis 200 °C stattfinden. Bei Kohlenstoffgehalten über 0,2 % beginnen bei diesen Temperaturen bereits einige der Kohlenstoffatome aus ihrer Zwangslösung im Martensit zu entweichen. Dadurch kommt es zu einer Entspannung des verzerrten Kristallgitters (Abbildung 3.9). Aus dem tetragonalen Martensit entsteht der weniger stark verzerrte kubische Martensit. Dieser Vorgang ist mit einer Volumenabnahme verbunden [18], [19]. Die aus der Zwangslösung entweichenden Kohlenstoffatome scheiden sich als sehr feine, nur elektronenmikroskopisch sichtbare Eisenkarbidteilchen der Zusammensetzung Fe_xC mit $x \approx 2,4$ (ϵ -Kamid) aus, wobei sie noch kohärent mit dem Kristallgitter verbunden sind. Bei Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalten treten zusätzlich die Übergangskarbide Fe_2C (η -Kamid) und $\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ (χ -Kamid) auf [29]. Bei metallographischen Ätzverfahren lässt sich der kubische Martensit aufgrund der Einlagerung dieser Karbide etwas anätzen und tritt im Lichtmikroskop im Vergleich zum tetragonalen Martensit oder zum Restaustenit als dunklere Phase in Erscheinung. Daraus leiten sich auch die Bezeichnungen des kubischen Martensit als „schwarzer Martensit“ und des tetragonalen Martensit als „weißer Martensit“ ab [19].

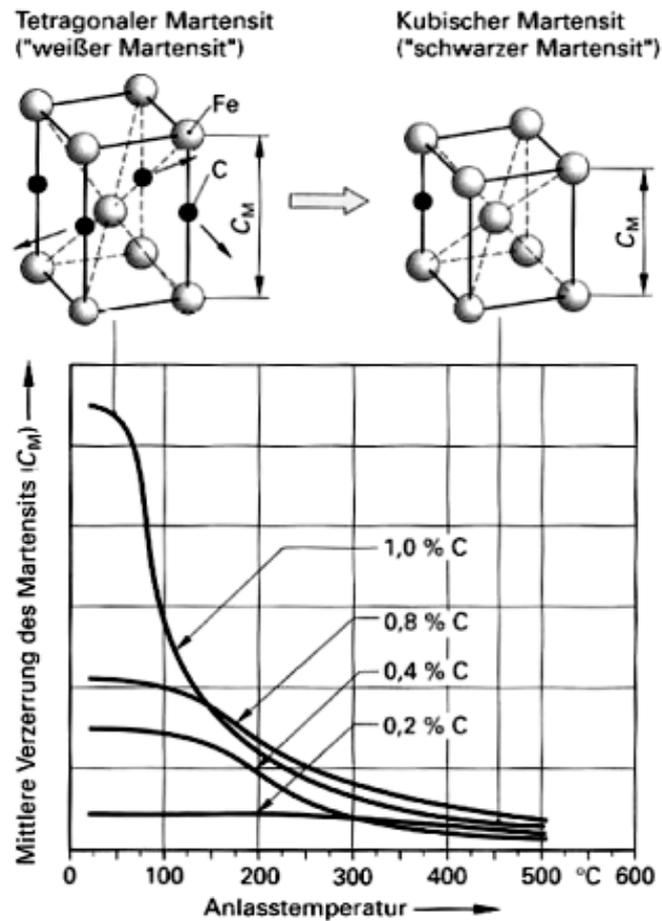


Abbildung 3.9: Verminderung der mittleren Verzerrung des Martensits durch das Anlassen
[19]

Bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten unter 0,2 % findet die Bildung von ϵ -Karbonid erst bei höheren Anlasstemperaturen statt, da der Aufenthalt der Kohlenstoffatome in der Umgebung von Versetzungen noch immer energetisch günstiger ist, als die Bildung des ϵ -Karbonids. Darüber hinaus ist die Gitterstruktur von Martensit mit Kohlenstoffgehalten unter 0,2 % nicht tetragonal verzerrt und wird beim Anlassen auch nicht verändert.

Im Temperaturbereich der 1. Anlassstufe erhält ein unmittelbar nach dem Härten äußerst spröder Stahl einen Teil seiner ursprünglichen Zähigkeit und Verformbarkeit wieder zurück. Umgangssprachlich spricht man auch vom Beseitigen der Glashärte. Durch einen Abbau innerer Spannungen und die damit verbundene Absenkung der Rissgefahr werden die Gebrauchseigenschaften verbessert. Die Härte bleibt weitgehend erhalten. Die erste Anlassstufe ist besonders für unlegierte und legierte Kaltarbeitsstähle, für niedriglegierte Warmarbeitsstähle (NiCrMoV-Sorten) sowie für durchhärtbare Wälzlagerstähle von Bedeutung [19].

2. Anlassstufe (200 °C-350 °C)

Bei Temperaturen von über 200 °C wird die Beweglichkeit der zwangsgelösten Kohlenstoffatome zunehmend größer und die Karbidbildung somit verstärkt. Ab einer Temperatur von etwa 250 °C beginnen das ϵ -Karbidgebiet sowie die weiteren Übergangskarbide η und χ über verschiedene Zwischenstufen in den stabileren Zementit (Fe_3C) umzuwandeln und sich fein verteilt auszuscheiden [18], [19]. Durch die zunehmende Ausscheidung von Kohlenstoff und das Anwachsen von Ausscheidungen und der damit einhergehenden Entspannung des verzerrten Kristallgitters wird bereits in dieser Anlassstufe eine deutliche Abnahme der Zugfestigkeit und der Härte beobachtet. Die Streckgrenze ändert sich dagegen kaum, da die feinen Karbide wirkungsvoll die Versetzungsbewegung behindern und so das Abgleiten erschweren. Bei höher gekohlten Stählen (d.h. ab einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 %) scheiden sich im vorhandenen Austenit ebenfalls Karbide aus. Da so der Gehalt an zwangsgelösten Kohlenstoff abnimmt, steigen die Martensit-Start- und Martensit-Finish-Temperatur und der Restaustenit kann sich schließlich in kubischen Martensit umwandeln. Außerdem kann bei höheren Kohlenstoff-Gehalten eine direkte Umwandlung des Restaustenits in Martensit oder unteren Bainit stattfinden. Beim Zerfall des Restaustenits kommt es zu einer Volumenvergrößerung [18], [19], [29], [30].

Ein unerwünschter Effekt, der beim Anlassen vieler Stähle im Temperaturbereich zwischen 250 °C bis 400 °C (obere 2. bzw. 3. Anlassstufe) mehr oder weniger ausgeprägt auftritt, ist die 300 °C-Versprödung, die sich durch eine deutlich verminderte Zähigkeit in diesem kritischen Temperaturbereich bemerkbar macht. Die Versprödungserscheinungen werden im folgenden Kapitel genauer beleuchtet. Auf Grund der Versprödungsgefahr werden die Temperaturbereiche der 2. bzw. 3. Anlassstufe in der Praxis gemieden [19].

3. Anlassstufe (320 °C-400 °C)

In diesem Bereich können praktisch alle Kohlenstoffatome aus ihrer Zwangslösung entweichen. Die Karbide koagulieren zu, im Lichtmikroskop sichtbaren, Partikeln. Der kubische Martensit verarmt zunehmend an Kohlenstoff bis er schließlich die Zusammensetzung des Ferrits erreicht. Aus dem noch verbliebenen ϵ -Karbidgebiet bildet sich Zementit (Fe_3C). Die Zugfestigkeit nimmt weiter ab, jedoch die Verformbarkeit, insbesondere die Kerbschlagzähigkeit nimmt zu. Der Stahl besteht letztlich nur noch aus Ferrit mit feinsten eingelagerten Zementitausscheidungen (Fe_3C) [18], [19]. Die vom Martensit herrührende nadelige Struktur des Gefüges bleibt bei kurzen Anlasszeiten erhalten. Auch in der oberen 3. Anlassstufe (bis hinein in den Bereich der 4. Anlassstufe) können bei bestimmten Stahlsorten Versprödungserscheinungen (500 °C-Versprödung) auftreten [19]. Die 500 °C-Versprödung wird in einem der folgenden Kapitel genauer beschrieben.

4. Anlassstufe (400 °C bis A_{c1})

Bei den unlegierten Stählen kommt es im Temperaturbereich der 4. Anlassstufe zu einem Zusammenballen der in der Ferritmatrix bis dahin fein verteilten Zementitausscheidungen zu größeren Körnchen. Durch die zunehmende Eiformung des Zementits sinken Festigkeitskennwerte ab, Zähigkeit und Verformbarkeit nehmen zu. Das Gefüge nähert sich einem weichgeglühten Zustands an. Durch hohe Korngrenzenmobilität kommt es zum Ausheilen von Defektstrukturen durch Kristallerholung. Bei Temperaturen ab etwa 550 °C bis 600 °C setzt schließlich Rekristallisation ein und es formt sich die nadelförmige, vom Martensit stammende Struktur zurück in die ursprüngliche Form der Ferritkristalle [19].

Bei den legierten Stählen wird das Anlassverhalten in charakteristischer Weise verändert. Fe_3C -Ausscheidungen können sich grundsätzlich schon bei niedrigeren Temperaturen bilden und rasch anwachsen. Karbidbildende Legierungselemente (Chrom, Molybdän, Vanadium, Wolfram) führen zu einer Veränderung im Bildungsmechanismus der Karbide. Bis etwa 400 °C bilden sich auch bei legierten Stählen überwiegend Fe_3C -Ausscheidungen. Allerdings kommt es ab Temperaturen von 400 °C bis 450 °C zu einer Verbesserung der Diffusionsverhältnisse der karbidbildenden Elemente und es scheiden sich bevorzugt thermodynamisch stabilere Sonderkarbide aus. Die bereits gebildeten Fe_3C -Ausscheidungen lösen sich zugunsten der sich bildenden Sonderkarbide auf. Dennoch ist die Bildungsgeschwindigkeit niedrig, da die Legierungselemente nur langsam diffundieren und sie auch die Kohlenstoffbeweglichkeit herabsetzen [18]. Je nach Art der vorhandenen Legierungselemente (nicht karbidbildend wie Silizium, Nickel und Mangan oder karbidbildend wie Chrom, Molybdän, Vanadium, Titan oder Wolfram) tritt ein verzögerter Härteabfall bzw. ein Wiederanstieg der Härte ein. Ein Wiederanstieg der Härte wird als Sekundärhärtemaximum bezeichnet (siehe Abbildung 3.6) [19], [21].

Beim Halten oder langsamen Abkühlen in bzw. aus der 4. Anlassstufe kann es zu ausgeprägten Versprödungserscheinungen (500 °C-Versprödung) kommen, die sich in einer starken Absenkung der Kerbschlagarbeit sowie einer starken Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen widerspiegeln (siehe Kapitel 3.2.3).

3.2.2 Anlassen von Bainit

Zwischen dem Anlassverhalten von Bainit und Martensit können grundlegende Unterschiede beobachtet werden. Bedingt durch die höhere Bildungstemperatur des Bainits kommt es bereits während der Umwandlung auf Grund der leichteren Kohlenstoffdiffusion vom übersättigten α_B (Ferrit des Bainit) in den Austenit und der Ausscheidung von, im Vergleich zum α' (kubischer Martensit), groben Karbiden zu Selbstanlasseffekten (siehe Kapitel 3.2.4). Dies hat zur Folge, dass im α_B eine geringere Menge an Kohlenstoff zwangsgelöst vorliegt. Ein Anlassen verändert die vorherrschenden Kohlenstoffkonzentrationen und die damit

verbundenen Gitterverzerrungen nur in einem geringen Maße. Infolgedessen ändern sich die Festigkeitskennwerte kaum [31], [32]. Bei bainitischen Stählen, die karbidbildende Elemente enthalten, kommt es während des Anlassens im Temperaturbereich der 4. Anlasstufe zur Bildung feindispers verteilter Legierungskarbide, die sich auf Kosten der metastabilen Fe_3C -Karbide bilden. Allerdings lassen die schlechten Diffusionsbedingungen und die langsame Fe_3C -Auflösung nur eine schleppende Bildung dieser Karbide zu [31], [33].

Generell sind jedoch Anlasseffekte des Bainits gering, was sich lediglich in einer leichten Erholung sowie einer geringfügigen Änderung der Plattenmorphologie und der volumenbezogenen Karbidzahl zeigt. Die thermische Stabilität führt dazu, dass die Feinheit der bainitischen Mikrostruktur über eine lange Dauer erhalten bleibt, was ein wichtiges Kriterium für die hohe Kriechbeständigkeit des Bainits darstellt [31], [32].

3.2.3 Versprödungserscheinungen beim Anlassen

Das Anlassen von gehärteten Stählen kann in bestimmten Temperaturbereichen zu ausgeprägten Versprödungserscheinungen führen. Abbildung 3.10 zeigt schematisch den Abfall der Zähigkeit im Temperaturbereich von 250 °C bis 400 °C und bei Temperaturen um 500 °C.

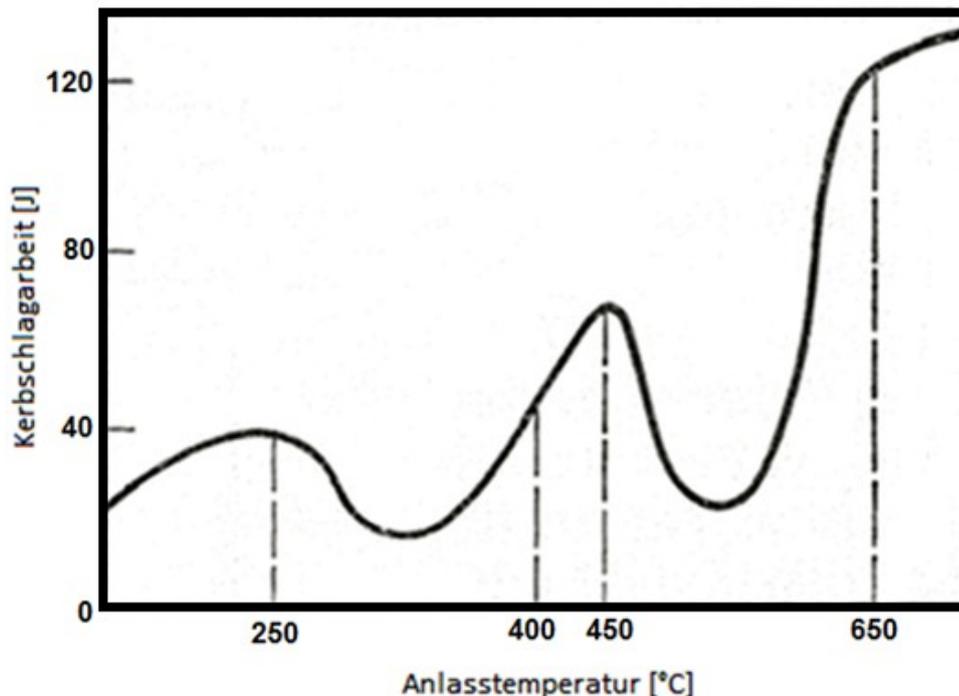


Abbildung 3.10: Temperaturbereiche mit Werkstoffversprödung [34]

Diese Bereiche sind dadurch geprägt, dass die Zähigkeit bei abnehmender Härte ebenfalls abnimmt. Des Weiteren wird die Übergangstemperatur (Übergang vom duktilen zum spröden Bruchverhalten) zu höheren Temperaturen verschoben.

300 °C-Versprödung

Die 300 °C-Versprödung tritt beim Anlassen im Temperaturbereich von 250 °C bis 400 °C, also bei Temperaturen der oberen zweiten bis zur dritten Anlassstufe, auf. Trotz des starken Zähigkeitsverlustes zeigen andere mechanische Kennwerte wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und Brucheinschnürung keinen gravierenden Abfall in ihrem Verlauf. Selbst die Härte fällt mit steigender Anlasstemperatur stetig ab. Abbildung 3.11 zeigt den Verlauf einiger mechanischer Kennwerte mit steigender Anlasstemperatur [19].

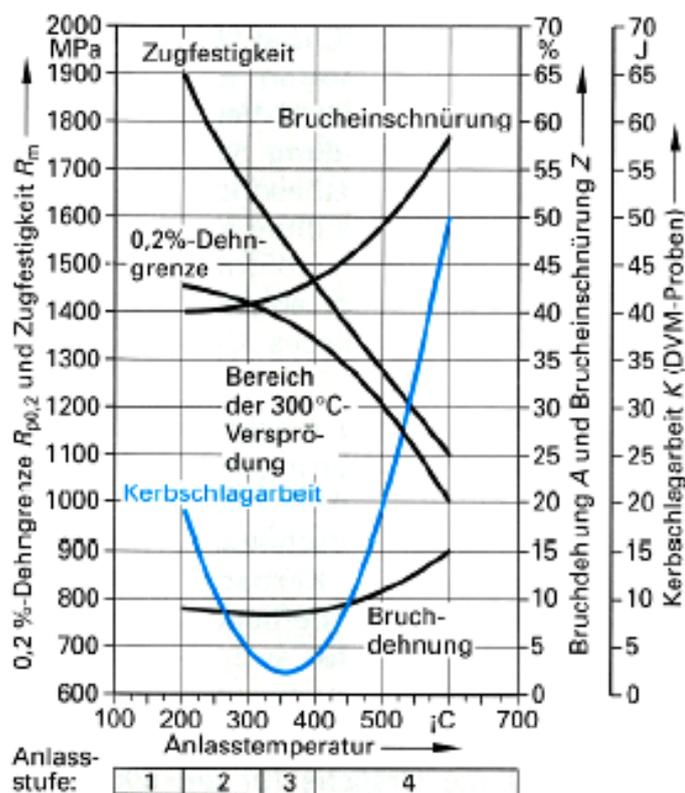


Abbildung 3.11: Verminderung der Zähigkeit im Bereich der 300 °C-Versprödung des Stahls 40NiCrMo6 [19]

Die Abnahme der Zähigkeit in diesem Temperaturbereich ist praktisch zeitunabhängig und irreversibel. Die Gründe für diese Versprödungserscheinungen werden im Folgenden erklärt. Das bis dahin ausgeschiedene ϵ -Karbonid beginnt sich zu lösen und reichert den Martensit mit Kohlenstoff an, was zu einer stärkeren Gitterverzerrung führt. In weiterer Folge kommt es an Kohlenstoff übersättigten Zonen, bevorzugt an Korngrenzen und Versetzungen, zu Zementitbildung (M_3C -Bildung). Beide Vorgänge blockieren bei einsetzender Verformung die Versetzungsbewegung und führen dadurch zu einer Versprödung [19], [27].

Des Weiteren wirken Anreicherungen (Bildung bevorzugt an Korngrenzen) von Phosphor während der Austenitisierung und von Spurenelementen wie Phosphor, Arsen, Antimon, und Zinn beim Anlassen versprödet. Diese Anreicherungen entstehen dadurch, indem die Spurenelemente bei der Karbidbildung zurückgedrängt werden und sich an bestimmten Orten sammeln. Dementsprechend können Karbidausscheidung an den Korngrenzen und auch dadurch ausgelöste Seigerung versprödet wirkender Verunreinigungen als Ursache angesehen werden. Wie in Kapitel 2.2 beschrieben, können durch einige Maßnahmen die Folgen der 300 °C-Versprödung unterbunden werden. Dennoch sollte dieser Temperaturbereich in der Praxis gemieden werden [19], [27].

500 °C-Versprödung

Bei isothermen Halten bzw. bei langsamer Abkühlung tritt im Bereich der oberen dritten bzw. unteren vierten Anlassstufe bei Temperaturen zwischen rund 370 °C und 500 °C (mitunter auch bis 570 °C) bei anfälligen Stahlsorten die 500 °C-Versprödung (Anlassversprödung) auf. Zu den gefährdeten Stahlsorten zählen insbesondere Cr-, Mn-, Cr-Mn- und Cr-Ni-Stähle ohne einen bestimmten Zusatz von Molybdän. Es tritt eine deutliche Verringerung der Kerbschlagarbeit sowie eine Verschiebung der Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit zu höheren Temperaturen auf. Für die übrigen Kennwerte, wie Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Härte gilt wiederum, dass ihre Verläufe keinerlei Unstetigkeit aufweisen [19], [24], [27].

Die Ursache für diese Versprödungserscheinung liegt in der Diffusion von Phosphor und anderen Elementen wie Schwefel, Arsen, Antimon, oder Zinn zu den Korngrenzen. Sie führen dabei zu einer herabgesetzten Kohäsion der Korngrenzen und führen so zu einem spröden, interkristallinen Versagensbild der Bruchflächen. Andere Legierungselemente wie Mangan, Silizium, Chrom oder Nickel begünstigen die Anlassversprödung, indem sie bessere Diffusionsbedingungen schaffen. Bis zu Temperaturen der 500 °C-Versprödung sind die Diffusionsfähigkeit der am Abfall der Zähigkeit beteiligten Elemente so weit eingeschränkt, dass keine Effekte zu erwarten sind. Sollte es im Zuge der Herstellung des Werkstoffes zu einer Anlassversprödung gekommen sein, lässt sie sich durch eine Glühung und eine anschließende raschere Abkühlung im kritischen Temperaturbereich wieder beseitigen [19], [27]. Es kann jedoch die Anlassversprödung gezielt gemildert bzw. vermieden werden. Eine Erhöhung des metallurgischen Reinheitsgrades und somit ein Absenken bezüglich der Elemente Phosphor, Schwefel, Arsen, Antimon und Zinn senkt das Risiko ab. Molybdän als Legierungselement bindet Phosphor und verhindert darüber hinaus die Diffusion und die Anreicherung schädlicher Elemente an den Korngrenzen. Gehalte ab 0,2 % bis 0,4 % unterdrücken die Anlassversprödung bereits vollständig [16], [19]. Auch das

Legieren von Wolfram senkt die Anfälligkeit für Versprödung herab. Voraussetzung für die Wirksamkeit von Molybdän und Wolfram ist, dass sie jeweils gelöst im Kristallgitter und nicht als Karbide abgebunden sind. Eine weitere Möglichkeit bei der Vermeidung stellt eine möglichst rasche Abkühlung durch den Temperaturbereich der Versprödungserscheinung dar. Die schlechten Diffusionsbedingungen verhindern den schädlichen Einfluss der bei langsamer Abkühlung störenden Elemente [19].

Die Stahlgruppe der 3-3,5 % Ni-Stähle ist besonders anfällig für die Anlassversprödung wodurch ihre Einsatztemperatur bei Langzeiteinsatz auf 350 °C limitiert ist. Im Temperaturbereich von 350 °C bis 500 °C reichern sich Elemente wie Phosphor, Arsen, Antimon oder Zinn an den ehemaligen Austenitkorngrenzen an, wobei Silizium und Mangan diesen Prozess noch fördern. Diese Anreicherungen verursachen die starke Versprödung des Werkstoffes. Um die Wechselwirkung dieser Elemente in einer Kennzahl auszudrücken wurde der Faktor J (Bruscatore-Faktor) definiert, für den gilt:

$$J = (Si + Mn) * (P + Sn) \quad (3.1)$$

Zur Vermeidung von Anlassversprödungserscheinungen von NiCrMoV-Stählen muss der Faktor kleiner als $10 * 10^{-4}$ sein. Für die Zusammensetzung der Stahlsorten bedeutet dies vor allem niedrige Si- und Mn-Konzentrationen, die im Zuge der Herstellung durch die Anwendung der Vakuumkohlenstoffdesoxidation (VCD), somit der Minimierung des Siliziumeintrags bei einer Desoxidation durch Silizium, eingestellt werden können. Bezüglich des Mangan-Gehalts ist sicher zu stellen, dass ein Verhältnis von Mn:S von mindestens 20:1 gewährleistet ist. Durch sekundärmetallurgische Maßnahmen, insbesondere beim Pfannenbehandlungsprozess, ist es möglich, die Schwefel-Konzentration auf 0,001 % zu senken, sodass entsprechend dem erforderlichen Mn:S-Verhältnis der Mangan-Gehalt bis auf 0,02 % erniedrigt werden kann [10]. Dennoch gilt Phosphor als Haupteinfluss bei der Versprödung. Bei extrem niedrigen Phosphorgehalten können die Gehalte der übrigen Elemente höhere Werte annehmen, als der J-Faktor es zulassen würde, ohne dass es zur Anlassversprödung kommt [20]. Durch die Erzeugung der „super clean“-Variante kann die Anlassversprödung vollständig vermieden und die Einsatztemperatur erhöht werden (siehe Kapitel 2.2.1).

3.2.4 Selbstanlassen

Untersuchungen von [29] und [30] haben gezeigt, dass die bereits beschriebenen Anlassstufen 0 bis 3 auch schon während des Abschreckens auftreten können. Besonders bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und hoher Martensitstart-Temperatur sowie bei

Bauteilen mit großen Abmessungen, bei denen die Abschreckdauer mehrere Stunden betragen, kann es bereits zur Bildung von Zementit (Anlassstufe 3) während des Härtens kommen. Dieser Effekt wird als Selbstanlassen bezeichnet.

Betrachtet man die mittlere Distanz die ein Kohlenstoffatom bei einer Temperatur von 230 °C, 130 °C und 20 °C im krz-Eisengitter zurücklegt, ergeben sich für die Segregation von Kohlenstoffatomen an den Lattengrenzen, bei einer mittleren Martensitlattenbreite von 0,3 µm, Zeiten von 0,3 s, 3,7 s und 8 h. Dies zeigt, dass bei genügend langsamer Abkühlung Anlasseffekte zu erwarten sind [30].

3.3 Der Kerbschlagbiegeversuch

Der Kerbschlagbiegeversuch dient zur Beurteilung der Zähigkeitseigenschaften (Trennbruchneigung) metallischer Werkstoffe unter besonderen Prüfbedingungen. Durch hohe Beanspruchungsgeschwindigkeit und mehrachsige Spannungszustände kann bewertet werden, ob ein Werkstoff, abhängig von den Prüfbedingungen (Prüftemperatur) und seinen Eigenschaften, ein duktiles oder sprödes Bruchverhalten aufweist, wobei die Höhe der Kerbschlagarbeit und die Lage der Übergangstemperatur (Übergang von der Hoch- in die Tieflage der Kerbschlagarbeit) als Vergleichsmaß für die Werkstoffzähigkeit gelten [35], [36]. Das Formänderungsvermögen eines Werkstoffes kann unter unterschiedlichen Beanspruchungsbedingungen verschieden sein. Unter Verformbarkeit wird das Formänderungsvermögen im statischen Belastungsfall, d. h. bei geringer Verformungsgeschwindigkeit, verstanden und kann im Zugversuch am Werkstoff ermittelt werden [37]. Kennwerte der statischen Werkstoffprüfung sind jedoch für die Beurteilung des Werkstoffverhaltens bei dynamischer, d.h. schlagartiger Beanspruchung unzureichend [18]. Die Zähigkeit kann als das Formänderungsvermögen im dynamischen Belastungsfall, d. h. bei hoher Verformungsgeschwindigkeit angesehen werden [37]. Der Kerbschlagbiegeversuch kann im Vergleich zur bruchmechanischen Untersuchung, die ebenfalls ein Maß für eine Beurteilung der Zähigkeit eines Werkstoffes darstellt, als eine wesentlich „schärfere Prüfung“ angesehen werden. Ein Werkstoff, der aufgrund der ermittelten Bruchzähigkeitskennwerte als zäh beurteilt wird, kann im Kerbschlagbiegeversuch durch Spröbruch versagen. Dies kann damit begründet werden, dass plastische Verformungsvorgänge bei hohen Beanspruchungsgeschwindigkeiten, wie sie bei der Ermittlung der Kerbschlagarbeit angewendet werden, in geringerem Maße ablaufen können [36], [38].

Abbildung 3.12 zeigt die Kerbschlagzähigkeit (Kerbschlagarbeit bezogen auf die Fläche) als Funktion der Beanspruchungsgeschwindigkeit, wobei A) einer Schlaggeschwindigkeit von 5000 mm/s und B) einer Schlaggeschwindigkeit von 100 mm/s entspricht.

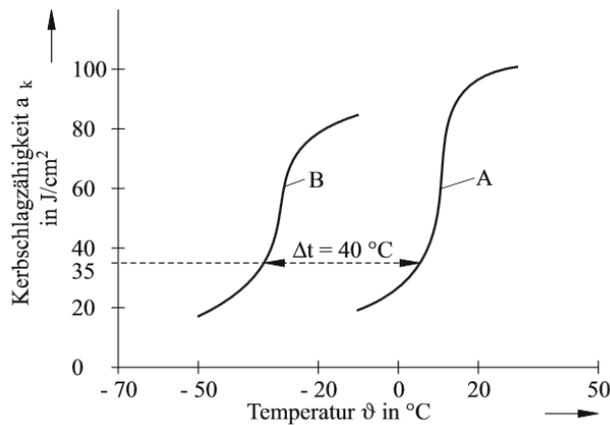


Abbildung 3.12: Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven [36]

Darüber hinaus spielt der in der Probe vorherrschende Spannungszustand bedingt durch die eingebrachte Kerbe eine wesentliche Rolle. Je schärfer die Kerbe, desto größer wird die Spannungserhöhung im Kerbgrund. Die Verformung konzentriert sich auf einen kleineren Bereich (im Kerbgrund) wodurch eine größere Verformungsgeschwindigkeit entsteht [39]. Die Kerbe führt zudem zu einer Behinderung der Querverformung und damit zu einem räumlichen Spannungszustand der ein sprödes Bruchverhalten des Werkstoffs begünstigt (siehe Abbildung 3.13) [36].

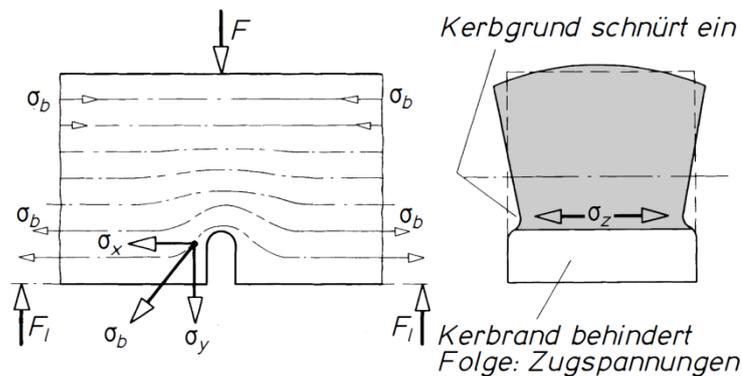


Abbildung 3.13: Umlenkung des Spannungsflusses und Behinderung der Querverformung durch Kerben [39]

Ein mehrachsiger Spannungszustand tritt bei vielen Bauteilen auf, bei denen bedingt durch Absätze oder Kerben (Bauteilfehler wie NME, Lunker, usw.) eine Kraftumlenkung im Werkstoff erfolgen muss. Es steht keine Achse mehr für ein unbehindertes Fließen zur Verfügung, auch wenn die Versetzungen im Gefüge beweglich sind [39]. Die an einem Werkstoff ermittelten Kerbschlagarbeiten sind somit von der Probengeometrie stark beeinflusst [36].

Einen großen Einfluss auf das Bruchverhalten hat die Prüftemperatur. Im Allgemeinen steigt die Zähigkeit von Metallen mit steigender Temperatur. Für die Bewertung eines Werkstoffes ist es jedoch wichtiger, in welcher Weise sich das Bruchverhalten mit abnehmender Temperatur verändert (siehe Abbildung 3.14) [36].

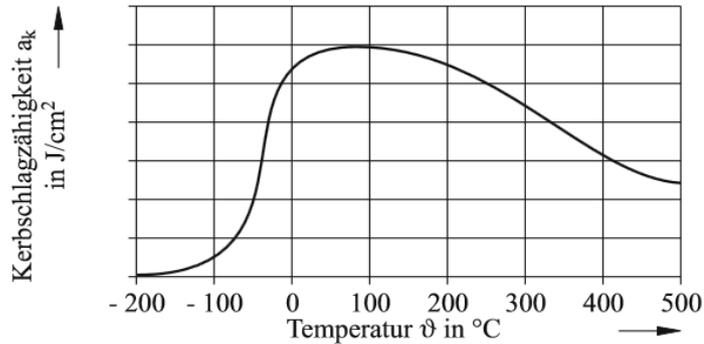


Abbildung 3.14: Kerbschlagzähigkeit als Funktion der Temperatur [36]

In Abhängigkeit von der Kristallstruktur des Werkstoffes zeigen sich je nach Prüftemperatur unterschiedliche Zähigkeitsverhalten. Abbildung 3.15 zeigt die Verläufe der Kerbschlagarbeit als Funktion der Temperatur schematisch für einen kfz, einen krz und einen spröden Werkstoff [37].

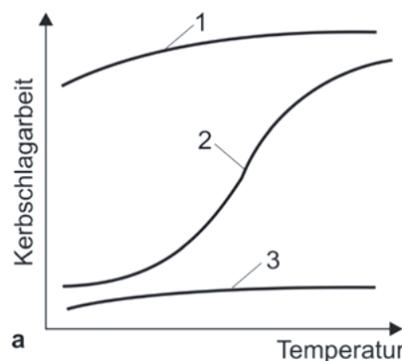


Abbildung 3.15: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven [37]

Metalle mit kfz Kristallstruktur (Kurve 1) weisen keinen spröde-duktilen Übergang auf und es existiert somit keine Übergangstemperatur. Ein Sprödebruch ist nur dann zu erwarten, wenn es durch Verunreinigungen oder sonstigen Einflüssen (Seigerungen) zu einer Belegung oder Lockerung der Korngrenzen kommt. Dies äußert sich jedoch nicht in einer Ausprägung einer Übergangstemperatur, sondern in einer Verschiebung der A_v -T-Kurve zu niedrigeren Kerbschlagwerten in Richtung Kurve 3. Kubisch-raumzentrierte und hexagonale Metalle zeigen ein Verhalten, das dem von Kurve 2 entspricht. Im Bereich der Hochlage muss viel Arbeit zum Durchschlagen einer Probe aufgewendet werden. Mit abnehmender Temperatur

sinkt die Kerbschlagarbeit ab und man gelangt in den Übergangsbereich. Durch die sinkende Temperatur wächst der Gleitwiderstand (Peierlsspannung) der Versetzungen stark an, während sich die Trennfestigkeit (Spaltbruchspannung) kaum ändert. Im Werkstoff wird die Trennfestigkeit erreicht, noch bevor der Verformungswiderstand überwunden wird und ein transkristalliner Spröbruch bildet sich aus. Bei weiterer Absenkung der Temperatur wird die Tieflage erreicht. Der Werkstoff zeigt ein sprödes Verhalten bei niedrigen Kerbschlagwerten. Höchstfeste Stähle (hochfeste Vergütungsstähle, Werkzeugstähle) oder Gusseisen zeigen einen Kurvenverlauf ohne Übergangstemperatur. Ihr Verhalten ist immer spröde und die Kerbschlagarbeit daher niedrig [37], [40].

Die Gesamtheit der Einflussfaktoren macht die Zähigkeit zu einer Systemgröße. Dies bedeutet, dass der Kerbschlagbiegeversuch keine mechanischen Kennwerte liefert, die für eine Bauteilkonstruktion herangezogen werden können. Es ist jedoch möglich eine Reihung von mehreren Werkstoffen bezüglich ihres Zähigkeitsverhaltens durchzuführen [18]. Des Weiteren ermöglicht die Prüfung der Kerbschlagarbeit anhand verschiedener Proben eines einzelnen Werkstoffs Unterschiede durch Reinheit, Homogenität, Wärmebehandlung, Schweißung, usw. aufzuzeigen.

Beschreibung des Kerbschlagbiegeversuchs

Die Kerbschlagbiegeprüfung nach Charpy (DIN EN 10045, [41]) eignet sich für die Beurteilung der Trennbruchneigung und damit der Zähigkeit von Werkstoffen unter verschärften Versprödungsbedingungen. Die Prüfung erfolgt an einem Pendelschlagwerk eventuell bei unterschiedlichen Prüftemperaturen zur Bestimmung der Kerbschlagwerte und ihrer Einteilung in Hochlage (zähes Verhalten), Tieflage (sprödes Verhalten) oder Übergangsbereich [15]. Abbildung 3.16 zeigt eine schematische Darstellung eines Pendelschlagwerks.

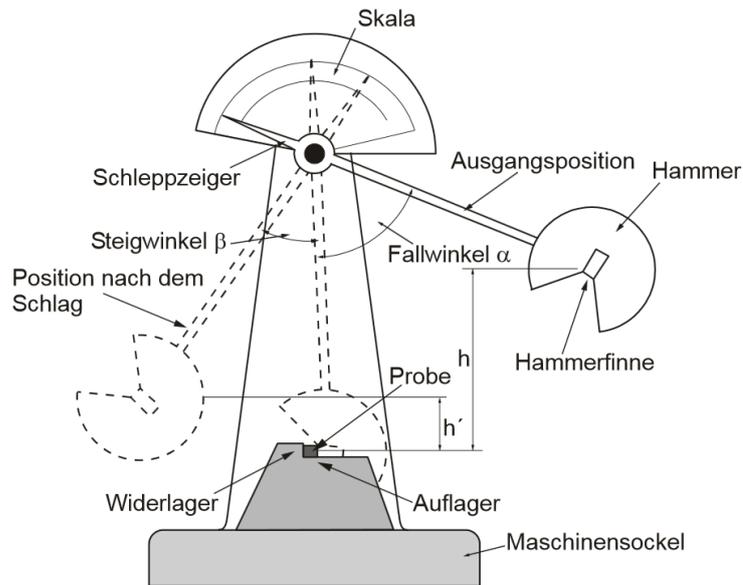
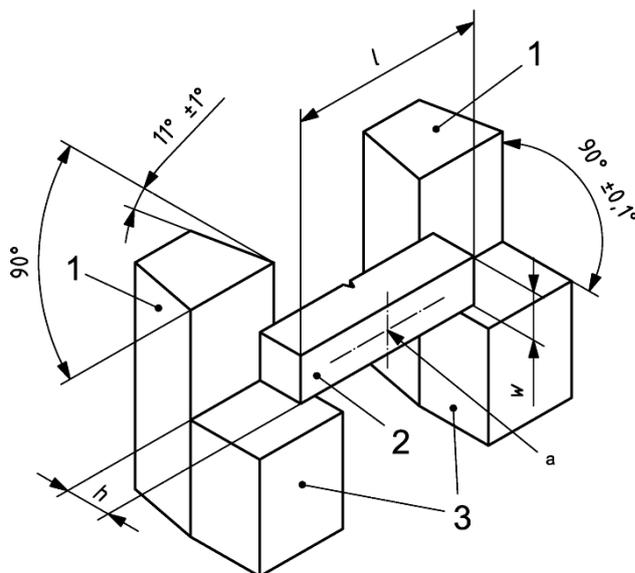


Abbildung 3.16: Schematische Darstellung eines Pendelschlagwerks [42]

Ein Pendelhammer schwingt aus einer vorgegebenen Höhe h , die mit einem Arbeitsvermögen von 300 J verbunden ist, in Richtung einer einseitig gekerbten Probe und trifft am tiefsten Punkt auf die der Kerbe abgewandten Seite auf [42]. Die Probe muss dafür lose an zwei Widerlager angelegt werden, wobei der Abstand der Symmetrieebene der Kerbe zur Symmetrieebene der Widerlager nicht mehr als 0,5 mm betragen darf. Abbildung 3.17 zeigt eine Detailansicht der zwei Widerlager mit angelegter Kerbschlagprobe [41].

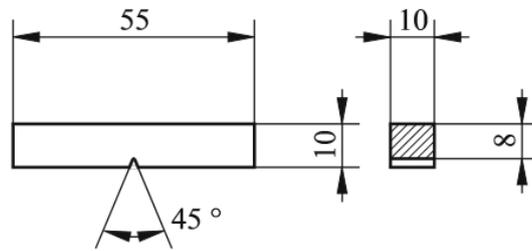


Legende

- 1 Widerlager
- 2 Probe
- 3 Auflager für die Probe
- h Höhe der Probe
- l Länge der Probe
- w Breite der Probe
- a Auftreffpunkt der Finnenschneide

Abbildung 3.17: Schematische Darstellung einer Kerbschlagprobe die an zwei Widerlager angelegt ist [43]

Abbildung 3.18 zeigt die Probengeometrie, wie sie beim Kerbschlagbiegeversuch verwendet wird.



[36]

Abbildung 3.18: Geometrie einer Kerbschlagbiegeprobe [36]

Die Prüfkörper weisen einen quadratischen Querschnitt auf und sind an einer Seite mit einer V-förmigen Kerbe (Kerbradius 0,25 mm) versehen.

Die zum Durchschlagen bzw. Durchziehen durch die Widerlager verbrauchte Energie wird der kinetischen Energie des Pendels (300J Arbeitsvermögen) entnommen und führt zu einem Pendelausschlag mit der Höhe h' nach dem Schlag. Die verbrauchte Kerbschlagarbeit lässt sich aus der Differenz der Energie des Pendels vor und nach dem Schlag ermitteln und wird am Pendelschlagwerk durch die Mitnahme eines Schleppzeigers (bzw. durch ein digitales Anzeigegerät) direkt angezeigt [17].

- Potentielle Energie (primäre Arbeit)

$$A_p = F h = F l(1 - \cos\alpha) \quad (3.2)$$

l = Abstand zwischen dem Schwerpunkt des Pendels und der Drehachse

F = Gewichtskraft des Pendels

h = Höhe der Hammerfinne des Pendels vor dem Ausklinken

α = Winkel der Auslenkung des Pendels vor dem Ausklinken

h' = Höhe der Hammerfinne des Pendels nach dem Schlag

β = Winkel der Auslenkung des Pendels nach dem Schlag

g = Erdbeschleunigung

- Überschüssige Energie (Ausschlagarbeit)

$$A_{\ddot{u}} = F h' = F l(1 - \cos\beta) \quad (3.3)$$

- Verbrauchte Schlagarbeit (Kerbschlagarbeit)

$$A_v = A_p - A_{\ddot{u}} \quad (3.4)$$

- Schlaggeschwindigkeit v

$$v = \sqrt{2gh} \quad (3.5)$$

Es ist durch die Einstellung der Pendellänge sicherzustellen, dass bei der Verwendung von Pendelschlagwerken mit einem Arbeitsvermögen von 300 J die Schlaggeschwindigkeit zwischen 5,0 m/s und 5,5 m/s liegt [41].

Liegt die Prüftemperatur nicht bei Raumtemperatur ist zu beachten, dass sowohl der gesamte Probenquerschnitt als auch das Entnahmewerkzeug auf die angestrebte Temperatur zu bringen sind, damit ein vorgegebener Toleranzbereich (i. a. $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$) eingehalten werden kann. Die Prüfung muss innerhalb von 5 Sekunden nach Entnahme aus der Temperiereinrichtung abgeschlossen sein [41].

3.4 Bruchmechanisches Verhalten – J-Integral

Eine Vielzahl von Versagensfällen treten in der Praxis als Folge von Rissen auf, die entweder bereits im Zuge der Herstellung bzw. der Nachbehandlung oder erst während der Betriebsphase entstehen. Mithilfe der Bruchmechanik ist es möglich grundlegende Aussagen über das Versagenskonzept zu treffen und darüber hinaus durch die Ermittlung von Kennwerten eine quantitative Bewertung von Rissinitiierung und Rissausbreitung unter äußerer Belastung zu bestimmen [44], [45], [46], [47]. Es können unter anderem Werkstoffkennwerte ermittelt werden, die entweder den Beginn einer stabilen Rissverlängerung oder das Einsetzen einer instabilen Rissverlängerung charakterisieren [45]. Abhängig vom Materialverhalten müssen unterschiedliche Belastungskonzepte zur Bewertung des Verhaltens eines rissbehafteten Bauteils angewendet werden.

Für die Anwendung der „linear-elastischen Bruchmechanik“ (LEBM) wird ein linear-elastisches Materialverhalten vorausgesetzt und lässt für die Gültigkeit des Konzepts daher nur sehr geringe plastische Verformungen an der Rissspitze zu. Als Bruchbedingung der LEBM gilt eine instabile Rissverlängerung eines bestehenden Risses bei Erreichen eines kritischen Wertes des Spannungsintensitätsfaktor K_I [47]. Der Index des Spannungsintensitätsfaktors, in diesem Fall „I“, bezeichnet den Belastungsmodus. Übersteigt die an einem Riss sich bildende Spannungsintensität K_I den materialspezifischen kritischen Kennwert der Bruchzähigkeit K_{Ic} , so ist von einem Werkstoffversagen auszugehen [44].

Durch die Vorgabe eines linear-elastischen Verhaltens an der Riss Spitze, eignet sich das Konzept der LEBM hauptsächlich zur Beschreibung eines spröden Werkstoffverhaltens.

Treten im Bereich der Riss Spitze größere plastische Bereiche auf ist die Anwendung der LEBM nicht zulässig. Bei rissbehafteten duktilen Werkstoffen erfolgt unter Belastung eine Plastifizierung der Umgebung einer Riss Spitze. Bei zunehmender Belastung beginnt sich die Spitze des Risses mehr und mehr abzustumpfen und die Rissflanken öffnen sich. Ab einer bestimmten kritischen Belastung beginnt die Initiierung der Rissausbreitung [48]. Dieses Werkstoffverhalten kann durch die „elastisch-plastische Bruchmechanik“ (EPBM) abgebildet werden. Im Bereich der EPBM bieten sich zwei Konzepte zur Beschreibung der Vorgänge an Riss Spitzen mit einem plastischen Bereich der im Verhältnis zur Risslänge oder den übrigen Probenabmessungen nicht mehr als vernachlässigbar gilt zur Bewertung des Werkstoffverhaltens an [48]. Das Konzept des J-Integrals ermittelt einen Belastungs-Parameter (J_I), der eine Beschreibung des Spannungs- und Verschiebungsfeldes an der Riss Spitze darstellt. Es bezeichnet ganz allgemein die während eines Risswachstums von außen eingebrachte Energie. Das zweite Konzept stellt die Deformation in Form der Riss Spitzenöffnung δ_t oder CTOD (crack tip opening displacement) dar. In dieser Arbeit wurde zur bruchmechanischen Untersuchung das Konzept des J-Integrals herangezogen. Die Grundlage des auf Rice [49] und Cherepanov [50] zurückgehenden J-Integrals bildet ein Umlaufintegral um die Riss Spitze in der Form:

$$J = \int_C \left(\bar{U} dy - \vec{\sigma} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \right) \quad (3.6)$$

Dabei entspricht bei einem Weg C um die Riss Spitze, \bar{U} der elastischen Formänderungsenergiedichte mit $\bar{U} = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}$ (die bei einer Verformung pro Volumeneinheit aufgewendete Energie; σ_{ij} Spannungstensor, ε_{ij} Dehnungstensor), $\vec{\sigma}$ dem Spannungsvektor, \vec{u} dem Verschiebungsvektor und ds der Wegkoordinate (siehe Abbildung 3.19) [51].

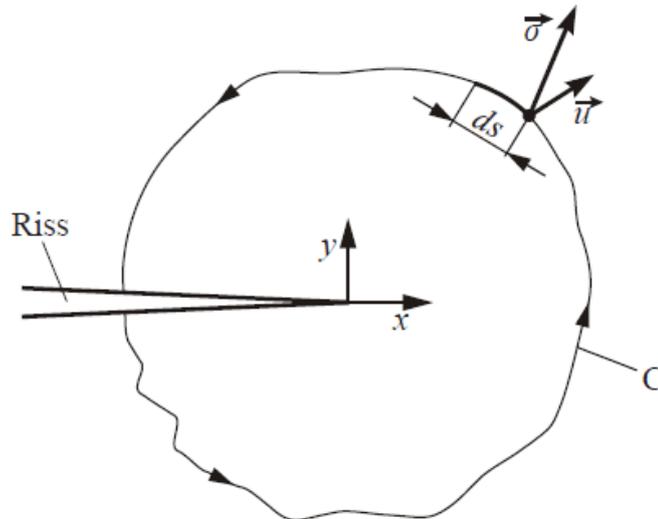


Abbildung 3.19.: Beispiel eines Integrationsweges um eine Risspitze beim J-Integral [51]

Für rein elastische Verformung gilt, dass J unabhängig vom gewählten Integrationsweg ist. Das J-Integral ist aber auch bei plastischer Formänderung wegunabhängig, wenn im Falle einer Belastung eine direkte Beziehung zwischen Spannungs- und Dehnungstensor besteht. Nimmt bei Belastung die Spannung an jedem Volumenelement zu, ist diese Beziehung erfüllt. Sobald es in einigen Bereichen zu einer Abnahme der Spannung (Entlastung) kommt, geht die Dehnung zunächst elastisch zurück. Die Spannungs- und Dehnungsverhältnisse sind nun anders als bei der Belastung. Somit besteht eine eindeutige Beziehung zwischen der äußeren Belastung und dem J-Integral bis sich ein Riss verlängert, da eine Rissverlängerung zu lokalen Entlastungen führt [45]. Eine instabile Rissverlängerung tritt ein, wenn die Größe J einen kritischen Materialgrenzwert J_{Ic} (der Index „I“ bezeichnet den Belastungsmodus) übersteigt [51].

Ermittlung des J_I -Parameters

Für die Auswertung wird zunächst eine Kraft-Kerbaufweitungs-Kurve bestimmt. Abbildung 3.20 zeigt verschiedene Kurvenverläufe, die sich aus einem Kraft-Kerbaufweitungs-Diagramm ergeben können.

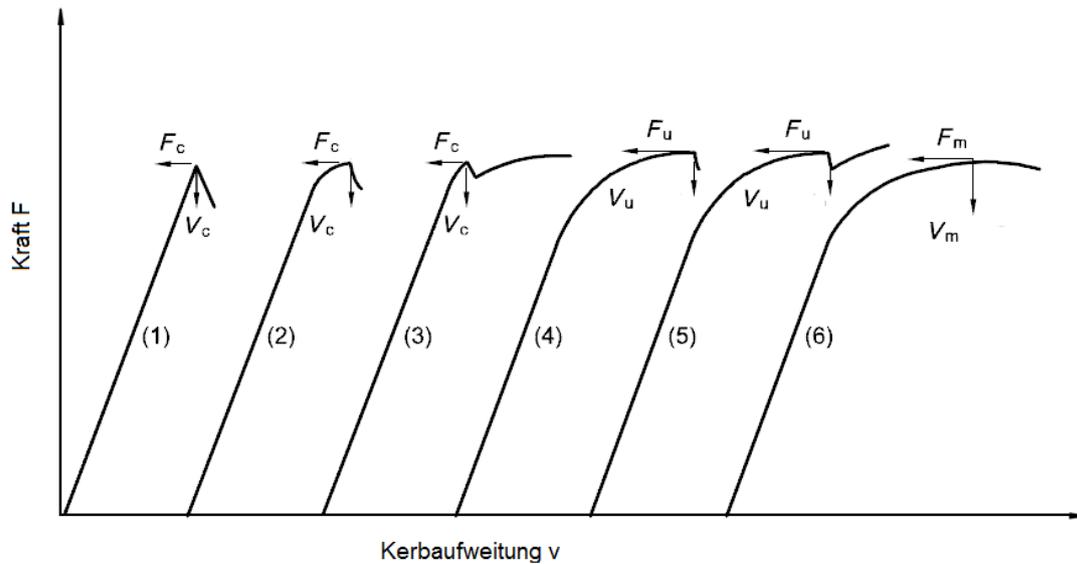


Abbildung 3.20: Mögliche Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven [52]

Die Kurven 1, 2 und 4 weisen einen Anstieg der Kraft auf, bevor instabiles Risswachstum zum Bruch der Probe führt. Kurve 4 zeigt darüber hinaus ein nach einer plastischen Verformung einsetzendes stabiles Risswachstum, bis instabiles Risswachstum den Bruch hervorruft. Die Kurven 3 und 5 zeigen ein sog. „pop-in“-Verhalten. Nach erfolgtem instabilen Risswachstum und der damit einhergehenden Entlastung wird das Fortschreiten des Risses gestoppt und die Kraft steigt wieder an. Kurve 6 stellt ein Verhalten dar, bei dem es durch ausschließlich plastische Verformung zu einer Plateaubildung mit einer Maximalkraft (F_m) kommt. Tritt wie bei Kurven 1,2 oder 3 kein größerer Bereich mit stabilem Risswachstum vor dem Beginn der instabilen Rissöffnung bzw. vor einem „pop-in“ auf, entspricht F_c der maximalen Belastungsgrenze um gültige Werte zu erhalten. In diesem Fall kann der dazugehörige J_{uc} -Wert direkt errechnet werden [52].

$$J = \left[\frac{FS}{(BB_N)^{0,5}W^{1,5}} * g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 * \left[\frac{(1 - \nu^2)}{E} \right] + \left[\frac{2U_p}{B_N(W - a_0)} \right] \quad (3.7)$$

In der Formel entspricht S dem Abstand der unteren Auflager, B der Probenbreite, B_N der Probenbreite, wenn entlang der Kerbe zwei Nuten gefräst werden (siehe Abbildung 4.17, bei ebenen Proben ohne Nut gilt $B = B_N$), W der Probenhöhe, a_0 der ursprünglichen Länge des Anrisses, g_1 einem Geometriefaktor (Datenblätter sind der Norm in Anhang D angefügt), ν der Querkontraktionszahl, E dem Elastizitätsmodul und U_p der plastischen Komponente der Fläche unter der Kraft-Kerbaufweitungskurve (siehe Abbildung 3.21) [52].

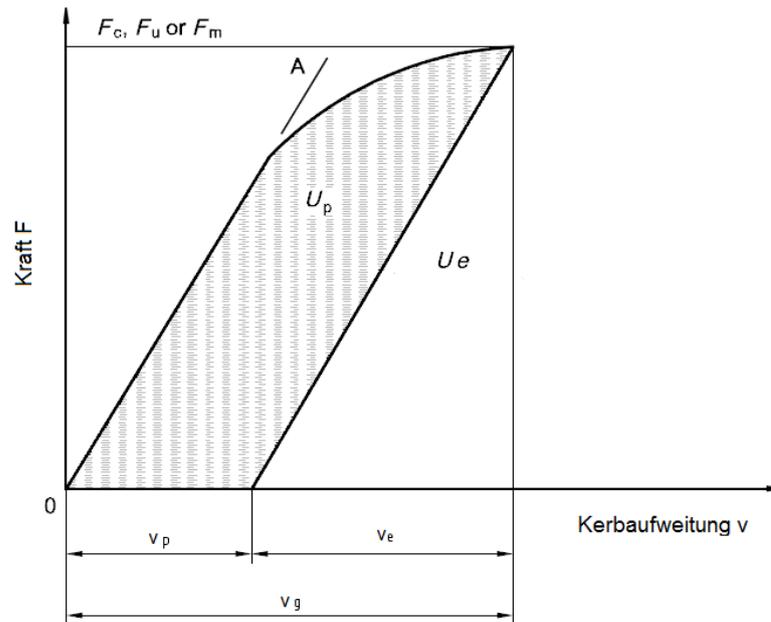


Abbildung 3.21: Anteile von U_p (plastische Komponente) und U_e (elastische Komponente) bei einer Kraft-Kerbaufweitungskurve [52]

Kurven 4 und 5 zeigen ein Verhalten, bei dem es nach einer deutlichen plastischen Verformung zuerst zu stabiles Risswachstum und beim Erreichen einer Maximalkraft F_u zum Bruch durch instabiles Risswachstum kommt. Um in diesen Fällen zu gültigen J-Werten zu gelangen muss aus einer Kraft-Kerbaufweitungskurve eine Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurven ermittelt werden (siehe Abbildung 3.22). Die dafür notwendigen J-Werte werden über folgende Formel ermittelt [52]:

$$J = \left[\left(\frac{S}{W} \right) \frac{F}{(B B_N W)^{0,5}} * g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 * \left[\frac{(1 - \nu^2)}{E} \right] + \left[\frac{2U_p}{B_N (W - a_0)} \right] * \left[1 - \left(\frac{\Delta a}{2(W - a_0)} \right) \right] \quad (3.8)$$

Der Rissfortschritt Δa wird über die Potentialmessung zur Bestimmung der Restbruchfläche ermittelt. Abbildung 3.22 zeigt eine Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurve [52].

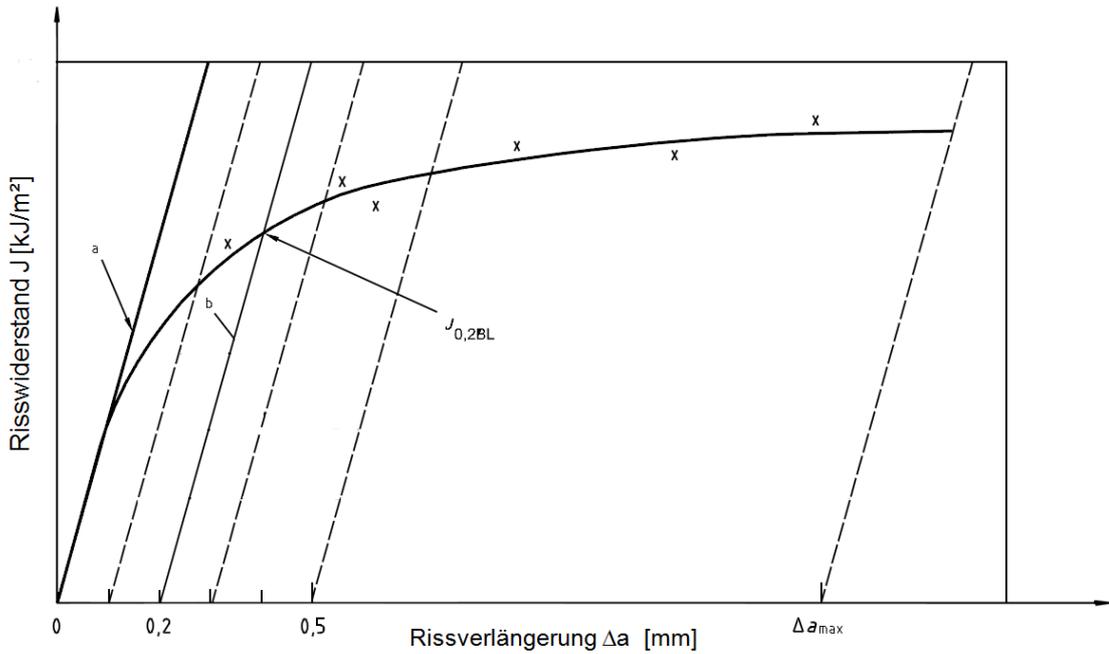


Abbildung 3.22: Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurve [52][47]

Zur Bestimmung eines aussagekräftigen J-Wertes wird an den linearen Bereich der Kurve (Abbildung 3.22) eine Konstruktionslinie (a) angelegt. Bei einer Rissverlängerung von 0,2 mm wird parallel eine zweite Linie eingezeichnet und die als „0,2 mm blunting line“ (b) bezeichnet wird. Der Schnittpunkt aus blunting-line und Risswiderstand-Kerbaufweitungskurve ergibt den Kennwert $J_{0,2\text{BL}}$ [52].

4. Experimenteller Teil

Im Zuge des Comet K2-Projekts „Eigenspannungen bei der Wärmebehandlung großer Schmiedestücke“ wurden relevante thermophysikalische, elastische und plastische Materialparameter sowie der Wärmeübergang vom Bauteil großer Schmiedestücke zur Vorhersage der Eigenspannungsverteilung nach dem Härten ermittelt. Mit Hilfe der Simulationssoftware DEFORM™ wurden die im Bauteil auftretenden Temperatur-Zeit-Verläufe für bestimmte Bereiche am Querschnitt berechnet. Die Abkühlbedingungen wurden auf Grund der langen Dauer des realen Prozesses in jeweils 10 unterschiedliche Modellabkühlkurven überführt. Das Materialverhalten der zwei untersuchten Werkstoffe bezüglich Kerbschlagarbeit wurde an jeweils zwei Kerbschlagproben für jede Wärmebehandlungskurve bei Raumtemperatur und bei 100 °C ermittelt. Das J-Integral wurde nach der Einproben-Methode an einer Dreipunktbiegeprobe (SENB – single edge notch bend) bei Raumtemperatur bestimmt. Zur weiteren Untersuchung der Werkstoffe wurde an den beim Dreipunktbiegeversuch untersuchten Proben die Härte bestimmt. Auf Grund der Ergebnisse der Untersuchungen des 9-12 % Cr-Stahles wurden weiterführende Analysen in Form von Rasterelektronenmikroskopie, Restaustenit- und Karbidmessungen vorgenommen.

4.1 Ermittlung der Temperatur-Zeit-Verläufe

Im folgenden Kapitel wird die Ermittlung der für die Untersuchungen zugrunde liegenden Temperatur-Zeit-Verläufe beschrieben. Im Zuge dieser Arbeit wurde der Härteprozess einer Generatorwelle aus 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl und einer Turbinenscheibe aus 9-12 % Cr-Stahl untersucht. Die Generatorwelle wird zum Härten in Wasser bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Wärmebehandlung der Turbinenscheibe erfolgt durch einen gebrochenen Härteprozess, mit einer raschen Abkühlung in einem Polymerbad gefolgt von einer langsameren Abkühlung an Luft. Auf Grund der großen Bauteilabmessungen ergeben sich Abkühlauern von mehreren Stunden (>15h). Um die Durchführbarkeit der geplanten Untersuchungen im Rahmen einer Diplomarbeit zu gewährleisten wurden Modellwärmebehandlungen mit verkürzter Dauer aus den realen Daten abgeleitet.

4.1.1 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Abbildung 4.1 zeigt die Kontur und die Hauptabmessungen der untersuchten Generatorwelle.

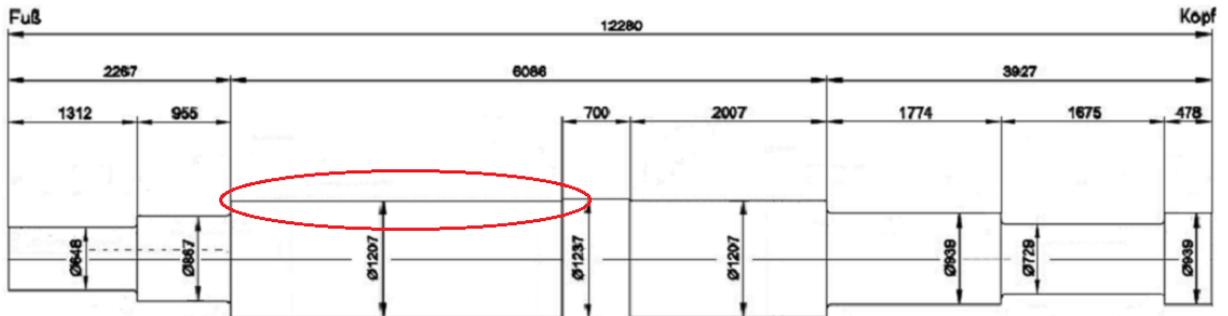


Abbildung 4.1: Kontur der untersuchten Generatorwelle mit eingezeichnetem Detailbereich

Die Untersuchungen erstrecken sich auf einen Detailbereich, für den in einer Abkühlungssimulation die Temperatur-Zeit-Verläufe über den Querschnitt ermittelt wurden. Abbildung 4.2 zeigt die Punkte P1 bis P15 die sich ausgehend vom Kern (P15) bis an den Rand (P1) über den gesamten Querschnitt des betrachteten Wellenbereichs erstrecken.

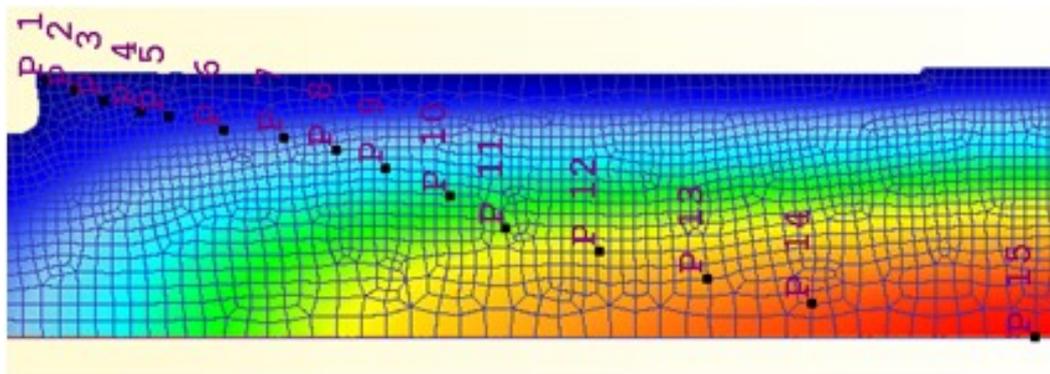


Abbildung 4.2: Positionen der ermittelten Abkühlkurven.

Die für die Punkte P 1 bis P15 ermittelten Abkühlkurven sind in Abbildung 4.3 abgebildet.

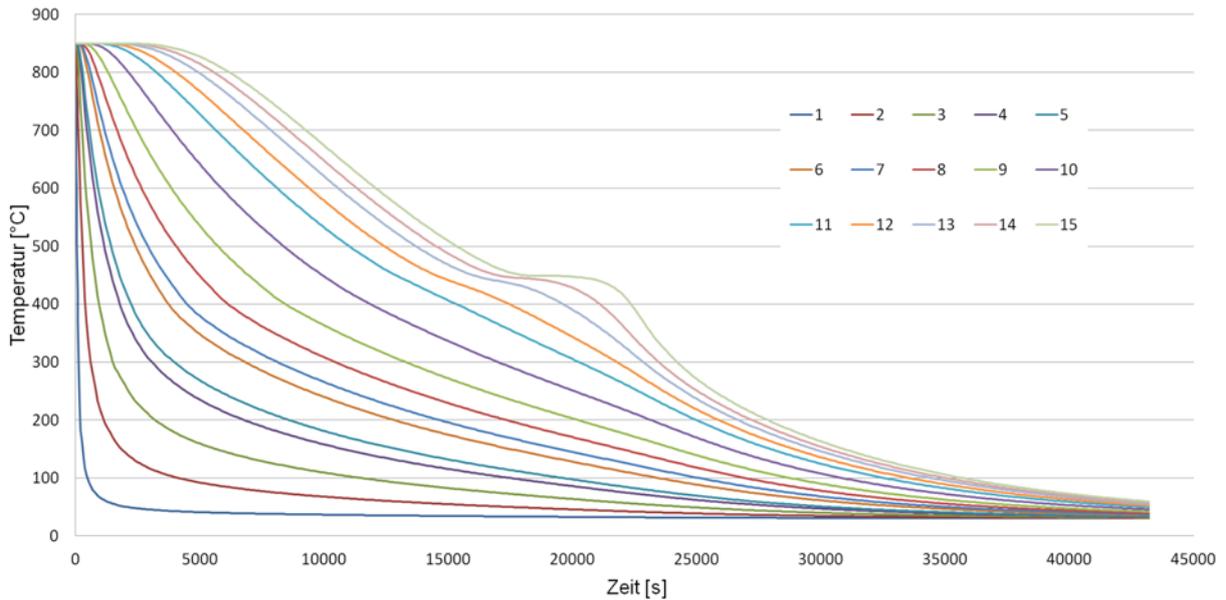


Abbildung 4.3: Abkühlkurven der Wärmebehandlungsgeometrie der Generatorwelle

Auf Grund der langen Dauer des realen Prozesses wurden die ermittelten Abkühlverläufe in Modellwärmebehandlungen überführt, die den Punkten P1 bis P10 in Abbildung 4.4 entsprechen.

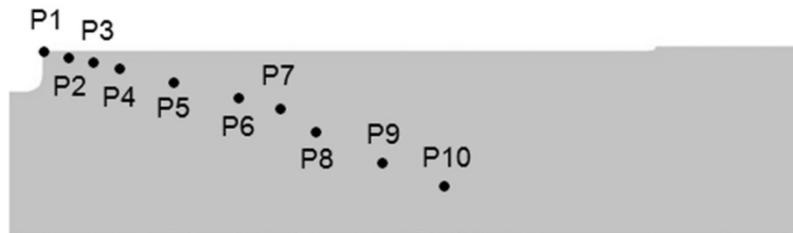


Abbildung 4.4: Positionen P1 bis P10 der vereinfachten Abkühlkurven

Die Kerbschlagproben wurden von Raumtemperatur mit einer Aufheizrate von 10K/s auf Austenitisierungstemperatur aufgeheizt und anschließend für 10 Minuten bei dieser Temperatur gehalten. Die anschließende Abkühlung erfolgte mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten.

Abbildung 4.5 zeigt die vereinfachten Abkühlprofile für die Untersuchungen des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahls. Da der Einfluss der Abkühlung bis Temperaturen unter 450 °C vernachlässigt werden kann, wurde die Temperatur der Proben P8, P9 und P10 zuerst auf 450 °C abgesenkt und anschließend mit unterschiedlichen Kühlraten weitergeführt.

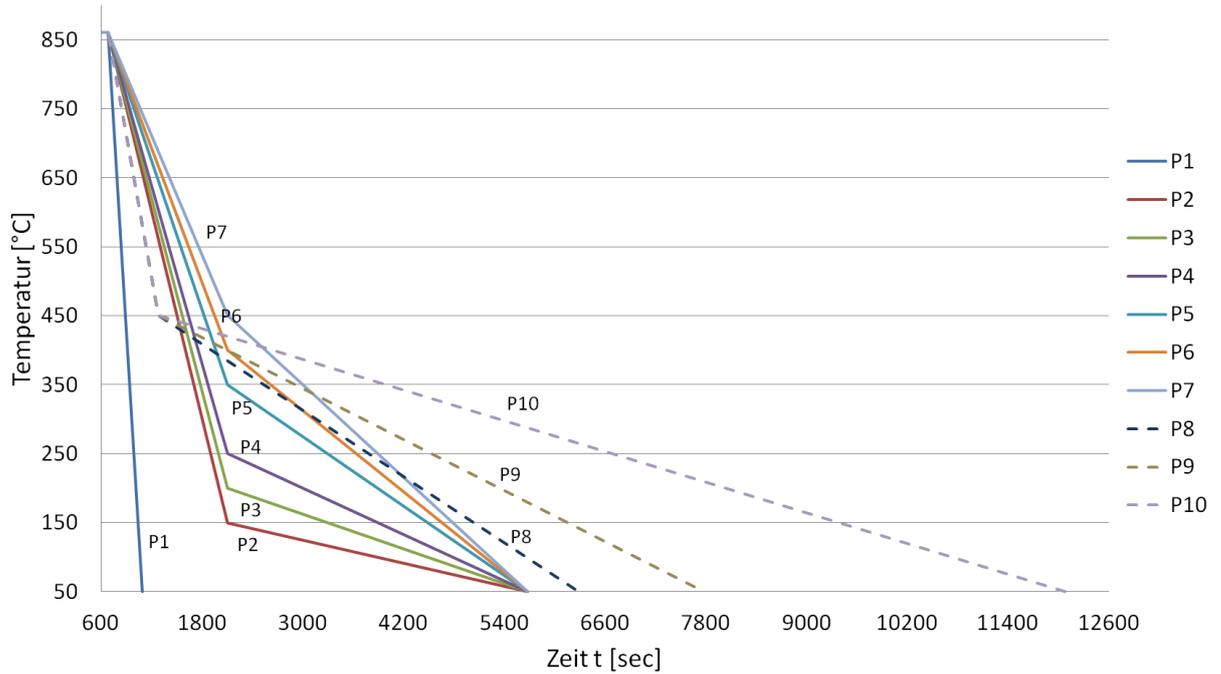


Abbildung 4.5: Vereinfachte Abkühlkurven der Positionen P1 bis P10 – 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

4.1.2 9-12 % Cr-Stahl

Abbildung 4.6 zeigt die Darstellung einer halben Turbinenscheibe (Abmessungen einer ganzen Scheibe: Durchmesser 2000 mm, Dicke: 500 mm). An den eingezeichneten Punkten P1 bis P18 wurden die Abkühlverläufe ermittelt.



Abbildung 4.6: Ansicht einer halben Turbinenscheibe mit den Positionen P1 bis P18 für die Abkühlkurven ermittelt wurden

Die aus der Simulation abgeleiteten Abkühlkurven für die Punkte P1 bis P18 sind in Abbildung 4.7 dargestellt.

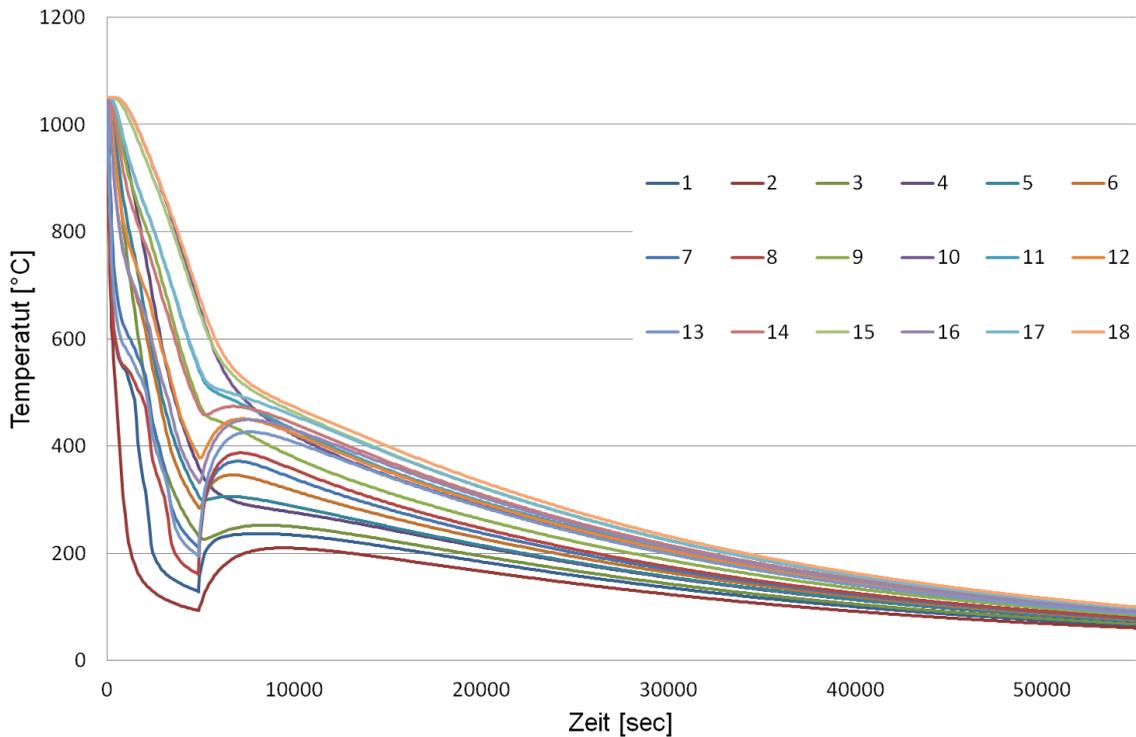


Abbildung 4.7: Abkühlkurven der Wärmebehandlungsgeometrie einer Turbinenscheibe

Da sich aus den realen Bedingungen sehr lange Abkühl dauern ergeben, wurden für die zur Untersuchung gewählten Positionen Modellwarmebehandlungen erstellt. Die Kerbschlagproben wurden von Raumtemperatur mit einer Aufheizrate von 10K/s auf 1050°C aufgeheizt und anschließend für 5 Minuten bei 1050°C austenitisiert. Von dieser Austenitierungstemperatur wurden unterschiedliche Abkühlverläufe mit verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten gewählt. Abbildung 4.8 zeigt die Positionen P1 bis P10 der für die Untersuchungen ausgewählten Punkte einer Halbscheibe.

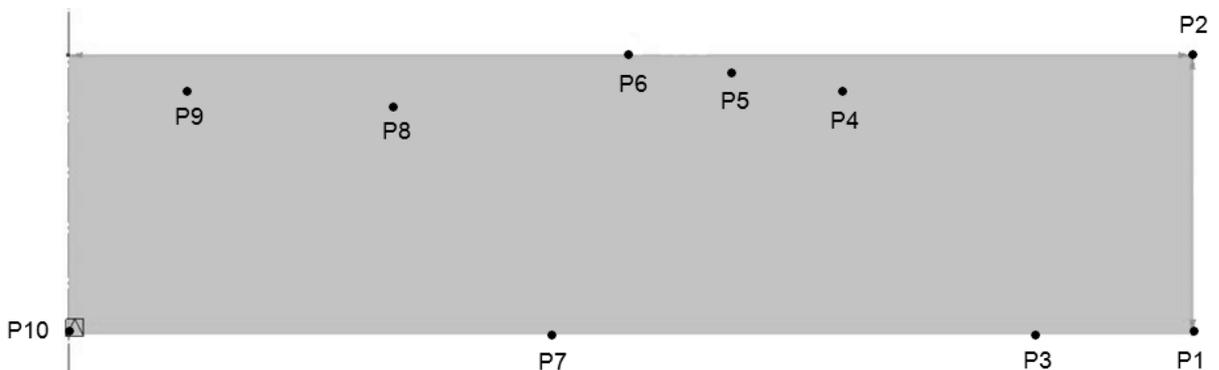


Abbildung 4.8: Positionen P1 bis P10 der vereinfachten Abkühlkurven

Bedingt durch die Prozessfolge beim Abkühlen, bestehend aus rascher Abkühlung in einem Polymerbad mit anschließender langsamer Kühlung an Luft, kommt es in bestimmten

Bereichen zu einer Rückerwärmung des Gefüges. Abbildung 4.9 zeigt die aus den Simulationsergebnissen abgeleiteten Modellwärmebehandlungen für den 9-12 % Cr-Stahl.

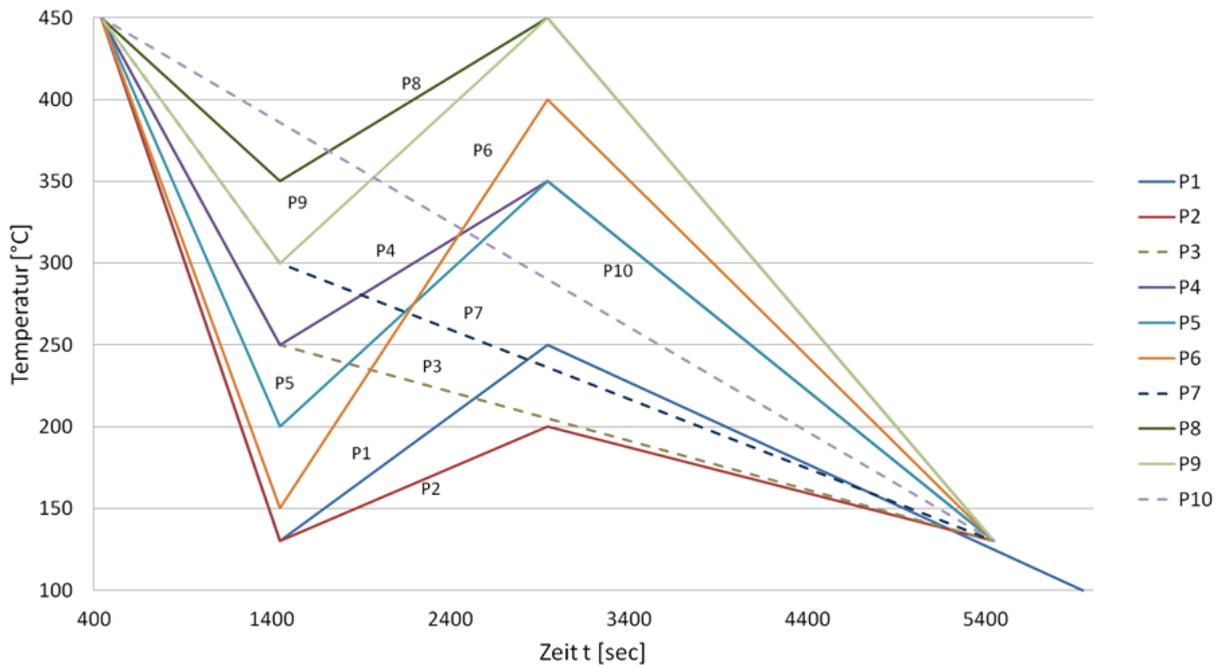


Abbildung 4.9: Vereinfachte Abkühlkurven der Positionen P1 bis P10 – 9-12 % Cr-Stahl

4.2 Wärmebehandlung der Proben

4.2.1 Thermomechanische Prüfmaschine (Gleeble 3800)

Für die Simulation der Wärmebehandlungsverläufe wurde die thermomechanische Prüfmaschine Gleeble 3800 der Firma DSI verwendet (Abbildung 4.10). Sie dient zur Ermittlung von mechanischen Werkstoffkennwerten durch instrumentierte Durchführung von Zug- und Druckversuchen in verschiedenen Temperaturbereichen. Durch Widerstandsheizung können metallische Proben mit unterschiedlichen Geometrien auf bis zu 1700 °C erwärmt und bei Bedarf mit einer Kraftbelastung beaufschlagt werden. Mittels Last- bzw. Dilatometersystemen können die auftretenden Kräfte und Messlängenänderungen erfasst und ausgewertet werden.



Abbildung 4.10: Ansicht der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800

Abbildung 4.11 zeigt die Probenkammer mit eingespannter Kerbschlagbiegeprobe während des Austenitisierungsvorgangs. Durch eine Kopplung der Pocket-Jaws mit dem Querhaupt können während der Wärmebehandlung gezielt Belastungen (Zug- und Druckbereich) auf die Probe ausgeübt werden. Werden die Pocket-Jaws nicht gekoppelt, kann die Probe spannungsfrei gehalten werden. Durch die sehr raschen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten, die mit der Gleeble erreicht werden können, eignet sie sich auch für die Simulation von Schweißprozessen oder Wärmebehandlungen und zur Aufnahme von Isothermen oder kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern (ZTU). Die Gleeble 3800 erwärmt die Proben über Kupferspannbacken (diese werden in den Pocket-Jaws verspannt), die Aufheizraten von 10000 °C/s ermöglicht. Zur Temperatursteuerung wird ein Thermoelement an der Mitte der Proben angeschweißt. Durch den Einbau einer Wasserabschreckvorrichtung ist es möglich, die erwärmten Proben mit bis zu 400 °C/s abzuschrecken, wobei durch die Bediensoftware unterschiedlichste Temperaturverläufe eingestellt werden können.

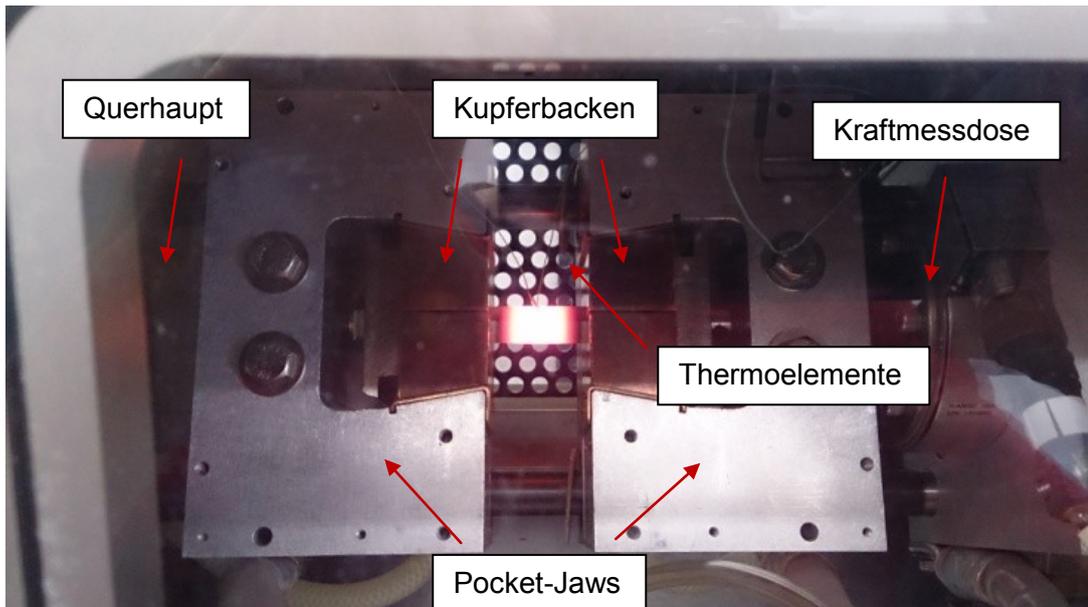


Abbildung 4.11: Probenkammer mit eingespannter Kerbschlagbiegeprobe während der Wärmebehandlung

In Abhängigkeit von der Geometrie der Kupferspannbacken, können verschiedenste Probengeometrien eingespannt und untersucht werden. In vorliegendem Fall handelt es sich um Kerbschlagbiegeproben mit einem quadratischen Querschnitt von 10 mm x 10 mm und einer Länge von 55 mm (siehe Abbildung 3.18) und Dreipunktbiegeproben (SENB-Proben – single edge notch bend) mit rechteckigem Querschnitt von 20 mm x 10 mm und einer Länge von 110 mm (siehe Abbildung 4.16).

Um eine Oxidation der Probenoberfläche zu vermeiden, kann in der Probenkammer (Chamber) vor dem Start der Wärmebehandlung durch ein Vakuumpumpensystem ein Vakuum mit ca. $6,0 \cdot 10^{-6}$ Torr erzeugt werden. Abbildung 4.12 zeigt jeweils eine Kerbschlagbiegeprobe und eine Dreipunktbiegeprobe nach der Wärmebehandlung.



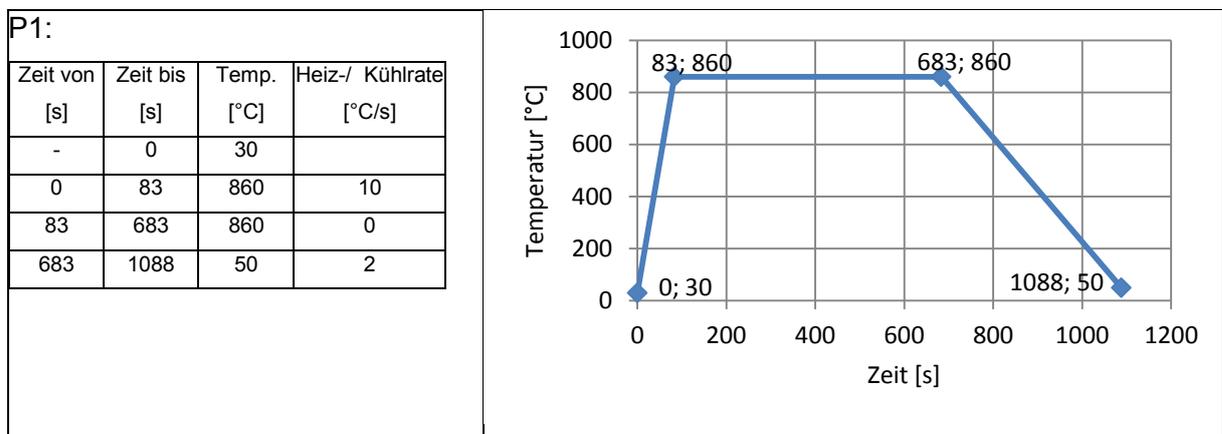
Abbildung 4.12: Wärmebehandelte Kerbschlagbiege- und Dreipunktbiege- (SENB) Probe

Es ist zu erkennen, dass es trotz evakuierter Probenkammer zu einer Oxidation der Probenoberfläche kommt. Im Falle der Dreipunktbiegeproben stellt dies keinerlei Beeinflussung der weiterführenden Untersuchungen dar, da die Oberfläche vor dem Dreipunktbiegeversuch noch auf das Endmaß abgeschliffen und poliert werden. Bei den Kerbschlagbiegeproben, die Kerben wurden bereits vor der Wärmebehandlung eingebracht, führt die Oxidation zu einem geringen „Ausrunden“ der Kerbe was sich in geringfügig höheren Kerbschlagwerten widerspiegelt. Da sämtliche Kerbschlagbiegeproben für die Untersuchungen vor der Wärmebehandlung gekerbt wurden handelt es sich somit lediglich um eine systematische Abweichung in den Messergebnissen. Eine weitere Quelle für Ungenauigkeiten birgt die Tatsache, dass nur ein bestimmter Bereich der Probe wärmebehandelt werden kann, da sich die „Glühlins“ auf Grund der Widerstandsheizung lediglich in der Mitte der Probe ausbildet. Bei den Kerbschlagbiegeproben ergibt sich bei einer Einspannlänge von 25 mm (entspricht dem Abstand zwischen den Spannbacken) ein homogen wärmebehandelter Bereich von ca. 20 mm und bei den Dreipunktbiegeproben von ca. 50 mm bei einer Einspannlänge von 80 mm. Im Falle der Kerbschlagbiegeproben führt dieser Umstand bei Gefügeständen mit hoher Zähigkeit zu einer geringen plastischen Verformung der äußeren Bereiche beim Kerbschlagbiegeversuch, was in einer Erhöhung der zum Durchschlagen notwendigen Kerbschlagarbeit resultiert.

4.2.2 Temperatur-Zeit-Verläufe des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

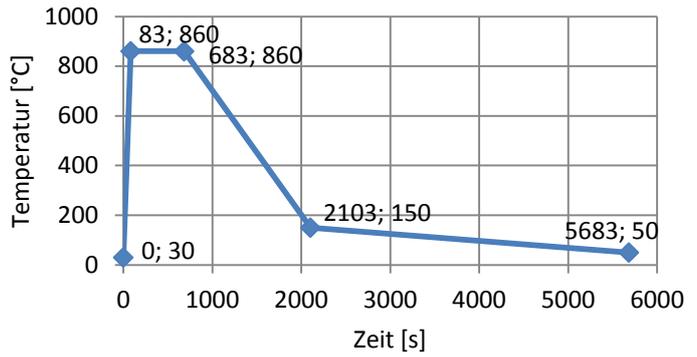
Im Folgenden sind die Versuchsparameter für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl tabellarisch dargestellt.

Tabelle 4.1: Temperatur-Zeit-Verläufe 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl



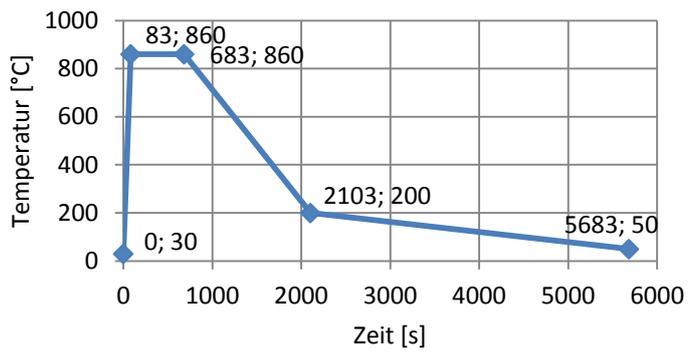
P2:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	150	0,5
2103	5683	50	0,028



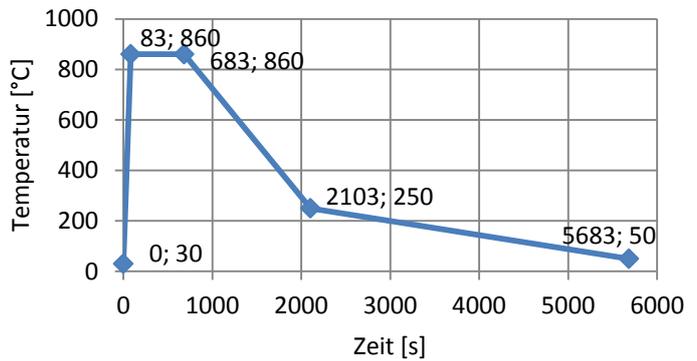
P3:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	200	0,47
2103	5683	50	0,042



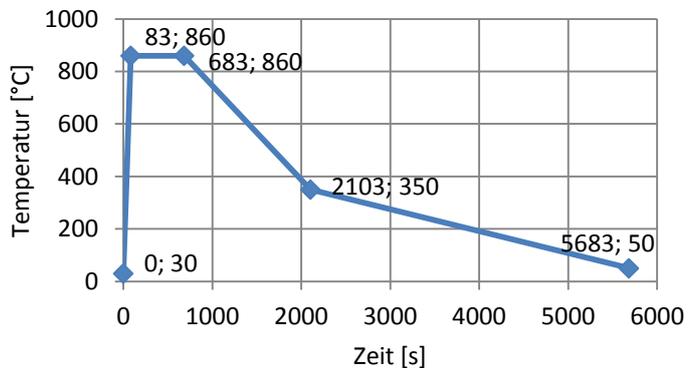
P4:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	250	0,43
2103	5683	50	0,056



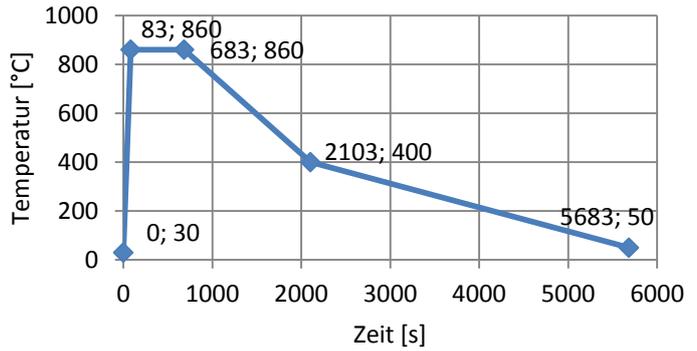
P5:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	350	0,36
2103	5683	50	0,084



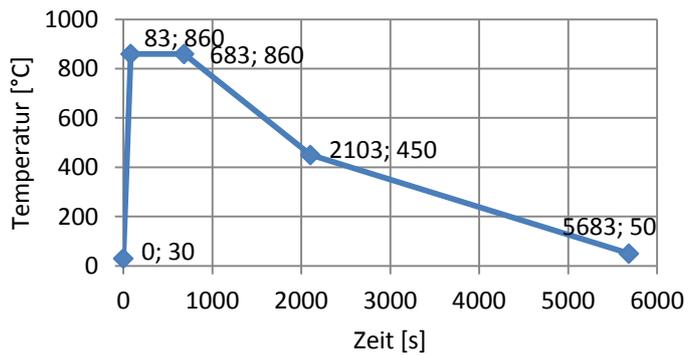
P6:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	350	0,32
2103	5683	50	0,98



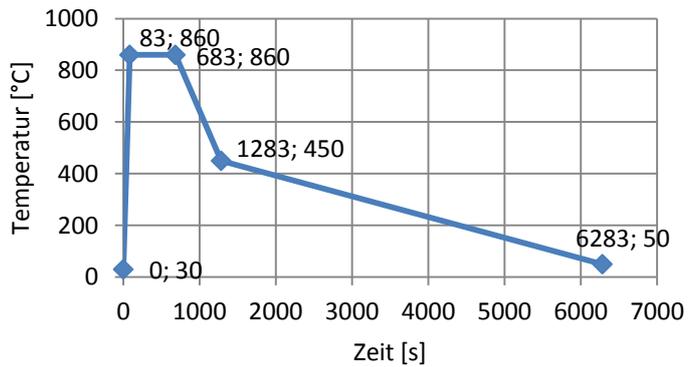
P7:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	2103	450	0,29
2103	5683	50	0,11



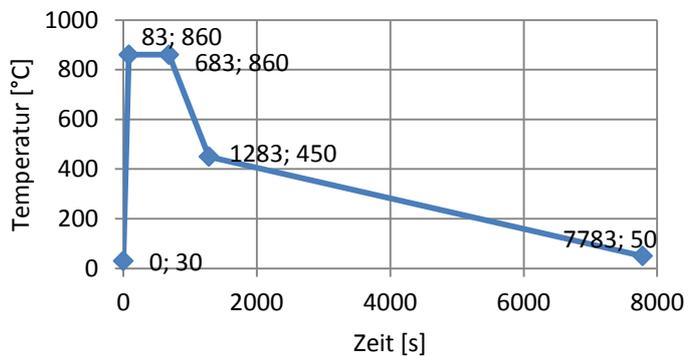
P8:

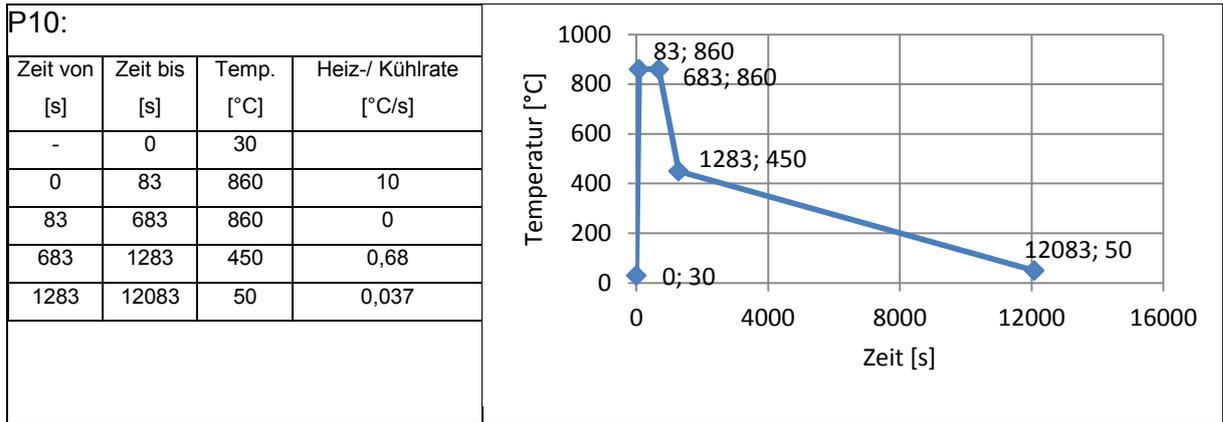
Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	1283	450	0,68
1283	6283	50	0,08



P9:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	83	860	10
83	683	860	0
683	1283	450	0,68
1283	7783	50	0,053

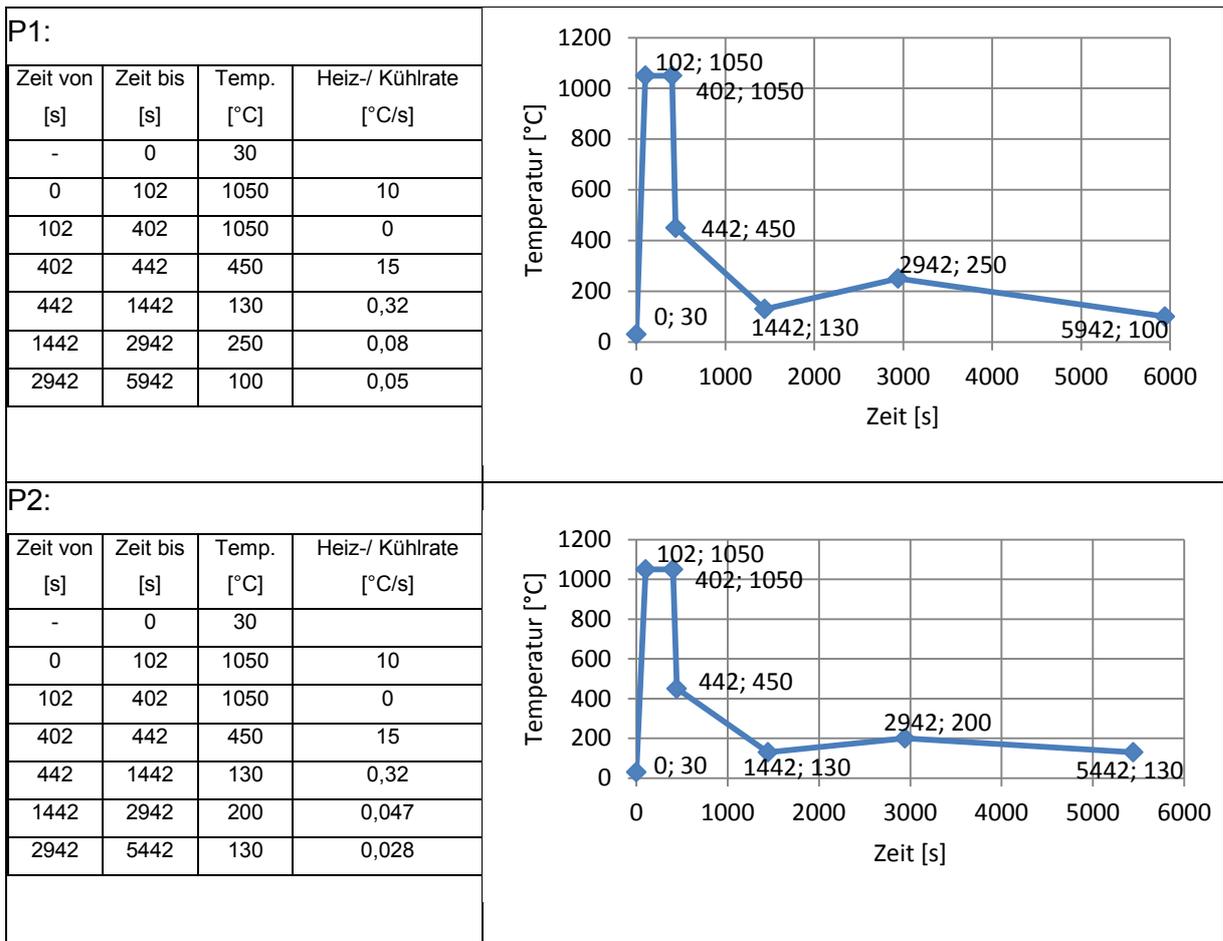




4.2.3 Temperatur-Zeit-Verläufe des 9-12 % Cr-Stahl

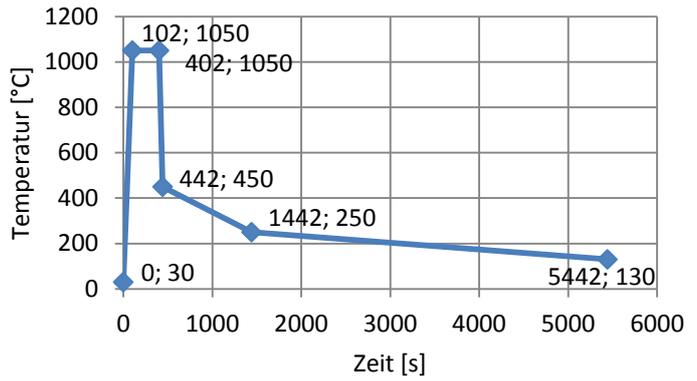
Im Folgenden sind die Versuchsparameter für den 9-12 % Cr-Stahl tabellarisch dargestellt.

Tabelle 4.2: Temperatur-Zeit-Verläufe 9-12 % Cr-Stahl



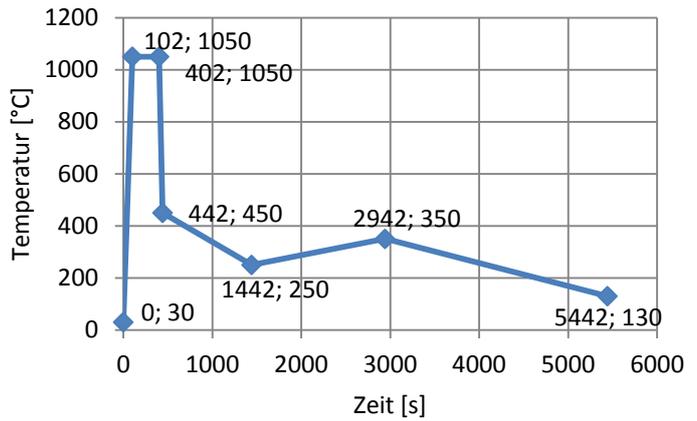
P3:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	250	0,2
1442	5442	130	0,03



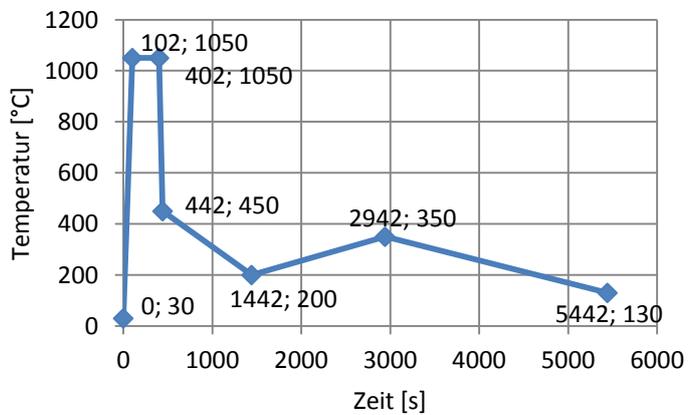
P4:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	250	0,2
1442	2942	350	0,067
2942	5442	130	0,088



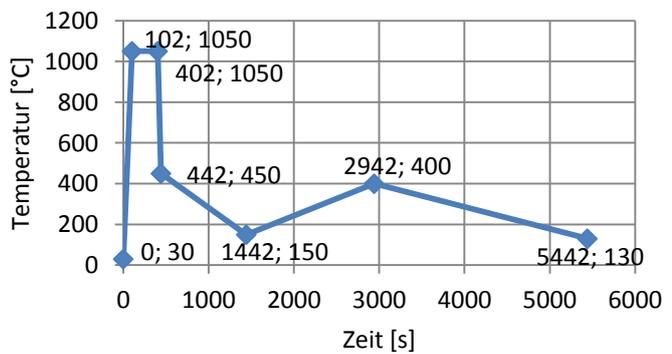
P5:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	200	0,25
1442	2942	350	0,1
2942	5442	130	0,088



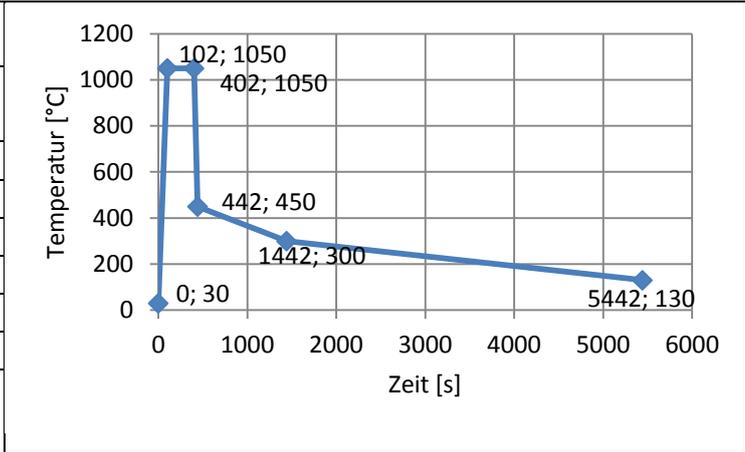
P6:

Zeit von [s]	Zeit [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	150	0,3
1442	2942	400	0,167
2942	5442	130	0,108



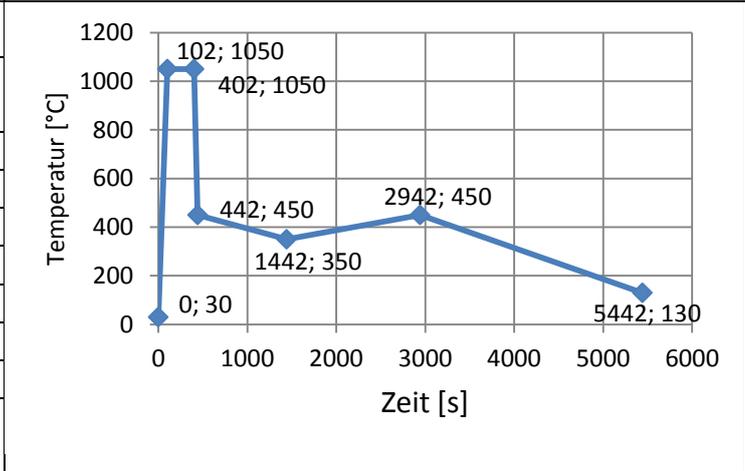
P7:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	300	0,15
1442	5442	130	0,043



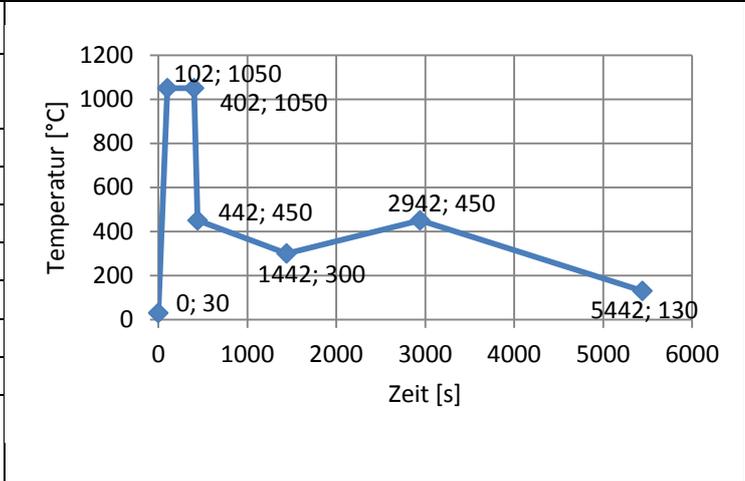
P8:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	350	0,1
1442	2942	450	0,067
2942	5442	130	0,128



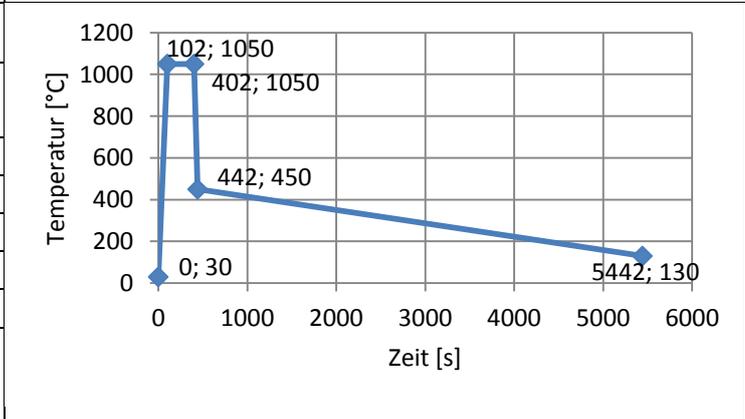
P9:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	1442	300	0,15
1442	2942	450	0,1
2942	5442	130	0,128



P10:

Zeit von [s]	Zeit bis [s]	Temp. [°C]	Heiz-/ Kühlrate [°C/s]
-	0	30	
0	102	1050	10
102	402	1050	0
402	442	450	15
442	5442	130	0,064



4.3 Kerbschlagarbeit A_v

4.3.1 Versuchsparameter

Der Lehrstuhl für Umformtechnik (LUT) an der Montanuniversität Leoben verfügt über ein Pendelschlagwerk (RKP 450 GE, 300 J Arbeitsvermögen) der Firma Zwick GmbH (siehe Abbildung 4.13). Die zuvor an der Gleeble 3800 wärmebehandelten Kerbschlagbiegeproben wurden an diesem Pendelschlagwerk geprüft. Die Kerbe der Kerbschlagbiegeproben wurden mit einer Räumnadel vor der anschließenden Wärmebehandlung eingebracht, da durch die erwarteten Gefügeausbildungen (Martensit, Bainit) und den damit verbundenen Festigkeitswerten eine Schonung des Werkzeugs und ein verzugsfreies Einbringen der Kerbe gewährleistet werden konnte.



Abbildung 4.13: Pendelschlagwerk am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben

Die Untersuchungen für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl als auch für den 9-12 % Cr-Stahl wurden nach erfolgter Wärmebehandlung und vollständiger Abkühlung auf Raumtemperatur, bei Raumtemperatur und 100 °C durchgeführt. Die Prüftemperatur von 100 °C wurde durch eine Erwärmung der Kerbschlagproben und des Einlegewerkzeugs in einem Laborofen für die Dauer von 1 Stunde bei 100 °C gewährleistet. Die Prüfung der erwärmten Proben wurde nur dann durchgeführt, wenn sichergestellt werden konnte, dass die Prüfung innerhalb der

laut Norm vorgeschriebenen 5 Sekunden von Entnahme bis zum Durchschlagen der Probe durchzuführen ist. Bei zu langer Einlegezeit wurde die Probe für weitere 15 Minuten in den Laborofen eingelegt und im Anschluss die Prüfung durchgeführt.

4.3.2 Ergebnisse – Kerbschlagarbeit

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung der beiden untersuchten Stähle aufgeführt. Die Diagramme enthalten je zwei Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung bei Raumtemperatur und bei 100 °C.

3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

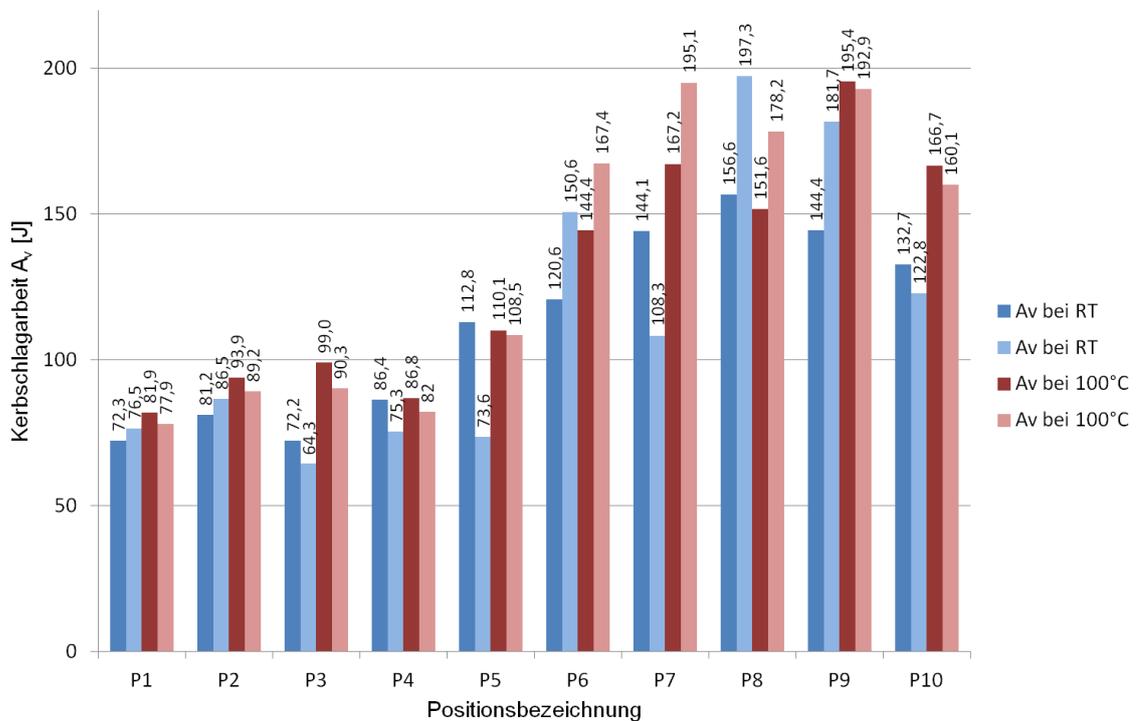


Abbildung 4.14: Ergebnisse der Kerbschlagarbeitsuntersuchungen 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

9-12 % Cr-Stahl

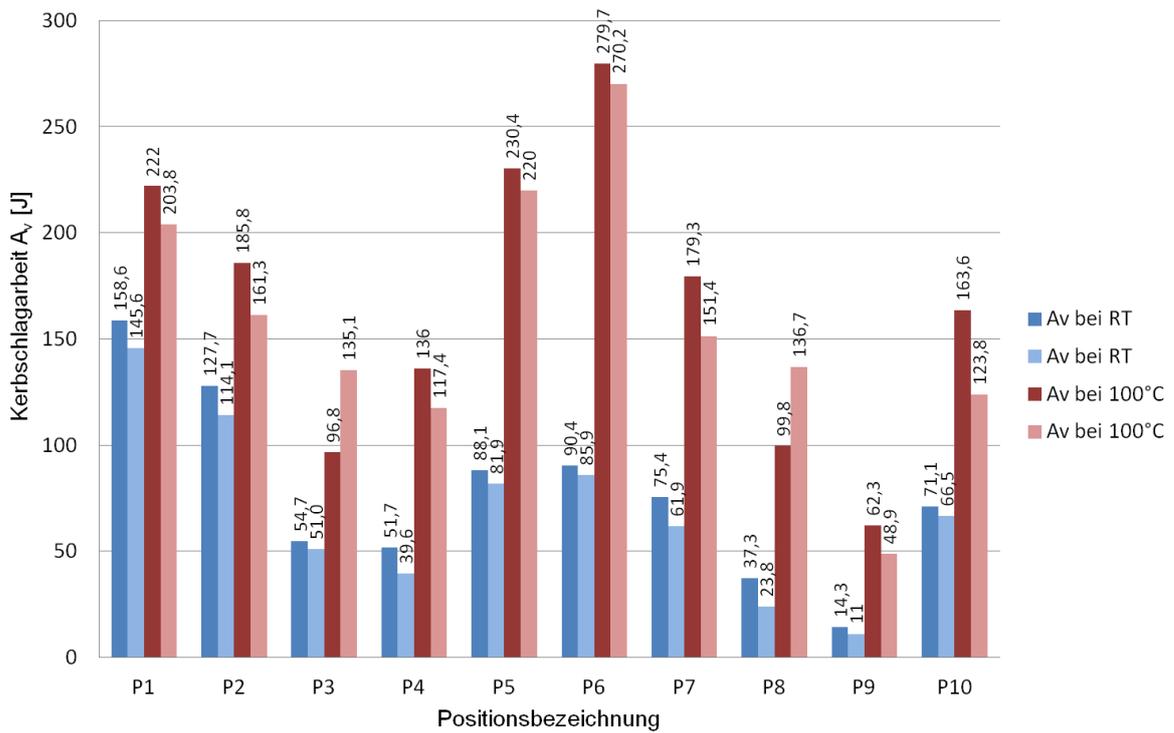


Abbildung 4.15: Ergebnisse der Kerbschlagarbeitsuntersuchungen 9-12 % Cr-Stahl

4.4 Bruchmechanisches Verhalten – J-Integral

4.4.1 Versuchsparmeter

Die Durchführung der J-Integral-Untersuchungen wurde an das Material Center Leoben vergeben und anhand von J-Integralversuchen an Drei-Punkt-Biegeproben (SENB) nach der Norm ISO 12135:2002 [52] bestimmt. Abbildung 4.16 zeigt die Darstellung einer SENB-Probe mit den vorgegebenen Abmessungen.

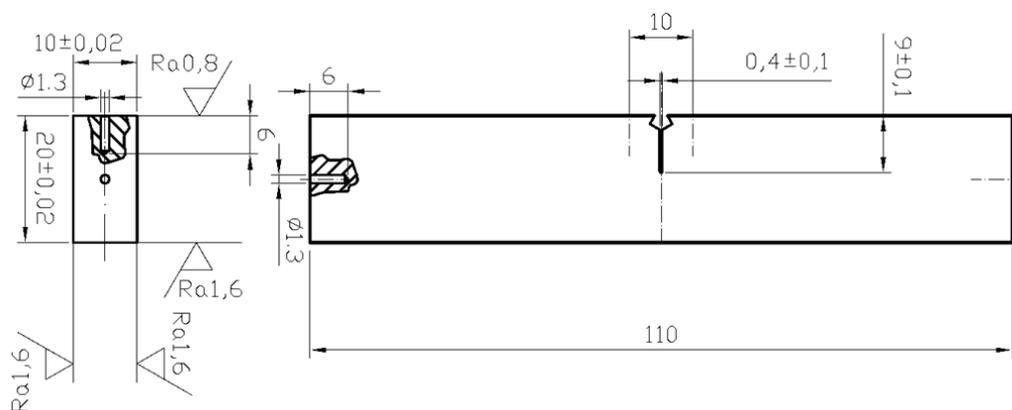


Abbildung 4.16: Probengeometrie einer Dreipunktbiegeprobe (SENB, MCL)

Die Proben (siehe Abbildung 4.16) werden mit einem Übermaß von 0,02 mm gefertigt und am Wärmebehandlungssimulator Gleeble 3800 wärmebehandelt. Für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl wurden die Abkühlverläufe der Positionsnummern P1, P2, P4, P5, P7, P8, P9 und P10 (siehe Kapitel 4.1.1) in den Proben eingestellt. Für den 9-12 % Cr-Stahl wurden die Positionsnummern P1, P2, P3, P4, P5, P6, P8, P9, P10 (siehe Kapitel 4.1.2) untersucht. Die Abläufe der Wärmebehandlungen sind Kapitel 4.1 zu entnehmen. Nach erfolgter Wärmebehandlung werden die Proben auf Endmaß geschliffen und poliert und für die Ermittlung der Kerböffnung Ausnehmungen für einen Kerbaufweitungsaufnehmer eingebracht. Im Anschluss wird eine Kerbe eingebracht, von deren Kerbgrund durch zyklische Schwingvorgänge ein Anriss erzeugt wird. Die Messung der Restbruchfläche während des Versuchs erfolgt über Potentialmessung mittels eines Nanovoltmeters. Abbildung 4.17 zeigt eine fertig bearbeitete Dreipunktbiegeprobe.



Abbildung 4.17: Ansicht einer Dreipunktbiegeprobe (SENB) mit eingezeichnetem Bereich der Härtemessung (Kapitel 4.5)

Die quasistatische Prüfung der SENB-Proben erfolgt an einer Universalzugprüfmaschine (Z250 der Firma Zwick). Die über drei Widerlager eingeleitete Kraft wird über eine Kraftmessdose ausgelesen.

Abbildung 4.18 zeigt den verwendeten Versuchsaufbau am Materials Center Leoben.

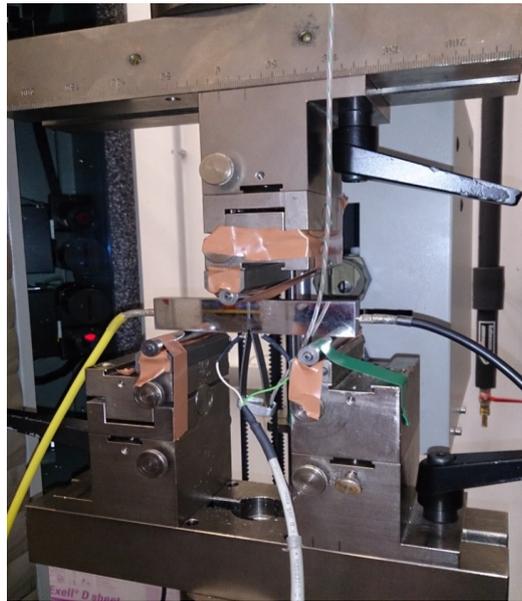


Abbildung 4.18: Versuchsaufbau am Materials Center Leoben

4.4.2 Ergebnisse – J-Integralmessung

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen angeführt.

3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Abbildung 4.19 zeigt die Kraft-Kerbaufweitungskurven für die Probenpositionen, die für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl untersucht wurden.

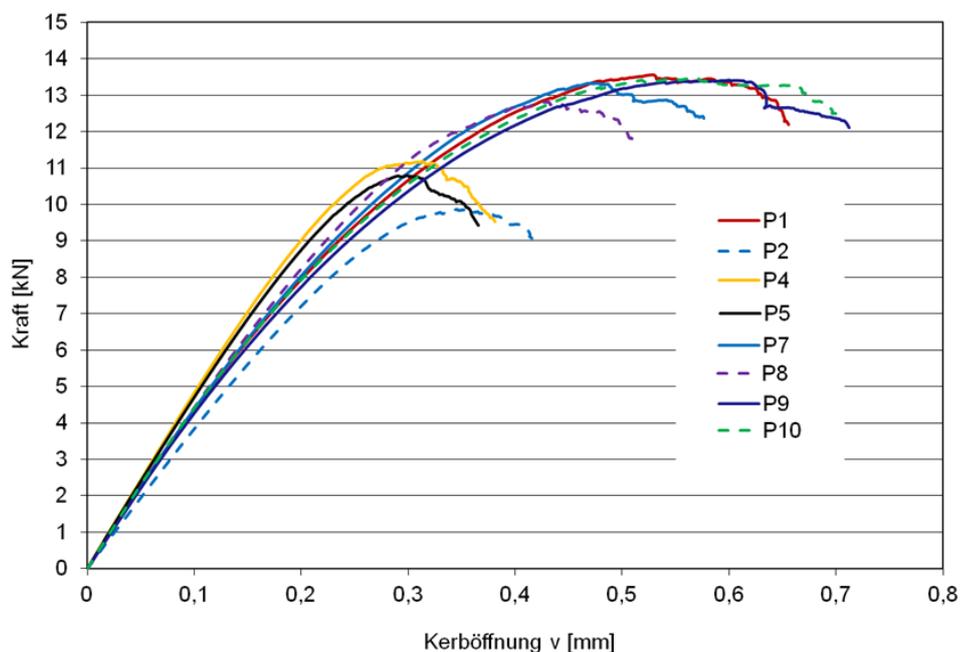


Abbildung 4.19: Kraft-Kerbaufweitungskurven 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Die Kurven zeigen alle einen Anstieg der Belastung, bis plastische Verformung und danach statisches Risswachstum einsetzt, bevor das Versagen auftritt. Aus diesem Grund wurde mit der in Kapitel 3.4 beschriebenen Methodik Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurven erstellt (siehe Abbildung 4.20).

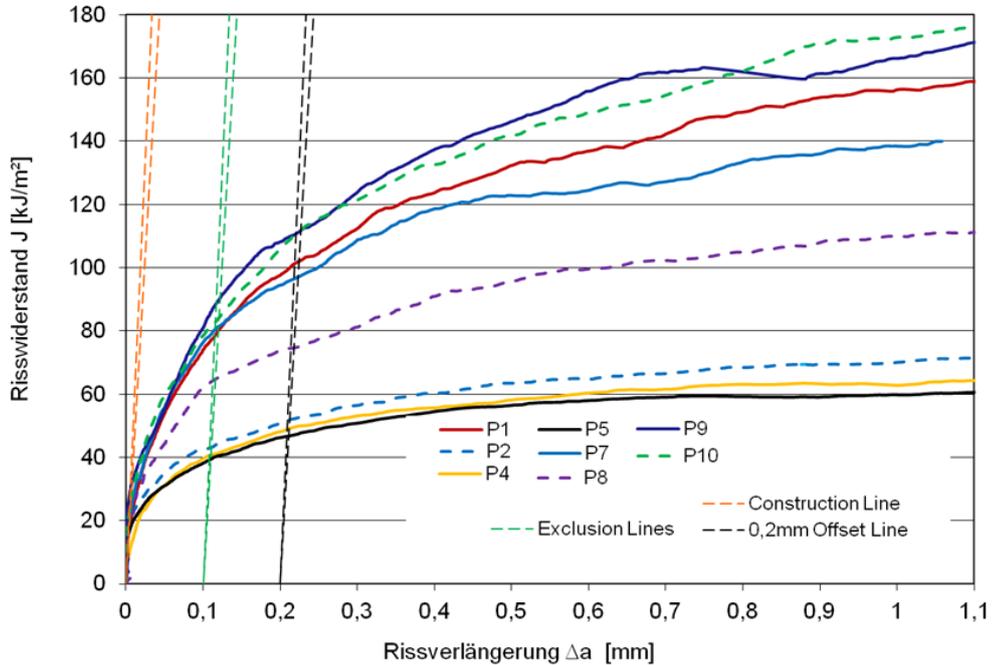


Abbildung 4.20: Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurven 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Durch das Einzeichnen von Konstruktions- und blunting line können die $J_{0,2BL}$ -Werte abgelesen werden. Abbildung 4.21 zeigt ein Balkendiagramm mit den ermittelten Werten.

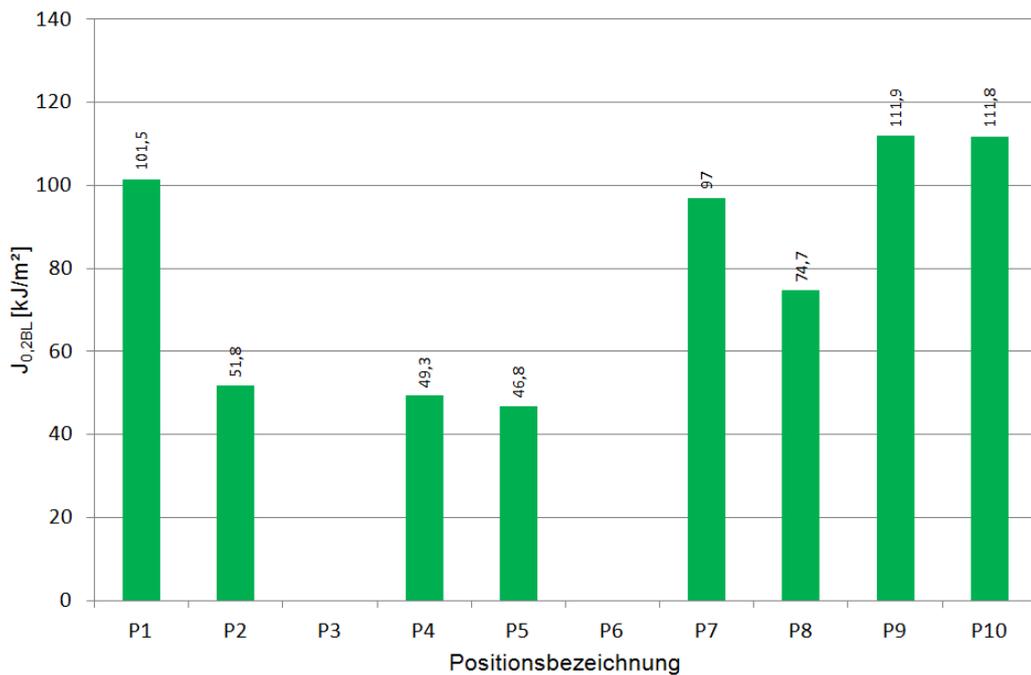


Abbildung 4.21: $J_{0,2BL}$ -Werte 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

9-12 % Cr-Stahl

Abbildung 4.22 zeigt die Kraft-Kerbaufweitungskurven für die Probenpositionen, die für den 9-12 % Cr-Stahl untersucht wurden.

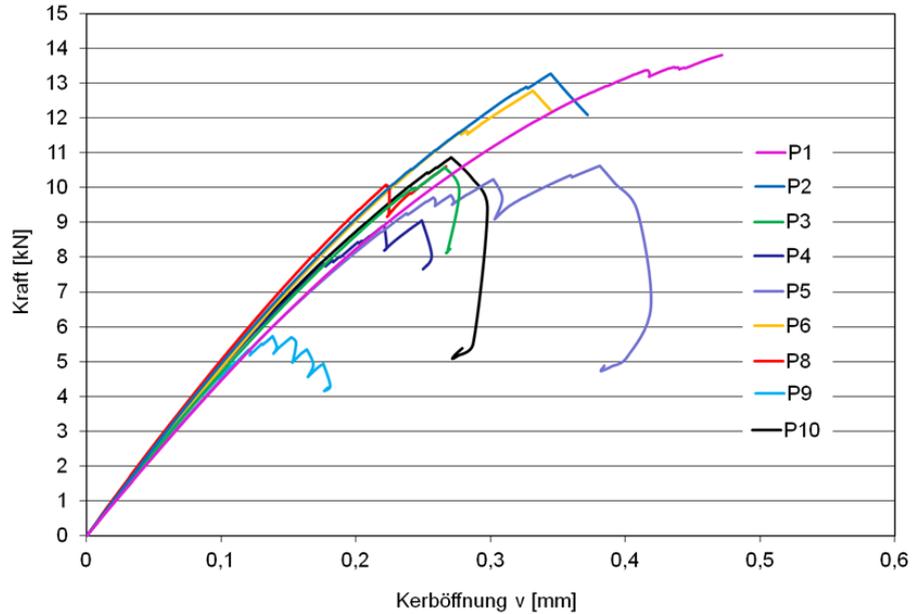


Abbildung 4.22: Kraft-Kerbaufweitungskurven 9-12 % Cr-Stahl

Die Kurven zeigen kaum plastisches Verformen und stabiles Risswachstum. Einige Proben zeigen auch das „pop-in“-Verhalten. Dies ermöglicht es, direkt aus den Kraft-Kerbaufweitungskurven Werte für J_{uc} zu errechnen (siehe Kapitel 3.4). Abbildung 4.23 zeigt ein Balkendiagramm, das die Ergebnisse für die untersuchten Positionen enthält.

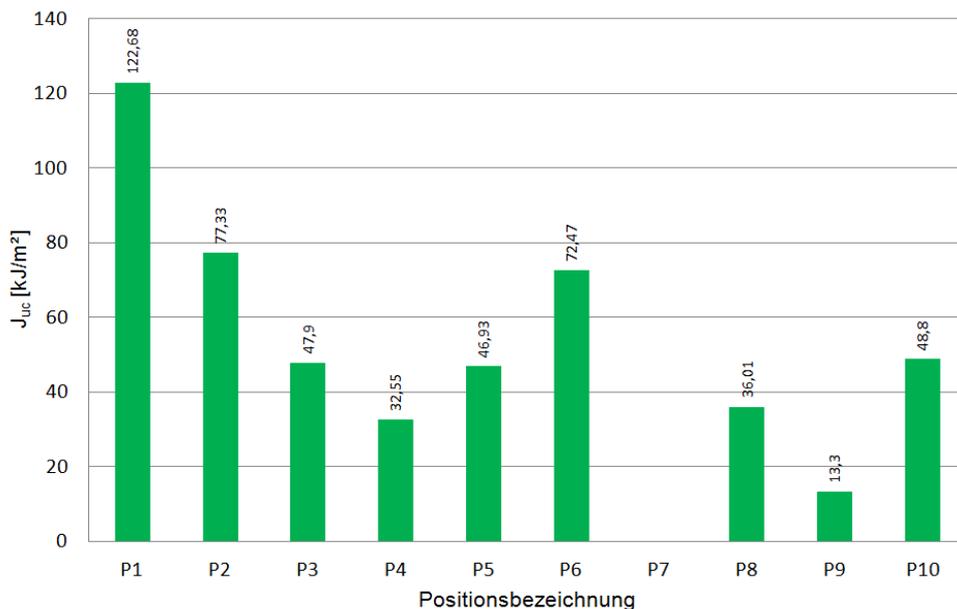


Abbildung 4.23: J_{uc} -Werte 9-12 % Cr-Stahl

4.5 Härtemessung

Die Härtemessungen erfolgten am Härteprüfer EMCO Test M1C 101 am Lehrstuhl für Umformtechnik. Die Ermittlung der HV10-Härtewerte wurde an den Breitseiten der gebrochenen Dreipunktbiegeproben (SENB) zur Bestimmung des J-Integrals in einem Abstand von 1 mm zu den Bruchkanten durchgeführt (siehe Abbildung 4.17).

3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Abbildung 4.24 zeigt die Ergebnisse der Härteuntersuchungen für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl.

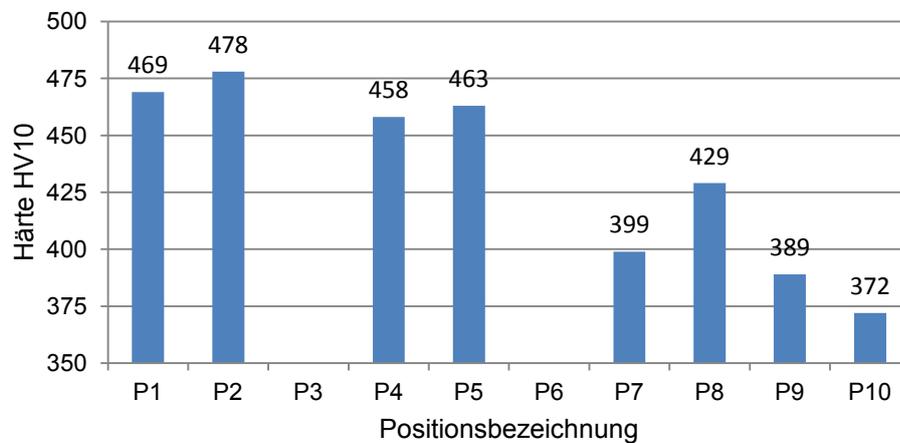


Abbildung 4.24: Härtewerte 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

9-12 % Cr-Stahl

Abbildung 4.25 zeigt die Ergebnisse der Härteuntersuchungen für den 9-12 % Cr-Stahl.

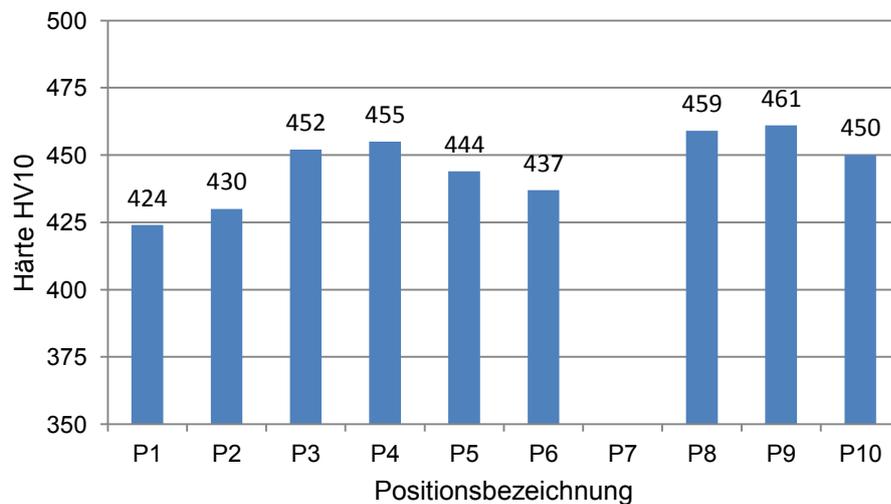


Abbildung 4.25: Härtewerte 9-12 % Cr-Stahl

4.6 Diskussion der Ergebnisse

4.6.1 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl

Die Untersuchungen für den 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl zeigen, dass mit zunehmendem Abstand von der Bauteiloberfläche die Werte der Kerbschlagarbeit zunehmen. Im Randbereich bewegen sich die Werte um 70 J, steigen bis in den Kern allerdings auf einen mehr als doppelt so hohen Wert an. Je höher die Abkühlung des Werkstoffes aufgefangen und mit einer langsameren Abkühlgeschwindigkeit weiterbehandelt wird, desto zäher verhält sich der Werkstoff bei der Kerbschlagbiegeprüfung. Auffallend ist, dass die Werte der bei Raumtemperatur und der bei 100 °C geprüften Proben oft wenig differieren und sich keine eindeutige Aussage über den Temperatureinfluss ergibt.

Die Werte der J-Integraluntersuchung zeigen ein ähnliches Bild. Mit zunehmendem Abstand von der Bauteiloberfläche nehmen die Werte und somit die Zähigkeit zu. Im Gegensatz zu den Kerbschlagbiegewerten nimmt jedoch der J-Integral-Wert der Kurve 1 einen ähnlich hohen Wert wie die Kurven aus der Mitte des Bauteiles an.

Die Härtewerte folgen den bisherigen Beobachtungen in jener Weise, dass mit steigender Zähigkeit (Kerbschlagbiegearbeit, J-Integral) die Härte abnimmt.

4.6.2 9-12 % Cr-Stahl

Die Proben des 9-12 % Cr-Stahls zeigen in Abhängigkeit von der durchgeführten Abkühlung ein sehr unterschiedliches Verhalten. Bedingt durch die gebrochene Härteprozedur kommt es an bestimmten Positionen im Querschnitt zu einer Rückerwärmung des Gefüges (siehe Abbildung 4.8 und Abbildung 4.9).

Die Positionen P1 und P2 werden durch ihre Lage an der Stirnseite bzw. Kante des Werkstücks stark abgekühlt und nur wenig rückerwärmt. P6 wird trotz seiner Lage an der Oberfläche durch das benachbarte große Volumen von 150 °C auf 400 °C wiedererwärmt. Durch die starke Abkühlung zu Beginn des Abschreckens ist die Martensitbildung vollständig abgeschlossen. Die Rückerwärmungen führen zu einer Anlassbehandlung des bereits vollständig ausgebildeten Martensits und somit zu einer hohen Zähigkeit.

P9, P8 und P4 weisen besonders niedrige Kerbschlagwerte auf. Ihre Lage im Querschnitt ergibt einen Abkühlverlauf, bei dem die Abkühlung bei 250 °C bis 350 °C gestoppt und auf Temperaturen von 350 °C bis 450 °C rückerwärmt wird. Da die Martensitbildung bei diesen Temperaturen noch nicht vollständig abgeschlossen ist, wird durch die Rückerwärmung der bis zu diesem Zeitpunkt gebildete Martensit angelassen. Erst bei weiterer Abkühlung, kann der restliche Austenit in Martensit umwandeln. Die verbleibende Zeit reicht jedoch nicht aus, um den neu gebildeten Martensit vollständig anzulassen (Anlassstufe 3). Die niedrigsten

Werte sowohl bei Kerbschlagarbeit und auch dem J-Integral weist P9 auf, der bis 300 °C abgekühlt und bis auf 450 °C wiedererwärmt wird. Bei den Härtemessungen weisen diese Proben die höchsten Werte auf. Es besteht somit ein direkter Zusammenhang zwischen Härte und Zähigkeit. Das Auffangen der Temperatur in Bereichen in denen die Martensitbildung nicht komplett abgeschlossen ist, ein darauffolgendes Anlassen dieser Bereiche und eine erst bei weiterer Abkühlung stattfindende Bildung des restlichen Martensits und somit einem nur teilweise angelassenen Gefüge, führen zu sehr niedrigen Kerbschlag- und J-Integral-Werten und hohen Härtewerten.

P5 zeigt durch seine Lage nahe der Oberfläche eine Abkühlung auf 200 °C und eine Rückerwärmung auf 350 °C. Die Prüfwerte bewegen sich im Mittelfeld der untersuchten Punkte. Die Punkte P10, P7 und P3, die ab 450 °C, 300 °C und 250 °C kontinuierlich abkühlen und keine Wiedererwärmung erfahren zeigen sowohl durchschnittliche Werte der Kerbschlagarbeit als auch der J-Integral-Werte.

Die Versuchsergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs zeigen darüber hinaus, dass bei einer höheren Proben temperatur (von 100 °C) die Kerbschlagwerte gegenüber einer Prüfung bei Raumtemperatur in hohem Maße zunehmen. Sämtliche Werte bei erhöhter Proben temperatur übersteigen die Messergebnisse unter Raumtemperatur.

Die ermittelten Härtewerte folgen den Untersuchungen der Kerbschlagarbeit und des J-Integrals in dem Sinne, als dass hohe Zähigkeit mit niedriger Härte einhergeht.

4.7 Zusätzliche Untersuchungen – 9-12 % Cr-Stahl

Auf Grund der Ergebnisse der Kerbschlagarbeit und der J-Integral-Kennwerte des 9-12 % Cr-Stahls wurden weiterführende Untersuchungen durchgeführt. Im Folgenden werden die Ergebnisse der Untersuchungen zusammengefasst.

4.7.1 Rasterelektronenmikroskop

Die Untersuchungen der Bruchflächen von ausgewählten Kerbschlagproben des 9-12 % Cr-Stahls wurden am Rasterelektronenmikroskop am MCL durchgeführt. Dafür wurden fünf Proben mit niedriger bis hoher Kerbschlagarbeit ausgewählt. Tabelle 4.3 zeigt die für die Untersuchungen ausgewählten Proben und die dazugehörigen Kerbschlagarbeiten.

Tabelle 4.3: Positionsbezeichnungen und Kerbschlagarbeitswerte der für eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung ausgewählten Kerbschlagbiegeproben des 9-12 % Cr-Stahls

Positionsbezeichnung	Kerbschlagarbeit A_v [J]
P1	145,6
P4	51,7
P6	90,4
P8	23,8
P9	11,0

Bruchformen

Brüche lassen sich grundsätzlich in zwei Gruppen aufteilen, die entweder als Folge von einmaliger Überlastung als Gewaltbruch oder durch wiederholte zyklische Beanspruchung als Schwingungsbruch auftreten. Gewaltbrüche können dabei als verformungsarme Sprödbrüche oder Verformungsbrüche in Erscheinung treten. Sprödbruchbegünstigende Faktoren stellen tiefe Temperaturen, mehrachsige Spannungszustände (infolge von Kerben, Durchmesserübergänge, usw.) oder geringe Verformungsfähigkeit bei Werkstoffen hoher Festigkeit dar. Sprödbrüche können transkristallin oder interkristallin durch einen Werkstoff verlaufen. Der transkristalline Sprödbruch entsteht durch Trennung von Kristallebenen innerhalb eines Kornes. Werden Korngrenzen durch Verunreinigungen oder Ausscheidungen versprödet, treten interkristalline Sprödbrüche auf. Bruchflächen von spröden Werkstoffen zeigen kaum plastisch verformte, ebene Bruchflächen. Duktile Werkstoffe neigen zu Verformungsbrüchen. Der Bruch entsteht erst nach großen plastischen Verformungen. Die Bruchflächen können in diesem Fall eine ausgeprägte Wabenstruktur aufweisen. Der Bruch entsteht an Werkstoffinhomogenitäten (NME, Risse, usw.) durch Lochbildung. Unter steigender Belastung weiten sich die gebildeten Hohlräume aus, bis sie schließlich abscheren und Bruchwaben zurücklassen [18].

Die folgenden Bilder eines Rasterelektronenmikroskops zeigen für jede untersuchte Probe erst eine Übersichtsaufnahme der Kerbe und des darunterliegenden Bereichs der Kerbschlagproben. In den Übersichtsaufnahmen sind Detailbereiche eingezeichnet, die mit unterschiedlich starken Vergrößerungen genauer untersucht wurden.

Position P1

Übersicht:

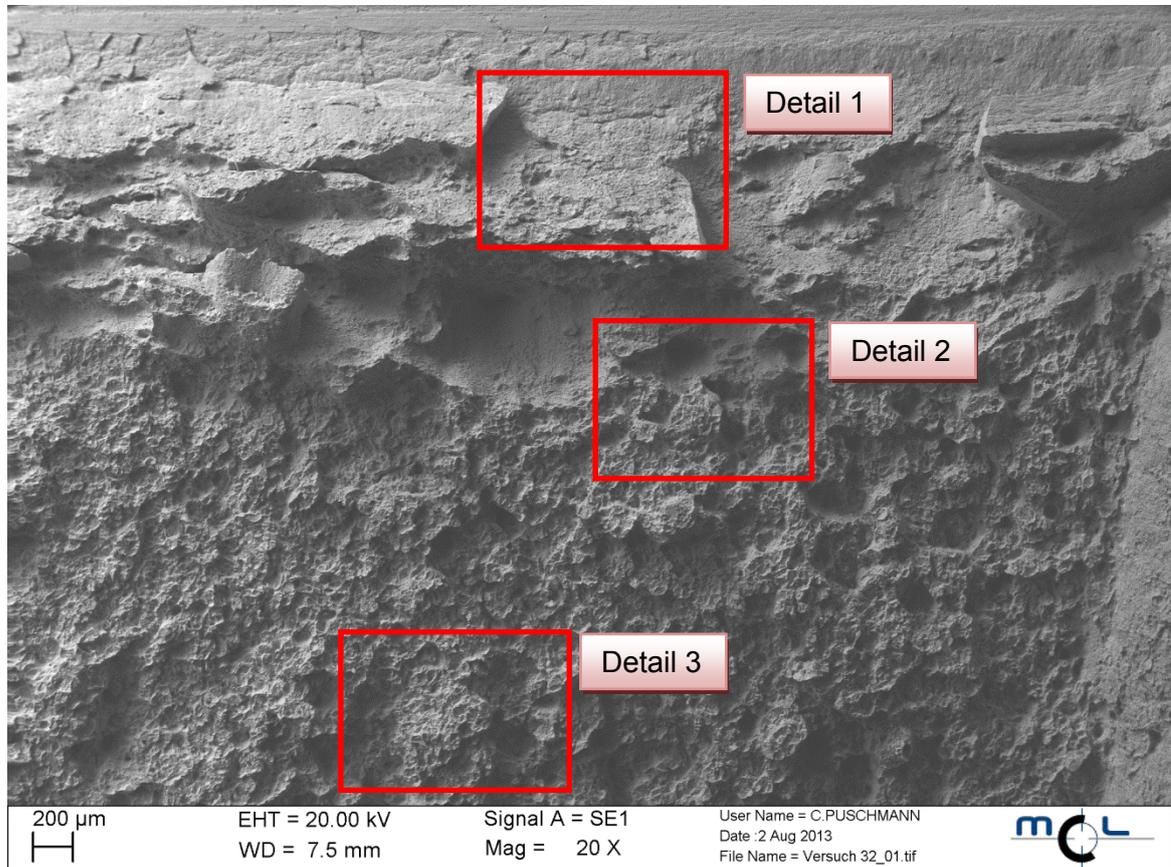


Abbildung 4.26: Übersicht Position P1

Abbildung 4.26 zeigt unterhalb der Kerbe einen großen Bereich mit sehr glatten Bruchflächen. In diesem Bereich ist die Geschwindigkeit des Pendelschlagwerks so groß, dass der Werkstoff ohne plastische Verformung bricht. Weiter innerhalb der Probe zeigen die Bruchflächen plastische Verformung und ein duktilen Verhalten.

Detail1:

Detailbereich 1 (Abbildung 4.27) zeigt einen Ausschnitt aus dem Bereich unter der Kerbe mit kaum plastischer Verformung. In der leichten Wabenbildung zeigen sich Ansätze von plastischem Verhalten, dennoch liegt sprödes Verhalten vor.

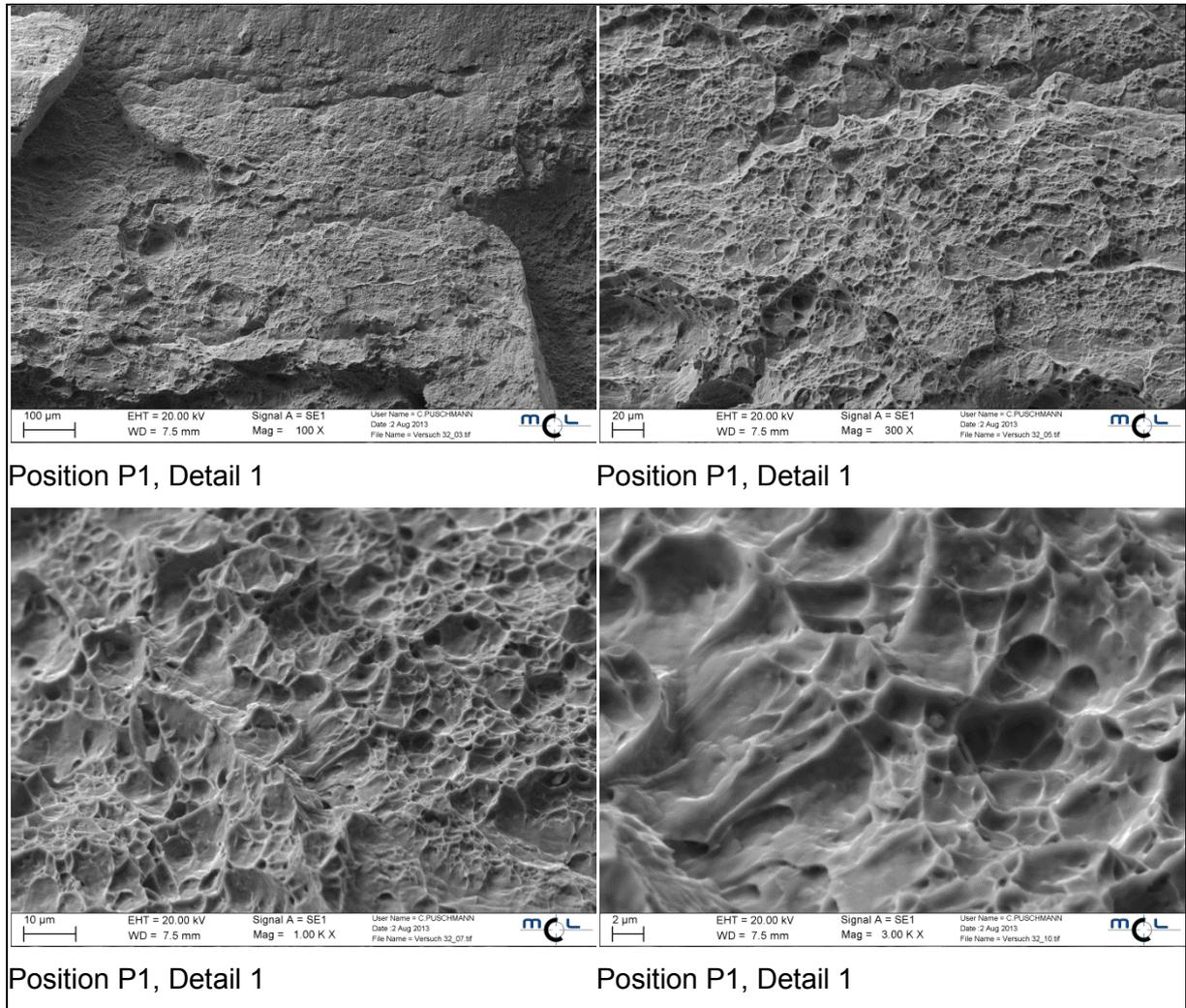


Abbildung 4.27: Position P1 - Detailbereich 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 2:

Detailbereich 2 (Abbildung 4.28) stellt den Übergangsbereich zwischen spröden und duktilen Bereich dar. Im Vergleich zu Detailbereich 1 ist bereits ausgeprägte Wabenbildung zu erkennen, was auf ein duktileres Bruchverhalten hinweist.

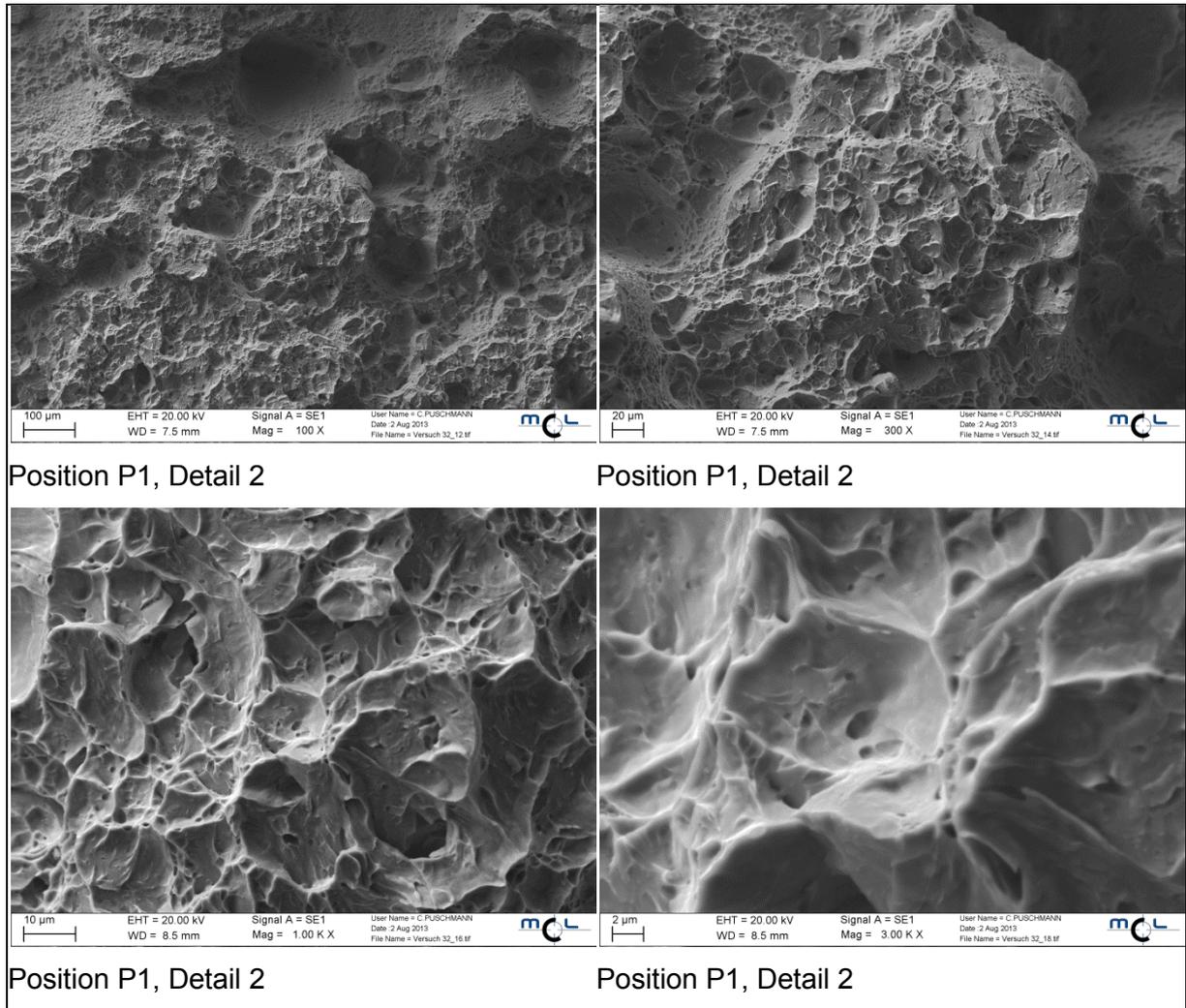


Abbildung 4.28: Position P1 - Detailbereich 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 3:

Detailbereich 3 ähnelt dem Detailbereich 2 stark, allerdings kommt es durch noch größere plastische Verformungen zu stärkeren Niveauunterschieden innerhalb der Bruchfläche und zur Bildung einer Wabenstruktur, mit stark differierenden Größen der einzelnen Waben. Abbildung 4.29 zeigt die gegenüber Abbildung 4.28 stark vergrößerten Waben der Bruchfläche im Zentrum der Kerbschlagbiegeprobe.

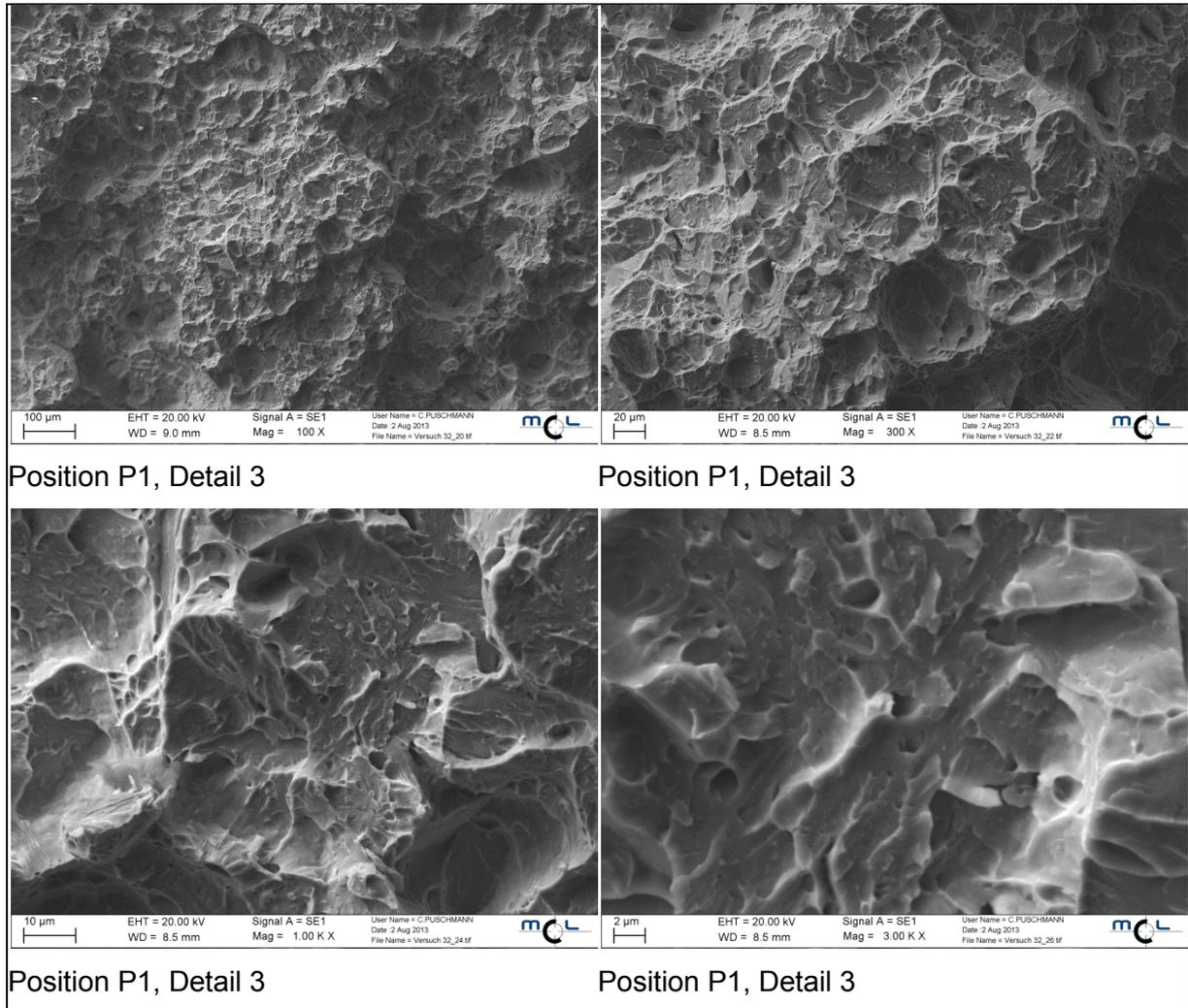


Abbildung 4.29: Position P1 - Detailbereich 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Position P4

Die Probe der Position 4 (51,7 J) weist lediglich ein Drittel der verbrauchten Kerbschlagarbeit zur zuvor beschriebenen Probe der Position P1 (145,6 J) auf. Dies spiegelt sich in einer einheitlich verformungsarmen Bruchfläche wieder. Die Übersichtsansicht (Abbildung 4.30) zeigt die Bereiche der Kerbe und der weiter innen liegenden Positionen.

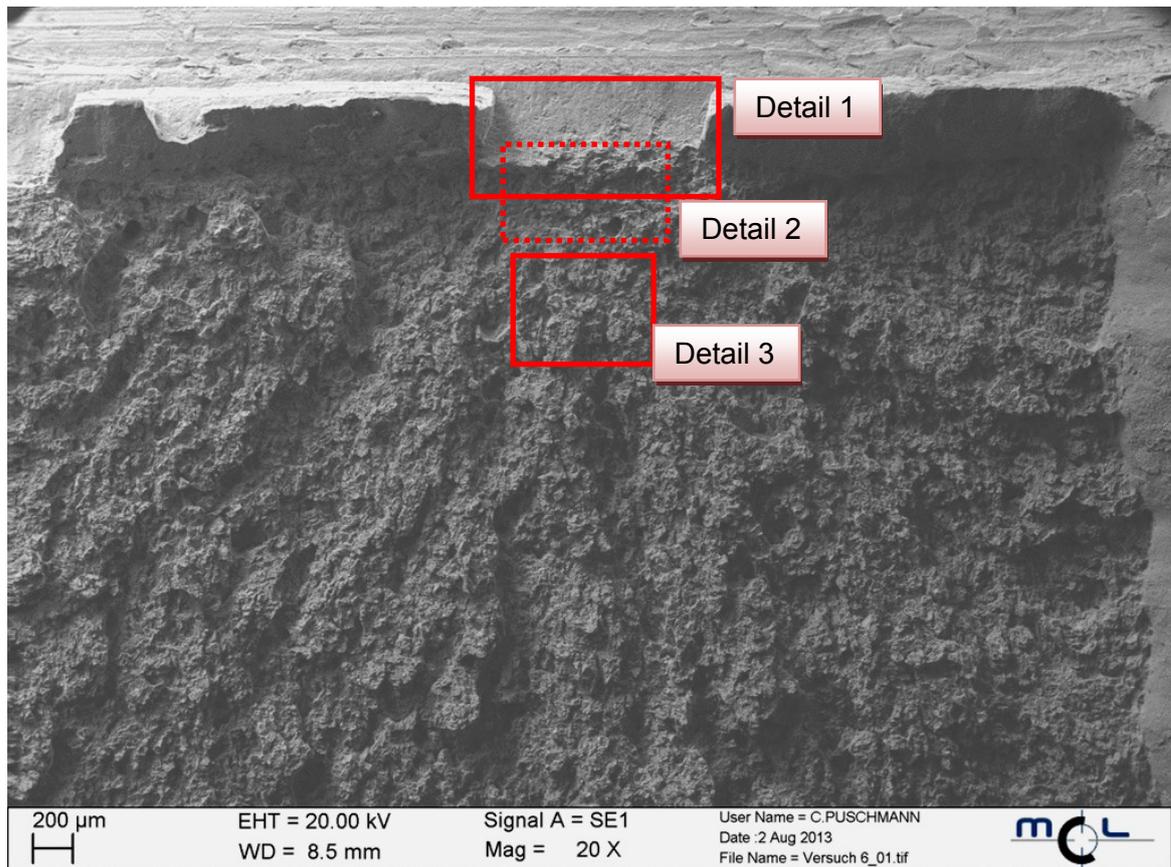


Abbildung 4.30: Übersicht Position P4

Unterhalb der Kerbe befindet sich ein Bereich mit großen Bruchkanten und dazwischenliegenden glatten Bruchflächen. Direkt im Anschluss beginnt das Gebiet des Restbruches, welches sich über die restliche Bruchfläche ohne große plastische Verformungen erstreckt.

Detail 1:

Die ebenen Bruchflächen neben den Bruchkanten des Detailbereichs 1 (Abbildung 4.31) direkt unterhalb der Kerbe weisen bedingt durch die Verformungsbedingungen spröde und ohne plastische Verformung getrennte Bruchflächen auf.

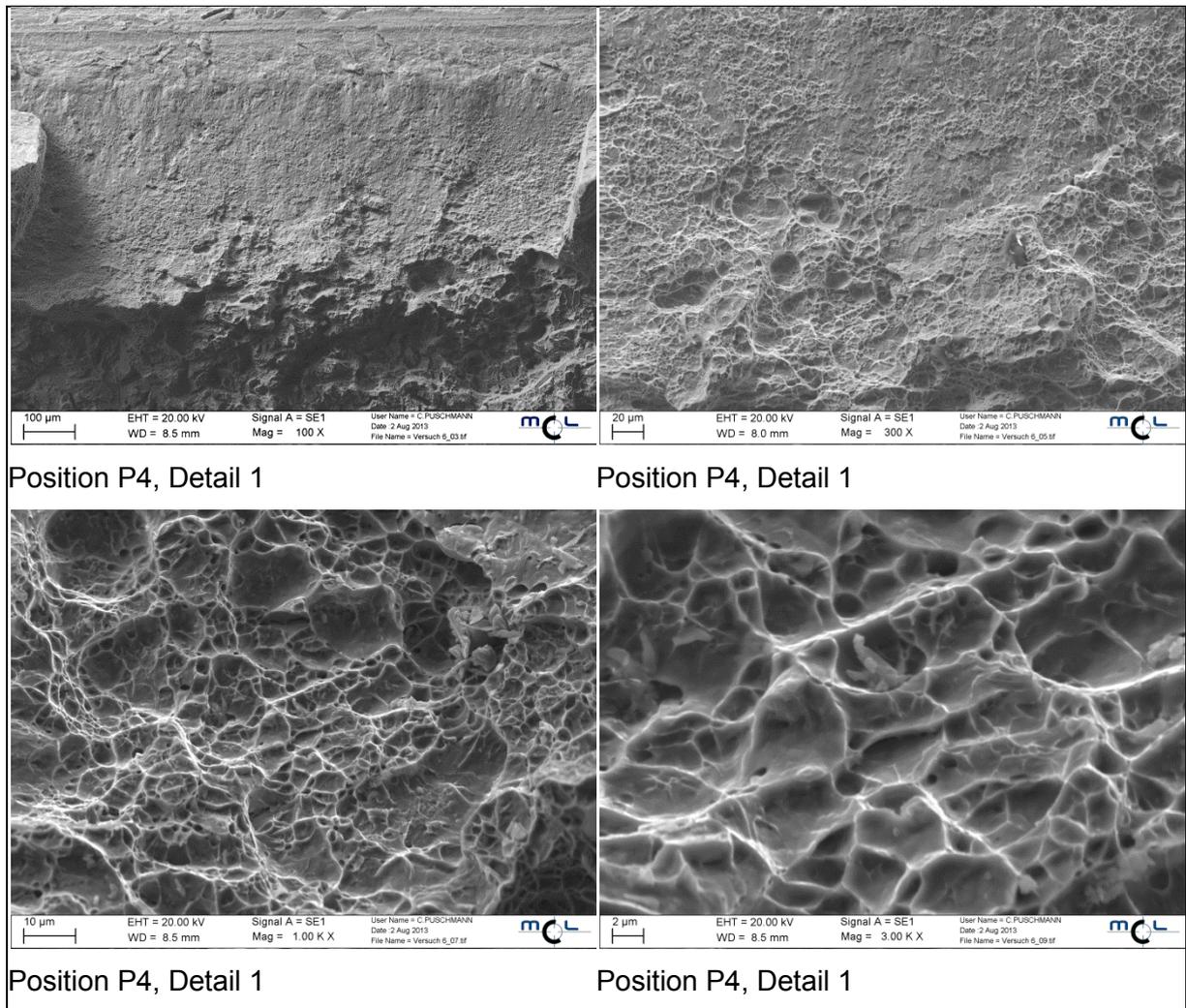


Abbildung 4.31: Position P4 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 2:

Detailansichten 2 und 3 (Abbildung 4.32 und Abbildung 4.33) weisen ein vergleichbares Bruchverhalten auf. Beginnende plastische Verformungen sind zwar zu erkennen, aber nicht so stark ausgeprägt wie bei der Probe der Position 9.

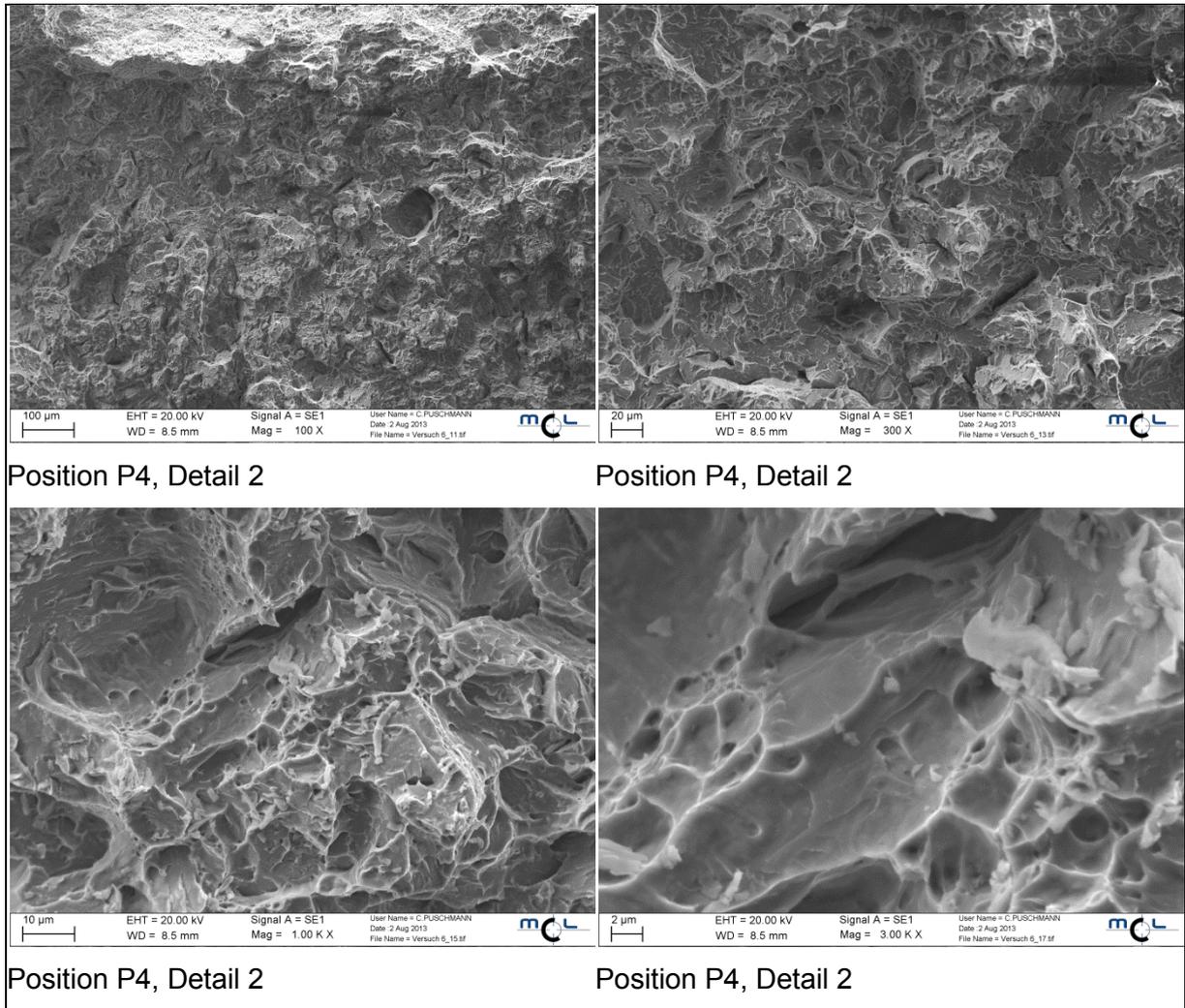
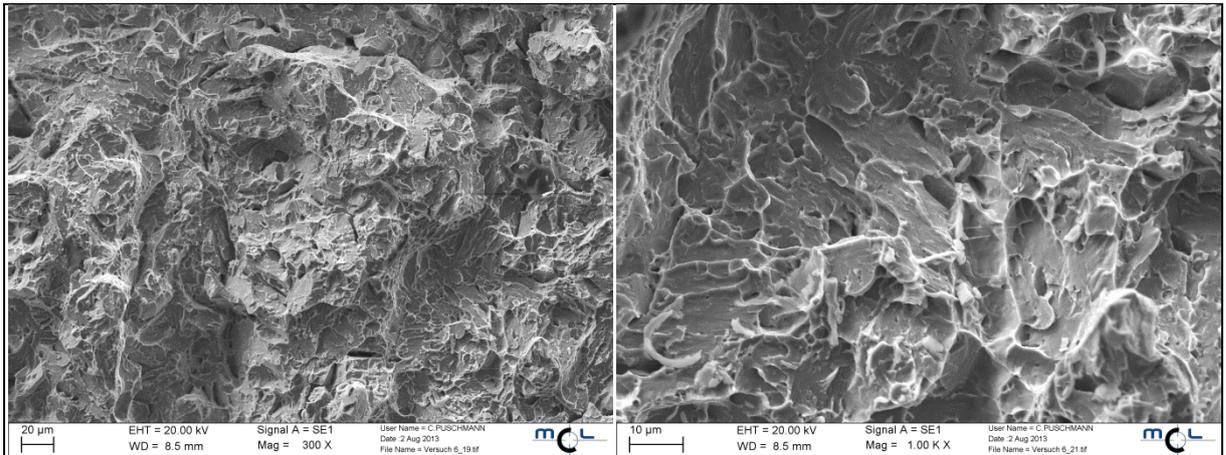


Abbildung 4.32: Position P4 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen

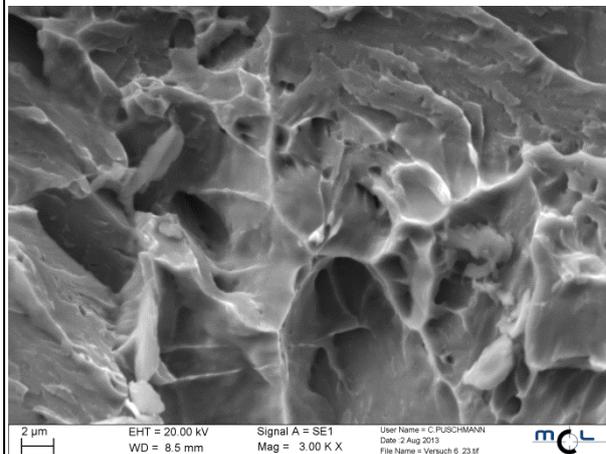
Die Bruchfläche der Probe der Position 4 zeigt im Vergleich zu Position 9 deutlich weniger Bereiche mit größeren plastischen Verformungen. Die gebildeten Waben haben nur geringe Höhe woraus sich eine flachere Bruchfläche ergibt.

Detail 3:



Position P4, Detail 3

Position P4, Detail 3



Position P4, Detail 3

Abbildung 4.33: Position P4 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Position P6

Die Probe der Position 6 liegt mit der verbrauchten Kerbschlagarbeit von 90,4 J zwischen Position 1 (145,6 J) und Position 4 (51,7 J). Ein Vergleich der drei Übersichtsbilder zeigt, dass das Erscheinungsbild der Bruchfläche auf ein duktileres Verhalten als Position P4 (Abbildung 4.30) aber ein spröderes Verhalten als Position P1 (Abbildung 4.26) hinweist.

Übersicht:

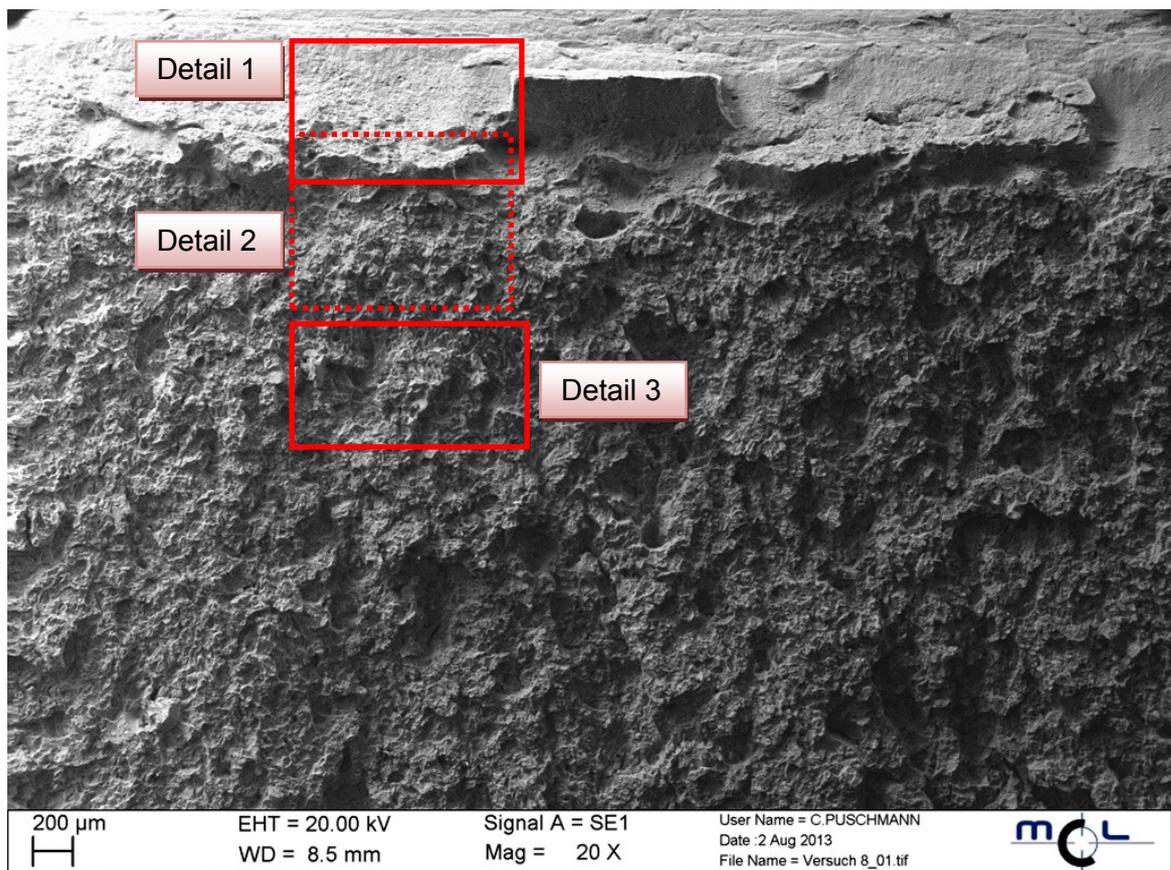


Abbildung 4.34: Übersicht Position P6

Die Bruchfläche der Probe der Position P4 weist unterhalb der Kerbe bedingt durch die hohe Geschwindigkeit des Pendelschlagwerks ebenfalls einen Bereich mit spröd versagendem Verhalten auf. Darunter erstreckt sich der Restbruch mit moderaten duktilen Verformungen.

Detail 1:

Detailbereich 1 (Abbildung 4.35) weist kaum plastische Verformung auf. Die hohe Verformungsgeschwindigkeit führt zu einem spröden Werkstoffversagen und zu einer glatten Bruchfläche.

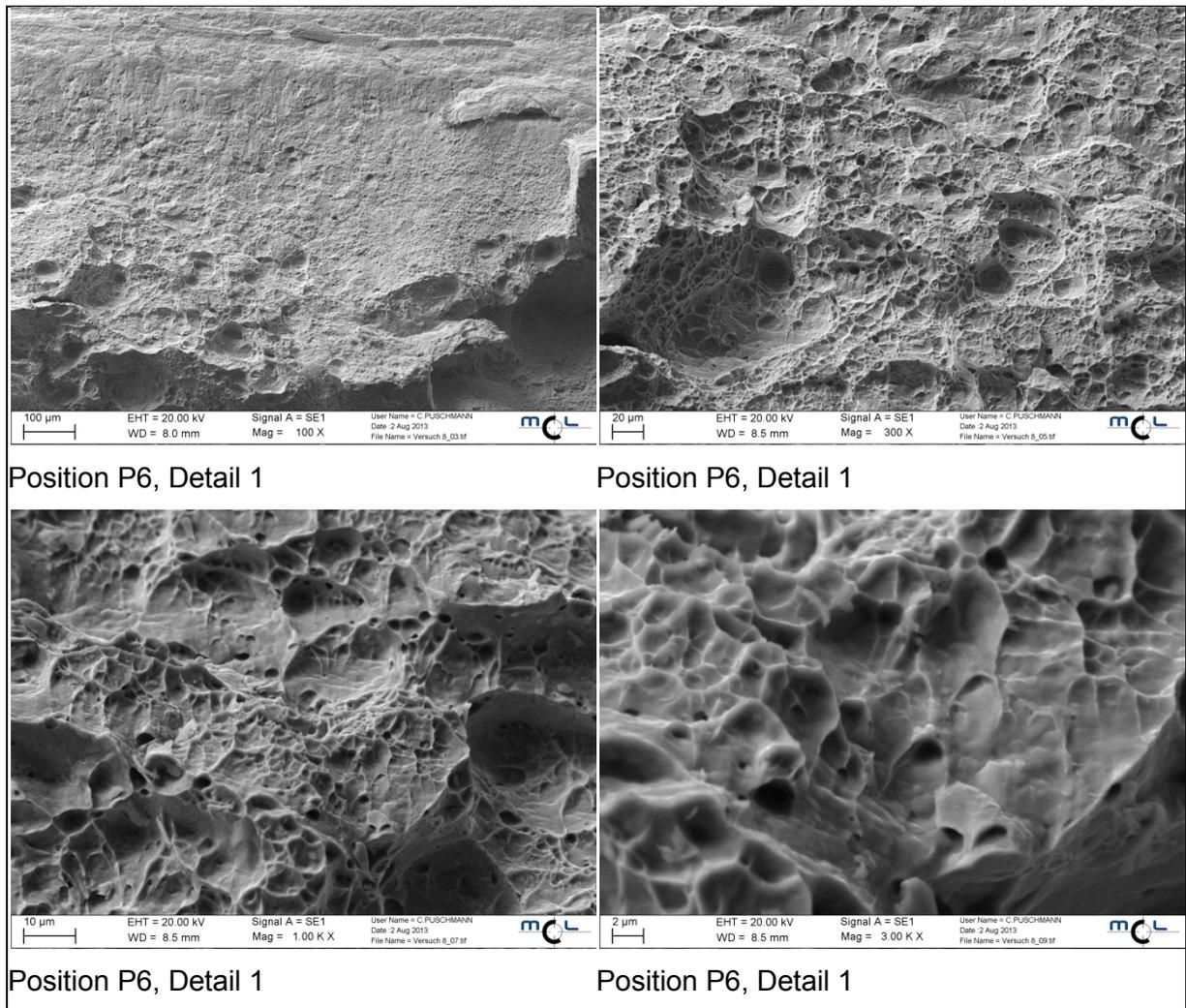


Abbildung 4.35: Position P6 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 2:

Detailbereich 2 (Abbildung 4.36) liegt direkt unterhalb der Kerbe. Allerdings gleichen sich die Bruchflächen von Detailbereich 2 und dem weiter innen liegenden Detailbereich 3 sehr. Die plastischen Verformungen, welche zur Wabenbildung führen, sind stärker ausgeprägt als bei Proben von Positionen mit geringerer Kerbschlagarbeit (z.B. Position 4, 8 und 9).

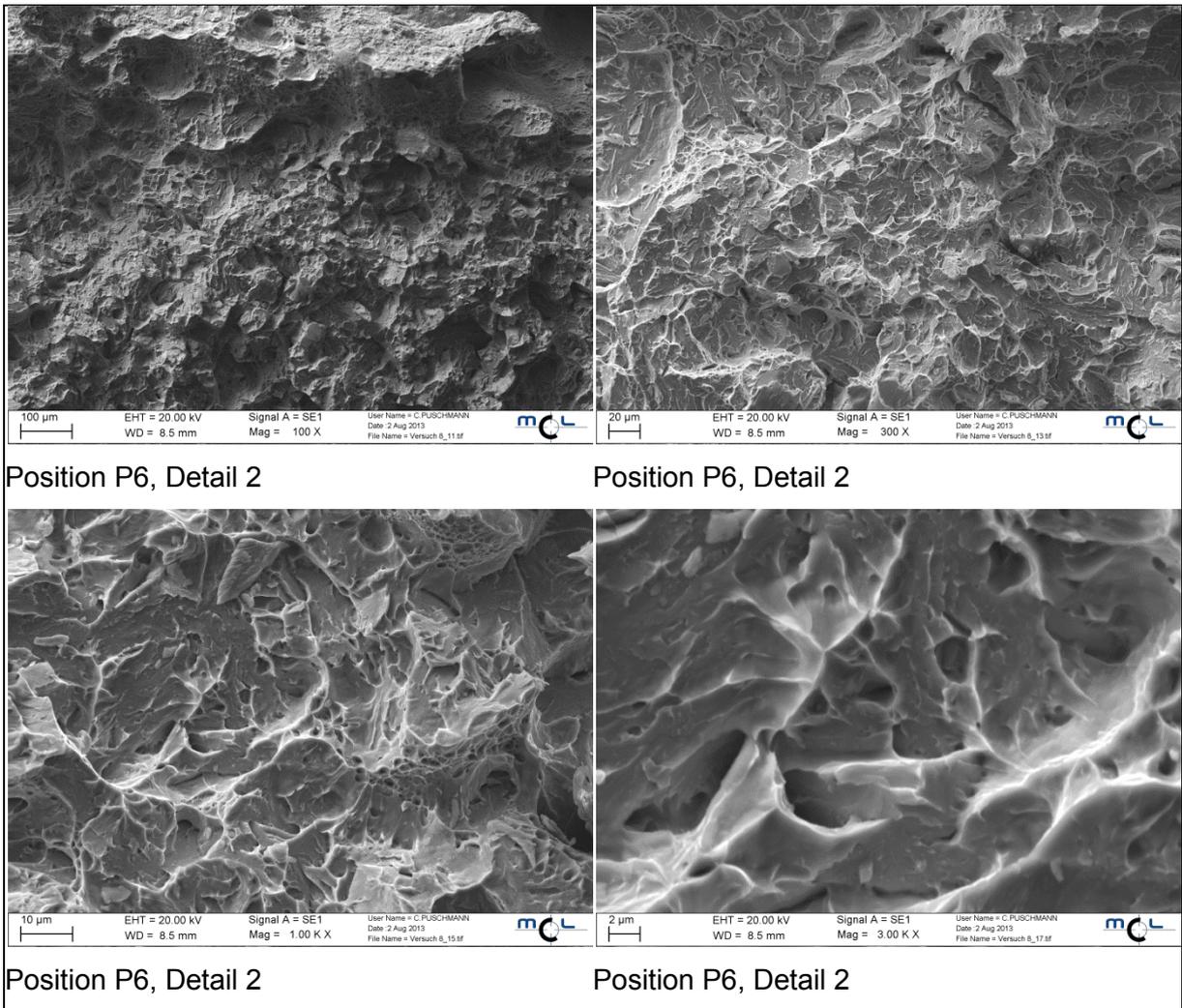


Abbildung 4.36: Position P6 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 3:

Die in Detailbereich 2 (Abbildung 4.36) und 3 (Abbildung 4.37) erkennbaren plastischen Verformungsvorgänge führen im Vergleich zur Probe der Position 4 zu höheren Werten der Kerbschlagarbeit. Die Probe der Position P9 weist eine noch stärkere Wabenbildung innerhalb der Bruchfläche auf.

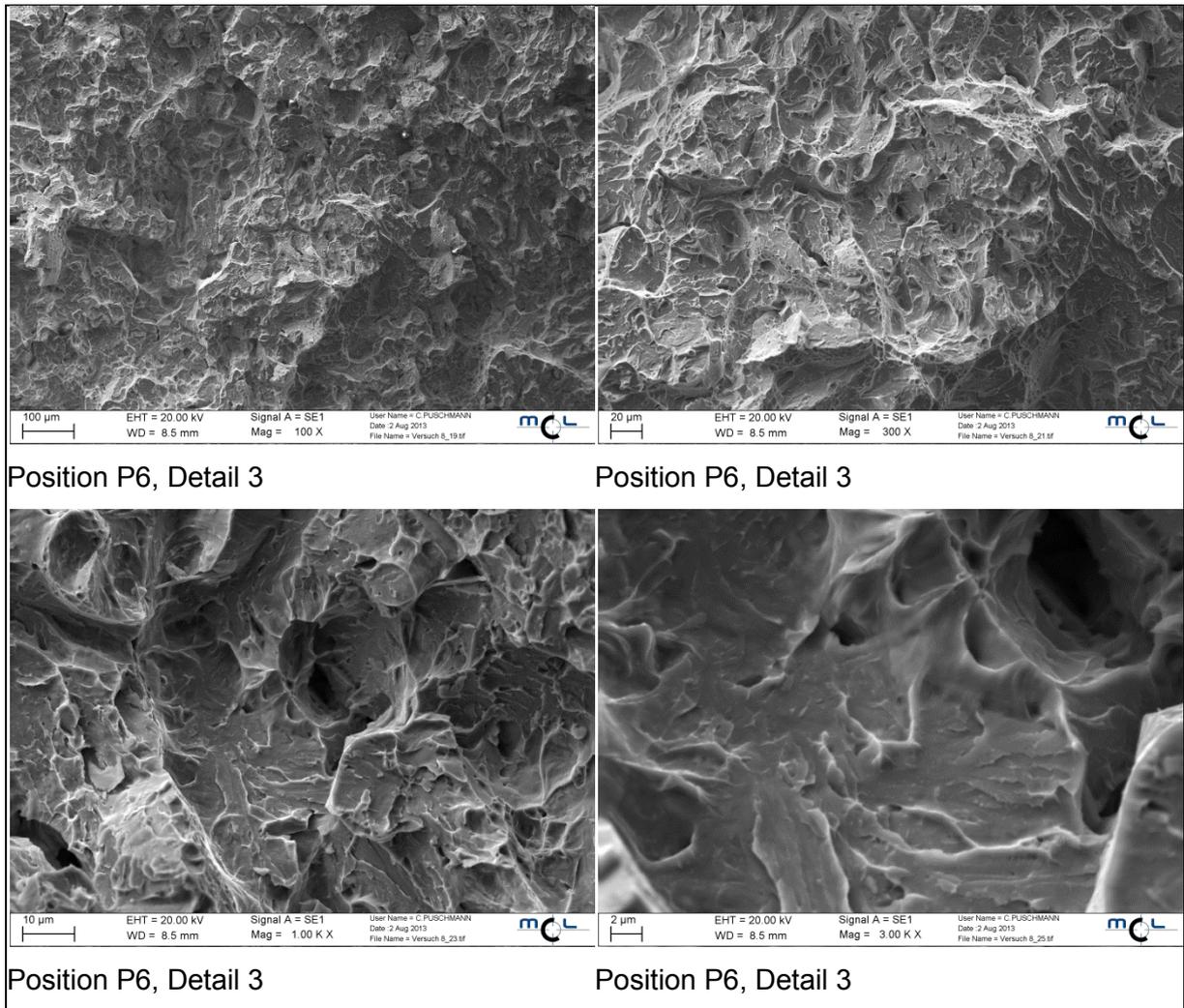


Abbildung 4.37: Position P6 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Mit den Kerbschlagbiegeproben der Positionen P8 (23,8 J) und P9 (11,0 J) wurden noch zwei Untersuchungen an Proben durchgeführt, die sehr niedrige Werte im Kerbschlagbiegeversuch ergeben haben.

Position P8

Übersicht:

Die Übersichtsdarstellungen von Position P8 (Abbildung 4.38) und P9 (Abbildung 4.42) zeigen ein sich ähnelndes Bruchbild. Unterhalb der Kerben befinden sich Bruchkanten, die direkt in eine sehr wenig plastisch verformte Restbruchfläche übergehen.

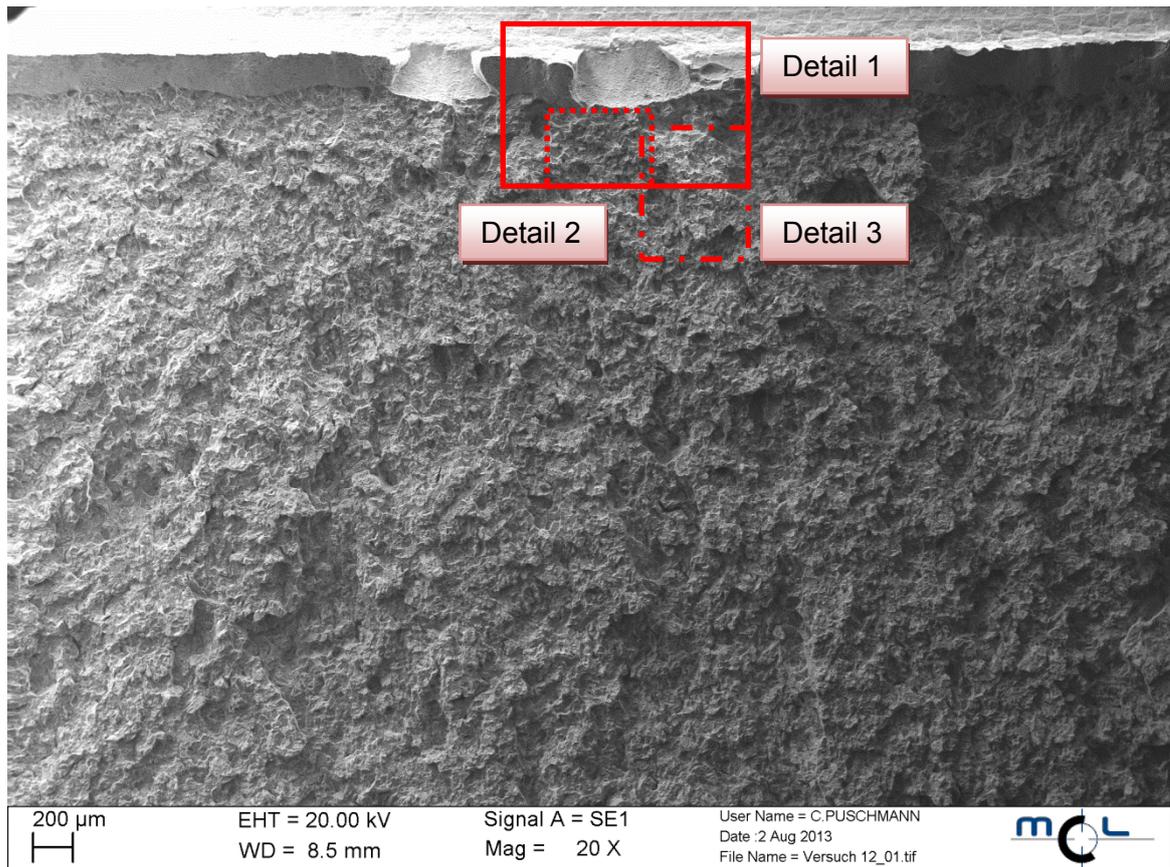


Abbildung 4.38: Übersicht Position P8

Detail 1:

Detailbereich 1 zeigt den durch eine hohe Verformungsgeschwindigkeit beeinflussten Bereich unterhalb der Kerbe. Annähernd über die gesamte Länge der Kerbe verläuft eine Bruchkante, deren Bruchfläche keine plastischen Deformationen zeigt. In der in Abbildung 4.39 abgebildeten Bruchfläche ist ein sehr sprödes Werkstoffverhalten zu erkennen.

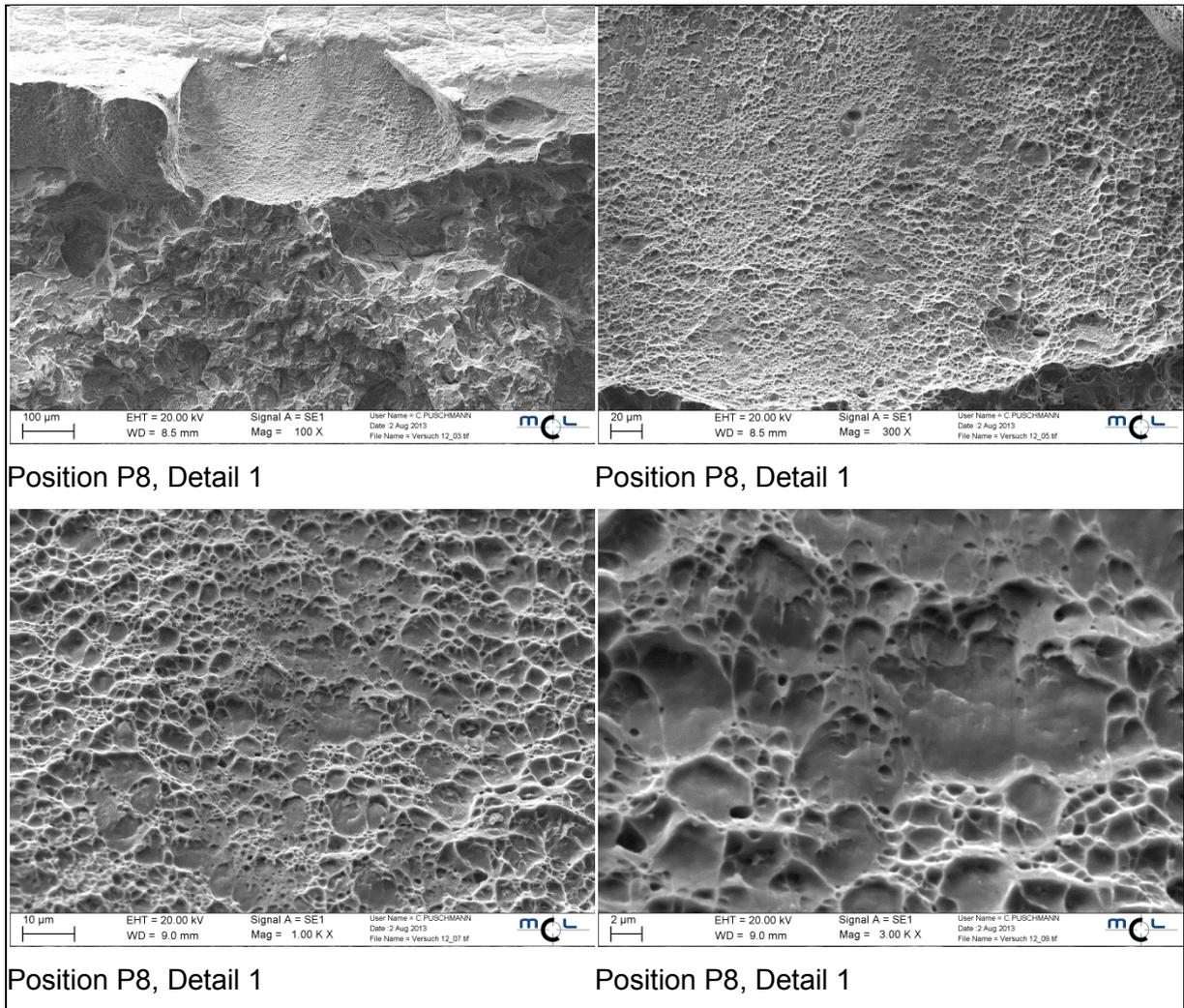


Abbildung 4.39: Position P8 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 2:

Die Detailbereiche 2 und 3 weisen aufgrund des Aussehens auf ein sprödes Materialverhalten hin. Werden die Restbruchflächen der Proben von Position 1 mit denen von Position 8 oder 9 verglichen, ist eine plastische Verformung nur im Ansatz zu erkennen. Bereits nach sehr kleinen Verformungen tritt der Bruch auf. Dies hat zur Folge, dass die Bruchflächen kein duktiles Wabenbruchaussehen aufweisen.

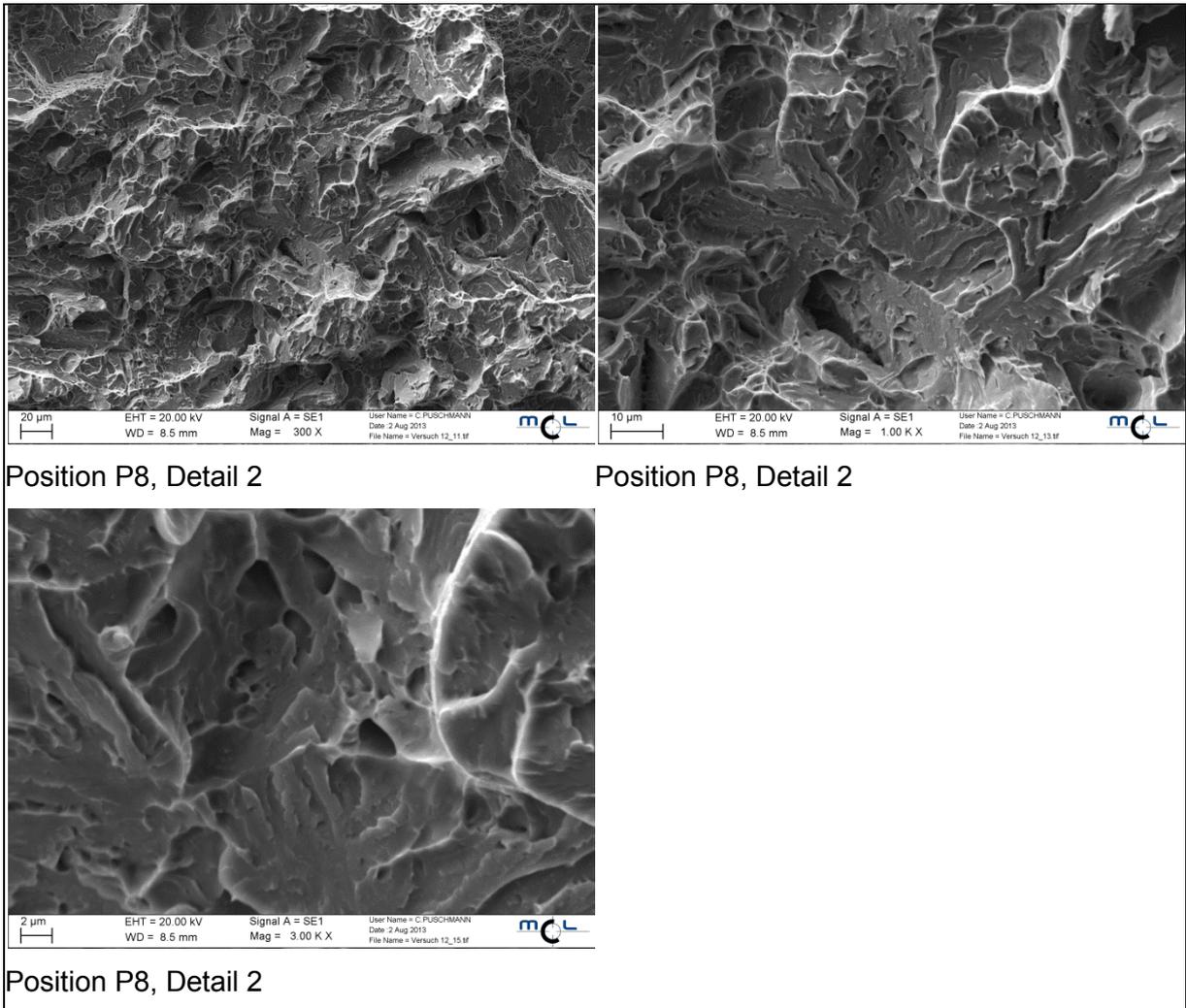


Abbildung 4.40: Position P8 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 3:

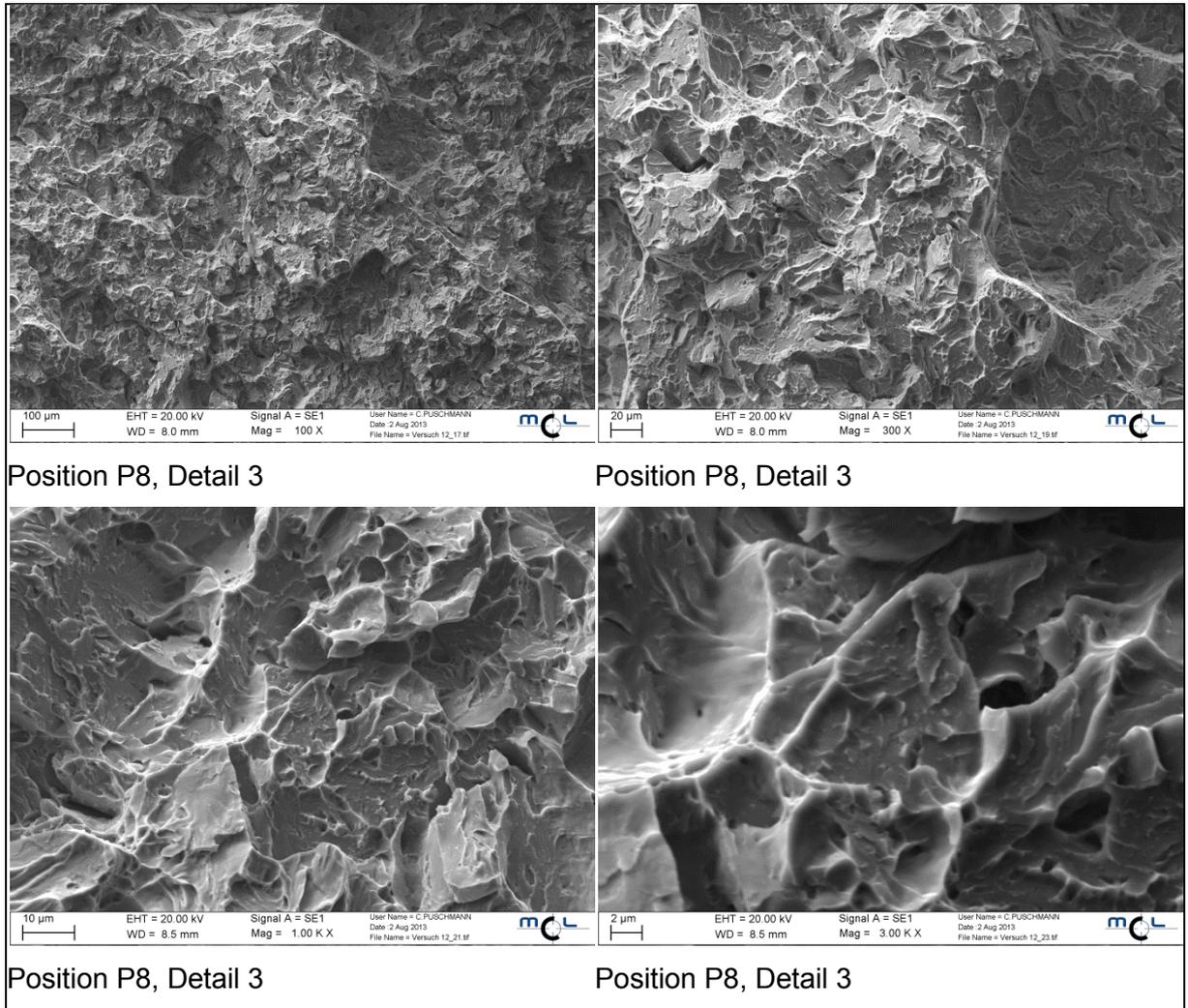


Abbildung 4.41: Position P8 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Position P9

Übersicht:

Die Kerbschlagarbeit der Probe der Position 9 ist mit 11,0 J die geringste der untersuchten Proben. Im Vergleich zur Probe der Position 8 (Abbildung 4.38) bildet sich unterhalb der Kerbe eine nicht so stark ausgeprägte Bruchkante.

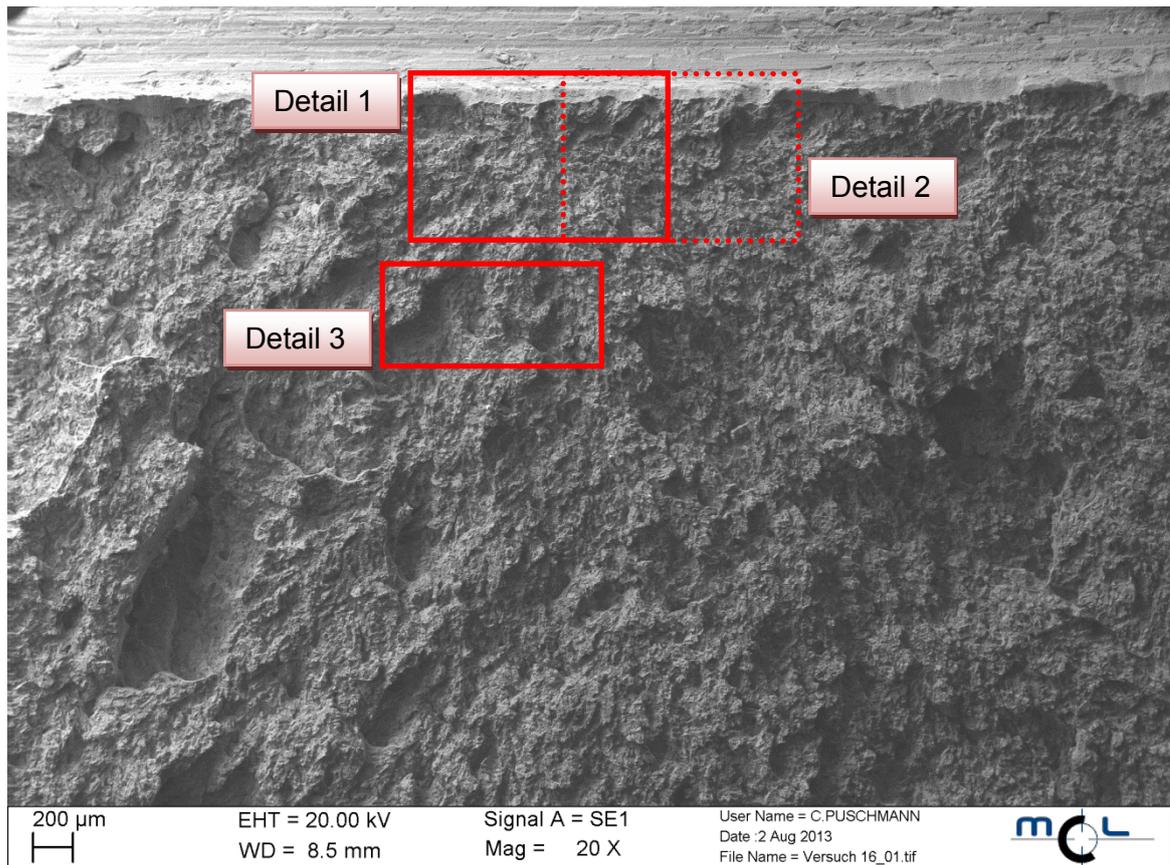


Abbildung 4.42: Übersicht Position P9

Detail 1:

Die Detailbereiche 1 (Abbildung 4.43) und 2 (Abbildung 4.44) direkt unterhalb der Kerbe zeigen einen abgescherten Übergangsbereich zu einer kaum verformten Restbruchfläche. Der Bereich der Scherung weist eine sehr glatte und ebene Bruchfläche auf. Die im Anschluss gebildete Restbruchfläche zeigt das typische Verhalten eines transkristallinen Sprödbruchs. Die Bruchfläche zeigt keine plastischen Verformungen und weist somit auf niedrige Kerbschlagbiegewerte hin.

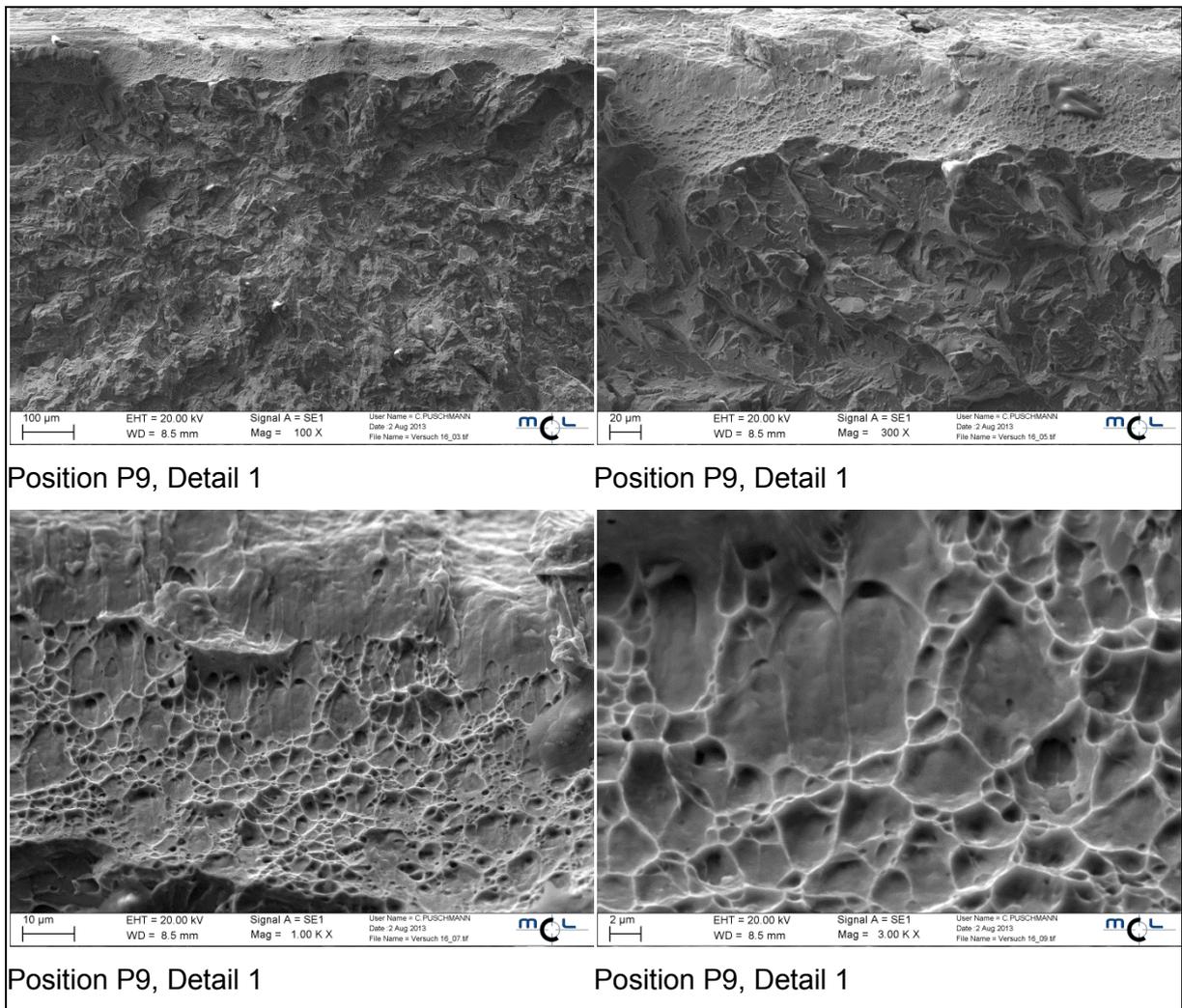


Abbildung 4.43: Position P9 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 2:

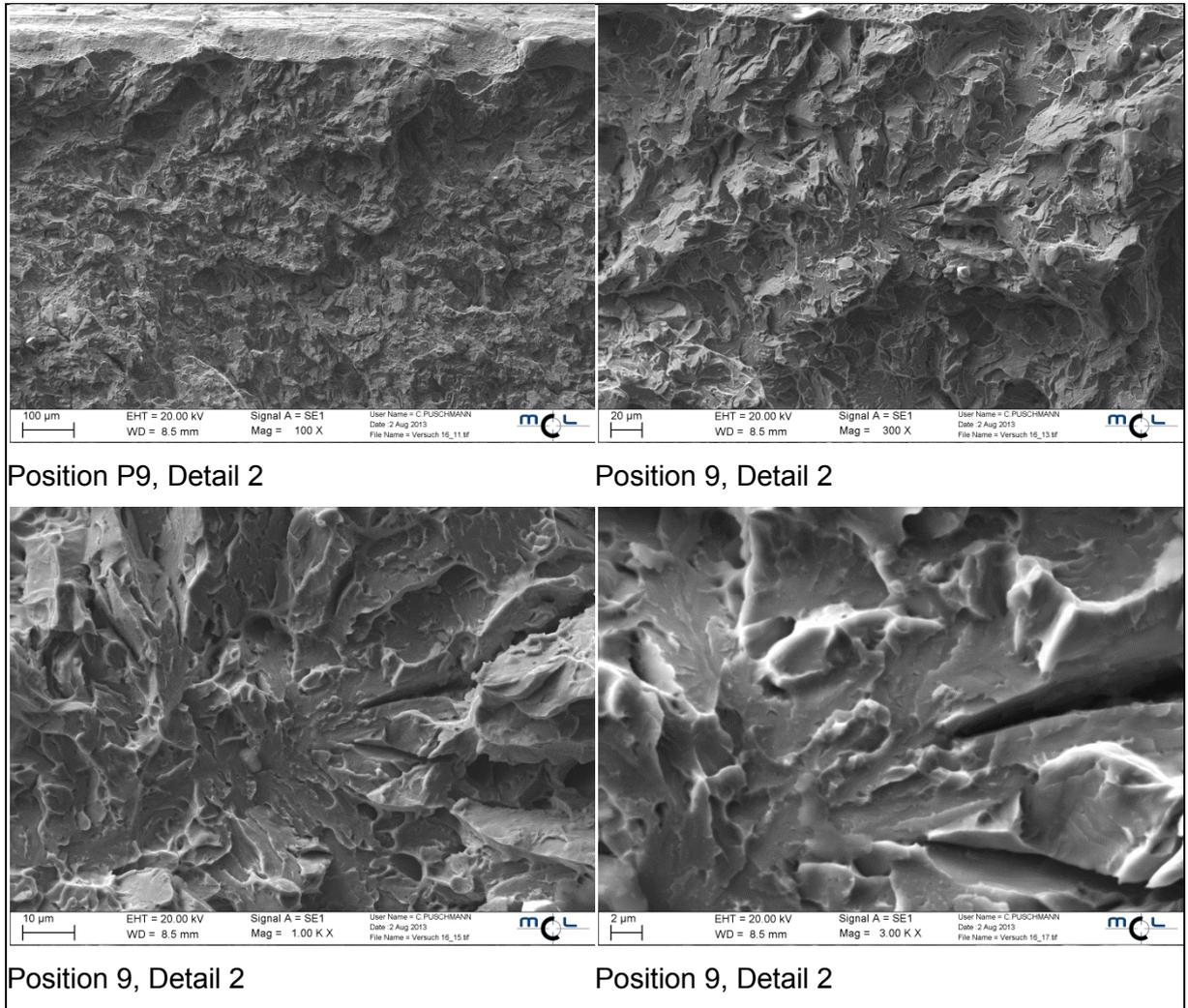


Abbildung 4.44: Position P9 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Detail 3:

Die Bruchflächen des Detailbereichs 3 (Abbildung 4.45) weisen keine Anteile an plastischer Verformung auf. Der Werkstoff verhält sich über den gesamten Querschnitt äußerst spröde.

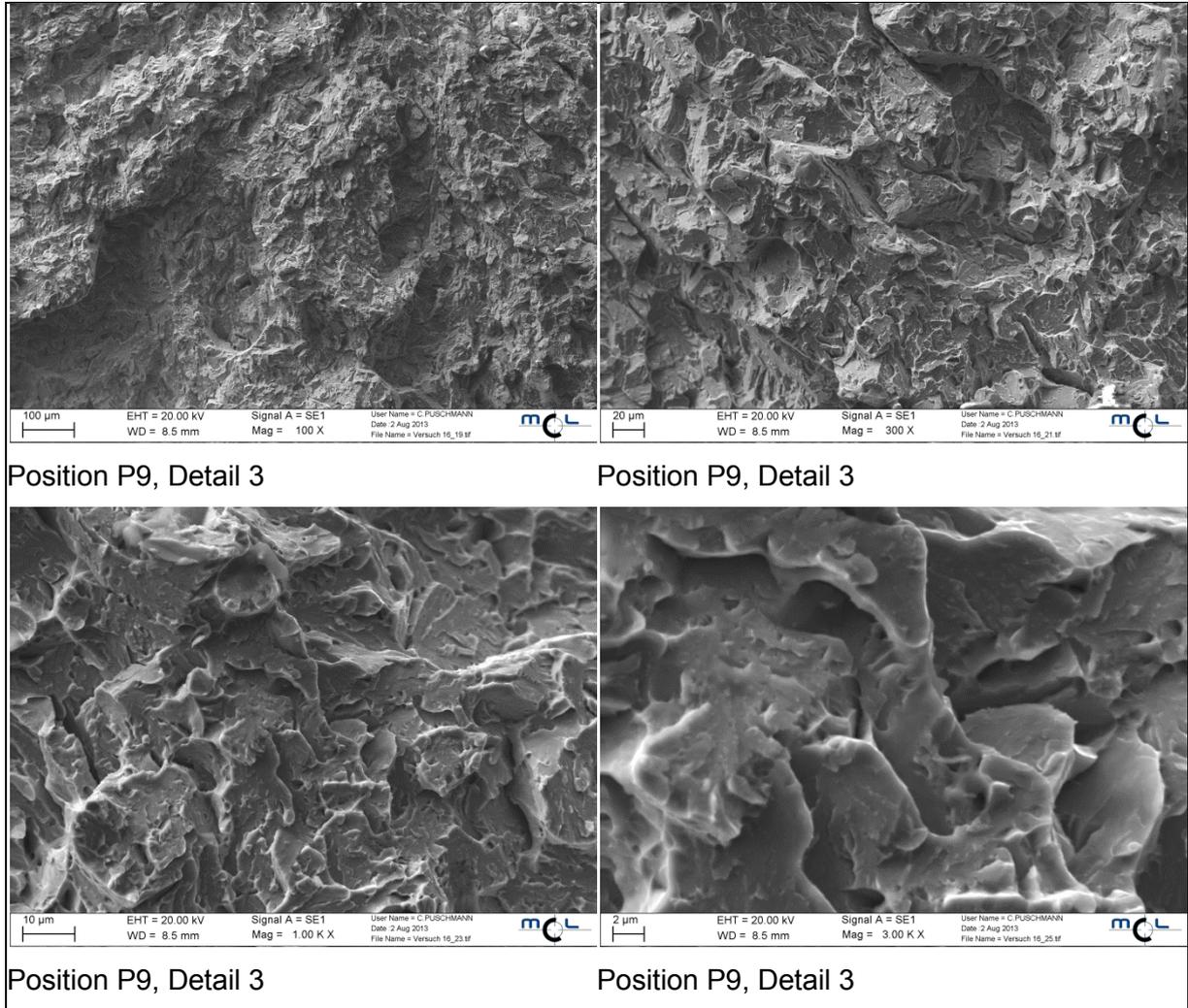


Abbildung 4.45: Position P9 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen

Die Untersuchungen der Bruchflächen der Kerbschlagproben bestätigten die Ergebnisse der vorangegangenen Prüfungen. Abkühlbedingungen welche geringe Werte der Kerbschlagarbeit sowie schlechtes Zähigkeitsverhalten bei den bruchmechanischen Untersuchungen aufweisen, zeigen überwiegend sprödes Versagen. Dennoch konnten mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie keine weiteren Erkenntnisse für das stark unterschiedliche Zähigkeitsverhalten des 9-12 % Cr-Stahl gefunden werden.

4.7.2 Restaustenit- und Karbidmessungen

Die durchgeführten Restaustenitmessungen an unterschiedlichen Kerbschlagbiegeproben sollten zeigen, ob es im Zuge der Abkühlung zur Bildung von Austenit im Gefüge kommt. Zu diesem Zweck wurden verschiedene Kerbschlagproben mit zähem bzw. duktilem Bruchverhalten am MCL mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) geprüft. Tabelle 4.4 zeigt die geprüften Proben mit den dazugehörigen Kerbschlagarbeit- und Restaustenit-Messwerten.

Tabelle 4.4: Positionsbezeichnung, Kerbschlagarbeit und Ergebnis der Kerbschlagbiegeproben, die zur Restaustenitmessung des 9-12 % Cr-Stahls herangezogen wurden.

Positionsbezeichnung	Kerbschlagarbeit A_v [J]	Restaustenitgehalt [%]
P2	114,1	2,2
P4	51,7	6,5
P4 – 100 °C	117,4	2,7
P6	90,4	6,4
P6 – 100 °C	270,2	9,1
P8	37,3	1,9
P9	11,0	3,5
P9 – 100 °C	62,3	2,2
P10	66,5	2,8

Wie Tabelle 4.4 zu entnehmen ist führte die RA-Messung zu keinem verwertbaren Ergebnis. Proben die bei den identischen Abkühlbedingungen wärmebehandelt wurden und lediglich bei unterschiedlichen Prüftemperaturen geprüft wurden zeigen große Unterschiede bei den RA-Messungen (z.B.: P6 und P6 - 100°C). Da die Messung des Restaustenits über eine Bestimmung der Gitterkonstante von Oberflächenbereichen erfolgt, kann die Messung durch Karbide mit ähnlicher Gitterkonstante verfälscht werden. Restaustenit ist auf Grund der Stahlzusammensetzung allerdings nicht zu erwarten. Eine zusätzlich durchgeführte Karbidmessung konnte ebenfalls keine Informationen zu den Gründen für die unterschiedlichen Zähigkeitsverhalten liefern. Die Problematik liegt in den sehr geringen Restaustenitgehalten und den sehr ähnlichen Gitterkonstanten einiger Chromkarbide und des Restaustenits, wodurch die Messergebnisse verfälscht werden.

5. Umwertung von Kerbschlagarbeit in Bruchzähigkeit

Da ein J_{Ic} -Parameter seine Gültigkeit im Bereich der LEBM nicht verliert, lässt er sich auch hier ermitteln. Es ergibt sich der Zusammenhang [51]:

EDZ (Ebener Dehnungszustand)

$$J = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (5.1)$$

ESZ (Ebener Spannungszustand)

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad (5.2)$$

Dies bedeutet, dass für Proben mit einer kleinen plastischen Zone die Bruchzähigkeit K_I aus J-Werten errechnet werden kann [51].

Da Zähigkeitsuntersuchungen, wie die der Bruchzähigkeit bzw. des J-Integrals, eine aufwendige und zeitintensive Prüfung darstellen, die Kerbschlagarbeit, die ebenfalls das Zähigkeitsverhalten von Werkstoffen bewertet, jedoch sehr einfach ermittelt werden kann, wäre eine einfache Umwertung von A_v in K_{Ic} bzw. J_{Ic} von Vorteil. Grundsätzliche Überlegungen, wie sie in Kapitel 3.3 angeführt sind, zeigen dass sich die Kerbschlagbiegeprüfung lediglich zu einer Reihung von Werkstoffen bzw. zur Einteilung in sprödes oder duktilen Verhalten eignet. Während also K_{Ic} - bzw. J_{Ic} -Untersuchungen Werkstoffkennwerte liefern, ermittelt die Kerbschlagbiegeprüfung eine technologische Größe, die ausschließlich an Normproben zu gültigen Ergebnissen führt. Ein Übertrag von Erkenntnissen aus A_v -Untersuchungen auf die Anforderungen an Bauteile ist nicht zulässig. Dennoch bestehen einige Ansätze, die es in einem oft sehr engen Anwendungsfenster ermöglichen, konservative Abschätzungen von K_{Ic} - bzw. J_{Ic} - aus A_v -Werten zu treffen.

Die Autoren Barsom und Rolfe [53] führten für verschiedene Stähle langsame (quasistatische) und schnelle (dynamische) A_v - und K_{Ic} -Untersuchungen durch und verglichen die Ergebnisse (siehe Abbildung 5.1 und Abbildung 5.2). In beiden Abbildungen ist zu sehen, dass sich der Übergang von der Tieflage in den Übergangsbereich durch eine langsamere Prüfgeschwindigkeit zu tieferen Temperaturen verschiebt, wobei sich die Verschiebungen aus quasistatischer und dynamischer Kerbschlagbiegeprüfung und quasistatischer und dynamischer Bruchzähigkeitsuntersuchung ähneln [53].

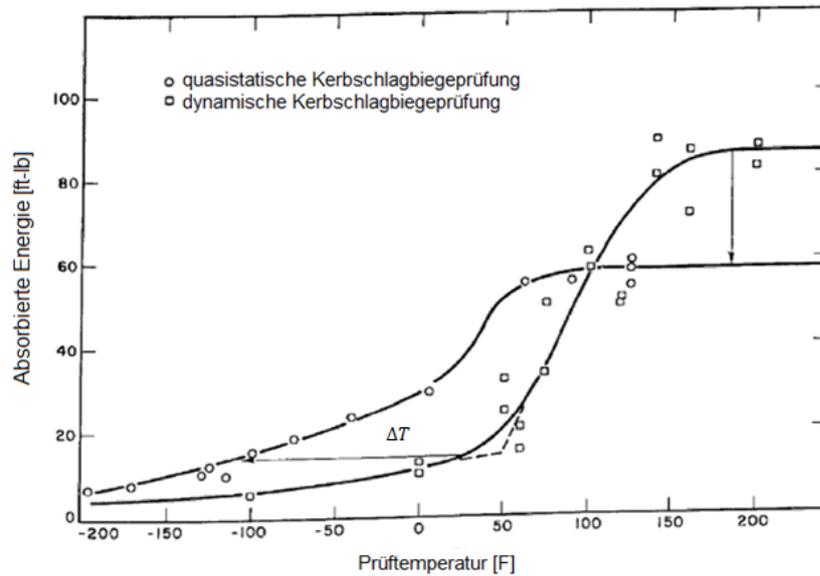


Abbildung 5.1: Beispiel für den Verlauf von Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven bei quasistatischer und dynamischer Kerbschlagbiegeprüfung [53]

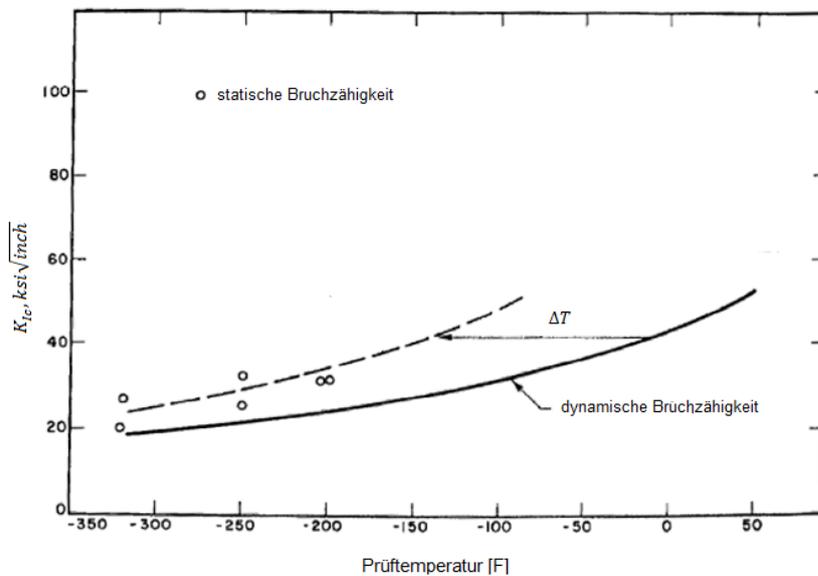


Abbildung 5.2: Beispiel für den Verlauf von K_{Ic} -Temperatur-Kurven bei quasistatischer und dynamischer Bruchzähigkeitsuntersuchung [53]

Zum Anderen wurde gezeigt, dass K_{Ic} und A_v -Werte eine ähnliche Temperaturabhängigkeit aufweisen. Auf diesen und weiteren Erkenntnissen aufbauend, entwickelten Barsom und Rolfe auf die geprüften Stähle angepasste empirische Korrelationen, die allerdings nur in bestimmten Temperaturbereichen ihre Gültigkeit besitzen.

Abbildung 5.3 zeigt die Korrelation nach Barsom und Rolfe in der Hochlage.

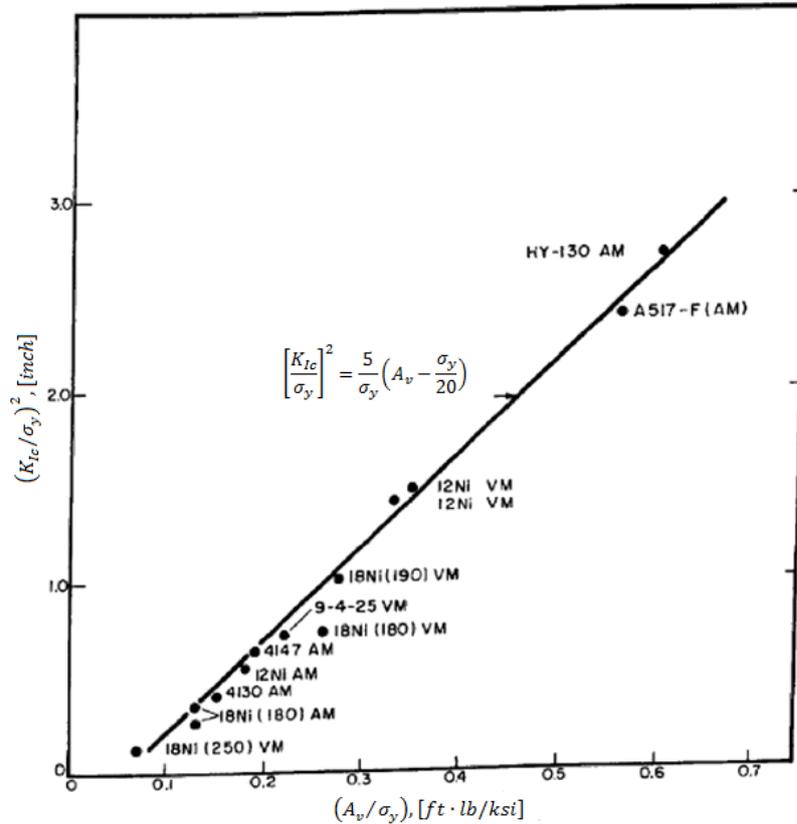


Abbildung 5.3: Verhältnis von K_{Ic} zu A_v in der Hochlage (σ_y entspricht der jeweiligen Streckgrenze) [53]

Aufbauend auf diese und ähnliche Theorien haben sich zahlreiche Abänderungen und einige neue Ansätze ergeben. An dieser Stelle sei auf die Arbeiten von Sailors und Corten [54], Kapp und Underwood [55] oder Schindler [56] verwiesen.

Ein weiterer Ansatz ist Teil einer allgemeinen Prozedur zur bruchmechanischen Bauteilbewertung, der sog. „SINTAP“-Prozedur (Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry). Zerbst et al [57] schlagen für eine Umwertung folgende Korrelationen vor.

Tiefelage der Risswiderstandskurve [57]:

$$K = [(12\sqrt{A_v} - 20) * (25/B)^{1/4}] + 20 \quad (5.3)$$

K [MPa \sqrt{m}], B = Bauteildicke [mm], A_v [J]

Spröd-duktiler Übergangsbereich [57]:

$$K = 20 + \left\{ 11 + 77^{[0,019(T-T_{28J}-3^{\circ}C)]} \right\} * \left[\frac{25}{B} \right]^{1/4} * \left[\ln \frac{1}{1-P_f} \right]^{1/4} \quad (5.4)$$

K [MPa \sqrt{m}], B = Bauteildicke [mm], T bzw. T_{28J} (T_{27J} [°C]) entspricht der Temperatur, bei der bei einer Kerbschlagbiegeprüfung eine Energie von 28 J (bzw. 27 J) verbraucht wird, P_f entspricht einer Versagenswahrscheinlichkeit, für die das dazugehörige K errechnet werden soll.

Hochlage der Risswiderstandskurve [57]:

$$K = K_{J0,2} = \sqrt{\frac{E (0,53 A_v^{1,28}) * 0,2^{(0,133 A_v^{0,256})}}{1000(1 - \nu^2)}} \quad (5.5)$$

$K_{J0,2}$ entspricht dabei den zu K transformierten $J_{0,2BL}$ -Werts für 0,2 mm stabiles Risswachstum [MPa \sqrt{m}], A_v der Kerbschlagarbeit [J], E dem Elastizitätsmodul [MPa], ν der Querkontraktionszahl.

Um eine gültige Korrelation zu erstellen benötigt man je nach Ansatz A_v -T-Kurven und K_{Ic} -T-Kurven über einen weiten Temperaturbereich um die Lage der Versuchsergebnisse einschätzen zu können, die temperaturabhängigen Streckgrenzen, T_{28J} oder andere Parameter mehrerer sich ähnlich verhaltender Stähle. Da sich das Hauptziel dieser Arbeit dem Erstellen eines Zähigkeitsprofils von Schmiedestücken mit großem Querschnitt widmet und für jede untersuchte Stahlsorte Proben mit jeweils zehn unterschiedlichen Herstellungsvarianten, somit mehr oder weniger differierende Werkstoffeigenschaften aufweisen, ausgewählt wurden, konnte die erforderlichen Daten für eine Umwertungs-Korrelation nicht zusätzlich erarbeitet werden. Versuche, die aus den Werkstoffuntersuchungen gewonnenen Daten mit verschiedenen bestehenden Korrelationen umzuwerten und in Relation zu stellen führten zu keinem Ergebnis.

6. Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei im Energieanlagenbau häufig verwendete Stahlsorten bezüglich ihres Zähigkeitsverhaltens bei der Wärmebehandlung untersucht. Die vorliegenden Untersuchungsergebnisse des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahls und des 9-12 % Cr-Stahls zeigen, dass sich abhängig von den Herstellbedingungen, vor allem bei der Wärmebehandlung großer Schmiedestücke, gravierende Unterschiede bezüglich Kerbschlagarbeit bzw. J-Integral-Werten ergeben können.

Die Betrachtungen des 3-3,5 % NiCrMoV-Stahls haben gezeigt, dass sich das bainitische Gefüge umso zäher darstellt, je langsamer die Abkühlung abläuft. Da die untersuchten Generatorwellen zum Abschrecken in Wasser eingetaucht und bis zum Erreichen der Raumtemperatur darin bleiben, kommt es zu keiner Rückerwärmung, aber zu einer sehr langen Auskühlphase. Es hat sich gezeigt, dass Gefügebereiche nahe dem Kern auf einem höheren Temperaturniveau auskühlen als Bereiche weiter am Rand und somit höhere Zähigkeitswerte aufweisen.

Im Falle des 9-12 % Cr-Stahls ergeben die Untersuchungen ein komplexeres Werkstoffverhalten. Es konnte gezeigt werden, dass, bedingt durch ein gebrochenes Härten und der damit einhergehenden Rückerwärmung von Gefügebereichen des Bauteilquerschnitts, deutliche Zähigkeitsunterschiede auftreten. Als besonders kritisch ist jener Zustand zu bewerten, wenn es in frühen Phasen der Martensitbildung zu einer Rückerwärmung des Gefüges kommt. Der bis zu diesem Zeitpunkt gebildete Martensit wird durch die Rückerwärmung angelassen und somit zäher, während die restliche Austenit-Martensit Umwandlung erst nach Unterschreiten der Starttemperatur der Rückerwärmung stattfinden kann. Für diese Martensitfraktion reicht jedoch die Zeit und die Temperatur der restlichen Abkühlung nicht mehr aus, um ein vollständiges Anlassen zu erreichen. Die höchsten Kerbschlagarbeiten erreichen jene Bereiche, welche zum Zeitpunkt der einsetzenden Rückerwärmung, die Martensitbildung bereits vollständig abgeschlossen haben oder sich im letzten Drittel der Martensitbildung befinden. Die niedrigsten Kerbschlagarbeiten treten bei den Proben auf, welche zum gleichen Zeitpunkt gerade das erste Drittel bzw. die Hälfte des Martensitbildungsintervalls erreicht haben.

Abkürzungsverzeichnis

FATT	Fracture appearance transition temperature
ELBO	Elektrolichtbogenofen
VD	Vacuum degassing
VOD	Vacuum oxygen decarburisation
AOD	Argon oxygen decarburisation
P-ESR	Protective gas electro slag remelting
VAR	Vacuum arc remelting
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
M_s	Martensit-Start-Temperatur
M_f	Martensit-Finish-Temperatur
XRD	X-ray diffraction
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
J-Faktor	Bruscatore-Faktor

Literaturverzeichnis

- [1] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie – Deutschland: Primärenergieverbrauch weltweit,
<http://www.bmwi.de/BMWi/Redaktion/PDF/E/energiestatistiken-internationaler-energiemarkt.property=pdf,bereich=bmwi2012,sprache=de,rwb=true.pdf>
(07.02.2014)
- [2] Jäniche, W.: Werkstoffkunde Stahl Band 2: Anwendung, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer-Verlag, 1985
- [3] Berger, C.; Mayer, K. H.: Hochreine Erschmelzung des 3,5 % NiCrMoV-Stahles zur Erweiterung der Einsatzgrenzen, Stahl und Eisen 110 (9) (1990), S. 57-64, 1990
- [4] Mayer, K. H.; New, P.; Berger, C.; Stäubli, M.: Ferritic 10% CrMoWVNbN-cast steel for turbine components of advanced steam cycle power plants, 1992, American Society of Mechanical Engineers - Power Division, PWR 18 (1992), S. 107-114, 1992
- [5] Kern, T. U.; Staubli, M; Scarlin, B.: The European Efforts in Material Development for 650°C USC Power Plants, COST 522, ISIJ International Vol. 42 (2002), Nr. 12, S. 1515-1519, 2002
- [6] Böhler Broschüre „Open Die Forge“, <http://www.bohler-international.com/2141.php>
- [7] Zeiler, G.; Bauer, R.; Putschoegl, A.: Experiences in manufacturing of forgings for power generation application, La Metallurgia Italiana (2010), Nr. 6, S. 33-40, 2010
- [8] Wieghardt, K.; Kern, T. U.: The Application of High-temperature 10Cr Materials in Steam Power Plants, VGB PowerTech 5, 2001
- [9] Wiemann, W.: Anforderungen an Schmiedestücke für Turbinen- und Generatorläufer, VGB Kraftwerkstechnik 59 (1979), Nr. 12, S. 937-951, 1997
- [10] Machner, P.; Meyer, W.; Kucharz, A.: Herstellung und Eigenschaften eines 3,5 % Ni-Stahlrotors ohne Anlaßversprödung für den Nieder- und Mitteldruckteil im Dampfkraftwerk der Zukunft, Berg- und Huettenmaennische Monatshefte 131 (11) (1986), S. 432-439, 1986
- [11] McNaughton, W. P.; Richman, R. H.; Jaffee, R. I.: „Superclean“ 3,5NiCrMoV Turbine Rotor Steel: A Status Report – Part I: Steelmaking Practice, Heat Treatment and Metallurgical Properties, Journal of Material Engineering 13 (1) (1991), S. 9-18, 1991
- [12] McNaughton, W. P.; Richman, R. H.; Jaffee, R. I.: „Superclean“ 3,5NiCrMoV Turbine Rotor Steel: A Status Report – Part II: Mechanical Properties, Journal of Material Engineering 13 (1) (1991), S. 19-28, 1991

- [13] Zeiler, G.; Meyer, W.; Spiradek, K.; Wosik, J.: Experiences in manufacturing and long-term mechanical & microstructural testing on 9-12 % chromium steel forgings for power generation plants, Proceedings from the Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants 2005, S. 506-519, 2005
- [14] Berger, C.; Mayer, K. H.; Scarlin, R. B.; Thornton, D. V.: New ferritic 10% CrMo(W)V(B)NbN rotor steels for advanced power plants, American Society of Mechanical Engineers, Power Division, PWR 18 (1992), S. 97-105, 1992
- [15] Berger, C.; Beech, S. M.; Mayer, K. H.; Stäubli, M.; Thornton, D. V.: European achievements in the development of materials for advanced power plants, American Society of Mechanical Engineers, Power Division, PWR 21 (1993), S. 63-68, 1993
- [16] Bidani, S. K.: Einfluß von Legierungselementen und Wärmebehandlung auf die Gefügeausbildung und mechanischen Eigenschaften von Rand und Kern schwerer Rotorkörper aus NiCrMoV-Stahl, Diss., Fakultät für Bergbau und Hüttenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 1974
- [17] Bleck, W.: Spezielle Werkstoffkunde der Stähle für Studium und Praxis, 2. Auflage, Verlag Mainz, 2012
- [18] Bargel, H. J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, 11. Auflage, Springer-Verlag, 2012
- [19] Läßle, V.: Wärmebehandlung des Stahls, 8. Auflage, Verlag Europa-Lehrmittel, 2003
- [20] Edelstahlwerke Buderus AG: Schmiedeprodukte – Erzeugungsprogramm, Fertigungstechnologie, Werkstoffkonzept, Schmiedestücke für den Energiemaschinenbau, Qualitätssicherungssystem
- [21] Abe, F.; Kern, T. U.; Viswanathan, R.: Creep-resistant steels, Woodhead Publishing Limited, 2008
- [22] Computational Thermodynamics: Iron-Chromium (Fe-Cr) Phase Diagram, <http://www.calphad.com/iron-chromium.html> (07.02.2014)
- [23] Dudova, N.; Kaibyshev, R.: On the Precipitation Sequence in a 10 % Cr Steel under Tempering, ISIJ International, Vol. 51 (2011), No. 5, S. 826-831, 2011
- [24] Bürgel, R., Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, 3. Auflage, vieweg-Verlag, 2006
- [25] Kern, T. U.; Wieghart, K.: The Application of High-temperature 10Cr Materials in Steam Power Plants, VGB PowerTech 5, 2001
- [26] Böhler Prospekt „Freiformschmiede“
- [27] Jäniche, W.: Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer-Verlag, 1984

- [28] Thors, T.; Mangard, M.; Larsson, S.; Hildenwall, B.: Thermomechanical Calculation of Quench Distortion Considering the Effect of Autotempering of Martensite, Scandinavian Journal of Metallurgy, Nr. 27, S. 171-179, 1998
- [29] Totten, G. E.: Steel heat treatment: Metallurgy and Technologies, CRC-Press Taylor&Francis Group, 2007
- [30] Larsson, S.; Mangard, M.: Determination of Phase Transformation Kinetics when Tempering Martensitic Hardened Low Alloy Steels, Diploma-Thesis, Linköping University, Institute of Technology, 1995
- [31] Mayer, S.: Einfluss der bainitischen Umwandlung auf die mechanischen Eigenschaften von Warmarbeitsstählen, Berg- und Hüttenmännische Monatshefte (BHM), Vol. 155 (9) (2010), S. 388-393, 2010
- [32] Bhadeshia, H. K. D. H.: Bainite in steel – Transformations, Microstructure and Properties, 2. Auflage, IOM Communications, London, 2001
- [33] Honeycombe, R. W. K.; Bhadeshia, H. K. D. H.: Steels – Microstructure and Properties, Butterworth Heinemann, Oxford, 2000
- [34] IHS Global Spec: Blue Brittleness, Temper Embrittlement, 400-500 Degree C Embrittlement and more, <http://cr4.globalspec.com/blogentry/14830/Blue-Brittleness-Temper-Embri-ttlement-400-500-Degree-C-Embri-ttlement-and-More> (07.02.2014)
- [35] Dubbel, H.: Taschenbuch für den Maschinenbau, Werkstoffprüfung, 23. Auflage, S. E24-E32, 2012
- [36] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe, 9. Auflage, Springer-Verlag, 2013
- [37] Bozena, A.: Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure, Springer-Verlag, 2013
- [38] Blumenauer, H.: Werkstoffprüfung, 6. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1994
- [39] Weißbach, W.: Werkstoffkunde, 18. Auflage, Springer-Verlag, 2012
- [40] Heine, B.: Werkstoffprüfung, 2. Auflage, Hanser-Verlag, 2011
- [41] DIN EN 10 045, Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (Teil 1 und Teil 2)
- [42] Roos, E.; Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure, 3. Auflage, Springer-Verlag, 2008
- [43] ÖNORM EN ISO 148-1:2010, Metallische Werkstoff – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy
- [44] Schimpfke, T.: Numerische Untersuchungen zur J-Integralerweiterung für elastisches-plastisches Material im Hinblick auf die Integrität des Reaktordruckbehälters, Diss., Staatliche Materialprüfanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2002

- [45] Munz, D.: Das J-Integral – ein neues Bruchkriterium, Zeitschrift für Werkstofftechnik/Journal of Materials Technology 7, S. 111-120, 1976
- [46] Michel, B.; Totzauer, W.: Das J-Integral und seine Verallgemeinerungen – aktuelle Trends in der Bruchmechanik, Technische Mechanik 5, Heft 3, 1984
- [47] Seebich, H. P.: Mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle zur Beschreibung des Versagensablaufs ferritischer Bauteile, Diss., Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart und Materialprüfanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2007
- [48] Gross, T.; Selig, G.: Bruchmechanik, 5. Auflage, Springer-Verlag, 2001
- [49] Rice, J. R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics, Volume 35, S. 379-386, 1968
- [50] Cherepanov, G. P.: Crack Propagation in Continuous Media, Journal of Applied Mathematics and Mechanics (PMM), Vol. 31, S. 503-512, 1967
- [51] Richard, H. A.; Sander, M.: Ermüdungsrisse, 2. Auflage, Springer Vieweg Verlag, 2011
- [52] ISO 12135, Metallic Materials, Unified method of test for determination of quasistatic fracture toughness, 2002
- [53] Barsom, J. M.; Rolfe, S. T.: Correlations Between K_{Ic} and Charpy V-Notch Test Results in the Transition-Temperature Range, Impact Testing of Metals, ASTM STP 466, American Society for Testing and Materials, S. 281-302, 1970
- [54] Sailors, R. H.; Corten, H. T.: Relationship between Material Fracture Toughness using Fracture Mechanics and Transition Temperature Tests, Fracture Toughness, Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, S. 164-191, 1972
- [55] Kapp, J. A.; Underwood, J. H.: Correlation between Fracture Toughness, Charpy V-Notch Impact Energy, and Yield Strength for ASTM A723 Steel, Journal of Engineering Fracture Mechanics, US Army Armament Research, Development and Engineering Center, 1992
- [56] Schindler, H. J.: Abschätzung von Bruchzähigkeit aus der Bruch- oder Kerbschlagarbeit, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 32, Nr. 6, 2001
- [57] Zerbst, U.; Wiesner, C.; Kocak, M.; Hodulak, L.: SINTAP: Entwurf einer vereinheitlichten europäischen Fehlerbewertungsprozedur zur bruchmechanischen Bauteilbewertung, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung DVM, DVM-Bericht 231, S. 193-211, 1999

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Primärenergieverbrauch weltweit (1990 – 2011) [1].....	1
Abbildung 2.1: Generatorwelle [6].....	3
Abbildung 2.2: Wirkung metallurgischer und legierungstechnischer Einflüsse auf die Lage der Umwandlungslinien im ZTU-Schaubild (nach Kroneis) [18].....	5
Abbildung 2.3: Festigkeit und Zähigkeit von Wellenwerkstoffen [3].....	7
Abbildung 2.4: Δ FATT von 3,5 % NiCrMoV-Stählen bei der Herstellung über die herkömmliche und die „super clean“ Route [20].....	7
Abbildung 2.5: Herstellungsschema eines 3,5 % NiCrMoV-Stahl [3].....	8
Abbildung 2.6: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Wärmebehandlung großer Schmiedestücke [20].....	9
Abbildung 2.7: Zweistoffsystem Fe-Cr [22].....	10
Abbildung 2.8: Zeitstandfestigkeit einiger hochwarmfester Stähle als Funktion der Temperatur [19], [25].....	11
Abbildung 2.9: Schematischer Verfahrensablauf bei der Herstellung von 9-12 % Cr-Stählen [26].....	12
Abbildung 2.10: Übersicht verschiedener Umschmelzverfahren [26].....	13
Abbildung 3.1: Bildung des unteren Bainits [18].....	17
Abbildung 3.2: Bildung des oberen Bainits [18].....	17
Abbildung 3.3: Abhängigkeit der Martensit-Start- und -Finish-Temperatur vom Kohlenstoffgehalt in reinen Fe-C-Legierungen (nach Eckstein) [18].....	19
Abbildung 3.4: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Härte und den Restaustenitgehalt reiner Fe-C-Legierungen [18].....	19
Abbildung 3.5: Übergangstemperatur als Funktion von Streckgrenze und Gefüge [20].....	20
Abbildung 3.6: Einfluss karbidbildender Legierungselemente auf die Anlasshärte bei Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten und martensitischem Ausgangsgefüge, A) Einfluss von Cr bei C-Gehalt von 0,35 %, B) Einfluss von Mo bei C-Gehalt von 0,35 %, C) Einfluss von V bei C-Gehalt von 0,9 % bzw. 1,0 % [20].....	21
Abbildung 3.7: Vergütungsschaubild des Vergütungsstahls 50CrV4 [18].....	22
Abbildung 3.8: Gefügeveränderungen beim Anlassen vollmartensitisch gehärteter, unlegierter Stähle mit niedrigem (0,2 %) und hohem (1 %) Kohlenstoffgehalt, α = Ferrit (Gleichgewichtsgefüge), α' = kubischer Martensit, α'' = Ferrit mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegenüber α [19].....	23
Abbildung 3.9: Verminderung der mittleren Verzerrung des Martensits durch das Anlassen [19].....	25
Abbildung 3.10: Temperaturbereiche mit Werkstoffversprödung [34].....	28

Abbildung 3.11: Verminderung der Zähigkeit im Bereich der 300 °C-Versprödung des Stahls 40NiCrMo6 [19].....	29
Abbildung 3.12: Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven [36].....	33
Abbildung 3.13: Umlenkung des Spannungsflusses und Behinderung der Querverformung durch Kerben [39]	33
Abbildung 3.14: Kerbschlagzähigkeit als Funktion der Temperatur [36]	34
Abbildung 3.15: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven [37].....	34
Abbildung 3.16: Schematische Darstellung eines Pendelschlagwerks [42]	36
Abbildung 3.17: Schematische Darstellung einer Kerbschlagprobe die an zwei Widerlager angelegt ist [43]	36
Abbildung 3.18: Geometrie einer Kerbschlagbiegeprobe [36]	37
Abbildung 3.19.: Beispiel eines Integrationsweges um eine Rissspitze beim J-Integral [51].	40
Abbildung 3.20: Mögliche Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven [52].....	41
Abbildung 3.21: Anteile von U_p (plastische Komponente) und U_e (elastische Komponente) bei einer Kraft-Kerbaufweitungskurve [52]	42
Abbildung 3.22: Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurve [52][47]	43
Abbildung 4.1: Kontur der untersuchten Generatorwelle mit eingezeichnetem Detailbereich	45
Abbildung 4.2: Positionen der ermittelten Abkühlkurven.	45
Abbildung 4.3: Abkühlkurven der Wärmebehandlungsgeometrie der Generatorwelle	46
Abbildung 4.4: Positionen P1 bis P10 der vereinfachten Abkühlkurven.....	46
Abbildung 4.5: Vereinfachte Abkühlkurven der Positionen P1 bis P10 – 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	47
Abbildung 4.6: Ansicht einer halben Turbinenscheibe mit den Positionen P1 bis P18 für die Abkühlkurven ermittelt wurden.....	47
Abbildung 4.7: Abkühlkurven der Wärmebehandlungsgeometrie einer Turbinenscheibe	48
Abbildung 4.8: Positionen P1 bis P10 der vereinfachten Abkühlkurven.....	48
Abbildung 4.9: Vereinfachte Abkühlkurven der Positionen P1 bis P10 – 9-12 % Cr-Stahl	49
Abbildung 4.10: Ansicht der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800	50
Abbildung 4.11: Probenkammer mit eingespannter Kerbschlagbiegeprobe während der Wärmebehandlung	51
Abbildung 4.12: Wärmebehandelte Kerbschlagbiege- und Dreipunktbiege- (SENB) Probe .	51
Abbildung 4.13: Pendelschlagwerk am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben	58
Abbildung 4.14: Ergebnisse der Kerbschlagarbeitsuntersuchungen 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	59
Abbildung 4.15: Ergebnisse der Kerbschlagarbeitsuntersuchungen 9-12 % Cr-Stahl.....	60
Abbildung 4.16: Probengeometrie einer Dreipunktbiegeprobe (SENB, MCL).....	60

Abbildung 4.17: Ansicht einer Dreipunktbiegeprobe (SENB) mit eingezeichnetem Bereich der Härtemessung (Kapitel 4.5)	61
Abbildung 4.18: Versuchsaufbau am Materials Center Leoben	62
Abbildung 4.19: Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	62
Abbildung 4.20: Risswiderstand-Rissverlängerungs-Kurven 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	63
Abbildung 4.21: $J_{0,2BL}$ -Werte 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	63
Abbildung 4.22: Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven 9-12 % Cr-Stahl	64
Abbildung 4.23: J_{uc} -Werte 9-12 % Cr-Stahl	64
Abbildung 4.24: Härtewerte 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl	65
Abbildung 4.25: Härtewerte 9-12 % Cr-Stahl	65
Abbildung 4.26: Übersicht Position P1	69
Abbildung 4.27: Position P1 - Detailbereich 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen	70
Abbildung 4.28: Position P1 - Detailbereich 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen	71
Abbildung 4.29: Position P1 - Detailbereich 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen	72
Abbildung 4.30: Übersicht Position P4	73
Abbildung 4.31: Position P4 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen	74
Abbildung 4.32: Position P4 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen	75
Abbildung 4.33: Position P4 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen	76
Abbildung 4.34: Übersicht Position P6	77
Abbildung 4.35: Position P6 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen	78
Abbildung 4.36: Position P6 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen	79
Abbildung 4.37: Position P6 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen	80
Abbildung 4.38: Übersicht Position P8	81
Abbildung 4.39: Position P8 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen	82
Abbildung 4.40: Position P8 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen	83
Abbildung 4.41: Position P8 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen	84
Abbildung 4.42: Übersicht Position P9	85
Abbildung 4.43: Position P9 - Detailansicht 1 in unterschiedlichen Vergrößerungen	86
Abbildung 4.44: Position P9 - Detailansicht 2 in unterschiedlichen Vergrößerungen	87
Abbildung 4.45: Position P9 - Detailansicht 3 in unterschiedlichen Vergrößerungen	88
Abbildung 5.1: Beispiel für den Verlauf von Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven bei quasistatischer und dynamischer Kerbschlagbiegeprüfung [53]	91
Abbildung 5.2: Beispiel für den Verlauf von K_{Ic} -Temperatur-Kurven bei quasistatischer und dynamischer Bruchzähigkeitsuntersuchung [53]	91
Abbildung 5.3: Verhältnis von K_{Ic} zu A_v in der Hochlage (σ_y entspricht der jeweiligen Streckgrenze) [53]	92

Tabellenverzeichnis

Tabelle 4.1: Temperatur-Zeit-Verläufe 3-3,5 % NiCrMoV-Stahl.....	52
Tabelle 4.2: Temperatur-Zeit-Verläufe 9-12 % Cr-Stahl	55
Tabelle 4.3: Positionsbezeichnungen und Kerbschlagarbeitswerte der für eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung ausgewählten Kerbschlagbiegeproben des 9- 12 % Cr-Stahls.....	68
Tabelle 4.4: Positionsbezeichnung, Kerbschlagarbeit und Ergebnis der Kerbschlagbiegeproben, die zur Restaustenitmessung des 9-12 % Cr-Stahls herangezogen wurden.....	89