

Montanuniversität Leoben

**Mikrostruktur-Eigenschaftsbeziehungen von
Warmarbeitsstahldruckgussformen nach dem
Einsatz**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG durchgeführt.

Leoben, Mai 2015

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, die vorliegende Arbeit selbstständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt zu haben.

Leoben, Mai 2015

(Anita Hartwig)

Danksagung

Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Clemens, Vorstand des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, möchte ich danken, dass er meine Arbeit an seinem Institut ermöglicht hat. Des Weiteren möchte ich mich für die Begutachtung selbiger bei Ihm bedanken.

Ein besonderer Dank gilt meinem Betreuer Herrn Priv.-Doz. Dipl.-Ing. Dr. mont. Harald Leitner, für die Unterstützung bei dieser Arbeit und dafür, dass er mir in den vergangenen Jahren sowohl Chef als auch Mentor war und mir immer mit Rat und Tat zur Seite stand.

Ich möchte mich bei allen Mitarbeitern der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, der Volkswagen AG Werk Kassel und vor allem bei den Mitarbeitern und Kollegen des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, die mir bei den Versuchsdurchführungen und etwaigen Problemen geholfen haben, herzlich bedanken.

Zum Schluss gilt mein Dank natürlich meiner Familie und meinen Freunden, die immer für mich da waren und sind.

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole	III
1 EINLEITUNG UND PROBLEMSTELLUNG.....	1
2 THEORETISCHE GRUNDLAGEN	3
2.1 Warmarbeitsstähle	3
2.2 Herstellung Druckgussformen	5
2.3 Mikrostruktur	8
2.4 Mechanische Eigenschaften	12
3 EXPERIMENTELLES	15
3.1 Untersuchte Werkzeuge	15
3.1.1 Schieber Rechts/Links	15
3.1.2 Anschnittplatte.....	16
3.1.3 2. Schieber Rechts	17
3.2 Probennahme	17
3.3 Prüfung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens	20
3.3.1 Zugversuch	20
3.3.2 Kerbschlagbiegeversuch	20
3.3.3 Härteprüfung.....	20
3.4 Gefügeuntersuchungen	21
3.4.1 Korngröße	21
3.4.2 Mikrostruktur.....	22
3.4.2.1 Lichtmikroskopie.....	22
3.4.2.2 Rasterelektronenmikroskopie.....	22
3.4.2.3 Transmissionselektronenmikroskopie.....	23
3.5 Wärmebehandlungssimulation	23
3.6 Wärmebehandlung zur Überprüfung des Potentials der untersuchten Werkstoffe	24
4 ERGEBNISSE.....	26

4.1 Chemische Analyse	26
4.2 Prüfung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens	27
4.2.1 Zugversuch	27
4.2.2 Kerbschlagbiegeversuch	28
4.2.3 Härteprüfung.....	30
4.3 Gefügeuntersuchungen	32
4.3.1 Korngröße	32
4.3.2 Mikrostruktur.....	33
4.3.2.1 Lichtmikroskopie.....	33
4.3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie.....	34
4.3.2.3 Transmissionselektronenmikroskopie	35
4.4 Wärmebehandlungssimulation	39
4.5 Wärmebehandlung zur Überprüfung des Potentials der untersuchten Werkstoffe	41
4.6 Schädigung.....	45
5 DISKUSSION.....	48
6 ZUSAMMENFASSUNG	53
7 LITERATURVERZEICHNIS.....	55

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

A.....	Bruchdehnung
h.....	Wärmeübergangskoeffizient
HBW.....	Härte nach Brinell
HRC.....	Härte nach Rockwell C
KV.....	Kerbschlagarbeit
LIMI.....	Lichtmikroskop
MC.....	Metallkarbid
R _m	Zugfestigkeit
R _{p0.2}	Dehngrenze
REM.....	Rasterelektronenmikroskop
SAD.....	Feinbereichsbeugung (selected area diffraction)
TEM.....	Transmissionselektronenmikroskop
Z.....	Brucheinschnürung
ZTU-Diagramm.....	Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm
ε.....	Emissivität
λ.....	Abkühlparameter

1 Einleitung und Problemstellung

Druckgießen ist eines der wirtschaftlichsten Fertigungsverfahren in der Gießereiindustrie und zeichnet sich durch die Möglichkeit der Herstellung von dünnwandigen Gussteilen mit hoher Maßhaltigkeit und Oberflächengüte aus. Für den für die Automobilindustrie interessanten Leichtmetall-Druckguss kommen als Formenwerkstoffe vorzugsweise Chrom-Molybdän-Vergütungsstähle, die zur Gruppe der Warmarbeitsstähle zählen, zum Einsatz [1]. Diese Stähle zeichnen sich neben einer hohen Warmfestigkeit, vor allem durch ihre hohe Warmzähigkeit und Temperaturwechselbeständigkeit, im Vergleich zu anderen Warmarbeitsstählen aus [2].

Da die Werkzeugkosten ca. 10 bis 20 % der Gesamtkosten eines Druckgussteils ausmachen [3], liegt in der Reduzierung der Zykluszeiten und Erhöhung der Standzeiten der Druckgusswerkzeuge ein großes Potential zur Kostenreduktion.

Grundsätzlich gibt es zwei Möglichkeiten die mechanischen Eigenschaften zu verbessern und damit die Lebensdauer einer Druckgussform zu erhöhen [4]:

- Veränderung des Schmelzverfahrens und der Wärmebehandlung
- Veränderung des Werkstoffes

Eine Veränderung des Werkstoffes muss jedoch immer mit einer für diesen Werkstoff optimalen Wärmebehandlung einhergehen, da der Warmarbeitsstahl nur so sein hervorragendes Eigenschaftsprofil erhält.

Ziel dieser Arbeit ist es, durch den Vergleich der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur von eingesetzten Druckgussformen Rückschlüsse auf die durchgeführte Wärmebehandlung zu erhalten, um daraus mögliche Verbesserungspotentiale hinsichtlich Werkstoff und Wärmebehandlung abzuleiten.

Hierfür werden an mehreren bereits aussortierten Teilen die mechanischen Eigenschaften mittels Zugversuch, Kerbschlagbiegeversuch und Härtemessung bestimmt. Des Weiteren werden Proben mittels Lichtmikroskop (LIMI), Rasterelektronenmikroskop (REM) und Transmissionselektronenmikroskop (TEM) betrachtet, um Aussagen über die Korngröße und die Mikrostruktur treffen zu können. Anschließend werden die Ergebnisse mit den Erkenntnissen aus einer Wärmebehandlungssimulation und mit den Ergebnissen einer selbst

durchgeführten Wärmebehandlung, die das Potential der untersuchten Werkstoffe zeigen soll, verglichen.

2 Theoretische Grundlagen

Die theoretischen Grundlagen sollen einen Einblick darüber geben, wie sich Warmarbeitsstähle definieren und welche Eigenschaften sie als Werkstoffe für Druckgussformen erfüllen müssen. Des Weiteren wird erläutert, wie Druckgussformen aus Warmarbeitsstahl hergestellt werden, wie dabei die Wärmebehandlung die Mikrostruktur beeinflusst und welche Auswirkungen dies auf die mechanischen Eigenschaften hat.

2.1 Warmarbeitsstähle

Warmarbeitsstähle sind Werkzeugstähle für die spanlose Umformung, bei denen die Dauertemperatur der Werkzeuge während des Einsatzes über 200 °C beträgt. Die Oberflächentemperatur kann hierbei deutlich über 200 °C liegen, da die Werkstücktemperaturen abhängig von Umformverfahren und Material 400 bis 1200 °C betragen können. Je länger die Kontaktzeit und je kürzer die Kühldauer, desto stärker nähert sich die Oberflächentemperatur des Werkzeuges der Werkstücktemperatur. Typische Einsatzgebiete für Warmarbeitsstähle sind zum Beispiel Druckgussformen, Strangpresswerkzeuge, Gesenke oder Schneidwerkzeuge für die Metallverarbeitung [5].

Nach ihrem Werkstoffverhalten kann man die Warmarbeitsstähle grob in drei Gruppen einteilen: schlagzähe Stähle, hochwarmfeste Stähle und Legierungen und warmzähe und verschleißfeste Stähle. Die Gruppe der schlagzähen Werkstoffe beinhaltet die Ni-legierten CrMoV-Vergütungsstähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 bis 0,6 Masse-%. Zu den hochwarmfesten Stählen und Legierungen zählen ausscheidungshärtbare austenitische Stähle und Nickelbasislegierungen. Zur Gruppe der warmzähen und verschleißfesten Stähle zählt man zum einen die CrMoV- oder WCrv-Vergütungsstähle mit Gesamtlegierungsgehalten bis zu 8 Masse-% und einem Kohlenstoffgehalt von 0,3 bis 0,4 Masse-% und zum anderen CoCrMo(W,V)-Vergütungsstähle mit Legierungsgehalten über 8 Masse-% und einem Kohlenstoffgehalt bis 0,5 Masse-% [5].

Die beim Druckgießen am häufigsten eingesetzten Werkstoffe kommen aus der Gruppe der warmzähen und verschleißfesten CrMoV-Vergütungsstähle. Die drei wichtigsten Vertreter sind die Werkstoffe DIN 1.2343 (X37CrMoV5-1), DIN 1.2344 (X40CrMoV5-1) und DIN 1.2367 (X38CrMoV5-3), wobei viele Stahlhersteller auch verbesserte Varianten dieser Werkstoffe anbieten [6]. Da die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe auch zu den CrMoV-Stählen zählen, wird hier vor allem auf diese Gruppe eingegangen.

Werkstoffe für Druckgussformen müssen eine Vielzahl von Anforderungen erfüllen [6, 7]:

- Hohe Festigkeit und Zähigkeit bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen
- Hohe Temperaturwechselbeständigkeit
- Hohe Anlassbeständigkeit
- Hohe Warmverschleißbeständigkeit
- Gute Wärmeleitfähigkeit
- Homogene, isotrope Mikrostruktur
- Maß- und Formbeständigkeit
- Zerspan- und Schweißbarkeit
- Geringe Klebneigung

Für die oben genannten Eigenschaften ist neben einem hohen Reinheitsgrad des Ausgangsmaterials und einer optimalen Wärmebehandlung insbesondere auch die Legierungszusammensetzung entscheidend.

Zu den wichtigsten Legierungselementen in CrMoV-Warmarbeitsstählen zählen, neben Kohlenstoff, Chrom, Molybdän, Vanadium, Silizium und Mangan.

Der Gehalt an **Kohlenstoff** liegt in martensitischen Warmarbeitsstählen meist zwischen 0,25 und 0,55 Masse-%. Der Kohlenstoffgehalt ist entscheidend für die Härbarkeit. Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur werden durch sinkenden Kohlenstoffgehalt zu höheren Temperaturen verschoben. Des Weiteren bildet Kohlenstoff gemeinsam mit anderen Legierungselementen (Cr, Mo, V) Karbide, die für die Ausbildung des Sekundärhärtemaximums von Bedeutung sind. Niedrige Kohlenstoffgehalte verbessern die Zähigkeit und erhöhen die Warmfestigkeit und Zeitstandfestigkeit, was auf den höheren Legierungsgehalt der Grundmasse zurückzuführen ist [8, 9].

Chrom ist das wichtigste Legierungselement in Warmarbeitsstählen. Es senkt die kritische Abkühlgeschwindigkeit, was vor allem für große Werkzeuge wichtig ist, und erhöht die Härbarkeit [3]. Es erleichtert durch die Bildung leicht lösbarer Karbide die Ausbildung eines Sekundärhärtemaximums, welches zu niedrigeren Anlasstemperaturen verschoben wird [10]. Steigende Chromgehalte verschlechtern jedoch die Anlassbeständigkeit und die Zähigkeit [9].

Molybdän und **Vanadium** senken als starke Karbidbildner die Zähigkeit, steigern aber die Warmfestigkeit, die Anlassbeständigkeit, die Temperaturwechselbeständigkeit und den Warmverschleißwiderstand [8].

Silizium wird bis zu einem Gehalt von 0,3 Masse-% als Desoxidationsmittel zugesetzt. In manchen Warmarbeitsstählen werden zur Steigerung der Sekundärhärte höhere Gehalte (etwa 1 Masse-%) zugesetzt. Silizium bildet außerdem, wie auch Chrom, schützende Oxidschichten an der Oberfläche, die wegen ihrer hohen Härte die Verschleißbeständigkeit an der Oberfläche steigern. Zusätzlich verringern diese Siliziumoxidschichten die Klebneigung an der Formenoberfläche. Silizium wirkt sich jedoch nachteilig auf die Bearbeitbarkeit der Werkzeuge aus [3].

Mangan wird zur Entschwefelung bis zu einem Gehalt von 0,2 bis 0,4 Masse-% zugesetzt. Außerdem setzt es die kritische Abkühlgeschwindigkeit herab und verbessert dadurch auch die Härbarkeit [10].

2.2 Herstellung Druckgussformen

Die Werkzeugkosten können beim Druckgießen zwischen 10 und 20 % der Gesamtkosten eines produzierten Teils ausmachen. Den Großteil dieser Kosten wiederum verursacht die Herstellung der Werkzeuge. Deshalb werden einerseits an die Werkstoffe, aber vor allem an die Fertigungsschritte bei der Formenherstellung hohe Qualitätsansprüche gestellt, um die gewünschte Oberflächengüte und Maßhaltigkeit über einen möglichst langen Zeitraum garantieren zu können [3].

Eine metallische Dauerform besteht unabhängig vom angewandten Gussverfahren aus mindestens zwei Formhälften, aus einer festen Eingussformhälfte und einer beweglichen Auswerferformhälfte, um die Entformung des Gussteils zu ermöglichen. Je nach Geometrie des Gussteils kommen in der Praxis jedoch meist viele verschiedene Schieber und Kerne zum Einsatz, um auch kompliziert geformte Teile herstellen zu können.

In Abb. 2.1 ist eine Druckgussform vor dem Gießen und nach dem Entformen skizziert. Zu Beginn und während des Gießzyklus ist die Form geschlossen. Beim Entformen wird die bewegliche Formhälfte über Führungssäulen von der festen Eingussformhälfte wegbewegt und ermöglicht so mit Hilfe sogenannter Auswerferstifte das Entformen des Gussteils.

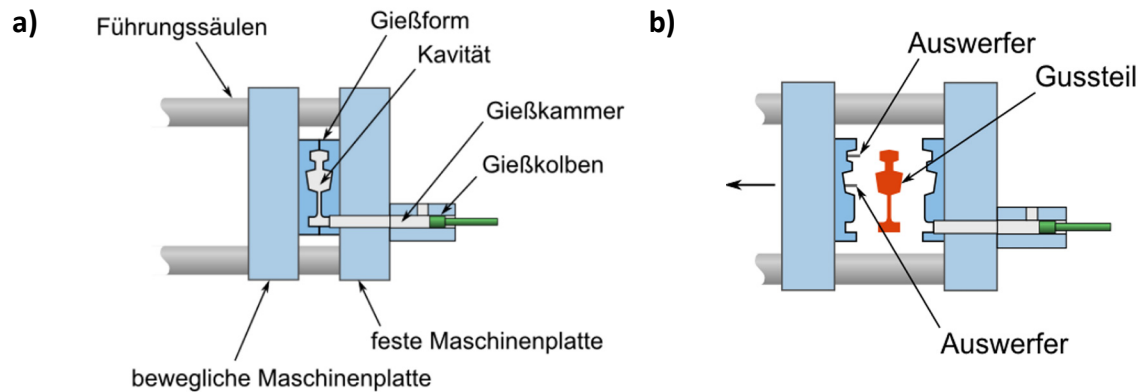


Abb. 2.1 Schematische Darstellung einer Druckgussanlage: a) vor dem Gießen, b) nach dem Entformen [11]

Die wesentlichen Schritte bei der Herstellung von metallischen Dauerformen sind [3]:

- Spanende Bearbeitung
- Wärmebehandlung
- Erodieren
- Zusammenbau
- Oberflächenbehandlung

Spanende Bearbeitung

Im ersten Bearbeitungsschritt wird die Geometrie der Formteile aus dem „Vollen“ gefräst. Die hierfür benötigten Blöcke aus Warmarbeitsstahl werden im weichgeglühten Zustand geliefert, um eine gute Bearbeitbarkeit gewährleisten zu können. Nach dem Schruppfräsen werden die Formen meist spannungsarmgeglüht, bevor die Fertigbearbeitung erfolgt. Dies soll einen übermäßigen Verzug bei der anschließenden Wärmebehandlung verhindern. Oft wird daher auch vor dem Härten nochmals spannungsarmgeglüht bzw. beim Aufheizen auf Härtetemperatur ein längeres Halten bei 550 bis 650 °C vorgenommen. Nach der spannenden Bearbeitung weisen die Teile ein Übermaß von einigen Zehntel Millimetern auf. Dieses Übermaß dient als Zugabe für die durch den Verzug während der Wärmebehandlung notwendige Nachbearbeitung [1, 3].

Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung bei Druckgussformen aus Warmarbeitsstahl erfolgt üblicherweise in vier Schritten: Spannungsarmglühen, Härten, Abschrecken und anschließend Anlassen. In Abb. 2.2 ist das übliche Wärmebehandlungsschema für Warmarbeitsstähle dargestellt. Das Spannungsarmglühen ist dabei vor allem bei größeren Formen von Bedeutung. Danach wird

das Werkstück stufenweise auf Härtetemperatur erwärmt. Durch das stufenweise Erwärmen sollen Temperaturunterschiede über den Querschnitt ausgeglichen und damit wiederum das Auftreten zu hoher Spannungen verhindert werden. Nach vollständigem Durchwärmen werden die Werkzeuge 15 bis 30 Minuten auf Härtetemperatur gehalten. Sowohl die Haltezeit als auch die Härtetemperatur sind werkstoffabhängig. Die Austenitisierungstemperatur ist hierbei durch die Löslichkeitsgrenze der Karbide bestimmt und ist so definiert, dass bis zu 1 Vol-% der sekundären Karbide unaufgelöst bleiben soll [12]. Anschließend wird entweder an Luft, in Öl, im Warmbad oder beim Vakuumhärten unter Druckstickstoffatmosphäre abgeschreckt. Die Härtetemperatur und Abschreckbedingungen sind ausschlaggebend für die späteren mechanischen Eigenschaften. Nach dem Abschrecken erfolgt bei Warmarbeitsstählen üblicherweise eine dreifache Anlassbehandlung für jeweils mindestens 2 Stunden. Beim ersten Anlassen wird meist knapp über der Temperatur des Sekundärhärtemaximums angelassen, da das Sekundärhärtemaximum häufig mit dem Minimum der Zähigkeit zusammenfällt. Das Zweite Anlassen dient dazu die Arbeitshärte einzustellen und soll gewährleisten, dass kein nicht angelassener Martensit im Werkstück vorhanden ist, da sich der Restaustenit erst beim Abkühlen von der ersten Anlassstufe in Martensit umwandelt. Zwischen den Anlassvorgängen wird immer eine Härteprüfung durchgeführt. Nach den ersten beiden Anlassvorgängen wird meist noch ein drittes Mal zum Entspannen angelassen. Die Temperatur liegt hierbei meist 30 bis 50 °C unter der zuletzt angewandten Anlass-temperatur [12–14].

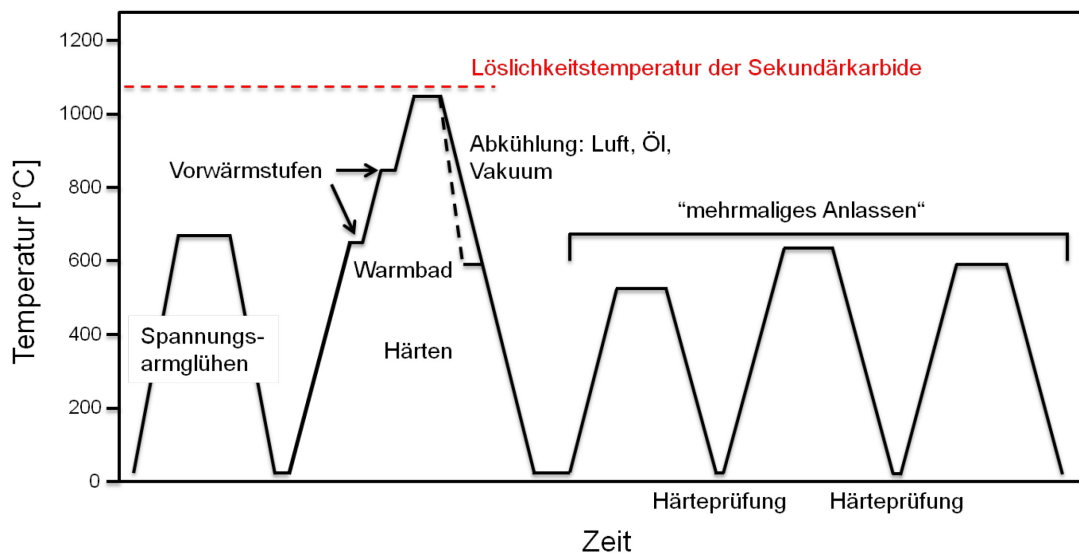


Abb. 2.2: Wärmebehandlungsschema eines Warmarbeitsstahls nach [10, 13]

Erodieren

Nach der Wärmebehandlung muss die Form auf ihre Endmaße gebracht werden. Dies geschieht durch schrump- und anschließendes schlichterodieren. Hierbei ist darauf zu achten, die eingebrachten Spannungen möglichst gering zu halten, da diese nicht mehr vollständig entfernt werden können.

Zusammenbau

Nach der Fertigstellung aller Einzelteile der Druckgussform erfolgt der Zusammenbau. Hier werden nun die Funktionalität und die Passungen der verschiedenen Schieber, Kerne und Einsätze überprüft und bei Bedarf angepasst. Erst nachdem ein Probeguss mit Kunststoff ein zufriedenstellendes Ergebnis geliefert hat, kommt die Druckgussform zur abschließenden Oberflächenbehandlung.

Oberflächenbehandlung

Die oberflächennahen Bereiche mit weniger als 10 Millimetern Tiefe sind die Bereiche der Druckgussform, die am meisten belastet sind. Da beim Vergüten eine zunehmende Härte, aber mit einer abnehmenden Zähigkeit einhergeht, ist die Wärmebehandlung immer ein Kompromiss zwischen hoher Härte und ausreichender Zähigkeit. Um die Widerstandsfähigkeit der Oberfläche verbessern zu können, gibt es verschiedene Verfahren zur Oberflächenveredelung. Hauptaugenmerk wird hierbei sowohl auf eine Erhöhung der Festigkeit als auch auf verbesserte Korrosionseigenschaften gelegt. Einige Verfahren sind unter anderem Nitrieren, Plasmanitrieren, Elektrofunkverfestigung, Thermisches Spritzen, Hartverchromen. Nachteile bei beschichteten Werkzeugen sind jedoch die Ungleichmäßigkeit der Schicht an tiefen Taschen oder Bohrungen und die Problematik bei einer Nachbearbeitung oder Reparatur der Werkzeuge [3].

2.3 Mikrostruktur

Das Gefüge eines Warmarbeitsstahls besteht nach einer idealen Wärmebehandlung aus angelassenem Martensit mit nanometergroßen Sekundärhärtekarbiden vom Typ MC und M_2C und einem geringen Anteil von größeren, beim Härten unaufgelösten Primärkarbiden [10]. Das Gefüge ist natürlich nicht nur von der Wärmebehandlung, sondern auch von der Legierungszusammensetzung und dem Reinheitsgrad abhängig. Im Folgenden soll jedoch vor allem auf die Auswirkung einer nicht optimalen Wärmebehandlung auf das Gefüge eingegangen werden. Hierbei werden einzeln die unterschiedlichen Schritte, Härten,

Abschrecken und Anlassen, behandelt und auf die dabei ausgeschiedenen Karbide eingegangen, da die Festigkeit von Warmarbeitsstählen im vergüteten Zustand, neben dem Beitrag aus der Feinkornverfestigung, vor allem auf der Ausscheidungshärtung durch Sekundärhärtete Karbide beruht [10].

In CrMoV-Warmarbeitsstählen können im vergüteten Zustand folgende Karbide auftreten [15–19]:

- MC: kubisch flächenzentriert, als
 - Primärkarbid, das bei der Austenitisierung unaufgelöst blieb
 - voreutektoides Karbid bei zu langsamer Abkühlung
 - Sekundärhärtete Karbid
- M₂C: hexagonal, tritt vor allem als Sekundärhärtete Karbid auf
- M₃C: orthorhombisch, bildet sich
 - beim Abschrecken an Grenzflächen (Korn-, Lattengrenzen)
 - beim Anlassen bei niedrigen Temperaturen (< 500 °C) und dient als Keimstelle für Sekundärhärtete Karbide
- M₆C: kubisch flächenzentriert,
 - als Primärkarbid
 - beim Anlassen bei höheren Temperaturen
- M₇C₃: hexagonal, als Sekundärhärtete Karbid bei höheren Temperaturen
- M₂₃C₆: kubisch flächenzentriert, tritt auf
 - als Weichglühkarbid, das bei der Austenitisierung unaufgelöst blieb
 - bei hohen Anlasstemperaturen

Härten

Die Härtetemperatur und -dauer wird normalerweise so gewählt, dass ca. 0,5 bis 0,1 Vol-% der sekundären Karbide unaufgelöst bleiben [17]. Die Karbide verhindern das Vergröbern des Gefüges, indem sie die Austenitkorgrenzen stabilisieren. Wird die Löslichkeitstemperatur der Karbide beim Härten überschritten, kommt es zu beinahe unbehindertem Kornwachstum und es entsteht ein deutlich gröberes Vergütungsgefüge [10]. Außerdem verschiebt sich durch hohe Austenitisierungstemperaturen die Ausscheidung von voreutektoiden Karbiden zu niedrigeren Abkühlzeiten und da die Glühkarbide als Keimstellen fehlen, kommt es zur Ausscheidung der Karbide an den Austenitkorgrenzen [20]. Zu niedrige Härtetemperaturen führen zu niedrigeren Gehalten an gelöstem Kohlenstoff im Austenit und

verschieben die Bainitumwandlung zu kürzeren Abkühlzeiten, und verringern damit sowohl Aufhärtbarkeit als auch Einhärtbarkeit [13].

Abschrecken

Die Auswirkungen unterschiedlicher Abkühlbedingungen sind im Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU-Diagramm) in Abb. 2.3 zu sehen. Bei ausreichend schneller Abkühlung liegt nach dem Härten und Abschrecken ein martensitisches Gefüge mit Anteilen von Restaustenit vor (Kurve 1). Eine zu schroffe Abkühlung fördert jedoch die Entstehung von Eigenspannungen im Werkzeug, die zu Verzug bzw. zu Härterissen führen können. Wie in Kurve 2 dargestellt, begünstigt eine zu niedrigere Abkühlgeschwindigkeit, wie sie oft im Kern von großen Werkzeugen vorkommt, hingegen die Ausscheidung voreutektoider Karbide an den Korngrenzen, welche die Zähigkeit vermindern [21, 22]. In neueren Arbeiten konnten im Fall des Warmarbeitsstahls X38CrMoV5-1 keine voreutektoiden Karbide an den Korngrenzen nachgewiesen werden. Laut Lerchbacher et al. [23, 24] liegt die Ursache von geringeren Zähigkeitswerten bei langsameren Abkühlraten in Restaustenitfilmen, die sich während dem Abkühlen zwischen den Martensitlatten bilden und beim Anlassen Keimstellen für Karbide bilden. Die Dicke dieser Restaustenitfilme nimmt mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit zu. Bei weiterer Absenkung der Abkühlgeschwindigkeit kommt es zur Ausbildung eines bainitisch/martensitischen Mischgefüges (Kurve 3).

Als Maß für die Abkühlgeschwindigkeit dient meist der Abkühlparameter λ , d. h. die Abkühl-dauer von 800 bis 500 °C in Sekunden dividiert durch 100 [13].

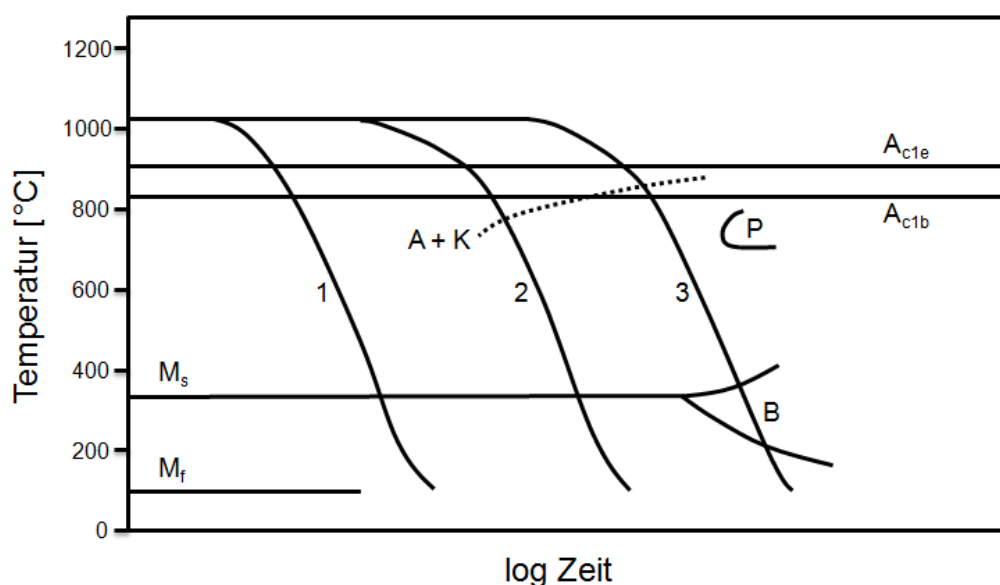


Abb. 2.3: Kontinuierliches ZTU-Diagramm eines Warmarbeitsstahls (schematisch) nach [25]

Anlassen

Nach dem Härten besitzt das Gefüge aufgrund seines verspannten Gitters eine unzureichende Zähigkeit, weshalb Warmarbeitsstähle nach dem Härten angelassen werden. Die typischen Anlasstemperaturen bewegen sich abhängig vom Werkstoff zwischen 550 und 650 °C.

In Abb. 2.4 ist eine Härte-Anlasskurve skizziert, anhand welcher kurz die verschiedenen Mechanismen während des Anlassens erläutert werden. Bei geringen Anlasstemperaturen kommt es zunächst zu einem Härteverlust. Dieser beruht auf der Umwandlung des tetragonal verzerrten Martensit in kubischen Martensit und dem Abbau der hohen Versetzungsdichte im Martensit verbunden mit der Ausscheidung von ϵ -Fe₂C- und Fe₃C-Karbiden (strichlierte Linie) [17]. Bei höheren Anlasstemperaturen steigt die Härte wieder, was auf die Ausscheidung von Sekundärhärtekarbiden und der Umwandlung des Restaustenits beim Wiederabkühlen zurückzuführen ist (punktierter Kurve) [10]. Hierbei scheiden sich mit steigender Anlasstemperatur Karbide mit einem zunehmend Metall- zu Kohlenstoffverhältnis aus: MC, M₂C, M₇C₃, M₂₃C₆ und M₆C [17]. Gleichzeitig kommt es aber auch zu einer Vergrößerung der Sekundärhärtekarbide, welche bei hohen Temperaturen einen Härteverlust bewirkt [10]. Die genauen Mechanismen beim Anlassen sind bis dato noch nicht eindeutig geklärt. Zum Beispiel zeigen Lerchbacher et al. [26], dass sich die beim Abschrecken gebildeten Restaustenitfilme nicht erst beim Wiederabkühlen von der Anlasstemperatur umwandeln, sondern sich bereits beim Erwärmen auflösen und Keimstellen für Karbide bilden. Bei sehr hohen Anlasstemperaturen zeigt die Gefügeausbildung Ähnlichkeiten zu einem Weichglühgefüge [17].

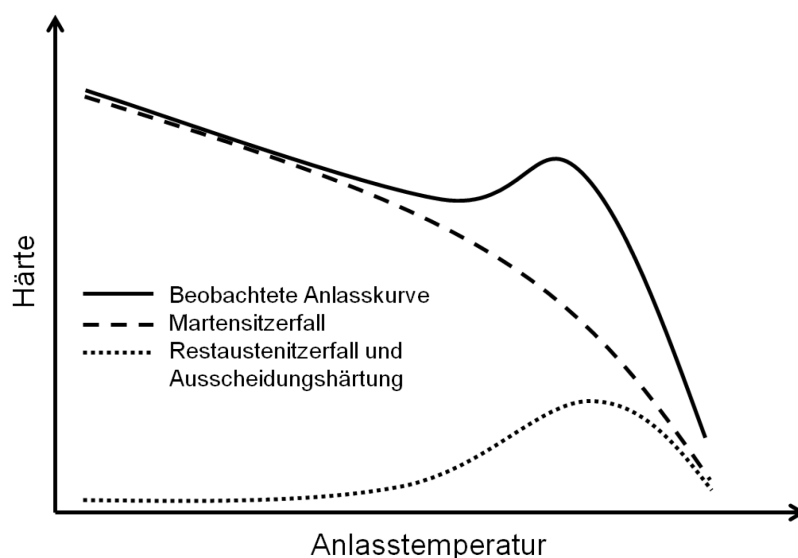


Abb. 2.4: Härte-Anlasskurve eines Warmarbeitsstahls (schematisch) nach [10]

In Abb. 2.5 ist die Abhängigkeit der Härte und Kerbschlagarbeit eines Warmarbeitsstahls von der Anlasstemperatur zu sehen. Im typischen Anlasstemperaturbereich nimmt die Kerbschlagarbeit mit sinkender Härte zu. Der Temperaturbereich um das Sekundärhärtemaximum wird beim Anlassen wenn möglich vermieden, da in diesem Bereich meist auch das Minimum der Zähigkeitswerte liegt.

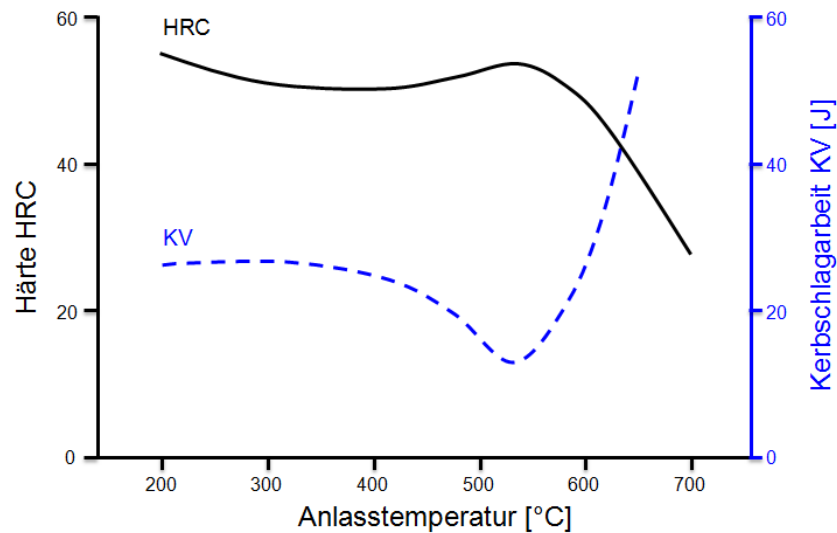


Abb. 2.5: Abhängigkeit der Härte HRC und Kerbschlagarbeit von der Anlasstemperatur nach [27]

2.4 Mechanische Eigenschaften

Dieser Abschnitt soll eine kurze Zusammenfassung der wichtigsten Einflussgrößen auf die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Härte und Zähigkeit geben.

Festigkeit/Härte

Die Festigkeit und Härte stehen in einem direkten Zusammenhang zueinander. Bei Druckgussformen aus Warmarbeitsstahl ist eine ausreichende Warmfestigkeit bzw. Warmhärte ausschlaggebend, um den Hauptschadensmechanismen wie Verschleiß, thermische Rissbildung und plastischer Verformung entgegenzuwirken [10]. Da sich die Festigkeit von Warmarbeitsstählen hauptsächlich auf der feinkörnigen metallischen Struktur des angelassenen Martensits und der Ausscheidungshärtung der feinen Sekundärhärtekarbide begründet, sind die wichtigsten Einflussgrößen, die sich negativ auf die Festigkeit bzw. Härte auswirken:

- Ein grobes Vergütungsgefüge
- Zu hohe Anlasstemperaturen, die eine Vergrößerung der Sekundärhärteteilchen bewirken und damit einen Härteabfall verursachen
- Bainitische Anteile im Gefüge
- Zu niedrige Härtetemperaturen

Zähigkeit

Eine ausreichende Zähigkeit ist eine der wichtigsten Eigenschaften von Warmarbeitsstählen, um vorzeitiges Versagen aufgrund von Temperaturwechselrissen zu vermeiden. Im Allgemeinen nimmt man Einbußen bei der Festigkeit bzw. Härte in Kauf, um eine akzeptable Zähigkeit zu erreichen. Auf die Zähigkeit negativ wirken sich aus:

- Ein grobes Vergütungsgefüge
- Bainitische Anteile im Gefüge
- Voreutektoide Karbide an den Korngrenzen, deren Anteil weniger als 1 Vol-% ausmacht, die Zähigkeit jedoch beträchtlich mindert [21]
- Eine zu langsame Abkühlgeschwindigkeit
- Grobe Teilchen ($> 0,1 \mu\text{m}$), wie zum Beispiel Primärkarbide, Sulfide, Korngrenzenkarbide, die durch eine örtliche Spannungsüberhöhung Keime für eine vorzeitige Rissbildung darstellen [28, 29]
- Zu niedrige Anlasstemperaturen

In Abb. 2.6 ist die Abhängigkeit der Zugfestigkeit, der Kerbschlagarbeit und der Bruchdehnung von der Härtetemperatur gegenübergestellt. Wie zu erkennen ist, können höhere Härtetemperaturen zwar die Festigkeit und Anlassbeständigkeit positiv beeinflussen, führen aber zu einer Verminderung der Zähigkeit [30].

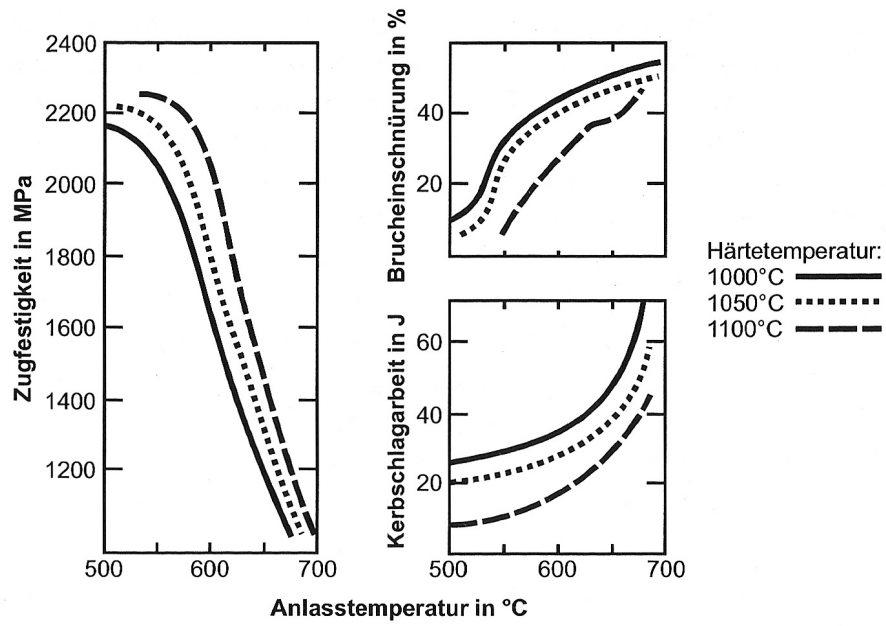


Abb. 2.6: Einfluss der Härtetemperatur auf die Festigkeit, Zähigkeit und Anlassbeständigkeit des Warmarbeitsstahls X40CrMoV5-1 [14]

3 Experimentelles

3.1 Untersuchte Werkzeuge

Für die vorliegende Arbeit wurden von der Firma Volkswagen AG Werk Kassel (VW Werk Kassel) mehrere bereits ausgeschiedene Formteile zur Verfügung gestellt. Die wichtigsten Angaben, die bei der Auswahl der Werkzeuge zur Verfügung standen, sind in Tab. 3.1 zusammengefasst.

Tab. 3.1: Zur Untersuchung ausgewählte Werkzeuge inklusive Soll-Festigkeit und Ausfallursache laut VW Werk Kassel [31]

	Schieber Rechts/Links	Anschnittplatte	2. Schieber Rechts
Werkstoff	1.2343	1.2343	1.2367
Soll-Festigkeit [MPa]	1350–1400	1300–1400	1350–1400
Ausfallursache	Verschleiß Angussbereich, Ausbrüche und Risse	Wechselteil (kein offensichtlicher Schaden)	Im Betrieb zerstört (vor erstem Schweißen)

3.1.1 Schieber Rechts/Links

Bei den Schiebern Rechts und Links handelt es sich um Formteile zur Herstellung eines Getriebegehäuses. In Abb. 3.1 ist zu sehen, wo die Schieber in der Druckgussform verbaut sind. In Abb. 3.2 sind die in dieser Arbeit untersuchten Schieber abgebildet. Sie hatten eine Lebensdauer von etwa 100 000 Schuss, wobei sie zwischendurch bereits reparaturgeschweißt wurden.

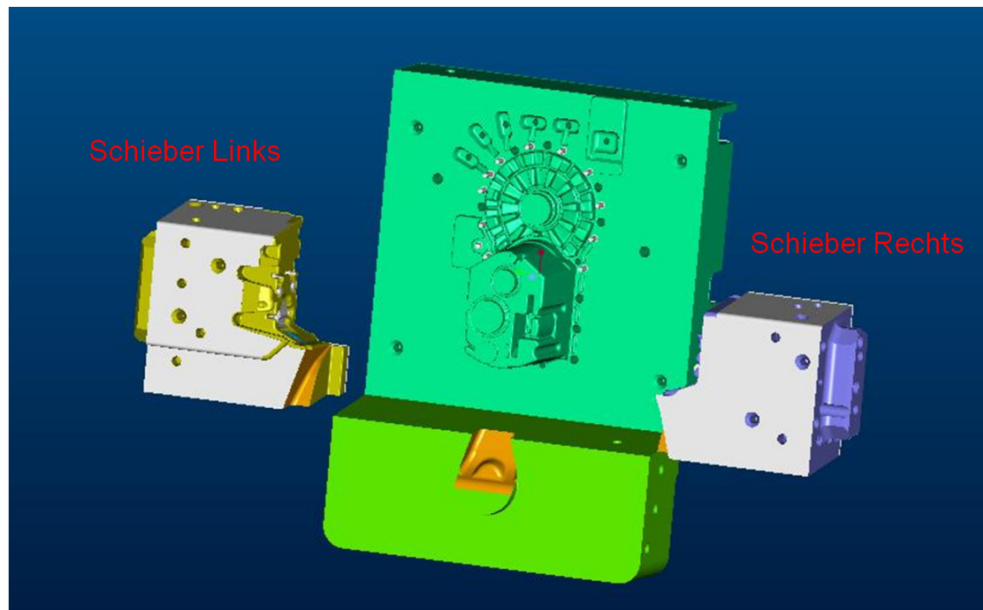


Abb. 3.1: Position der Schieber Rechts und Links in der Druckgussform

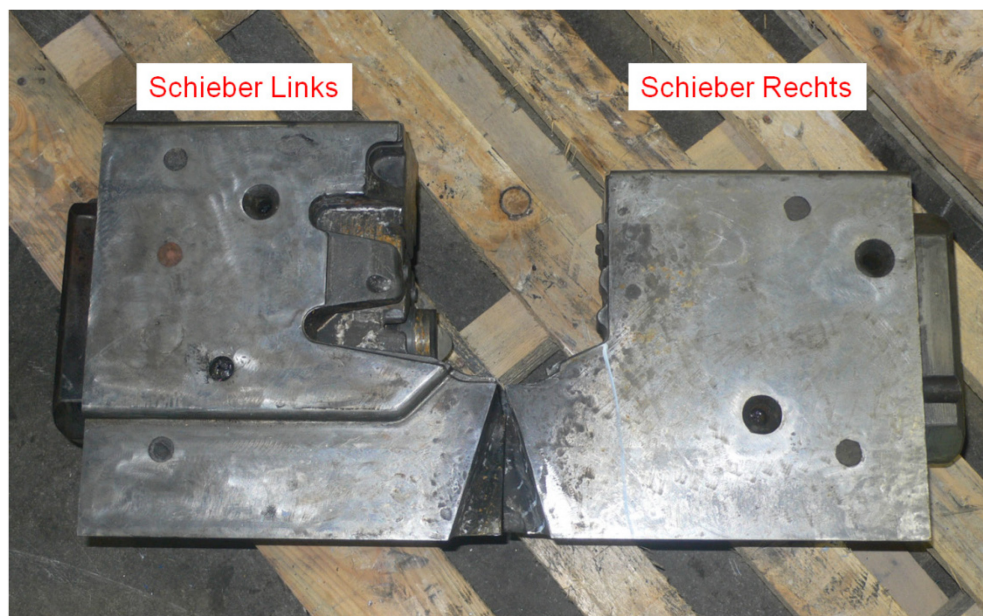


Abb. 3.2: Schieber Rechts und Links im Anlieferungszustand

3.1.2 Anschnittplatte

Bei der in dieser Arbeit untersuchten Anschnittplatte handelt es sich um ein Formteil zur Herstellung eines Zylinderkurbelgehäuses. Im Gegensatz zu den Schiebern handelt es sich hierbei um ein Wechselteil, das nicht geschweißt, sondern bei Bedarf getauscht wird. In Abb. 3.3 ist die Anschnittplatte im Anlieferungszustand zu sehen.

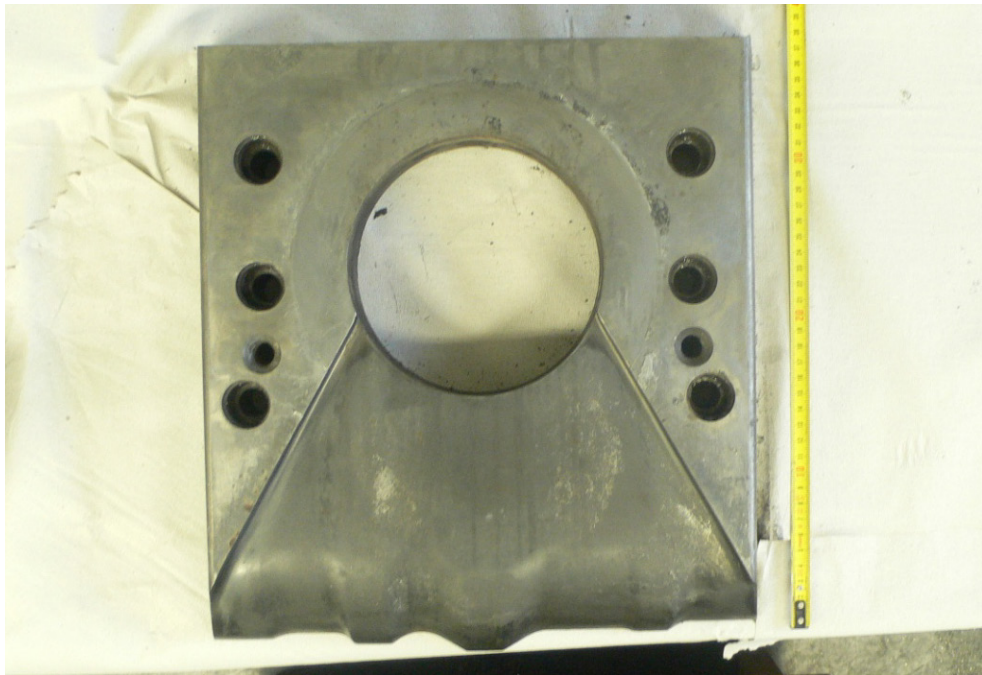


Abb. 3.3: Anschnittplatte im Anlieferungszustand

3.1.3 2. Schieber Rechts

Im Laufe der Arbeit wurde beschlossen noch ein weiteres Formteil zu untersuchen, um die erhaltenen mechanischen Kennwerte nochmals zu überprüfen. Hierfür wurde, um eine möglichst gute Vergleichbarkeit der Werte zu gewährleisten, wieder ein Schieber Rechts eines Getriebegehäuses ausgewählt. Um die beiden Schieber Rechts unterscheiden zu können, wird dieser im Weiteren als 2. Schieber Rechts geführt.

3.2 Probennahme

Bei der Probennahme wurde darauf geachtet, die Proben sowohl über den Querschnitt als auch den Längsschnitt der einzelnen Formteile verteilt zu nehmen. Dies sollte sicherstellen, eine eventuelle Streuung der Werte aufgrund der Wärmebehandlung, als auch der Temperaturwechselbeanspruchung während des Druckgussprozesses, beobachten zu können. Hierfür wurden die Schieber in mehrere Platten zerschnitten, um dann jeweils Proben aus der Mitte und den Randbereichen zu nehmen. In Abb. 3.4 a bis h ist die genaue Probennahme des Schieber Rechts und des Schieber Links zu sehen. Bei der Anschnittplatte wurden jeweils Proben aus dem Angussbereich, d. h. der Wärmeeinflusszone, und dem Rückbereich, der nicht direkt mit dem flüssigen Metall in Berührung kommt, genommen (Abb. 3.5).

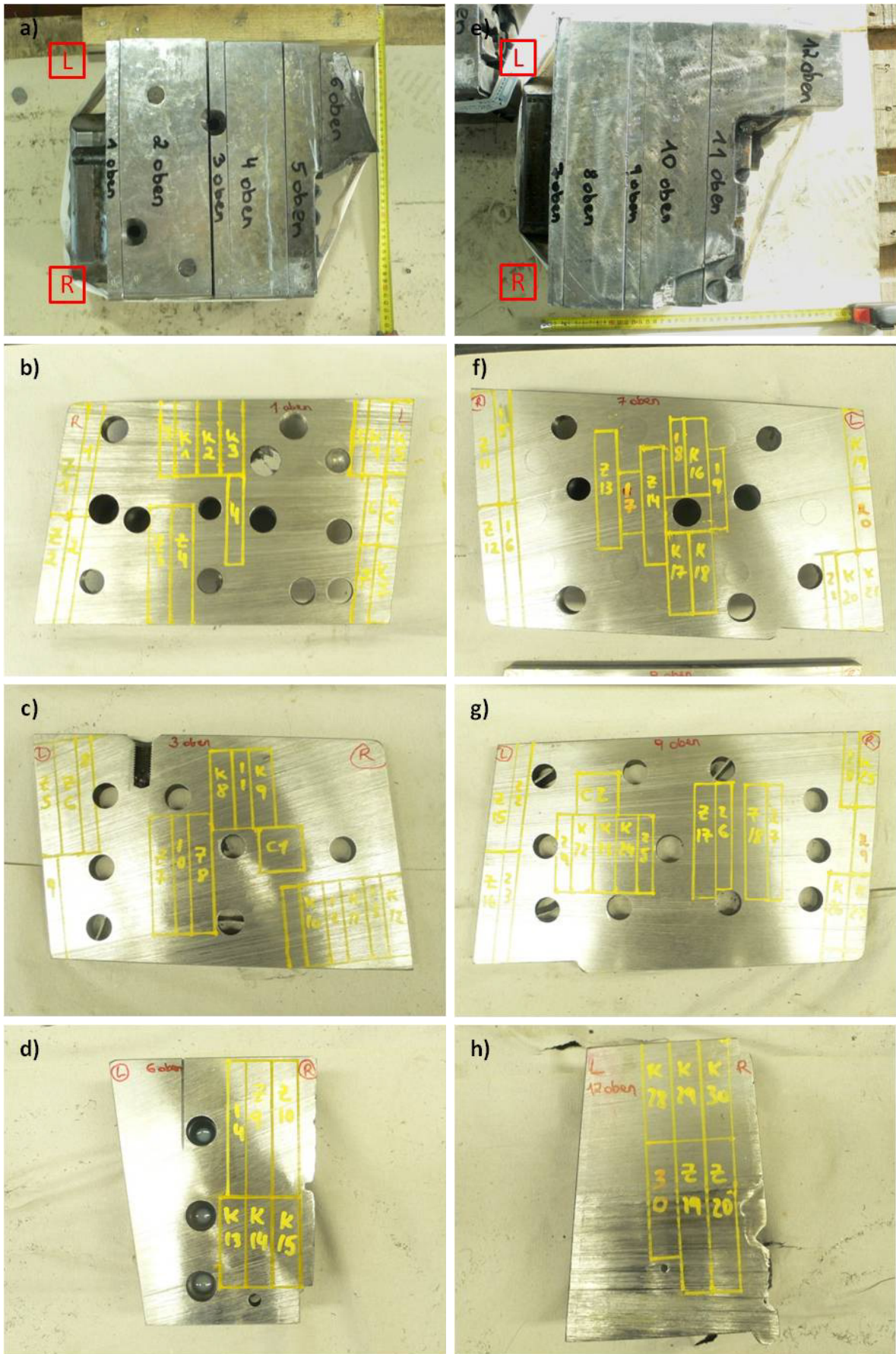


Abb. 3.4: Probenahme – a) bis d): Schieber Rechts, e) bis h): Schieber Links

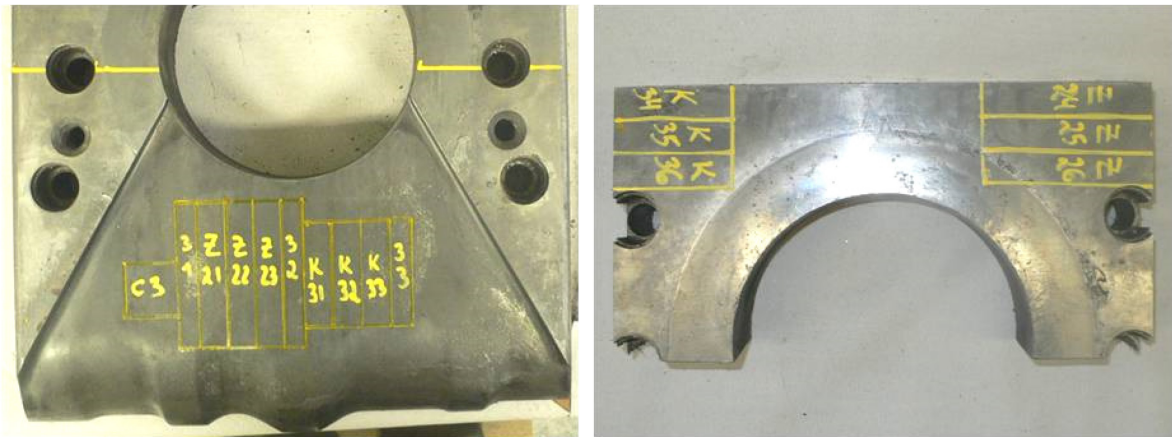


Abb. 3.5: Probennahme Anschnittplatte

Da die Untersuchungen am 2. Schieber Rechts lediglich der Kontrolle der mechanischen Kennwerte dienen sollten, wurden nur Proben aus einer Platte entnommen (Abb. 3.6).

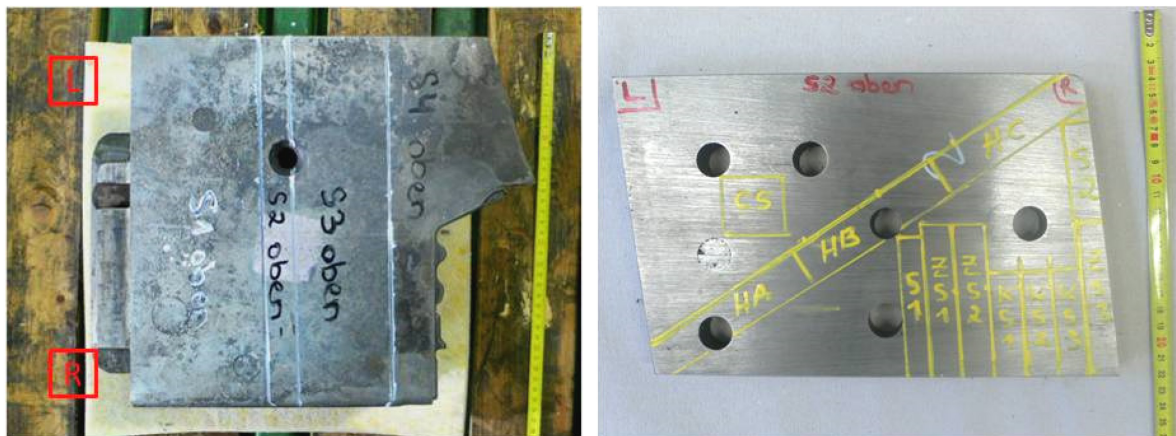


Abb. 3.6: Probennahme 2. Schieber Rechts

Probenkennzeichnung:

- Z1 bis Z26, ZS1 bis ZS3: Zugproben
- K1 bis K36, KS1 bis KS3: Kerbschlagbiegeproben
- 1 bis 33, S1, S2: Proben für Gefügeuntersuchungen, Härtemessungen
- C1 bis C3, CS: Proben für die chemische Analyse
- HA, HB, HC: Proben für Härtemessungen

3.3 Prüfung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens

3.3.1 Zugversuch

Der Zugversuch ist ein wichtiges Verfahren zur Beurteilung des Festigkeits- und Verformungsverhaltens von Werkstoffen bei quasistatischer Beanspruchung. Hierzu dienen die aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelten Kennwerte wie Dehngrenze ($R_{p0.2}$), Zugfestigkeit (R_m), Bruchdehnung (A) und Brucheinschnürung (Z) [32].

Die Versuche nach DIN EN 10002-1 [33] wurden auf einer Universalprüfmaschine des Typs Zwick 250 kN am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung durchgeführt, wobei die Prüfgeschwindigkeit im elastischen Bereich 5 mm/min und im plastischen Bereich 20 MPa/s betrug. Die Zugproben DIN 50125 – B 6 x 30 [34] wurden bei der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG in Kapfenberg hergestellt. Die genaue Probennahme ist in Kapitel 3.2, Abb. 3.4 bis Abb. 3.6, zu sehen.

3.3.2 Kerbschlagbiegeversuch

Da Werkzeuge aus Warmarbeitsstahl im Betrieb häufig einer schlagartigen mechanischen Belastung unterliegen, ist die Schlagarbeit eine wichtige Eigenschaft von Warmarbeitsstählen [35]. Der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy ist aufgrund der kostengünstigen Probenherstellung und der einfachen Versuchsdurchführung das häufigste Verfahren zur Bestimmung der Zähigkeit. Durch den mehrachsigen Spannungszustand aufgrund der Kerbe und die hohe Beanspruchungsgeschwindigkeit wird die Sprödbbruchneigung erhöht. Zur Beurteilung der Zähigkeit dienen zum einen die erhaltene Schlagarbeit KV und zum anderen das Bruchaussehen.

Die Proben wurden nach DIN EN 10045-1 [36] mit ISO-V-Kerbe gefertigt. Die Kerbschlagbiegeversuche nach Charpy erfolgten am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung auf einem instrumentierten Pendelschlagwerk des Typs RKP 450 bei einer Prüftemperatur von 22 °C. Das Arbeitsvermögen des Pendelschlagwerkes betrug 300 J.

3.3.3 Härteprüfung

Die Härteprüfung gehört zu den bedingt zerstörungsfreien Werkstoffprüfverfahren und ist vergleichsweise einfach und schnell durchzuführen. Aufgrund dessen und aufgrund der Korrelation der Härte mit mechanischen Kennwerten, wie Festigkeit, Streckgrenze, Schwing-

festigkeit oder Verschleißwiderstand, dient die Härteprüfung in der Praxis häufig zur Qualitätsprüfung bei Wärmebehandlungen oder Beschichtungen [37].

Da die Zielhärte bei Warmarbeitsstählen meist in HRC angegeben ist, wurde auch hier die Härte in HRC laut DIN EN ISO 6508 [38] bestimmt. Hierfür wurden ca. 5 mm dicke Plättchen aus der Mitte der Probenstäbchen getrennt und daran die jeweilige Härte als Mittelwert aus mindestens drei Einzeleindrücken ermittelt. Beim 2. Schieber Rechts wurde neben der Härte in HRC auch die Härte in HBW 2,5/187,5 laut DIN EN ISO 6506 [39] als Mittelwert von 28 Einzeleindrücken über die Diagonale der untersuchten Platte bestimmt. Die Messungen wurden an Härteprüfern des Typs M4R-075 (HRC) und des Typs M4C 025 G3M (HBW) der Firma EMCO-TEST am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung durchgeführt.

3.4 Gefügeuntersuchungen

3.4.1 Korngröße

Zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße wurde das Vergleichsverfahren nach ASTM E 112 [40] angewandt. Hierfür wurden die Proben, an denen zuvor bereits die Härte bestimmt worden war, mit dem Einbettmittel Durofast der Firma Struers mit einer Struers Cito-Press 20 eingebettet. Anschließend wurden die Proben geschliffen und bis auf 1 μm poliert. Abhängig vom Werkzeug bzw. Werkstoff kamen verschiedene Ätzmittel zum Einsatz. Die Proben aus den Schiebern Rechts/Links und dem 2. Schieber Rechts wurden mit 3 % HNO_3 für ca. 5 Sekunden geätzt und danach mit Wasser und Alkohol gereinigt. Für die Proben der Anschnittplatte war das Ergebnis mit HNO_3 nicht zufriedenstellend, weswegen hier ein Ätzmittel zur Sichtbarmachung ehemaliger Austenitkorgrenzen nach DIN 50601 [41] zur Anwendung kam. Die Ätzlösung laut DIN 50601 setzt sich zusammen aus 100 ml H_2O , 2,25 g Pikrinsäure, 1 g CuCl_2 und 3 ml Natriumalkylsulfonat. Die Lösung wurde auf ca. 70 °C erwärmt und dann mit einem Wattebausch aufgetragen. Der sich bildende Kupferniederschlag wurde zwischendurch mit 50 % Ammoniaklösung entfernt. Anschließend wurden die Proben mit Wasser und Alkohol gereinigt. Die Ätzdauer betrug 5 bis 15 Sekunden.

Der Bildvergleich wurde direkt im Okular eines Mikroskops vom Typ Reichert UnivaR durchgeführt.

3.4.2 Mikrostruktur

3.4.2.1 Lichtmikroskopie

Die lichtmikroskopischen Gefügebilder wurden mit einem Auflichtmikroskop vom Typ Polyvar MET der Firma Reichert Jung aufgenommen. Die Proben, die bereits für die Korngrößenbestimmung herangezogen wurden, wurden hierfür erneut geschliffen, auf 1 µm poliert und anschließend mit der Farbätzung nach Beraha I geätzt. Für diese Ätzung benötigt man eine Stammlösung, die sich aus 24 g Ammoniumbifluorid, 1000 ml destilliertem Wasser und 200 ml konzentrierter Salzsäure zusammensetzt. Diese Stammlösung wird für die eigentliche Ätzung mit 1 g Kaliumdisulfit versetzt, ist dann aber nur mehr etwa 2 h haltbar. Die Proben müssen direkt nach dem Polieren nass geätzt werden. Die Ätzdauer betrug etwa 40 s. Durch die Ätzung nach Beraha I wird der Martensit blau-braun gefärbt, während der Bainit sein „normales Aussehen“ beibehält, d. h. wie mit den üblichen Schwarz-Weiß-Ätzmitteln angegriffen wird. Restaustenit und Karbide werden bei der Ätzung nach Beraha I nicht angeätzt und bleiben weiß [42].

Für die Beurteilung des Schädigungsbildes am 2. Schieber Rechts wurden Aufnahmen von der Oberfläche und polierten Querschliffen mit einem Stereomikroskop Discovery.V20 der Firma Zeiss gemacht. Danach wurde der Querschliff mit 3 % HNO₃ geätzt und am Auflichtmikroskop Polyvar MET betrachtet.

3.4.2.2 Rasterelektronenmikroskopie

Die Auflösung am LIM1 reichte nicht aus, um die Mikrostruktur der untersuchten Proben genau darstellen zu können. Deshalb wurden auch Aufnahmen mit dem REM gemacht. Mit dem REM können nicht nur höhere Vergrößerungen als mit dem LIM1 erreicht werden, sondern die erzielbare Schärfentiefe beträgt bei gleicher Vergrößerung auch mehr als das Hundertfache der Lichtmikroskopie. Aufgrund dessen ist das REM ein wichtiges Instrument zur Untersuchung von Bruch- und Spaltflächen [43].

In dieser Arbeit dienten Sekundärelektronenbilder zum einen zur genaueren Betrachtung des Gefüges und zum anderen zur Analyse der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben. Die Aufnahmen wurden mit einem REM EVO 50 der Firma Zeiss in Zusammenarbeit mit Herrn G. Hawranek am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung durchgeführt. Für die Gefügeuntersuchungen wurden die Proben zuerst mit 3 % HNO₃ leicht angeätzt.

3.4.2.3 Transmissionselektronenmikroskopie

Das TEM dient zum einen der Gefügedarstellung durch Hellfeld- bzw. Dunkelfeldabbildung, wobei man hier beim konventionellen TEM Auflösungsgrenzen bis zu 0,5 nm erreicht. Zum anderen kann mittels Elektronenbeugung die Kristallstruktur und -orientierung bestimmt werden und damit die enthaltenen Phasen qualitativ analysiert werden. Die durchstrahlbaren Probendicken liegen beim TEM im Bereich von 0,1 bis 1 μm und steigen mit der Beschleunigungsspannung an [43].

Die Probenherstellung ist für das TEM aufwendiger als für das REM oder LIM. Es müssen sehr dünne durchstrahlbare Folien hergestellt werden. Hierfür wurden aus den Probenstäben jeweils etwa 200 μm dicke Scheiben herausgeschnitten, aus denen anschließend kreisrunde Scheiben mit einem Durchmesser von 3 mm gestanzt wurden. Diese Scheiben wurden dann händisch auf eine Dicke von 100 μm geschliffen, wobei der letzte Schritt mit einem Schleifpapier mit einer Körnung von 4000 durchgeführt wurde. Danach wurden die Proben mit einem Struers TenuPol-5 elektrolytisch gedünnt. Hierbei wurde der Elektrolyt A2 der Firma Struers bei einer Spannung von 20 V und einer Temperatur von 10 °C eingesetzt. Abschließend wurden die Proben noch mit einem Ionendünngerät PIPS Model 961 der Firma Gatan für etwa 5 Minuten mit Ar-Ionen beschossen, um die Oberfläche von etwaigen Verunreinigungen zu befreien.

Die Untersuchungen wurden auf einem TEM Typ CM12 der Firma Philips mit einer Beschleunigungsspannung von 120 kV am Erich Schmidt Institut für Materialwissenschaften in Leoben durchgeführt.

3.5 Wärmebehandlungssimulation

Wärmebehandlungssimulationen dienen dazu, das Verhalten von Bauteilen während der Wärmebehandlung und den nach der Abkühlung vorhandenen Endzustand des Werkstückes vorherzusagen. Im vorliegenden Fall sollte die Temperatur- und Phasenentwicklung während des Härtens betrachtet und der daraus resultierende Gefügezustand des gehärteten Bauteils dargestellt werden.

Die Simulation wurde beispielhaft für den Schieber Rechts durchgeführt, wobei als Werkstoff der W300 der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG angenommen wurde, der dem Warmarbeitsstahl 1.2343 entspricht. Dadurch konnten die thermophysikalischen Materialdaten der internen Datenbank der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG entnommen werden. Als Austenitisierungstemperatur wurde 1020 °C angenommen. Beim Abschrecken wurden zwei verschiedene Varianten berücksichtigt (siehe Tab. 3.2), wobei Variante A ideale Bedingungen

voraussetzt und Variante B reale und eher schlechte Bedingungen in einem Wärmebehandlungsofen widerspiegeln soll.

Tab. 3.2: Angenommene Abkühlbedingungen, Wärmeübergangskoeffizient und Emissivität von Variante A und B der Wärmebehandlungssimulation

Wärmebehandlungs- variante	Abkühlbedingungen	Wärmeübergangs- koeffizient h [W/m ² K]	Emissivität ε
A	<ul style="list-style-type: none"> - 5 bar Stickstoff - freistehendes Bauteil - gute Konvektion 	500	0,5
B	<ul style="list-style-type: none"> - 1 bar Stickstoff - Bauteil im Zentrum der Charge - schlechte Konvektion - gegenseitige Anstrahlung 	100	0

Die Simulation wurde von Herrn Volker Wieser von der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG mit Hilfe der Software DEFORMTM-H durchgeführt.

3.6 Wärmebehandlung zur Überprüfung des Potentials der untersuchten Werkstoffe

Um das Potential der untersuchten Legierungen darzustellen, wurde im Rahmen dieser Arbeit eine eigene Wärmebehandlung durchgeführt. Die Wärmebehandlungen erfolgten in einem Kammerofen vom Typ Nabertherm. Die Proben hierfür wurden aus dem Schieber Rechts entnommen. Da es sich hierbei um bereits vergütete Proben handelt, wurden diese zu Beginn weichgeglüht.

Durchgeführte Wärmebehandlung:

1. Weichglühen: 830 °C/6 h
→ Ofenabkühlung auf 600 °C mit 15 °C/h, anschließend
Abkühlung an Luft
2. Härten: 1010 °C/30 min
→ Abschrecken in Öl
3. Anlassen: 3 x 2 h auf eine Arbeitshärte von
 - a) 40 HRC (V1)
 - b) 44 HRC (V2)
 - c) 47 HRC (V3)

Pro gewählter Arbeitshärte wurden drei Kerbschlagbiegeproben gefertigt, an denen anschließend auch die Korngröße und die Härte in HRC bestimmt wurde. Des Weiteren wurde das Gefüge sowohl im LIM1 als auch zur genaueren Analyse im REM und im TEM betrachtet.

4 Ergebnisse

4.1 Chemische Analyse

Die chemische Analyse wurde bei der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG in Kapfenberg durchgeführt und soll dazu dienen, die Werkzeugdaten zu verifizieren.

Die Ergebnisse der chemischen Analyse sind in Tab. 4.1 zusammengefasst. Nach Vergleich der chemischen Zusammensetzungen der Werkzeuge mit dem Stahlschlüssel [44] steht fest, dass es sich bei dem Schieber Rechts und dem Schieber Links nicht um den Werkstoff 1.2343 handelt.

Tab. 4.1: Chemische Zusammensetzung der Werkzeuge

	Chemische Zusammensetzung [Masse-%]								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
C1 Schieber Rechts	0,35	0,17	0,48	0,009	0,0016	5,09	1,87	0,09	0,52
C2 Schieber Links	0,41	0,22	0,27	0,012	0,0004	5,01	2,98	0,29	0,50
C3 Anschnittplatte	0,41	1,07	0,38	0,024	0,0020	5,13	1,17	0,23	0,27
CS 2. Schieber Rechts	0,38	0,40	0,33	0,014	0,0011	4,75	2,76	0,29	0,41

Es handelt sich beim Schieber Rechts vermutlich um den Warmarbeitsstahl TQ1 von Kind & Co. KG [25] und beim Schieber Links um den Werkstoff 1.2367. In Tab. 4.2 sind die untersuchten Werkzeuge und die zugehörigen Werkstoffe aufgelistet.

Tab. 4.2: Übersicht der untersuchten Werkzeuge und ihrer Werkstoffe

Werkzeug	Werkstoff
Schieber Rechts	TQ1 von Kind & Co.
Schieber Links	1.2367
Anschnittplatte	1.2343
2. Schieber Rechts	1.2367

4.2 Prüfung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens

4.2.1 Zugversuch

Der Zugversuch dient der Ermittlung der Festigkeits- und Duktilitätskennwerte bei quasistatischer Beanspruchung. In Tab. 4.3 sind die mechanischen Kennwerte der Zugversuchsproben des Schieber Rechts dargestellt. In der letzten Spalte ist die Position der Proben im Schieber angegeben, wobei hier zwischen Proben aus dem Randbereich bzw. aus der Mitte des Werkstückes differenziert wird. Für die genaue Probenposition siehe Kapitel 3.2, Abb. 3.4. R_m liegt zwischen 1210 und 1337 MPa, $R_{p0.2}$ zwischen 1040 und 1135 MPa, A zwischen 12,6 und 13,9 % und Z zwischen 29,9 und 36,8 %. Beim Vergleich der einzelnen Werte ist keine Abweichung aufgrund der Position im Werkstück ersichtlich. Deshalb wird bei den anderen Werkzeugen darauf verzichtet die Kennwerte jeder einzelnen Probe anzugeben.

In Tab. 4.4 sind die Mittelwerte der aus dem Zugversuch erhaltenen mechanischen Kennwerte aller Werkzeuge gegenübergestellt.

Tab. 4.3: Mechanische Kennwerte aus dem Zugversuch der Proben aus dem Schieber Rechts

Probe	R_m [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	A [%]	Z [%]	Position im Werkzeug
Z2	1210	1040	13,8	35,2	Rand
Z3	1245	1040	13,9	36,8	Mitte
Z4	1271	1058	13,4	33,8	Mitte
Z5	1337	1135	13,3	32,9	Rand
Z6	1311	1128	13,1	31,0	Rand
Z7	1266	1072	12,6	29,9	Mitte
Z8	1253	1058	13,8	33,3	Mitte
Z9	1263	1088	13,3	31,1	Rand

Tab. 4.4: Mechanische Kennwerte aus dem Zugversuch; Mittelwerte aus allen untersuchten Proben je Werkzeug (siehe Kapitel 3.2, Abb. 3.4 bis Abb. 3.6)

Werkzeug	R_m [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	A [%]	Z [%]
Schieber Rechts	1270 ± 39	1077 ± 37	$13 \pm 0,4$	$33 \pm 2,3$
Schieber Links	1193 ± 38	987 ± 36	$12 \pm 1,2$	$26 \pm 2,8$
Anschnittplatte	1406 ± 47	1195 ± 59	$6 \pm 4,0$	$7 \pm 5,0$
2. Schieber Rechts	1309 ± 14	1132 ± 19	$10 \pm 0,1$	$16 \pm 0,3$

Die Zugfestigkeit R_m als Maß für die Festigkeit bleibt bei allen drei Schiebern unter dem von VW Werk Kassel vorgegebenen Wert von 1350–1400 MPa [31]. Die Brucheinschnürung liegt zwar beim Schieber Rechts und Schieber Links im von der Böhler Edelstahl GmbH & Co KG für diese Festigkeit empfohlenen Bereich von 25–35 % [45], sollte aber aufgrund des gegenläufigen Verhaltens von Festigkeit und Zähigkeit bei den vorhandenen Festigkeitskennwerten höher liegen. Beim 2. Schieber Rechts liegt die Brucheinschnürung mit 16 % schon eindeutig unter dem erwünschten Wert. Die Festigkeitskennwerte der Anschnittplatte befinden sich zwar im gewünschten Bereich von 1300–1400 MPa [31], hier treten jedoch die niedrigsten Duktilitätskennwerte auf.

4.2.2 Kerbschlagbiegeversuch

Aus dem Kerbschlagbiegeversuch erhält man die Zähigkeitswerte unter schlagender Beanspruchung. In Tab. 4.5 sind die Schlagarbeit KV der Proben aus dem Schieber Rechts und die Position der Proben im Werkzeug gegenübergestellt. Die genaue Probenposition ist in Kapitel 3.2, Abb. 3.4 zu sehen. Die Werte von KV liegen zwischen 9 und 14 J. Anhand der betrachteten Proben des Schieber Rechts ist keine Tendenz der ermittelten Zähigkeitswerte aufgrund der Position im Werkzeug zu erkennen. Dies korreliert auch mit den Zugfestigkeitskennwerten, bei denen ebenfalls keine Abhängigkeit von der Position erkennbar ist.

In Tab. 4.6 sind die Mittelwerte der Schlagarbeit inklusive der Standardabweichung für alle Werkzeuge dargestellt. Der von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG empfohlene Wert für die Schlagarbeit beträgt 14 bis 20 J [45]. Einzig der Schieber Links liegt mit 16 J im empfohlenen Bereich. Alle anderen Werkzeuge weisen eindeutig zu niedrige Zähigkeitswerte auf.

Tab. 4.5: Ermittelte Schlagarbeit KV der Kerbschlagbiegeproben aus dem Schieber Rechts in Abhängigkeit der Position im Werkzeug

Probe	KV [J]	Position im Werkzeug		Probe	KV [J]	Position im Werkzeug
K1	13	Mitte		K9	10	Mitte
K2	13	Mitte		K10	13	Mitte
K3	11	Mitte		K11	12	Rand
K4	10	Rand		K12	14	Rand
K5	10	Rand		K13	9	Mitte
K7	12	Rand		K14	10	Rand
K8	13	Mitte		K15	11	Rand

Tab. 4.6: Aus dem Kerbschlagbiegeversuch ermittelte Schlagarbeit KV; Mittelwerte aus allen untersuchten Proben je Werkzeug (siehe Kapitel 3.2, Abb. 3.4 bis Abb. 3.6)

Werkzeug	KV [J]
Schieber Rechts	11 ± 1,5
Schieber Links	16 ± 2,0
Anschnittplatte	6 ± 0,5
2. Schieber Rechts	7 ± 1,0

Durch fraktografische Untersuchung der Kerbschlagbiegeproben lassen sich Rückschlüsse auf den vorherrschenden Bruchmechanismus ziehen. In Abb. 4.1 sind die REM-Aufnahmen vom Schieber Rechts, 2. Schieber Rechts und der Anschnittplatte gegenübergestellt.

Die Bruchflächen des Schieber Rechts und des 2. Schieber Rechts zeigen einen transkristallinen Spaltbruch mit duktilen Anteilen. Bei diesem sogenannten Quasi-Spaltbruch sieht man zwischen den Spaltbruchflächen duktile Säume mit der charakteristischen Wabenstruktur des Verformungsbruchs. Der 2. Schieber Rechts weist gegenüber dem Schieber Rechts einen höheren Anteil an Spaltbruchflächen auf, was auf ein spröderes Versagen hindeutet. Dies stimmt auch mit den erhaltenen Kerbschlagarbeiten überein, hier hat der 2. Schieber Rechts ebenfalls die niedrigeren Werte.

Die Anschnittplatte wurde mit einer anderen Vergrößerung aufgenommen, da sie eine viel größere Kornstruktur aufweist. Man erkennt auf der Bruchflächenaufnahme einen interkristallinen Spaltbruch. Zusammen mit den niedrigen Kerbschlagarbeitswerten ergibt sich das Bild eines sehr spröden Bruchverhaltens.

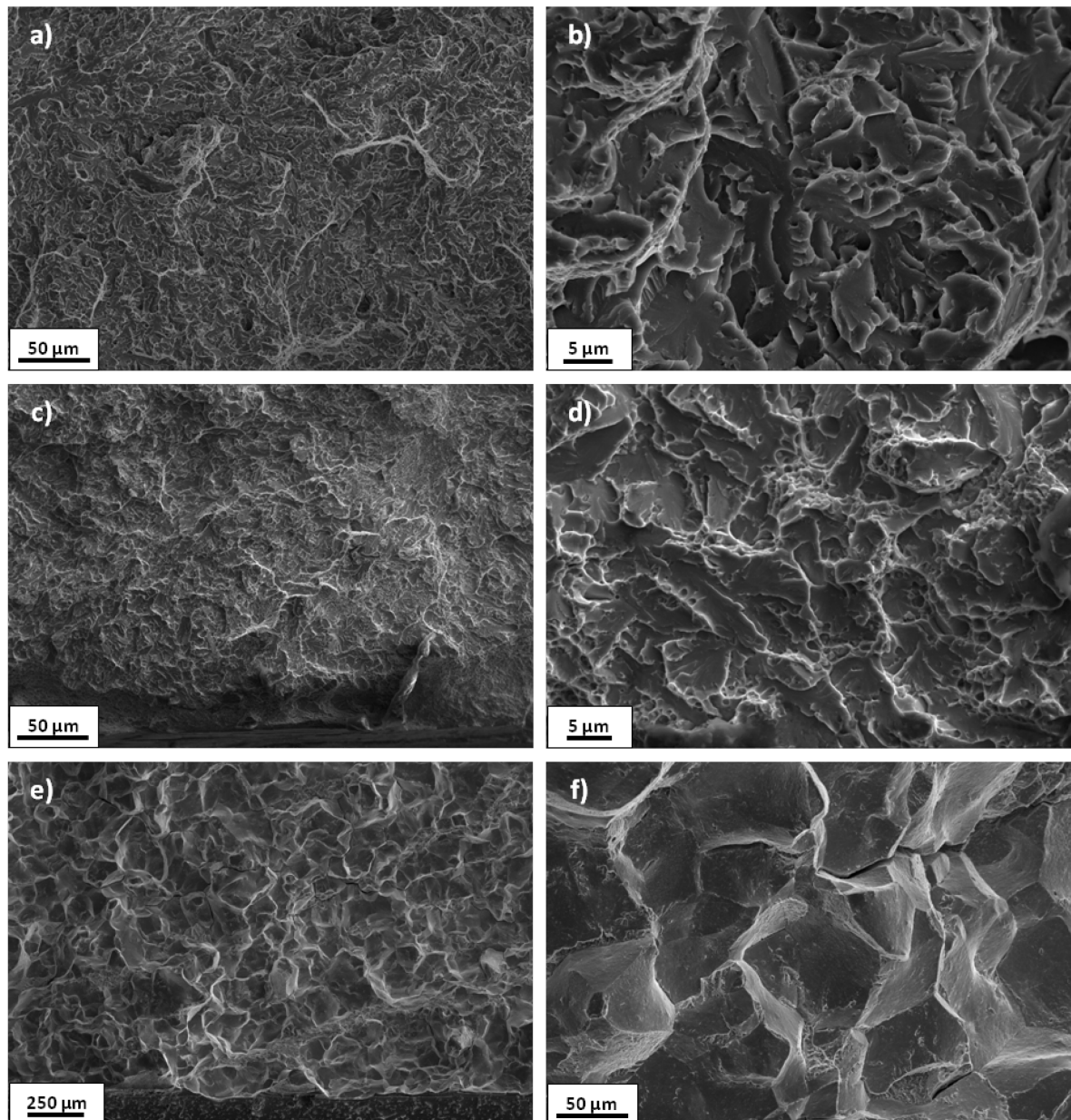


Abb. 4.1: REM-Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben; a) und b): Schieber Rechts, c) und d): 2. Schieber Rechts, e) und f): Anschnittplatte

4.2.3 Härteprüfung

Die Härteprüfung wird bei Druckgussformen aus Warmarbeitsstahl zur Überprüfung der Wärmebehandlung nach den einzelnen Anlassschritten eingesetzt. Durch die hier durchgeführte Messung der Härtewerte über den gesamten Querschnitt können auch Rückschlüsse auf die Gleichmäßigkeit der Wärmebehandlung gezogen werden.

In Tab. 4.7 sind die gemessenen Härtewerte in HRC und die zugehörigen Probenposition der Proben aus dem Schieber Rechts aufgeführt (Probennahme – siehe Kapitel 3.2, Abb. 3.4). Die Härte in HRC liegt zwischen 37,5 und 41,3 HRC. In Übereinstimmung mit den aus dem

Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch ermittelten mechanischen Kennwerten ist auch hier keine Abhängigkeit der Härtewerte von der Probenposition zu erkennen.

Tab. 4.7: Ermittelte Härte in HRC des Schieber Rechts in Abhängigkeit der Position im Werkzeug

Probe	HRC	Position im Werkzeug		Probe	HRC	Position im Werkzeug
1	38,8	Rand		10	38,9	Mitte
2	38,1	Rand		11	39,1	Mitte
3	39,9	Mitte		12	37,6	Rand
4	40,2	Mitte		13	37,5	Rand
5	40,2	Rand		14	39,9	Mitte
6	41,3	Rand		K13	39,2	Mitte
7	40,5	Rand		K14	38,9	Rand
8	40,2	Rand		K15	38,9	Rand
9	39,9	Rand				

Bei den anderen Werkzeugen wird daher darauf verzichtet, die Härtewerte der einzelnen Proben anzugeben. In Tab. 4.8 sind die mittleren Härtewerte der Werkzeuge gegenübergestellt. Die drei Schieber weisen mit 37,9 bis 40,5 HRC alle zu niedrige Härtewerte auf, da die für diese Anwendung empfohlene Härte 43 bis 45 HRC beträgt [45]. Die Anschnittplatte hat eine mittlere Härte von 45,9 HRC und liegt damit knapp über dem gewünschten Härtebereich.

Beim 2. Schieber Rechts wurde neben der Härte HRC auch die Härte in HBW bestimmt. Die ermittelte Härte beträgt 40,5 HRC bzw. 403 HBW 2,5/187,5.

Tab. 4.8: Mittlere Härtewerte in HRC aller untersuchten Werkzeuge, für den 2. Schieber Rechts zusätzlich in HBW 2,5/187,5; Mittelwerte aus allen untersuchten Proben je Werkzeug (siehe Kapitel 3.2, Abb. 3.4 bis Abb. 3.6)

Werkzeug	HRC	HBW 2,5/187,5
Schieber Rechts	39,4 ± 1,0	
Schieber Links	37,9 ± 0,9	
Anschnittplatte	45,9 ± 2,0	
2. Schieber Rechts	40,5 ± 0,3	403 ± 3

4.3 Gefügeuntersuchungen

4.3.1 Korngröße

Die Korngröße ist für Warmarbeitsstähle ein wichtiges Charakterisierungsmerkmal. Ein zu grobes Korn deutet auf eine falsche Wärmebehandlung hin, da die Austenitkorngröße durch die Austenitisierungstemperatur und -dauer bestimmt wird [2].

Die Korngröße wurde an allen Gefügeproben bestimmt und schwankt kaum über das Volumen der Werkzeuge. Daher sind in Tab. 4.9 nur die Mittelwerte der Korngröße nach ASTM und der entsprechende mittlere Korndurchmesser angeführt. In Abb. 4.2 sind die zugehörigen Gefügaufnahmen der Werkzeuge gegenübergestellt. Es ist darauf zu achten, dass die Anschnittplatte hierbei mit einer geringeren Vergrößerung aufgenommen wurde.

Tab. 4.9: Korngröße nach ASTM E 112 und zugehöriger mittlerer Korndurchmesser

Werkzeug	ASTM-Korngrößen-Kennzahl	Mittlerer Korndurchmesser [µm]
Schieber Rechts	9–10	11–16
Schieber Links	10–11	8–11
Anschnittplatte	2–4	90–180
2. Schieber Rechts	9–10	11–16

Der Vergleich der ehemaligen Austenitkorngröße, bestimmt mit dem Vergleichsverfahren nach ASTM E 112, mit den zugehörigen Gefügebildern der Werkzeuge verdeutlicht, dass der Schieber Rechts und der 2. Schieber Rechts die gleiche Korngröße aufweisen. Diese liegt mit ASTM 9–10 auch genau in dem von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG empfohlenen Bereich von ASTM 8–10 [45]. Der Schieber Links weist ein etwas feineres Korn auf (ASTM 10–11). Auf der Gefügaufnahme der Anschnittplatte ist zu erkennen, dass das Korn sehr grob ist (ASTM 2–4). Ein grobes Korn kann auf eine zu hohe Härtetemperatur hinweisen.

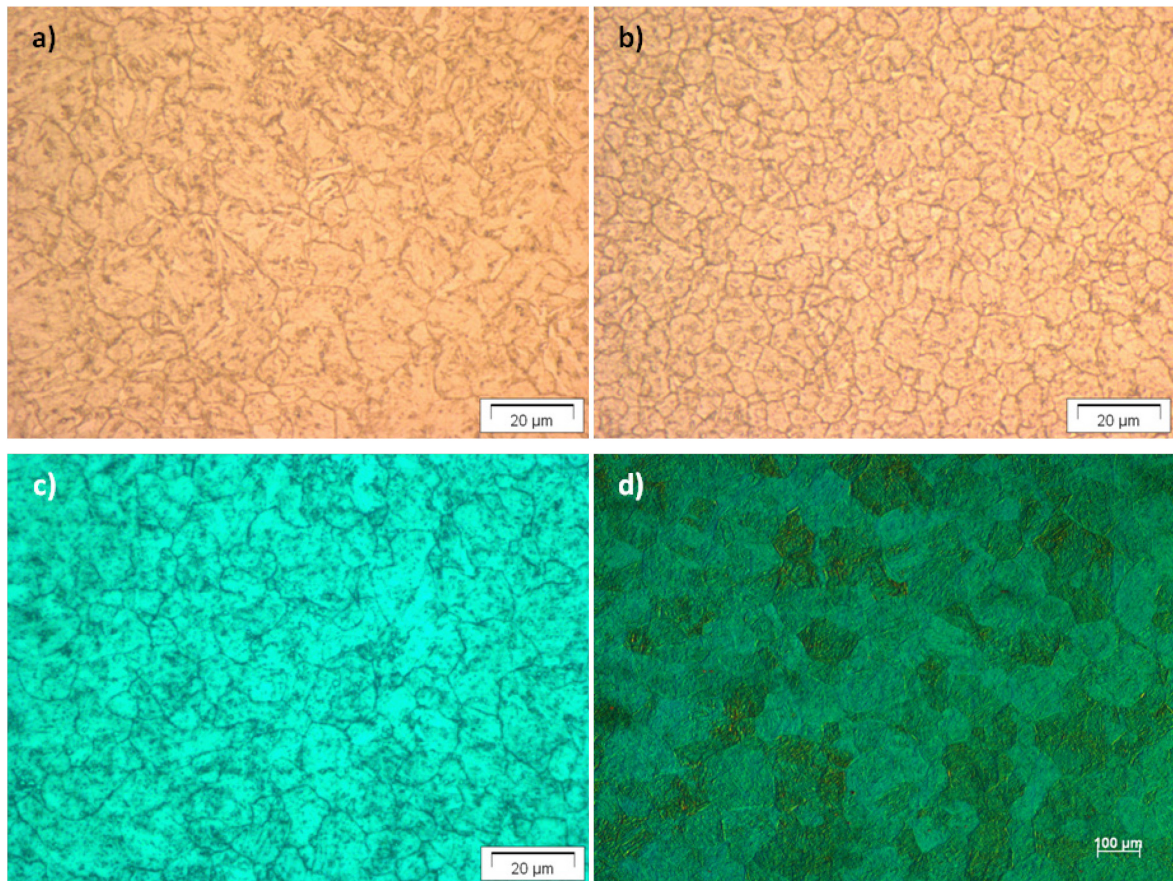


Abb. 4.2: LIM-Aufnahmen der ehemaligen Austenitkörner der Gefügeproben im Anlieferungszustand; Ätzung mit 3 % HNO₃ (Schieber Rechts, Schieber Links, 2. Schieber Rechts) bzw. Ätzung nach DIN 50601 (Anschnittplatte); a) Schieber Rechts, b) Schieber Links, c) 2. Schieber Rechts, d) Anschnittplatte

4.3.2 Mikrostruktur

Die Untersuchungen am LIM, REM und TEM wurden durchgeführt, um das Gefüge zum einen auf seine Anteile an Martensit, Bainit und Karbiden zu beurteilen und zum anderen um Aussagen über Art, Größe und Verteilung der Karbide treffen zu können.

4.3.2.1 Lichtmikroskopie

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden die Gefügeproben mit der Farbätzung nach Beraha I geätzt. Hierdurch soll das Gefüge vor allem auf seine Anteile an Martensit, Bainit und Karbiden untersucht werden.

Anhand der LIM-Bilder in Abb. 4.3 ist zu erkennen, dass das Gefüge des Schieber Rechts eine braun-bläuliche Färbung aufweist. Dies deutet auf ein größtenteils martensitisches Gefüge hin. Des Weiteren sind vereinzelt Karbide ($< 1 \mu\text{m}$) sichtbar, die bei der Ätzung nach Beraha I weiß bleiben. Die Schiffe des Schieber Links und des 2. Schieber Rechts zeigen ebenfalls eine braun-bläuliche Färbung, also ein martensitisches Gefüge. Es sind jedoch mehr Karbide zu

sehen, wobei hier der Schieber Links die größte Anzahl aufweist. Die LIMI-Aufnahme der Anschnittplatte verdeutlicht die bereits in Abb. 4.2 zu beobachtende vergleichsweise grobe Kornstruktur. Auch hier ist das Gefüge braun-bläulich gefärbt, was für eine hauptsächlich martensitische Struktur spricht, es sind jedoch kaum Karbide sichtbar. In Übereinstimmung mit der groben Kornstruktur, spricht eine geringe Anzahl von Primärkarbiden für eine zu hohe Austenitisierungstemperatur. Die Auflösung des LIMI reicht in allen Fällen nicht aus, um das Gefüge genauer identifizieren zu können.

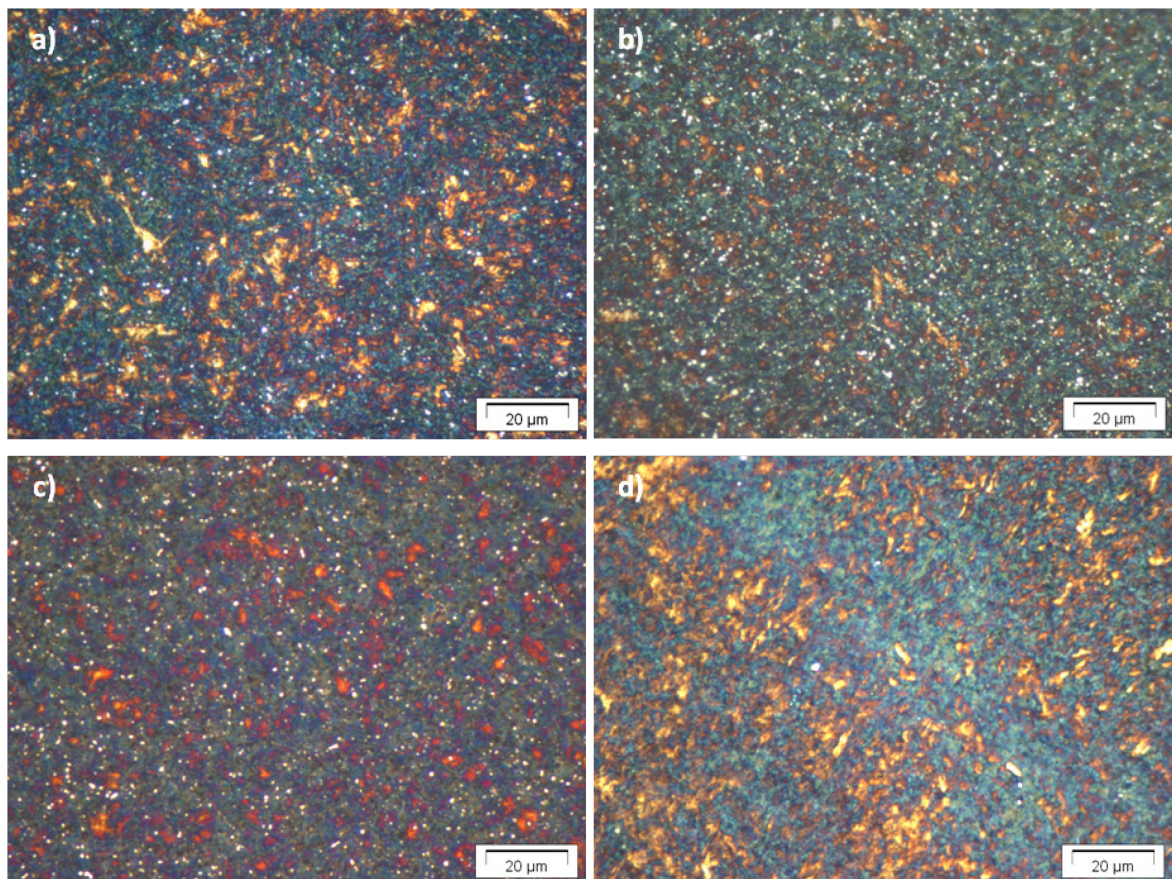


Abb. 4.3: LIMI-Aufnahmen der Gefügeproben im Anlieferungszustand - Ätzung nach Beraha I: a) Schieber Rechts, b) Schieber Links, c) 2. Schieber Rechts, d) Anschnittplatte

4.3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie

Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen sollen dazu dienen das Gefüge genauer zu analysieren. In Abb. 4.4 sind die Gefügebildungen des Schieber Rechts, 2. Schieber Rechts und der Anschnittplatte zu sehen. Bei den beiden Schiebern sind zwar die Korngrenzen gut identifizierbar, aber das Gefüge ist nicht sichtbar bzw. auflösbar. Der 2. Schieber Rechts weist im Vergleich zum Schieber Rechts eine höhere Anzahl an Karbiden sowohl im Korn als auch entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen auf. Auf der Aufnahme der

Anschnittplatte sind die einzelnen Körner nicht zu erkennen, da die Anschnittplatte eine sehr grobe Kornstruktur aufweist. Es ist jedoch eine feine Lattenstruktur erkennbar, die auf ein martensitisches Gefüge hindeutet. Für eine genauere Analyse reicht die Auflösung des REM jedoch nicht aus.

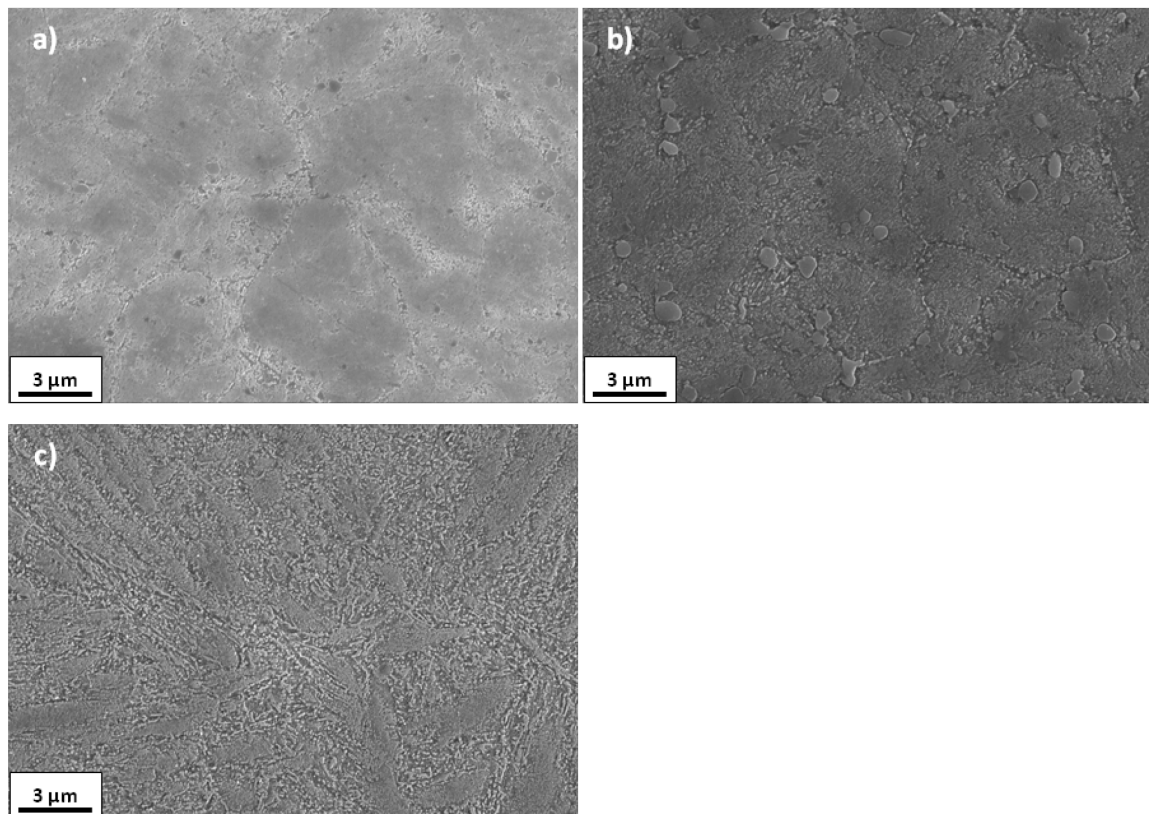


Abb. 4.4: REM-Aufnahmen der Gefügeproben im Anlieferungszustand – Ätzung mit 3 % HNO₃: a) Schieber Rechts, b) 2. Schieber Rechts, c) Anschnittplatte

4.3.2.3 Transmissionselektronenmikroskopie

Die Untersuchungen der Proben im TEM wurden durchgeführt, um detaillierte Aussagen über das Gefüge, d. h. vor allem über Größe, Anzahl, Art und Verteilung der Karbide, treffen zu können. Neben der Hell- und Dunkelfeldabbildung wurde hierfür die Feinbereichsbeugung (SAD = selected area diffraction) eingesetzt, mit der Bereiche bis zu einem minimalen Durchmesser von 200 nm selektiert werden können.

Die drei Schieber wiesen ähnliche Tendenzen bei den mechanischen Eigenschaften und vorangegangenen Gefügeuntersuchungen auf, daher wurde nur das Gefüge des Schieber Rechts und das der Anschnittplatte genauer analysiert. Vom 2. Schieber Rechts wurden Übersichtsaufnahmen erstellt, um etwaige Unterschiede hinsichtlich der Karbidverteilung zu sehen. In Abb. 4.5 a bis c sind Übersichtsaufnahmen des Gefüges des Schieber Rechts

abgebildet. Es ist keine eindeutige Lattenstruktur zu erkennen, die ein martensitisches Gefüge kennzeichnet. Es finden sich globulare und nadelförmige Ausscheidungen in der Größenordnung von bis zu 100 nm und vereinzelt größere Ausscheidungen bis zu 500 nm (siehe weißer Pfeil in Abb. 4.8 a). In Abb. 4.5 c ist eine ehemalige Austenitkorngränze abgebildet (weißer Pfeil). Anhand dieser Aufnahme ist zu sehen, dass der Schieber Rechts keine nennenswerte Korngränzenbelegung aufweist.

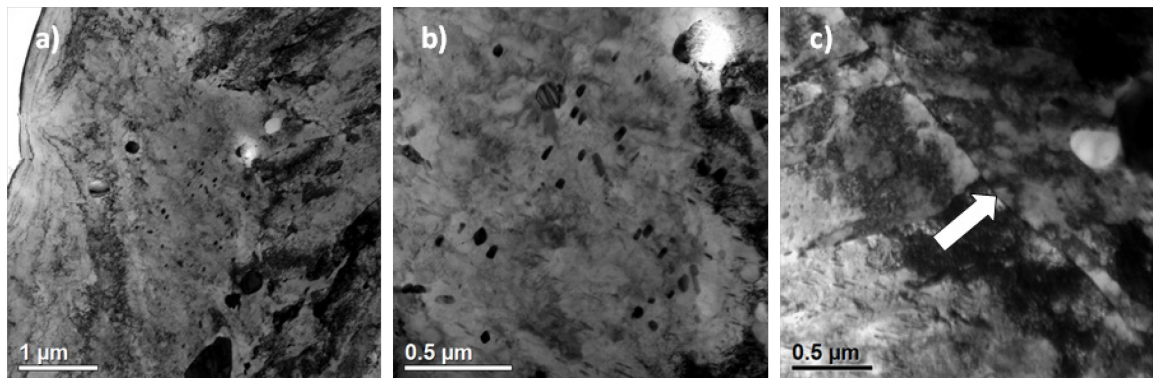


Abb. 4.5: Übersichtsaufnahmen am TEM vom Schieber Rechts, Gefügeprobe 8 im Anlieferungszustand; der weiße Pfeil in c) markiert eine ehemalige Austenitkorngränze

In Abb. 4.6 a ist das Gefüge in einer höheren Vergrößerung zu sehen, hier sind Ausscheidungen in der Größenordnung von 20 bis 50 nm zu erkennen, die mit Hilfe des Beugungsbild in Abb. 4.6 c als M_2C -Karbide identifiziert werden können. Die zu Abb. 4.6 a gehörige Dunkelfeldaufnahme (Abb. 4.6 b) wurde mit Hilfe des $\{101\}$ -Reflexes des M_2C -Karbids erstellt. Des Weiteren können im Beugungsbild, außer den Matrixreflexen, noch Reflexe dem MC -Karbid zugeordnet werden.

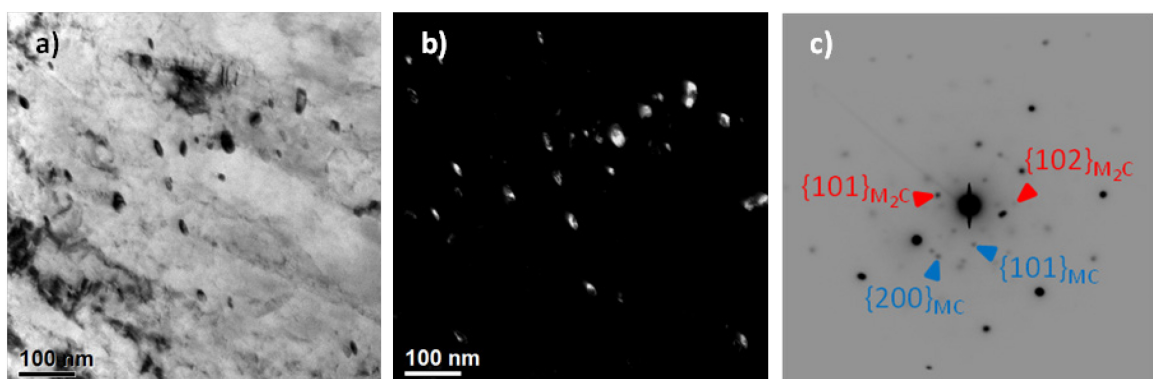


Abb. 4.6: TEM-Aufnahmen Schieber Rechts, Gefügeprobe 8 im Anlieferungszustand: a) Hellfeldaufnahme, b) Dunkelfeldaufnahme von a) ($\{101\}$ - M_2C), c) Beugungsbild zu a)

Beim Schieber Rechts wurden vereinzelt Ausscheidungen an den Korngrenzen beobachtet. In Abb. 4.7 a bis c ist eine Hellfeldaufnahme einer Korngrenze inklusive Beugungsbild und zugehörigen Dunkelfeldaufnahme zu sehen. Die längliche Ausscheidung an der Korngrenze (weißer Pfeil in Abb. 4.7 a) kann mittels SAD einem $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ -Karbid zugeordnet werden. Wie in der Dunkelfeldabbildung mit Hilfe des $\{201\}$ - M_3C -Beugungsreflexes zu sehen ist, finden sich weitere M_3C -Karbide im Korninneren.

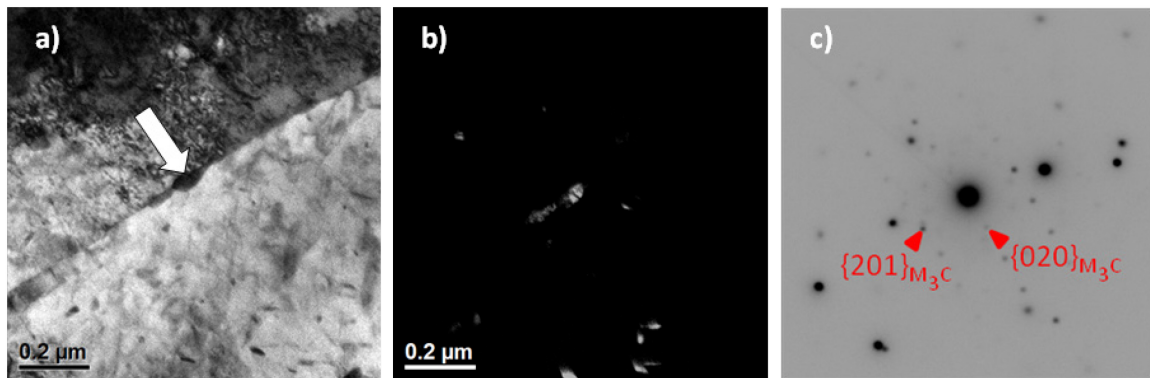


Abb. 4.7: TEM-Aufnahmen Schieber Rechts, Gefügeprobe 8 im Anlieferungszustand: a) Hellfeldaufnahme Korngrenze inklusive Ausscheidung (weißer Pfeil), b) Dunkelfeldaufnahme von a) ($\{201\}$ - M_3C -Reflex), c) Beugungsbild zu a)

Zusätzlich zu den fein verteilten Sekundärhärttekarbiden finden sich auch größere Karbide mit einer Größe von 100 bis 500 nm. Eines dieser Karbide ist in Abb. 4.8 a zu sehen (weißer Pfeil). Mittels Beugungsbild konnte dieses Karbid als M_{23}C_6 -Karbid identifiziert werden. Für die Dunkelfeldaufnahmen in Abb. 4.8 b und c wurden ein M_{23}C_6 -Reflex (b) und ein M_2C -Reflex (c) verwendet. Auf den Dunkelfeldaufnahmen ist zu erkennen, dass neben den M_2C -Karbiden auch M_{23}C_6 -Karbide fein verteilt im Gefüge auftreten.

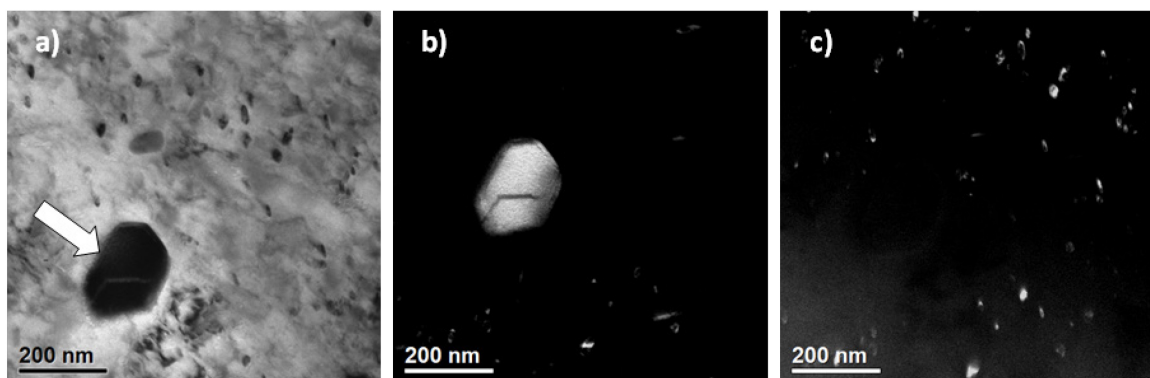


Abb. 4.8: TEM-Aufnahmen Schieber Rechts, Gefügeprobe 8 im Anlieferungszustand: a) Hellfeldaufnahme Gefüge und M_{23}C_6 -Karbid (weißer Pfeil), b) Dunkelfeldaufnahme von a) mittels M_{23}C_6 -Reflex, c) Dunkelfeldaufnahme von a) mittels M_2C -Reflex

Der 2. Schieber Rechts weist im Vergleich zum Schieber Rechts eine größere Anzahl von groben globularen Ausscheidungen in der Größenordnung von 200 nm bis zu 1 μm auf. Des Weiteren sind, wie in Abb. 4.9 a und b zu sehen ist, die Korngrenzen mit Ausscheidungen belegt. In der Matrix ist eine große Anzahl von zigarrenförmigen Ausscheidungen mit einer Länge von ca. 100 nm und kleinere globulare Ausscheidungen mit einem Durchmesser von 20 bis 30 nm zu erkennen (Abb. 4.9 c). Hierbei handelt es sich aufgrund von Morphologie und Größenverteilung vermutlich um Karbide vom Typ M_2C (zigarrenförmig) und MC (globular) [10, 17, 19].

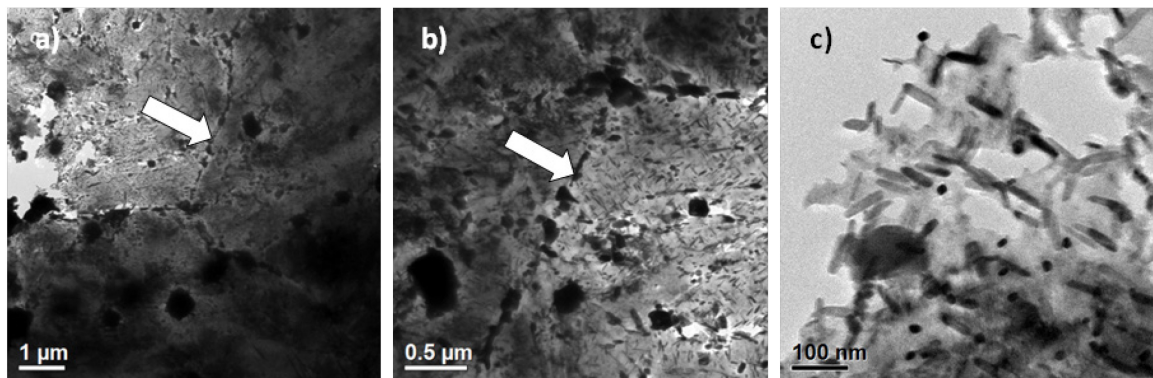


Abb. 4.9: TEM-Aufnahmen 2. Schieber Rechts, Gefügeprobe S2 im Anlieferungszustand; die weißen Pfeile in a) und b) markieren ehemalige Austenitkorngrenzen

Das Gefüge der Anschnittplatte weist im Gegensatz zu dem der beiden Schieber eine deutliche Lattenstruktur auf (Abb. 4.10 a). Außerdem sind keine größeren Primärkarbide sichtbar. Die ehemaligen Austenitkorngrenzen und Lattengrenzen sind jedoch deutlich mit Ausscheidungen belegt (Abb. 4.10 b und c).

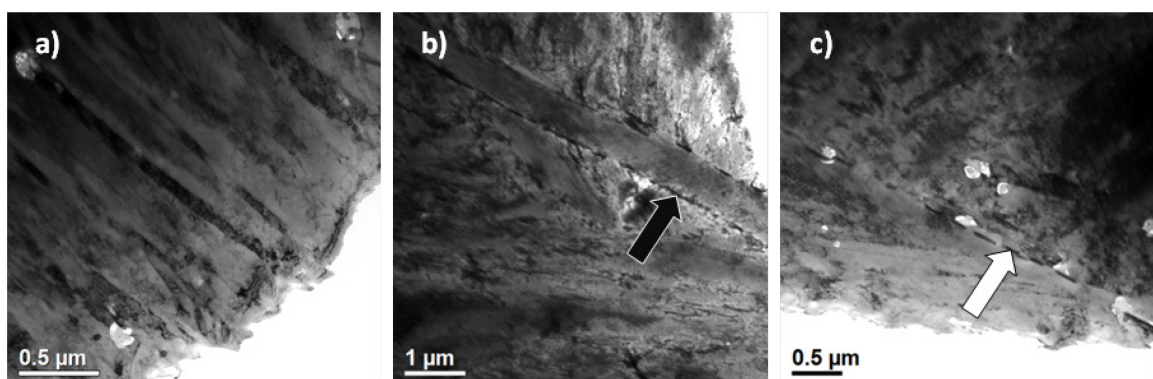


Abb. 4.10: TEM-Aufnahmen Anschnittplatte, Gefügeprobe 31; der schwarze Pfeil in b) markiert eine Lattengrenze, der weiße Pfeil in c) eine ehemalige Austenitkorngrenze

In den Latten finden sich feine Ausscheidungen im Nanometerbereich (Abb. 4.11 a und b), welche mittels SAD (Abb. 4.11 c) als MC-Karbide identifiziert werden konnten. Die zu Abb. 4.11 a zugehörige Dunkelfeldaufnahme wurde mit Hilfe des $\{201\}$ -MC-Reflexes erzeugt.

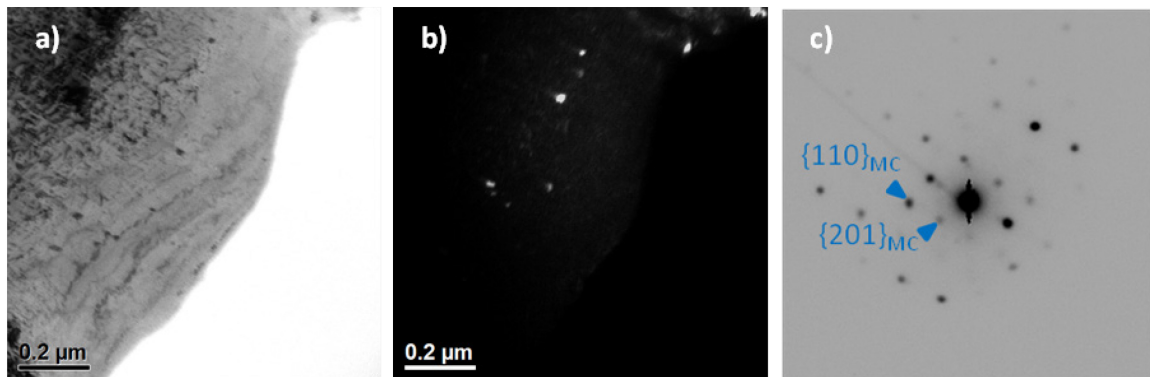


Abb. 4.11: TEM-Aufnahmen Anschnittplatte: a) Hellfeldaufnahme, b) Dunkelfeldaufnahme von a) ($\{201\}$ -MC), c) Beugungsbild zu a)

Der Gefügecharakterisierung mittels konventionellem TEM sind vor allem im unteren Nanometerbereich Grenzen gesetzt. Um genauere Aussagen über Art, Größenverteilung und quantitative Verteilung der Ausscheidungen treffen zu können, müssten weitere Untersuchungsmethoden wie zum Beispiel die Atomsondentomographie oder Neutronenkleinwinkelstreuung eingesetzt werden.

4.4 Wärmebehandlungssimulation

Durch die Wärmebehandlungssimulation soll dargestellt werden, welches Gefüge sich theoretisch nach dem Härten im Schieber Rechts einstellt. Die Simulation wurde für zwei verschiedene Abschreckvarianten durchgeführt (siehe Tab. 3.2), wobei im Folgenden vor allem auf Variante B eingegangen wird, da diese den Gefügestand unter realen und eher „schlechten“ Abkühlbedingungen darstellt. In Abb. 4.12 sind die Temperaturverteilung und der Martensitanteil während der Abkühlung nach Variante B nach 1800 s gegenübergestellt. Durch den Schnitt, der durch die Mitte des Schiebers gelegt wurde, ist der unterschiedliche Temperaturverlauf über den Querschnitt zu erkennen. Nach 1800 s hat der Rand des Schiebers schon eine Temperatur von 134 °C und bei dieser Temperatur einen Martensitanteil von 76 Vol-%, wohingegen im Kern des Schiebers noch 270 °C herrschen und sich hier erst 5 Vol-% Martensit gebildet haben.

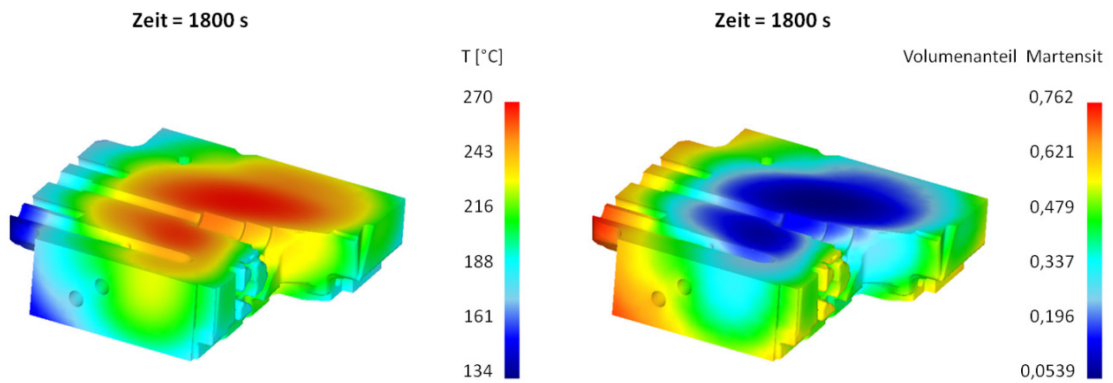


Abb. 4.12: Temperaturverteilung und Martensitanteil nach 1800 s bei Abkühlvariante B (für die Abkühlbedingungen siehe Tab. 3.2)

Abbildung 4.13 zeigt das zugehörige ZTU-Diagramm bei kontinuierlicher Abkühlung. Es sind jeweils die Abkühlkurven für die maximale und minimale Abkühlrate je Wärmebehandlungsvariante eingezeichnet. Die vollen Linien stellen hierbei immer den Punkt der langsamsten Abkühlung im Werkzeug dar und die gestrichelten Linien den Punkt der schnellsten Abkühlung. Dies bedeutet, dass die rote, volle Linie mit einem λ von 5,6 den Punkt der langsamsten Abkühlung unter „schlechten“ Abkühlbedingungen verkörpert und auch unter diesen Bedingungen die Umwandlung noch vollkommen martensitisch erfolgt.

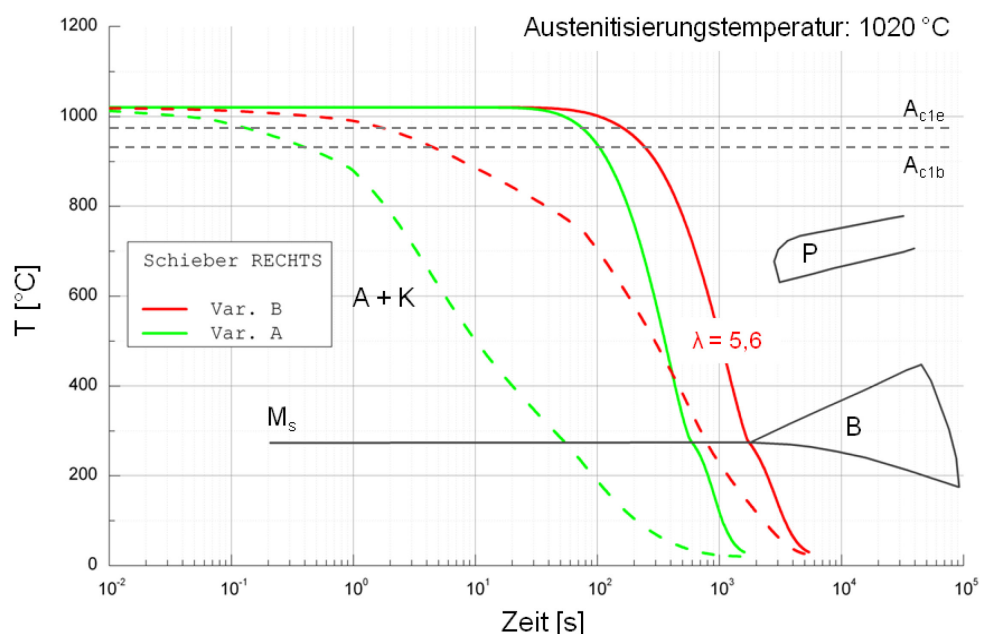


Abb. 4.13: ZTU-Schaubild bei kontinuierlicher Abkühlung. Variante A zeigt das Abkühlverhalten unter optimalen Abkühlbedingungen, Variante B unter ungünstigen Abkühlbedingungen. Die vollen Linien stehen für den Punkt im Werkzeug mit der langsamsten Abkühlrate (im Kern), die strichlierten Linien für den Punkt der schnellsten Abkühlung (im Randbereich).

4.5 Wärmebehandlung zur Überprüfung des Potentials der untersuchten Werkstoffe

Die hier durchgeführte Wärmebehandlung stellt einen idealisierten Zustand dar, da die behandelten Proben im Vergleich zu den Druckgusswerkzeugen sehr kleine Abmessungen haben, und damit Abkühlgeschwindigkeiten erreicht werden können, die an den realen Werkzeugen nicht möglich sind. Die Ergebnisse sollen aber die prinzipiell möglichen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften für den Werkstoff verdeutlichen.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche, der Korngrößenbestimmung und der Härtemessung sind in Tab. 4.10 zusammengefasst. Die Korngröße ist bei allen drei Versuchswärmebehandlungen gleich und bewegt sich mit ASTM 8–9 in der für Warmarbeitsstahl empfohlenen Größenordnung von ASTM 8–10 [12]. Die eingestellten Härtewerte entsprechen bei Variante V1 der Härte der untersuchten Schieber, bei Variante V2 mit 44 HRC der gewünschten Zielhärte für Druckgussformen aus Warmarbeitsstahl und bei Variante V3 ca. der Härte der untersuchten Anschnittplatte. Die Schlagarbeit nimmt mit steigender Härte ab, liegt jedoch auch bei der höchsten Härte von 46,7 HRC noch im für Druckgussformen empfohlenen Bereich von 14 bis 20 J [45].

Tab. 4.10: Mittlere Härte HRC, Schlagarbeit KV und Korngröße nach ASTM E 112 der selbst durchgeführten Wärmebehandlungsvarianten

Variante	V1	V2	V3
HRC	40,3 ± 0,3	44,3 ± 0,2	46,7 ± 0,5
KV [J]	39 ± 2	23 ± 4	18 ± 3
Korngröße [ASTM]	8–9	8–9	8–9

In Abb. 4.14 sind die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe von Variante V1 zu sehen. Es liegt hier, wie bei den untersuchten Schiebern, ein transkristalliner Quasi-Spaltbruch vor. Verglichen mit den Bruchflächen des Schieber Rechts bzw. des 2. Schieber Rechts (Abb. 4.1), sind hier höhere duktile Anteile zu erkennen, was auch mit den höheren Schlagarbeitswerten übereinstimmt.

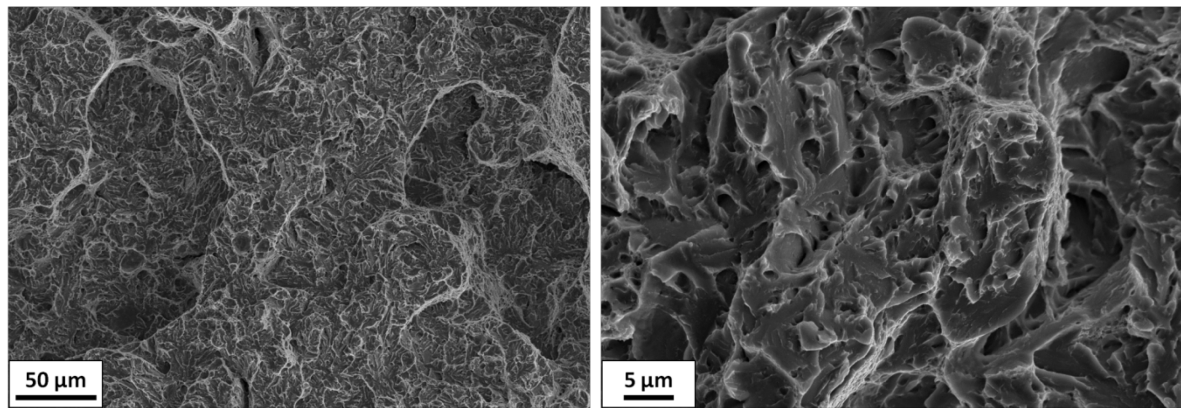


Abb. 4.14: REM-Aufnahmen der Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe der Wärmebehandlungsvariante V1

Die Proben aus der eigenen Wärmebehandlung wurden ebenfalls mit Beraha I geätzt und anschließend lichtmikroskopisch betrachtet (Abb. 4.15).

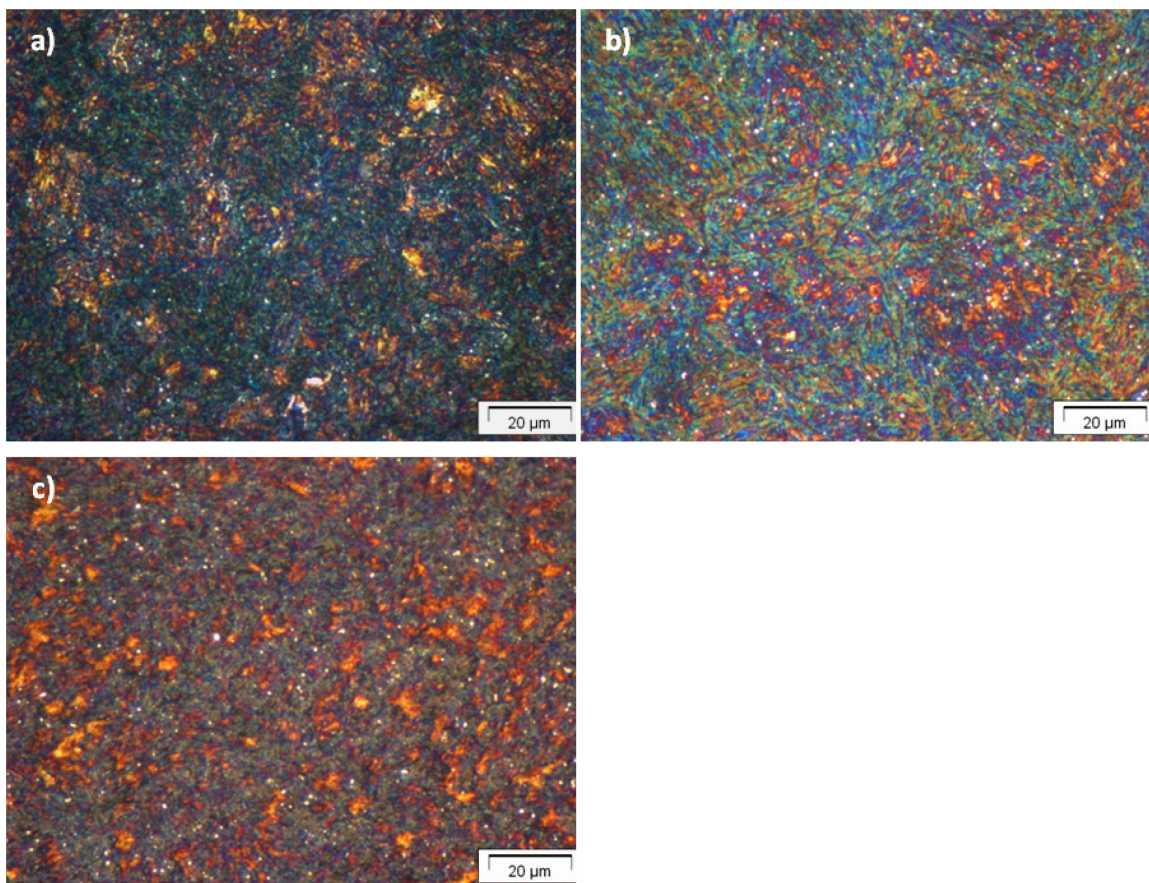


Abb. 4.15: Lichtmikroskopische Aufnahmen der selbst durchgeführten Wärmebehandlung nach Ätzung mit Beraha I: a) Variante V1, b) Variante V2 und c) Variante V3

Anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen lassen sich keine Aussagen über Unterschiede in der Mikrostruktur treffen. Alle Proben weisen eine für den Martensit bei der Beraha I

Ätzung typische blau-braune Färbung auf. Des Weiteren sind in allen Bildern Primärkarbide zu erkennen. Zur genaueren Analyse wurden die Proben anschließend im REM betrachtet.

In Abb. 4.16 sind die REM-Aufnahmen der drei verschiedenen Wärmebehandlungsvarianten gegenübergestellt. Alle drei Varianten weisen eine feine Lattenstruktur auf. Innerhalb dieser Latten, als auch an den Lattengrenzen und den ehemaligen Austenitkorngrenzen, sind feindispersive Ausscheidungen zu erkennen, welche beim Anlassvorgang gebildet werden. Des Weiteren sind in allen drei Varianten Primärkarbide in der Größenordnung von einigen Hundert nm vorhanden.

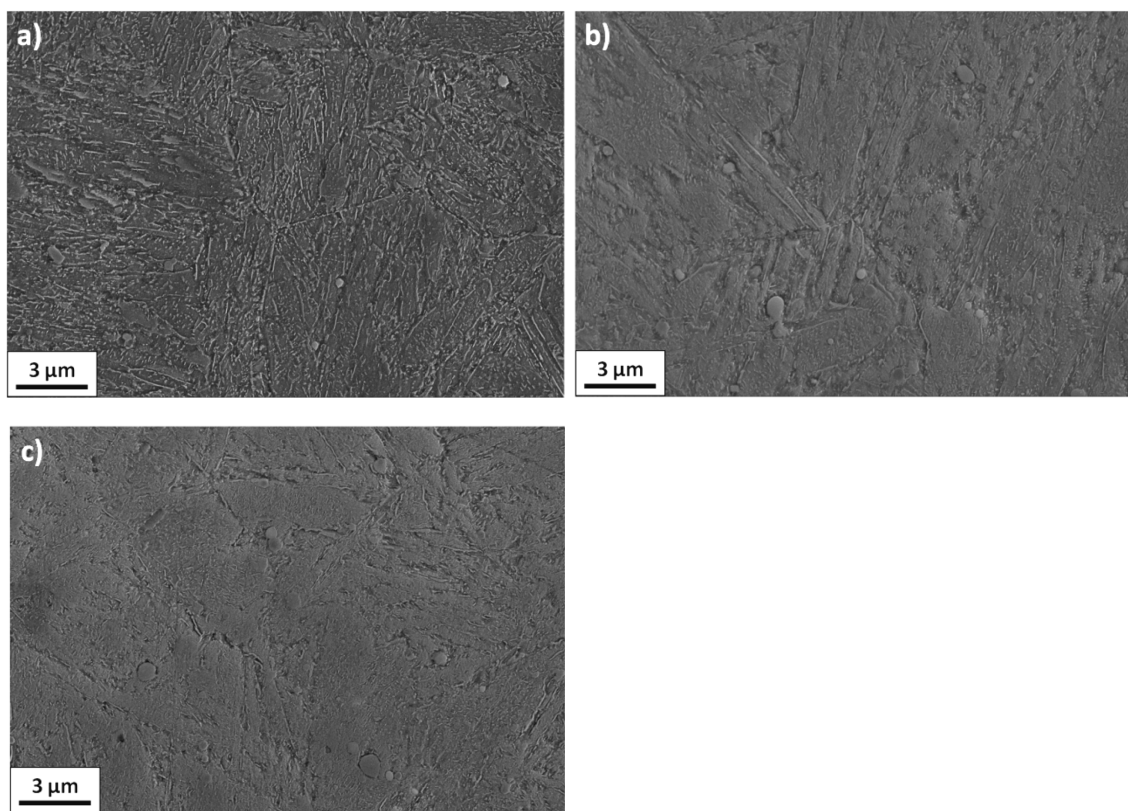


Abb. 4.16: REM-Aufnahmen der selbst durchgeführten Wärmebehandlung nach Ätzung mit 3 % HNO₃: a) Variante V1, b) Variante V2 und c) Variante V3

Da der Auflösung am REM Grenzen gesetzt sind, wurden die drei Varianten auch am TEM betrachtet. Auf den Übersichtsaufnahmen (Abb. 4.17) ist, wie bereits im REM, bei allen drei Varianten eine Lattenstruktur mit fein verteilten Karbiden in den Latten zu erkennen. Die Belegung der Korn- und Lattengrenzen nimmt von Variante V1 bis V3 ab, wobei bei Variante V3 nur noch Karbide an den Lattengrenzen, aber keine an der Korngrenze zu sehen sind. Zusätzlich sind einige globulare Primärkarbide in einer Größe von 200 bis 900 nm zu sehen.

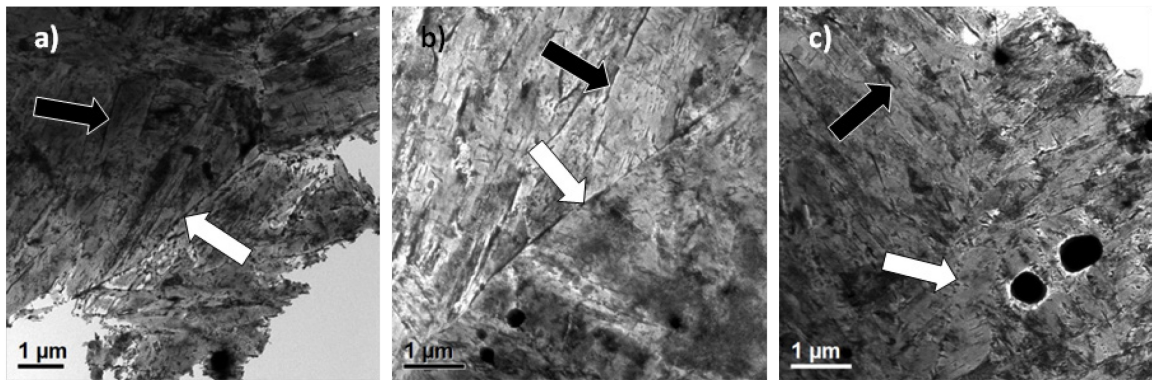


Abb. 4.17: Übersichtsaufnahmen am TEM: a) Variante V1, b) Variante V2, c) Variante V3; die weißen Pfeile markieren ehemalige Austenitkorngrenzen, die schwarzen Pfeile Lattengrenzen

Zur genaueren Betrachtung der fein verteilten Ausscheidungen wurde Variante V1 herangezogen. In Abb. 4.18 a sind einige stäbchenförmige Ausscheidungen mit einer Längenausdehnung von 150 bis 200 nm und feinere globulare Ausscheidung (< 40 nm) zu erkennen. Bei den globularen Ausscheidungen, die in der Dunkelfeldaufnahme (Abb. 4.18 b) hell kontrastiert sind, handelt es sich um MC-Karbide. Bei den länglichen Karbiden dürfte es sich um $(\text{Fe, M})_3\text{C}$ -Karbide handeln, die neben den MC-Karbiden im Beugungsbild in Abb. 4.18 c nachgewiesen werden konnten.

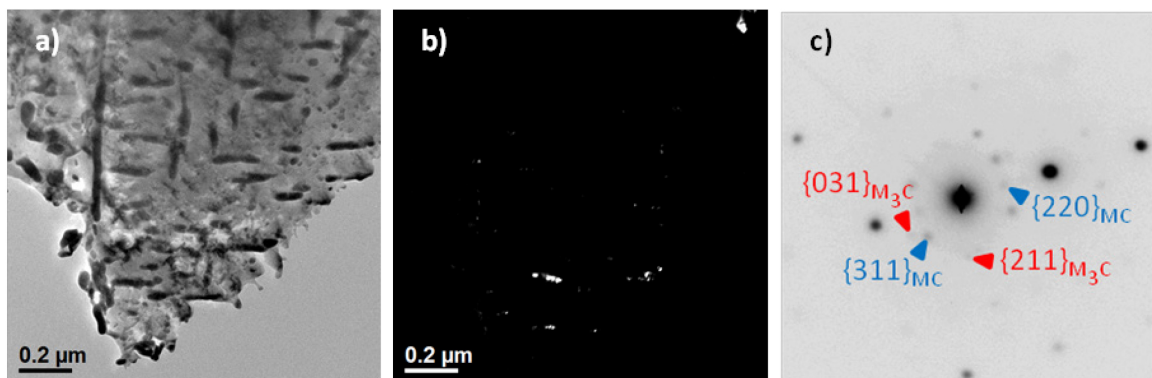


Abb. 4.18: TEM-Aufnahmen Wärmebehandlungsvariante V1: a) Hellfeldaufnahme, b) Dunkelfeldaufnahme von a) $\{311\}$ -MC, c) Beugungsbild zu a)

In Abb. 4.19 a ist eine belegte Korngrenze zu sehen. Die längliche Ausscheidung (weißer Pfeil in Abb. 4.19 a) von ca. 250 nm konnte mittels Beugungsbild (Abb. 4.19 c) als $(\text{Fe, M})_3\text{C}$ -Karbid identifiziert werden. Die zugehörige Dunkelfeldaufnahme wurde mit Hilfe des $\{022\}$ - M_3C Reflexes erstellt.

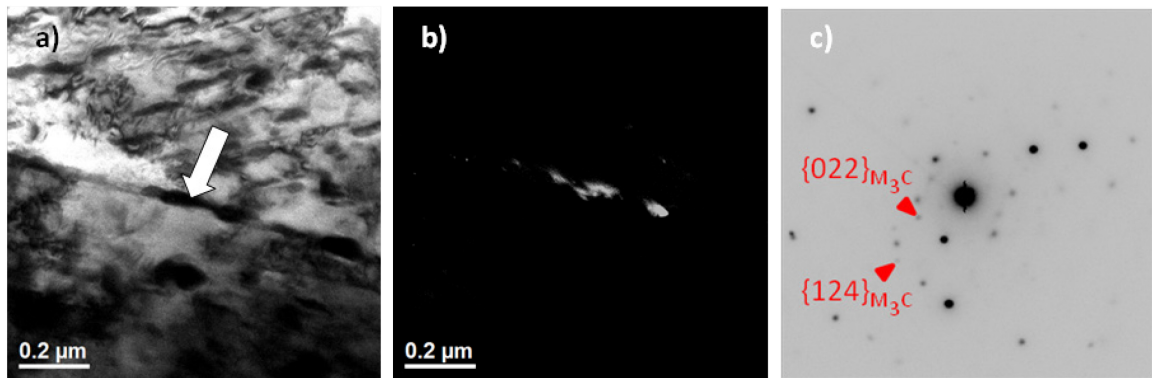


Abb. 4.19: TEM-Aufnahmen Wärmebehandlungsvariante V1: a) Hellfeldaufnahme einer Korngrenze inklusive Ausscheidung (weißer Pfeil), b) Dunkelfeldaufnahme von a) ($\{022\}$ - M_3C), c) Beugungsbild zu a)

4.6 Schädigung

Für die Beurteilung der Schädigung wurde der 2. Schieber Rechts ausgewählt. Dieser Schieber war während des Druckgussprozess hängen geblieben und wurde dabei zerstört. Da dies vor der ersten Reparatur, normalerweise nach etwa 20 000–30 000 Schuss, geschah, ist dieser Schieber noch nie geschweißt worden und eignet sich daher am besten, um das Schadensbild zu untersuchen. Der am meisten beanspruchte Bereich während des Druckgussprozesses ist der Angussbereich, hier trifft das Metall als erstes, also mit der höchsten Temperatur, auf. Deshalb wurden die Proben für die Untersuchung des Schädigungsbildes aus diesem Bereich entnommen.

In Abb. 4.20 ist die Oberfläche des Angussbereiches abgebildet. Die Oberfläche ist stark oxidiert und mit Resten der Aluminium-Gusslegierung belegt.

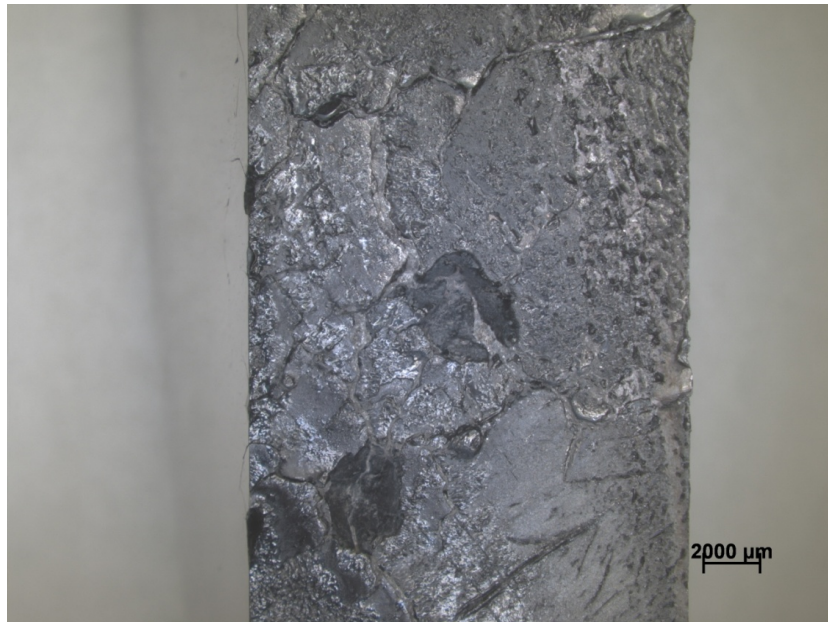


Abb. 4.20: Stereomikroskopische Aufnahme der Oberfläche im Angussbereich des 2. Schieber Rechts

An dem polierten Querschliff in Abb. 4.21 ist ein von der Oberfläche ausgehendes verzweigtes Rissnetzwerk zu erkennen. Die Risse gehen bis in eine Tiefe von ca. 0,55 cm. Des Weiteren sind Ausbrüche an der Oberfläche zu sehen.

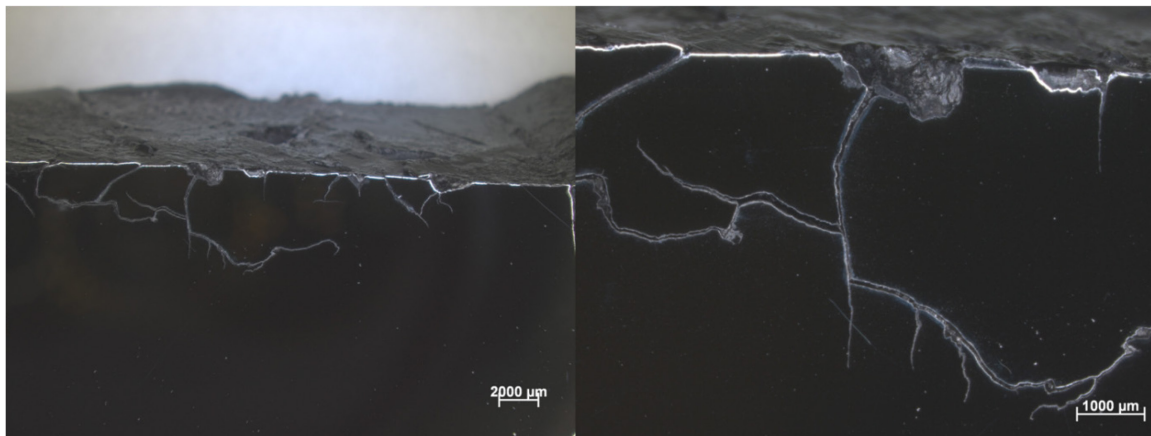


Abb. 4.21: Stereomikroskopische Aufnahmen eines Querschliffes des Angussbereiches vom 2. Schieber Rechts

Die Probe wurde anschließend mit 3 % HNO_3 geätzt, um den Verlauf der Risse beurteilen zu können. In Abb. 4.22 ist eine lichtmikroskopische Aufnahme einer Risspitze zu sehen und es ist deutlich zu erkennen, dass die Risse transkristallin laufen.

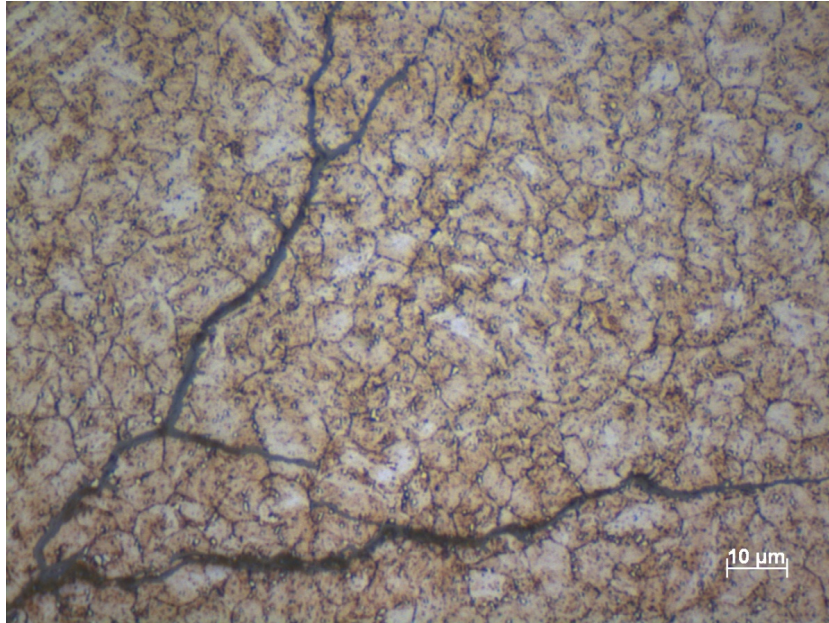


Abb. 4.22: Lichtmikroskopische Aufnahme einer Rissspitze geätzt mit 3 % HNO₃ (Querschliff aus dem Angussbereich des 2. Schieber Rechts)

5 Diskussion

Zu Beginn der Arbeit wurde als erstes das Schadensbild bzw. der zugrunde liegende Schädigungsmechanismus der erhaltenen Druckgussformen abgeklärt. Hierfür wurde der 2. Schieber Rechts herangezogen, da dieser noch nie reparaturgeschweißt wurde.

Im Angussbereich des Schiebers kommt es zu der bei Druckgussformen typischen Ausbildung eines verzweigten Rissnetzwerkes, wobei deutlich zu erkennen ist, dass die Risse transkristallin, also durch die Körner verlaufen (siehe Abb. 4.21 und Abb. 4.22). Dieses Brandrissnetzwerk führt in Folge zu Ausbrüchen an der Oberfläche, die irgendwann so gravierend werden, dass die Oberflächengüte nicht mehr gewährleistet ist, bzw. sich die Gussteile nicht mehr entformen lassen. Die Ausbildung dieser Brandrisse kann zwar nicht verhindert werden, es kann jedoch der Beginn der Ausbildung durch eine höhere Warmfestigkeit zu längeren Standzeiten verschoben werden und durch höhere Zähigkeiten die Rissausbreitung verlangsamt werden [1].

Um diese Eigenschaften zu verbessern und damit die Lebensdauer zu erhöhen, gibt es grundsätzlich zwei Möglichkeiten: eine Veränderung des Werkstoffes oder eine Veränderung der Wärmebehandlung. Deshalb wurden im Rahmen dieser Arbeit unterschiedliche Werkstoffe bzw. Bauteile hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur verglichen. Durch den Vergleich der erhaltenen Ergebnisse mit den Erkenntnissen aus der selbst durchgeführten „idealen“ Wärmebehandlung und den theoretischen Grundlagen soll vor allem auf mögliche Wärmebehandlungsfehler eingegangen werden.

In Tab. 5.1 sind die ermittelten mechanischen Eigenschaften und die Korngröße aller untersuchten Werkzeuge und die von VW Werk Kassel und von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG vorgegebenen Soll-Werte zusammengefasst.

Tab. 5.1: Vergleich der ermittelten mechanischen Eigenschaften und der ASTM-Korngröße mit den Soll-Werten laut VW Werk Kassel [31] und Böhler Edelstahl GmbH & Co KG [45]

	Schieber rechts	Schieber links	Anschnitt- platte	2. Schieber Rechts	Soll-Werte (Anhaltswerte)
R _m [MPa]	1270 ± 39	1193 ± 38	1404 ± 47	1309 ± 14	1350–1400 1300–1400
Z [%]	33 ± 2	26 ± 3	7 ± 5	16 ± 0,3	25–35
KV [J]	11 ± 1,0	16 ± 2,0	6 ± 0,5	7 ± 1,0	14–20
HRC	39,4 ± 1,0	37,9 ± 0,9	45,9 ± 2,0	40,5 ± 0,3	43–45
Korngröße [ASTM]	9–10	10–11	2–4	9–10	8–10

Die drei zu Beginn der Arbeit untersuchten Schieber weisen alle zu niedrige Festigkeitswerte und, für diese Festigkeitswerte, zu niedrige Zähigkeitswerte auf. Mit sinkender Festigkeit und Härte (2. Schieber Rechts – Schieber Rechts – Schieber Links) nimmt die Kerbschlagarbeit zu. Dies ist aufgrund des gegenläufigen Verhaltens von Festigkeit und Zähigkeit zu erwarten (siehe Abb. 2.5).

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen lassen auf ein hauptsächlich martensitisches, feinkörniges Gefüge schließen (Abb. 4.2, Abb. 4.3), was auch mit den Ergebnissen aus der Wärmebehandlungssimulation übereinstimmt. Durch die Simulation wurde nachgewiesen, dass sich auch bei „schlechten“ Abkühlbedingungen (Tab. 3.2) bei diesen Formteilen noch ein rein martensitisches Gefüge ausbilden sollte (Abb. 4.13). Der Schieber Links liegt mit einer Korngröße von ASTM 10–11 jedoch bereits außerhalb der Spezifikation, d. h. er hat ein zu feines Korn. Des Weiteren findet sich in allen drei Schiebern eine höhere Anzahl an Primärkarbiden als in den Proben der selbst durchgeführten Wärmebehandlung. Auch hier zeichnet sich der Schieber Links durch eine signifikant höhere Anzahl an Karbiden als die anderen beiden untersuchten Schieber aus.

Ursache für dieses Gefüge in Hinblick auf die Wärmebehandlung ist eine zu niedrige Austenitisierungstemperatur. Dies lässt sich durch eine zu kleine ehemalige Austenitkorngröße, da die Korngröße mit der Austenitisierungstemperatur bzw. -dauer zunimmt, und durch eine erhöhte Anzahl an Primärkarbiden nachweisen. Eine zu niedrige Austenitisierungs-

temperatur verschiebt auch die Festigkeit bei gleicher Anlass temperatur zu niedrigeren Werten (siehe Abb. 2.6).

Im REM und TEM sind keine Latten erkennbar und neben MC, M_2C und M_3C -Karbiden auch $M_{23}C_6$ -Karbide nachweisbar (Abb. 4.5 bis Abb. 4.8). Dies deutet auf eine zu hohe Anlass temperatur hin, da sich $M_{23}C_6$ -Karbide erst bei höheren Anlass temperaturen ausscheiden und das Gefüge sich dann immer mehr einem Weichglühgefüge annähert [17].

Der 2. Schieber Rechts weist im Gegensatz zu den anderen beiden Schiebern stark mit globularen Ausscheidungen belegte Korngrenzen auf (siehe Abb. 4.9) und hat die niedrigsten Zähigkeitswerte. Die Kerbschlagbiegeproben zeigen jedoch, wie auch beim Schieber Rechts und Schieber Links, einen transkristallinen Quasi-Spaltbruch (Abb. 4.1). Die Ursache für eine Belegung der Korngrenzen kann eine zu langsame Abkühlgeschwindigkeit sein, welche die Ausscheidung von voreutektoiden Karbiden an den Korngrenzen begünstigt, die die Zähigkeit negativ beeinflussen [21, 22].

Des Weiteren wurde noch eine Anschnittplatte untersucht. Die Anschnittplatte weist zwar die gewünschten Festigkeitswerte auf, hat jedoch zu niedrige Zähigkeitswerte und die Kerbschlagbiegeproben zeigen einen interkristallinen Spröbruch (Abb. 4.1), was auf eine Schwächung der Korngrenzen hindeutet. In den Gefügaufnahmen sind eine grobe Kornstruktur von ASTM 2–4 und keine Primärkarbide zu sehen (Abb. 4.2, Abb. 4.3). Ein grobes Korn und keine Primärkarbide weisen auf eine zu hohe Austenitisierungstemperatur hin. Ein grobes Vergütungsgefüge wirkt sich sowohl negativ auf die Festigkeit als auch auf die Zähigkeit aus. Des Weiteren begünstigt eine zu hohe Austenitisierungstemperatur die Ausscheidung von voreutektoiden Karbiden an den ehemaligen Austenitkorngrenzen, was sich negativ auf die Zähigkeit auswirkt [20].

Im TEM ist eine starke Belegung der Korn- und Lattengrenzen mit Ausscheidungen erkennbar (Abb. 4.10). In den Körnern konnten feine MC-Karbide nachgewiesen werden, jedoch keine anderen Sekundärhärtelkarbide (siehe Abb. 4.11). Dies deutet auf eine zu niedrige Anlass temperatur hin.

Als mögliche Ursache einer nicht optimalen Wärmebehandlung stellte sich im Rahmen dieser Arbeit die Überprüfung der mechanischen Kennwerte während der Wärmebehandlung der Druckgussformen mittels Härtemessung heraus. Die Spezifikation der Soll-Festigkeit erfolgt üblicherweise entweder durch Angabe einer Zugfestigkeit R_m oder Härte HRC. Während der Wärmebehandlung in der Härterei bzw. bei der Eingangskontrolle in der Gießerei wird die Härte jedoch meist in HBW bestimmt und anschließend in die Zugfestigkeit bzw. in die Härte HRC umgewertet [46]. Es gibt eine Norm für die Umwertung von Härtewerten

(DIN EN ISO 18265 [47]), doch lassen sich Warmarbeitsstähle keiner der in dieser Norm enthaltenen Umwertungstabellen eindeutig zuordnen. Die beiden in Frage kommenden Tabellen sind hierbei Tabelle A.1 der DIN EN ISO 18265 für unlegierte und niedriglegierte Stähle und Stahlguss, und Tabelle B.2 der DIN EN ISO 18265 für Vergütungsstähle im vergüteten Zustand, jedoch nicht für Warmarbeitsstähle. Die Problematik dieser Umwertung sei anhand in dieser Arbeit ermittelter Härte- und Zugfestigkeitswerte erläutert. Der 2. Schieber Rechts hat eine mittlere Härte von 40,5 HRC bzw. 403 HBW 2,5/187,5 und eine Zugfestigkeit von 1309 MPa. In Abb. 5.1 ist zu sehen, wie sich die Härte HRC und die Zugfestigkeit nach einer Umwertung aus der Härte HBW darstellen.

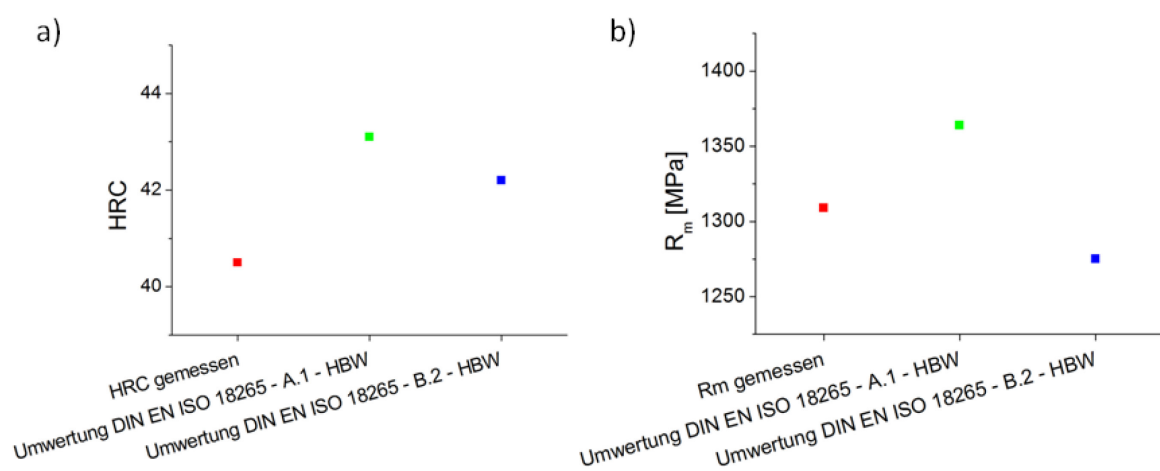


Abb. 5.1: Vergleich der gemessenen Härte und Zugfestigkeit mit den aus der Härteumwertung ermittelten Werten: a) HRC gemessen – Umwertung nach DIN EN ISO 18265 Tab. A.1/B.2 aus HBW, b) R_m gemessen – Umwertung nach DIN EN ISO 18265 Tab. A.1/B.2 aus HBW

Bei der Umwertung von HBW in HRC wird die Härte in HRC sowohl mit Tabelle A.1 als auch mit Tabelle B.2 überschätzt. Bei der Umwertung von HBW in eine Zugfestigkeit überschätzt man nach Tabelle A.1 die Zugfestigkeit und unterschätzt sie nach Tabelle B.2. Dies stimmt mit den Ergebnissen aus dem Vergleich von Ringversuchen zur Ermittlung der Zusammenhänge zwischen den verschiedenen Härteprüfverfahren und zwischen Härte und Festigkeit von Werkzeugstählen mit der gültigen Norm DIN EN ISO 18265 überein [48, 49]. Schruff [48] weist deutlich auf die Thematik einer nicht optimalen Wärmebehandlung aufgrund falscher Umwertungen hin und plädiert für die Einigung auf die Angabe einer Lieferhärte anstatt einer Lieferfestigkeit, um dadurch die Umwerteunsicherheiten zu umgehen.

Abschließend ist festzuhalten, dass die Ergebnisse aus dem Zugversuch, dem Kerbschlagbiegeversuch und der Korngrößenbestimmung zeigten, dass alle untersuchten Formteile

nicht die Soll-Spezifikationen erfüllen. Durch die weiteren Untersuchungen am LIM1, REM und TEM konnte nachgewiesen werden, dass die Ursache für die schlechten Festigkeits- und Zähigkeitswerte vermutlich in einer nicht optimalen Wärmebehandlung liegt. Darum wird in dieser Arbeit auch nicht weiter auf eine eventuelle Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch eine Veränderung der Legierungszusammensetzung eingegangen, da zuerst die Ursachen der fehlerhaften Wärmebehandlung abgeklärt werden sollten. Eine Veränderung des Werkstoffes ohne eine für den jeweiligen Werkstoff optimal angepasste Wärmebehandlung ist nicht sinnvoll.

Als mögliche Fehlerquelle bei der Wärmebehandlung stellte sich die in der Praxis übliche Umwertung von Härtewerten untereinander und in Zugfestigkeiten heraus. Da man Warmarbeitsstähle keiner Norm zur Härteumwertung eindeutig zuordnen kann, sollte über die Angabe einer Lieferhärte anstelle einer Lieferfestigkeit nachgedacht werden. Wenn möglich, sollte diese Spezifikation in dem in der Praxis angewandten Härteprüfverfahren erfolgen, um jede unnötige Umwertung zu vermeiden.

6 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit war es, durch den Vergleich der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur der momentan eingesetzten Formenwerkstoffe Rückschlüsse auf ein etwaiges Verbesserungspotential hinsichtlich Werkstoff und Wärmebehandlung der Formteile zu erhalten.

Hierfür wurden mehrere bereits aussortierte Formteile untersucht. Es handelte sich zum einen um drei Schieber zur Herstellung eines Getriebegehäuses und zum anderen um eine Anschnittplatte zur Herstellung eines Zylinderkurbelgehäuses.

Die Ergebnisse wurden mit einer selbst durchgeführten Wärmebehandlung, mit den Ergebnissen einer Wärmebehandlungssimulation und mit der zu Warmarbeitsstählen bereits vorhandenen Theorie verglichen.

Alle untersuchten Formteile erfüllen nicht die Spezifikationen. Die Schieber weisen zu niedrige Festigkeitswerte und, für diese Festigkeitswerte, zu niedrige Zähigkeitswerte auf. Die Anschnittplatte weist eine ausreichende Festigkeit auf, hat jedoch viel zu niedrige Zähigkeitswerte und die Kerbschlagbiegeproben der Anschnittplatte zeigen einen interkristallinen Sprödbruch.

Die vorliegenden mechanischen Eigenschaften und die Erkenntnisse der Mikrostrukturuntersuchungen deuten auf eine nicht optimale Wärmebehandlung hin. Im Fall der Schieber ist von einer zu niedrigen Austenitisierungstemperatur in Kombination mit einer zu langsamen Abkühlgeschwindigkeit bzw. mit einer zu hohen Anlasstemperatur auszugehen. Bei der Anschnittplatte deuten die Ergebnisse auf eine zu hohe Austenitisierungstemperatur und eine zu niedrige Anlasstemperatur hin.

Es bestätigte sich, dass die Umwertung von Härtewerten untereinander und in Zugfestigkeiten, wie es in der Praxis üblich ist, eine hohe Unsicherheit birgt. Es ist zu überdenken, die Härte auch in dem in der Praxis verwendeten Härteprüfverfahren anzugeben. Dadurch könnte eine nicht optimale Wärmebehandlung aufgrund falscher Härteumwertungen vermieden werden.

Auf eine etwaige Veränderung des Werkstoffes wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter eingegangen, da eine Veränderung der Legierungszusammensetzung nicht sinnvoll ist, solange die Wärmebehandlung noch nicht optimal ist.

Um die realen Wärmebehandlungsbedingungen beurteilen zu können, sollten weitere Versuche, bei denen die Temperatur bei der Wärmebehandlung in der Härterei mitgemessen wird, durchgeführt werden.

7 Literaturverzeichnis

- [1] E. Brunhuber, Praxis der Druckgussfertigung, 4. Auflage, Berlin: Schiele und Schön, 1991.
- [2] G. Roberts, G. Krauss und R. Kennedy, Tool Steels, Fifth Edition, Materials Park: ASM International, 1998.
- [3] G. Ernst, Werkstoffauswahl und Prozessführung für das Laserauftragsschweißen metallischer Dauerformen im Aluminium Druckguss, Dissertation, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung an der Montanuniversität Leoben, 2002.
- [4] P. Gümpel, T. Bogatzky, A. Huber und B. Geigges, „Comparison of different characteristics of modern hot-work tool steels,“ in *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*, 2002.
- [5] J. Mayerhofer, Vorlesungsskriptum: Werkstoffkunde der Stähle, Montanuniversität Leoben, 2000.
- [6] A. Bührig-Polaczek, W. Michaeli und G. Spur, Handbuch Urformen, München: Carl Hanser Verlag, 2014.
- [7] R. Ebner und H. Leitner, „Methods of Property Oriented Tool Steel Design,“ in *5th International Conference on Tooling*, Leoben, Österreich, 1999.
- [8] E. Doege und B.-A. Behrens, Handbuch Umformtechnik, Springer-Verlag, 2007.
- [9] A. Dittrich, E. Haberling, K. Rasche und I. Schruff, *Thyssen Edelst. Techn. Ber.*, 15/2, pp. 63-69, 1989.
- [10] Z. D. Caliskanoglu, Einfluss der Legierungslage auf das Anwendungspotential temperaturwechselbeanspruchter Warmarbeitsstähle, Dissertation, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung an der Montanuniversität Leoben, 2002.
- [11] „Maschinenbau-Wissen.de,“ [Online].
<http://www.maschinenbau-wissen.de/skript3/werkstofftechnik/aluminium/68-aluminiumdruckguss>. [Zugriff März 2015].
- [12] I. Siller, Temperaturwechselprüfung von Warmarbeitsstählen mittels gepulster Laserstrahlung, Dissertation, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben, 2003.
- [13] Merkblatt 450 "Wärmebehandlung von Stahl - Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren", Düsseldorf: Stahl-Information-Zentrum, 2005.
- [14] W. Bleck, Spezielle Werkstoffkunde der Stähle, Aachen: Verlag Mainz, 2009.

- [15] N. Mebarki, D. Delagnes, P. Lamesle, F. Delmas und C. Levailant, *Material Science and Engineering A* 387-389, pp. 171-175, 2004.
- [16] D. Delagnes, P. Lamesle, M. Mathon, N. Mebarki und C. Levailant, *Material Science and Engineering A* 394, pp. 435-444, 2005.
- [17] P. Gümpel, H.-W. Hellmonds und M. Hoock, *Thyssen Edelst. Techn. Ber.*, 11/2, pp. 143-149, 1985.
- [18] M. Bischof, P. Staron, D. Caliskanoglu, H. Leitner, C. Scheu und H. Clemens, *Materials Science and Engineering A* 472, p. 148–156, 2008.
- [19] S. Mayer, H. Leitner, C. Scheu, I. Siller und H. Clemens, *steel research international* 80 (1), p. 89–95, 2009.
- [20] H. Berns und W. Theisen, Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, 4. Auflage, Berlin: Springer Verlag, 2008.
- [21] H. Berns und M. Pohl, *Praktische Metallographie* 18, pp. 209-221, 1981.
- [22] W. Pitsch und G. Sauthoff, „Gefügeaufbau der Stähle,“ in *Werkstoffkunde STAHL, Band 1*, Berlin, Springer Verlag, 1984, pp. 29-197.
- [23] C. Lerchbacher, Z. Silvia und H. Leitner, *Advanced Materials Research Vol 409*, pp. 702-706, 2012.
- [24] C. Lerchbacher, Z. Silvia und H. Leitner, *Micron* 43, pp. 818-826, 2012.
- [25] Kind & Co. KG, Werkstoffdatenblatt, [Online].
http://www.kind-co.de/kc_2010/pdf/downloads_wz_s/TQ1.pdf. [Zugriff Januar 2015].
- [26] C. Lerchbacher, Z. Silvia und H. Leitner, *Metallurgical and Materials Transactions A* 43A, pp. 4989-4998, 2012.
- [27] Böhler-Uddeholm Deutschland GmbH, Werkstoffdatenblatt, [Online].
http://www.uddeholm.de/german/files/downloads/dievar-german_p_1004_e4.pdf. [Zugriff Januar 2015].
- [28] E. Haberling und K. Rasche, *Thyssen Edelst. Techn. Ber.* 7/2, pp. 168-175, 1981.
- [29] H. Berns, *Z. Werkstofftech.* 9, pp. 189-204, 1978.
- [30] K.-D. Fuchs, E. Haberling und K. Rasche, *Thyssen Edelst. Techn. Ber.*, pp. 19-24, 1990.
- [31] H. Schulze Niehoff, *Schriftliche Mitteilung vom 30.11.2009*.
- [32] H. Blumenauer, *Werkstoffprüfung*, 6. Auflage, Leipzig: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1994.
- [33] *DIN EN 10002-1*, 2001-12.
- [34] *DIN 50125*, 2009-07.

- [35] I. Schruff, *Thyssen Edelst. Techn. Ber.*, 15/2, pp. 70-81, 1989.
- [36] *DIN EN 10045-1*, 1991-04.
- [37] H. D. W. Schmidt, *Praxis der mechanischen Werkstoffprüfung*, Renningen-Malmsheim: Expert-Verlag, 1999.
- [38] *DIN EN ISO 6508-1*, 2006-03.
- [39] *DIN EN ISO 6506-1*, 2006-03.
- [40] *ASTM E 112-10*, 2010.
- [41] *DIN 50601*, 1985.
- [42] E. Weck und E. Leistner, *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, Teil II: Farbätzmittel nach Beraha und ihre Abwandlungen*, München: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1983.
- [43] H. Oettel und H. Schumann, *Metallografie - Mit einer Einführung in die Keramografie*, 15. Auflage, Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011.
- [44] *Stahlschlüssel*, Verlag Stahlschlüssel, 2004.
- [45] I. Siller, *Mündliche Mitteilung vom 11.05.2010*.
- [46] K. Bruns, *Schriftliche Mitteilung vom 20.04.2010*.
- [47] *DIN EN ISO 18265*, 2004-02.
- [48] I. Schruff, *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung*, Bd. 62, Nr. 1, pp. 22-26, 2007.
- [49] I. Schruff, *HTM J. Heat Treatm. Mat.*, Bd. 63, Nr. 7, pp. 201-206, 2008.