

Montanuniversität Leoben

**Eigenschaftscharakterisierung von
Warmarbeitsstählen für Strukturbauteile**



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

Leoben, September 2013

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.

Affidavit:

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Leoben, September 2013

(Andreas Aigner)

Danksagung

Mein Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Harald Leitner für die Betreuung und Unterstützung bei den Experimenten und für die Korrektur dieser Diplomarbeit. Ein weiterer Dank gilt allen anderen Mitarbeitern des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, deren Wissen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Ganz besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Siegfried Gelder sowie bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerhard Jesner für die intensive und hochwertige Betreuung von Seiten der Firma Böhler Edelstahl GmbH.

Ein herzlicher Dank gilt besonders meinen Eltern, die mir während meines Studiums, obwohl ich nur selten für sie Zeit hatte, Unterstützung und Rückhalt gegeben haben.

Ich möchte mich auch bei meiner Freundin Laura herzlichst bedanken, die mir während des gesamten Studiums immer mit Rat und Tat zur Seite stand und mir in jeder Lebenslage eine wichtige moralische Stütze war.

Zuletzt soll nicht unerwähnt bleiben, dass die Zeit in Leoben ohne meine Studienkollegen nicht so schön und unvergesslich gewesen wäre.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung	I
Danksagung	II
Inhaltsverzeichnis	III
Abkürzungsverzeichnis	V
1. Einleitung	1
2. Theoretische Grundlagen	2
2.1 Warmarbeitsstähle	2
2.1.1 Eigenschaften	2
2.1.2 Handhabung im Einsatz	3
2.1.3 Herstellungsrouten	3
2.2 Wirkungsweise von Legierungselementen in Warmarbeitsstählen	5
2.2.1 Einfluss auf die Umwandlungscharakteristik	5
2.2.2 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften	8
2.3 Wärmebehandlung von Warmarbeitsstählen	12
2.3.1 Härten	13
2.3.2 Anlassen	17
3. Experimentelles	19
3.1 Untersuchte Werkstoffe und Werkstoffzustände	19
3.1.1 Untersuchte Legierungen	19
3.1.2 Aufnahme von Härte-Anlass-Kurven	19
3.2 Thermoanalytische Untersuchungen	20
3.3 Mechanische Untersuchungen	22
3.4 Mikrostrukturelle Charakterisierungsmethoden	23
3.4.1 Lichtmikroskopie	23
3.4.2 Rasterelektronenmikroskopie	24
3.4.3 Röntgenbeugungsuntersuchungen	25
4. Ergebnisse	26
4.1 Phasendiagramme	26
4.2 Korngrößenanalyse	33

4.3 Härte – Anlass – Kurven	36
4.4 ZTU – Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung	37
4.4.1 Auswertung der Abkühlkurven	37
4.4.2 Kontinuierliche ZTU-Schaubilder	38
4.4.3 Röntgenbeugungsuntersuchungen	41
4.5 Kerbschlagbiegeversuche	43
5. Diskussion	44
5.1 Phasendiagramme und REM-Untersuchungen als Grundlage für die Wärmebehandlung	44
5.2 Interpretation der Härte - Anlass - Kurven	44
5.3 Interpretation des Restaustenitgehaltes	45
5.4 Interpretation der ZTU-Schaubilder	46
5.5 Interpretation der Kerbschlagversuche	47
6. Zusammenfassung	49
7. Literaturverzeichnis	50

Abkürzungsverzeichnis

A_v	Kerbschlagbiegearbeit
B_f	Bainitendtemperatur (engl.: finish, f)
B_s	Bainitstarttemperatur
d_{hkl}	Netzebenenabstand
T_A	Austenitisierungstemperatur
HRC	Rockwellhärte
T_T	Anlasstemperatur (engl.: tempering, t)
HV	Vickershärte
M_f	Martensitendtemperatur (engl.: finish, f)
M_s	Martensitstarttemperatur
RA	Restaustenit
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
T	Temperatur
$T_{\dot{U}}$	Übergangstemperatur
ZTU	Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild
α	Ferrit
α'	Martensit
γ	Austenit
$\lambda_{8/5}$	Abkühlparameter in ZTU-Schaubildern, ist per Definition die Abkühlgeschwindigkeit von 800 auf 500°C in Sekunden $\times 10^{-2}$
nm	Nanometer
kN	Kilonewton
kV	Kilovolt

1 Einleitung

Im Druckgussbereich kommen immer größere Werkzeugabmessungen zum Einsatz, wobei die heute eingesetzten Druckgussformen schon ein sehr hohes Leistungsniveau erreicht haben. Neben einer guten Festigkeit sollten ebenso gute Zähigkeitswerte erreicht werden. Um diese Forderungen zu erzielen, ist eine geeignete Wärmebehandlung unumgänglich. Neben diesen Eigenschaften sind aber auch andere Qualitätsmerkmale, wie zum Beispiel gute Brandrissbeständigkeit und ein guter Warmverschleißwiderstand gefordert. Diese vielen Eigenschaftsforderungen sind teilweise auch einander widersprechend, somit ist bei der Gesamtforderung ein gewisser Kompromiss anzustreben.

Verwendet werden heutzutage mittel- bis hochlegierte Warmarbeitsstähle mit Chrom als Hauptlegierungselement. Die Wärmeigenschaften werden durch Legierungselemente wie Molybdän, Vanadium oder auch Wolfram verbessert.

Die Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, welche bei dieser Diplomarbeit als Projektpartner fungiert hat, hat in den letzten Jahren Projekte zur Entwicklung eines neuartigen Warmarbeitsstahls durchgeführt.

Ziel war es, einen kostengünstigen Warmarbeitsstahl für Strukturbauteile zu entwickeln. Typische Anwendungen sind zum Beispiel Fahrwerks- und Karosseriekomponenten für die Automobilindustrie. Im Vergleich zu Standardwarmarbeitsstählen sollte diese Neuentwicklung eine gute Durchvergnübarkeit bei guten Zähigkeitseigenschaften aufweisen. Aufgrund der dünnen Wandstärke der Strukturbauteile ist eine gute Temperaturbeständigkeit eher nebensächlich.

Nach mehrjähriger Forschung und Anpassung der Legierungselemente ergaben sich vier Legierungen. Im Zuge dieser Diplomarbeit sollen optimale Parameter für eine geeignete Wärmebehandlung gefunden werden. Des Weiteren ist eine Eigenschaftscharakterisierung der vier Legierungen durchzuführen. Dazu zählen neben der Gefügecharakterisierung auch Härtemessungen sowie Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten am Dilatometer. Darüber hinaus sollen mechanische Eigenschaften wie die Kerbschlagarbeit charakterisiert werden.

Neben der angestrebten Eigenschaftscharakterisierung ist ein Vergleich der Legierungen untereinander, aber auch mit dem Standardwarmarbeitsstahl W300 gefordert.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Warmarbeitsstähle

2.1.1 Eigenschaften

Warmarbeitsstähle sind Werkzeugstähle, welche eine Einsatztemperatur von über 200°C annehmen und dieser dauerhaft ausgesetzt sind. Dieser Temperatur sind abhängig vom Einsatzgebiet Temperaturspitzen überlagert. Durch die Berührung der heißen Werkstoffe mit den Werkzeugen kommt es also während der Formgebung nicht nur zu einer mechanischen Beanspruchung, sondern zusätzlich zu einer thermischen. Aus diesem Grund sind folgende Eigenschaften zu erfüllen [1]:

- Warmzähigkeit
 - Erhöhung der Brandrissbeständigkeit, Warmrissbeständigkeit
- Warmfestigkeit
 - Sicherheit gegen Deformation
- Anlassbeständigkeit
 - Ausreichende Arbeitshärte bei erhöhten Temperaturen
- Warmverschleißwiderstand
 - Verminderung von Erosion
- Temperaturwechselbeständigkeit
 - Brandrisse werden verzögert
- Hohe Wärmeleitfähigkeit
- Geringe Klebeneigung

Eine Anforderung an Warmarbeitsstähle ist eine hohe Brandrissbeständigkeit. Durch die häufigen Temperaturwechsel im oberflächennahen Bereich des Werkzeugs bilden sich netzförmig angeordnete Risse an der Oberfläche. Diese Risse reichen nur wenig ins Innere des Materials und weisen eine geringe Breite auf. Durch eine erhöhte Brandrissbeständigkeit wird somit die Lebensdauer des Werkzeugs verlängert und gleichzeitig eine Erhöhung der Oberflächenqualität des Gussteils erreicht [1].

Durch eine gute Wärmeleitfähigkeit wird die Wärme an der Oberfläche schneller abgeleitet, was zu einer niedrigeren thermischen Beanspruchung führt. Dieser Umstand wirkt sich ebenfalls positiv auf die Brandrissbeständigkeit aus [2].

Neben Brandrissen treten auch sogenannte Warmrisse auf. Diese Art von Rissen kann durch eine gute Warmzähigkeit des Warmarbeitsstahls vermieden werden.

Besonders bei Werkzeugen mit tiefer Gravur können solche Warmrisse auftreten. Sie entstehen aufgrund der Spannungen, welche durch die auftretende Temperaturdifferenz zwischen Werkzeuggestrichfläche und Kern hervorgerufen werden. Der Unterschied zu den Brandrissen liegt darin, dass diese Art der Risse weit in das Werkzeug hineinreichen [1].

Neben der Warmzähigkeit ist auch eine gute Warmfestigkeit für die auftretenden thermomechanischen Belastungen von entscheidender Bedeutung [1].

Durch die Wärmeeinwirkung während des Betriebs ist eine Veränderung dieser Eigenschaften möglich. Um diese Änderung zu verhindern, ist eine erhöhte Anlassbeständigkeit erforderlich [1].

Voraussetzung für eine gute Formstabilität ist der Widerstand des Werkzeugs gegen Erosion, Oxidation und Hochtemperaturkorrosion. Dies wird durch einen guten Warmverschleißwiderstand erreicht. Auch die Klebeneigung in Bezug auf die zu verarbeitenden Materialien ist von Bedeutung. Eine geringe Klebeneigung bedeutet eine leichte Trennung von Werkzeug und Werkstück. Durch diese Eigenschaft werden auch gleichzeitig die Oberflächenqualität verbessert und die Standzeit der Werkzeuge verlängert [1].

2.1.2 Handhabung im Einsatz

Für eine lange Lebensdauer der Werkzeuge ist nicht nur eine gute Eigenschaftscharakteristik, sondern auch die richtige Handhabung im Einsatz von entscheidender Bedeutung. So ist zu beachten, dass die Formen langsam über den gesamten Querschnitt vorgewärmt werden. Bei niedrigschmelzenden Legierungen soll diese Vorwärmtemperatur bei rund 150°C liegen, bei hochschmelzenden Legierungen bei 350°C. Diese Maßnahme soll zu einer Verringerung der Brandrissbildung führen [3].

Die thermische Werkzeugbelastung kann ebenfalls durch Kühlung während des Einsatzes minimiert werden. Dabei muss darauf geachtet werden, dass sich keine Spannungsrisse ausbilden. Darum muss die Kühlung an die Wärmebelastung angepasst werden [4].

Ebenso kann die Werkzeuglebensdauer durch ein mehrstündiges Spannungsarmglühen bei Temperaturen von 30-50°C unter Anlasstemperatur erhöht werden [4].

2.1.3 Herstellungsrouten

Neben den Eigenschaften und der Handhabung im Einsatz ist auch die Herstellung der Werkzeuge für die Lebensdauer wichtig. Die schmelzmetallurgische Herstellung

über die Elektrolichtbogenofenroute ergibt je nach Anwendung verschiedene Stahlgüten (siehe Abbildung 1) [4].

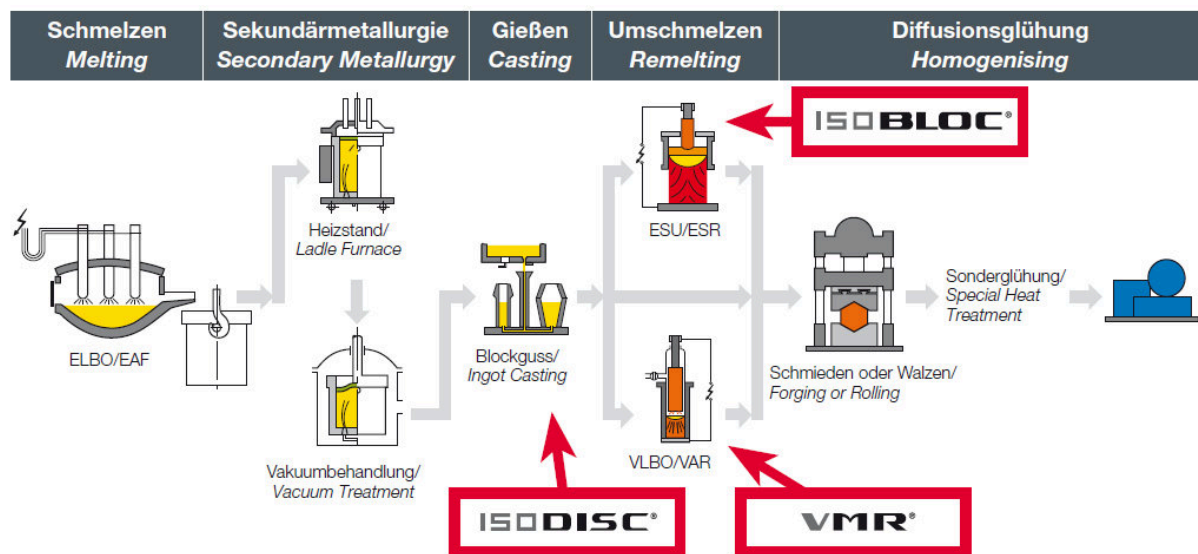


Abbildung 1: Schmelzmetallurgische Herstellungsverfahren von Warmarbeitsstählen bei Böhler Edelstahl in Kapfenberg [4]

Laut Abbildung 1 werden Warmarbeitsstähle nach drei Verfahren angefertigt:

- Konventioneller Blockguss (ISODISC)
- Elektroschlackeumschmelzverfahren (ESU-Verfahren) (ISOBLOC)
- Vakuumlichtbogenofen (VLBO) (VMR)

Anschließend erfolgen die Formgebung sowie die Wärmebehandlung [4].

Abhängig vom gewählten Herstellungsweg ergeben sich auch unterschiedliche Eigenschaften. Hauptsächlich ist dieser Umstand auf die verschiedenen Reinheitsgrade und Homogenitäten zurückzuführen. In Abbildung 2 ist der allgemeine Zusammenhang zwischen der Zähigkeit in Abhängigkeit vom Herstellungsverfahren dargestellt.

Zum Beispiel nimmt die Zähigkeit mit verbessertem Reinheitsgrad und verbesserter Mikrohomogenität zu [4,5].

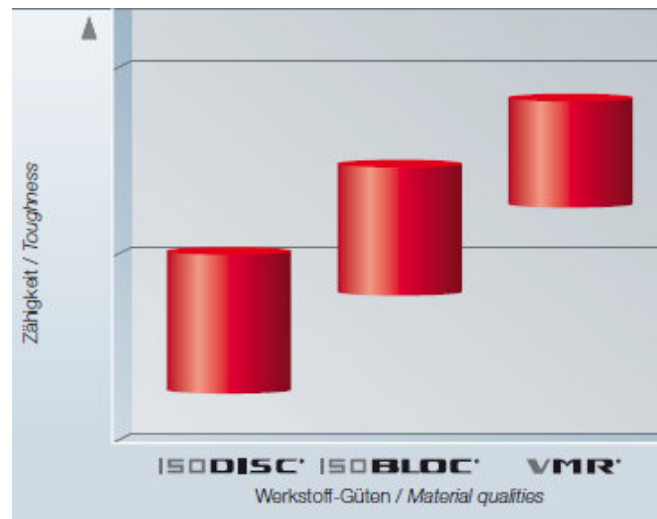


Abbildung 2: Umschmelzverfahren vs. Zähigkeit von verschiedenen Herstellgütern [4]

2.2 Wirkungsweise von Legierungselementen in Warmarbeitsstählen

In CrMoV- legierten Warmarbeitsstählen sind Kohlenstoff, Chrom, Molybdän sowie Vanadium die wichtigsten Legierungselemente. Die Elemente Silizium und Mangan erfüllen ebenfalls ihre Aufgabe in diesen Stählen.

Das wichtigste Legierungselement ist Kohlenstoff. Er sorgt für die martensitische Härtung und die Bildung von Karbiden und Sonderkarbiden. Abhängig vom Anwendungsgebiet liegt der Anteil an Kohlenstoff zwischen 0,2-0,5 % [6,7].

In den folgenden zwei Kapiteln werden der Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandungsverhalten als auch jener auf die mechanischen Eigenschaften an gebräuchlichen Warmarbeitsstahlgütern diskutiert.

2.2.1 Einfluss auf die Umwandlungscharakteristik

Der Einfluss der Legierungselemente soll anhand der heute gebräuchlichen Warmarbeitsstahlgütern X 38 CrMoV 5-1, X 40 CrMoV 5-1, X 38 CrMoV 5-3 und X 32 CrMoV 3-3 veranschaulicht werden [8-10].

Tabelle 1 zeigt die chemischen Zusammensetzungen dieser Legierungen:

Tabelle 1: Legierungszusammensetzung in Gew. % [11-14]

	X 38 CrMoV 5-1	X 40 CrMoV 5-1	X 38 CrMoV 5-3	X 32 CrMoV 3-3
C	0,38	0,39	0,38	0,31
Si	1,1	1,1	0,4	0,3
Mn	0,4	0,4	0,4	0,35
Cr	5,0	5,2	5,0	2,9
Mo	1,3	1,4	2,8	2,8
V	0,4	0,95	0,55	0,5

Tabelle 1 zeigt, dass hauptsächlich die Legierungselemente Chrom, Silizium, Molybdän sowie Vanadium in ihrem Mengenanteil Unterschiede aufweisen. Den Einfluss auf die Umwandlungscharakteristik zeigen die Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU) (siehe Abbildung 3):

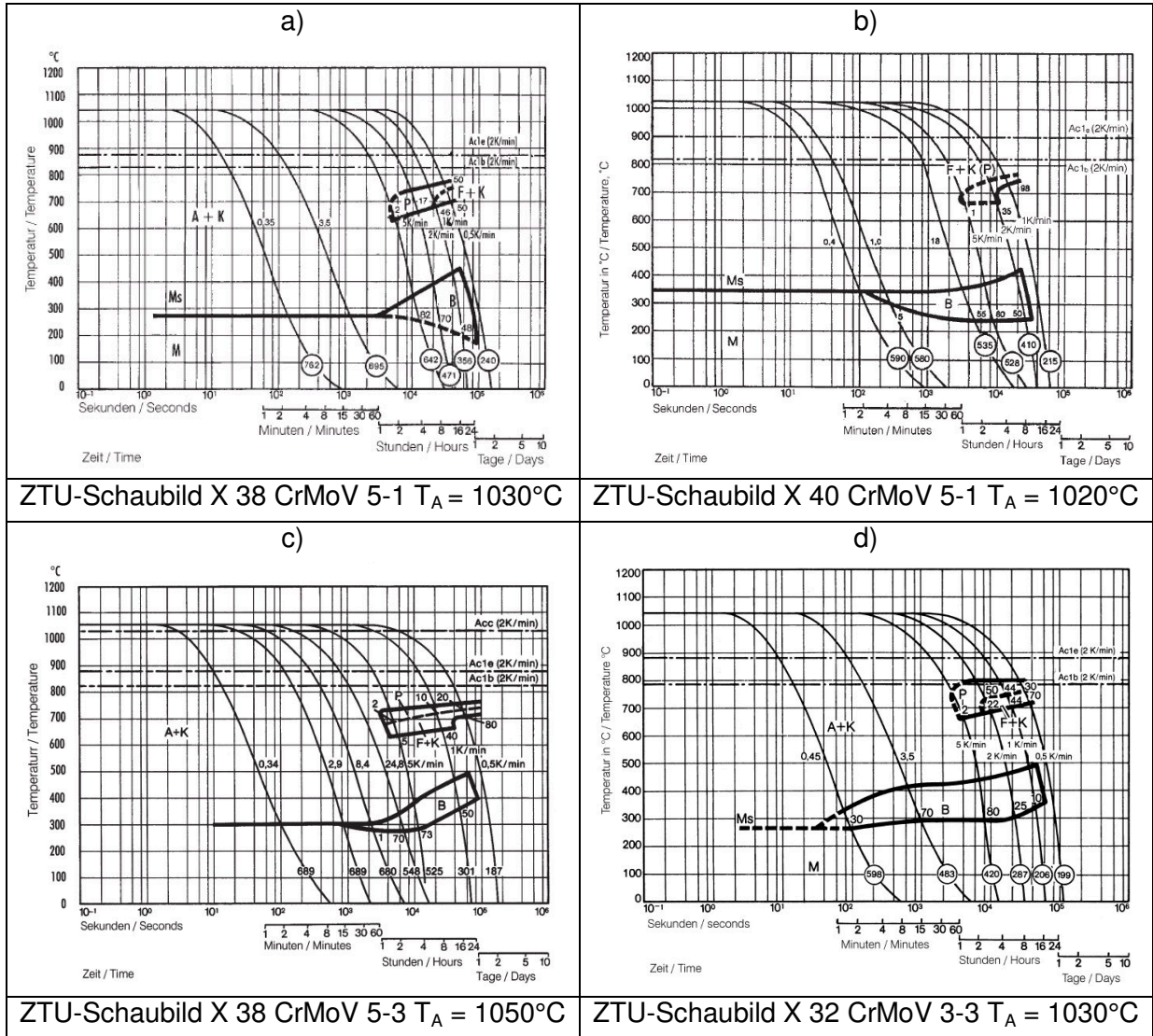


Abbildung 3: ZTU-Schaubilder der Warmarbeitsstahlgüten X 38 CrMoV 5-1 a) X 40 CrMoV 5-1 b) X 38 CrMoV 5-3 c) und X 32 CrMoV 3-3 d) [11-14]

Aufgrund der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung zeigen die untersuchten Stähle Unterschiede in der Lage und der Ausdehnung der einzelnen Umwandlungsstufen. Alle vier Warmarbeitsstahlgüten weisen eine Trennung zwischen Perlit- und der Zwischenstufe durch einen metastabilen Austenit auf [15]. Von den Legierungselementen ist vor allem Chrom dafür verantwortlich, dass es die diffusionsgesteuerte Umwandlung von martensitischen Stählen stark beeinflusst, indem es die Umwandlung zu längeren Zeiten verschiebt [16].

Der Vergleich der ZTU-Schaubilder der Legierungen X 38 CrMoV 5-1 und X 32 CrMoV 3-3 (siehe Abbildung 3a bzw. Abbildung 3d), zeigt diesen Chromeinfluss.

Während sich bei Abbildung 3a, der mit 5 % Chrom legierte X 38 CrMoV 5-1 noch bei $\lambda_{8/5} = 3,5$ vollständig martensitisch umwandelt, so hat sich beim X 32 CrMoV 3-3 (Abbildung 3d) bei diesem Abkühlparameter 70 % Bainit und 30 % Martensit gebildet. Dieser Unterschied lässt sich hauptsächlich auf den abgesenkten Chromgehalt im X 32 CrMoV 3-3 zurückführen [16].

Um die ZTU-Diagramme miteinander zu vergleichen, bedarf es einer gleichen Austenitisierungstemperatur. Nach [15] erfolgte die Härtung bei 1050°C was die ZTU-Diagramme der Warmarbeitsstahlgüten X 40 CrMoV 5-1 und X 38 CrMoV 5-3 miteinander vergleichbar macht (siehe Abbildung 4).

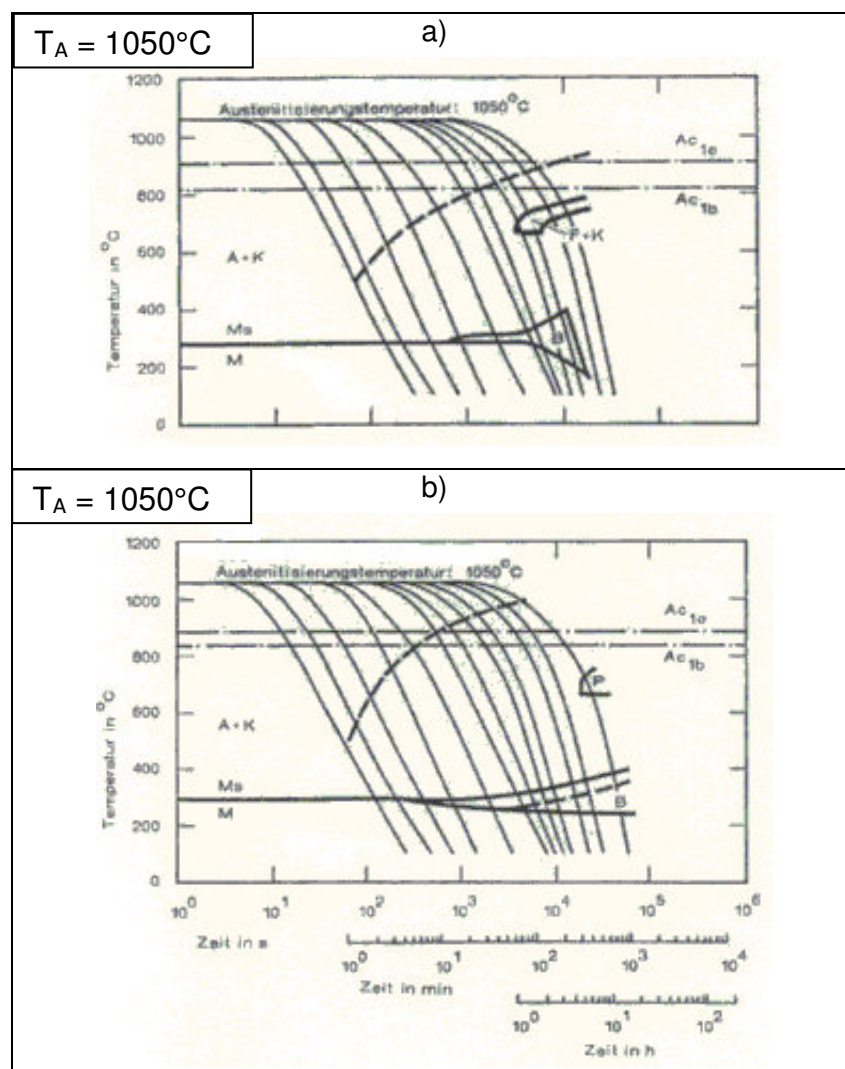


Abbildung 4: ZTU-Schaubilder der Warmarbeitsstahlgüten X 40 CrMoV 5-1 a) und X 38 CrMoV 5-3 b)

[15]

Bei Betrachtung der Warmarbeitsstähle aus Abbildung 4 zeigt sich, dass die Legierung X 40 CrMoV 5-1 bis zu einer Zeit von $\sim 10^3$ Sekunden martensitisch umwandelt, der Warmarbeitsstahl X 38 CrMoV 5-3 hingegen bereits um einiges früher Zwischenstufengefüge aufweist und nicht mehr rein martensitisch ist. Dieser Umstand ist auf den erhöhten Siliziumgehalt in der Legierung X 40 CrMoV 5-1 (1,1 %) im Vergleich zu 0,4 % beim X 38 CrMoV 5-3 zu erklären. Auch die in [17] durchgeführten Versuche spiegeln diese Sachverhalte wieder. Darin werden dilatometrische Versuche am Warmarbeitsstahl X 32 CrMoV 3-3 mit verschiedenen Siliziumgehalten (bei sonst unveränderter Legierungszusammensetzung) durchgeführt. Es zeigte sich, dass mit steigendem Siliziumgehalt die Bildung von Zwischenstufengefüge zu längeren Zeiten verschoben wurde. Auch die Umwandlungstemperaturen erhöhen sich mit steigendem Siliziumgehalt.

Neben den bereits erwähnten Legierungselementen verschieben auch Molybdän sowie Mangan die Bainitumwandlung zu längeren Zeiten [8,9,16,18].

Generell zeigen die ZTU-Schaubilder der vier betrachteten Warmarbeitsstähle eine abgesenkte M_s -Temperatur bei erhöhtem Legierungsgehalt und steigender Austenitisierungstemperatur. Dabei senken vor allem die Legierungselemente Cr, Si sowie Mo und Mn die Martensitstarttemperatur [8,18,19].

2.2.2 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Der Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften ist für den Einsatz von Warmarbeitsstählen von entscheidender Bedeutung. Dabei sind vor allem eine gute Härbarkeit (Fähigkeit eines Stahles, durch Härten oberflächlich oder durchgreifend eine stark gesteigerte Härte aufgrund von Martensit- oder Zwischenstufengefüge anzunehmen), die Anlassbeständigkeit (thermische Beständigkeit) sowie die Zähigkeit neben anderen Eigenschaften wichtig [6].

Anhand von Härte-Anlass-Kurven verschiedener Warmarbeitsstahlgüten soll der Einfluss der Legierungselemente im Folgenden beschrieben werden.

Abbildung 5 zeigt die vier Härte-Anlass-Kurven der Warmarbeitsstahlgüten X 38 CrMoV 5-1, X 40 CrMoV 5-1, X 32 CrMoV 3-3 und X 38 CrMoV 5-3:

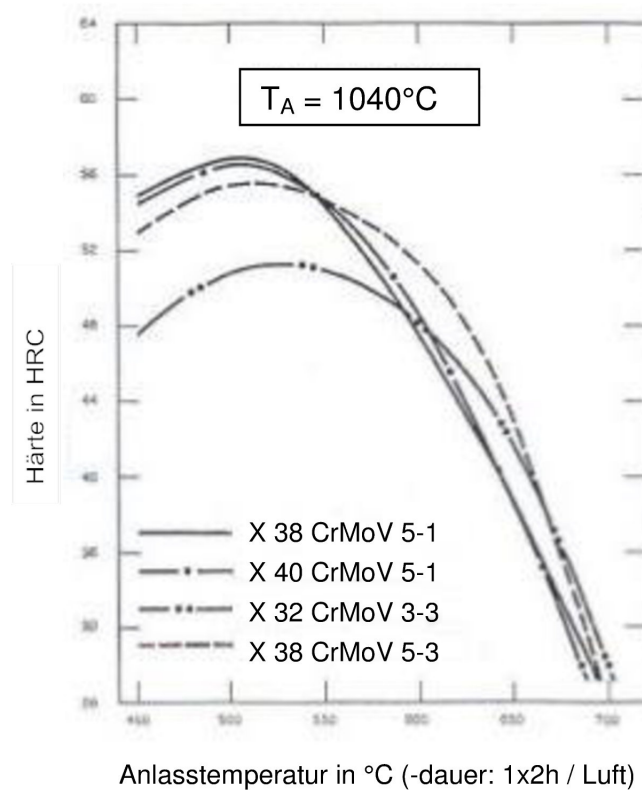


Abbildung 5: Härte-Anlass-Kurven der Warmarbeitsstahlgüten X38 CrMoV 5-1, X40 CrMoV 5-1, X32 CrMoV 5-1 und X38 CrMoV 5-3 [15]

Betrachtet man die Härte-Anlass-Kurven aus Abbildung 5 so ist vor allem ein Unterschied zwischen den Kurven der Warmarbeitsstahlgüten X 38 CrMoV 5-1 bzw. X 40 CrMoV 5-1 zu den Legierungen X 38 CrMoV 5-3 und X 32 CrMoV 3-3 erkennbar. Dies ist vor allem durch Silizium- bzw. Chromunterschiede in der Legierungszusammensetzung begründet. Während bei den Legierungen X 38 CrMoV 5-1 und X 40 CrMoV 5-1 Silizium mit ~1 % zulegiert ist, sind bei den anderen beiden Legierungen Gehalte < 0,5 % gegeben. Dieser Legierungsunterschied zeigt sich ebenfalls beim Chrom mit 5,3 % bei den Legierungen X 38 CrMoV 5-1 und X 40 CrMoV 5-1 sowie 5 % beim X 38 CrMoV 5-3 und nur 3 % beim X 32 CrMoV 3-3 [15].

Silizium wird vor allem durch seine mischkristallverfestigende Wirkung bis zu 1 % zu Warmarbeitsstählen zulegiert. Dadurch wird eine Härtesteigerung von 1-2 HRC erreicht [8,9,16,20].

Dieses Verhalten bestätigen die Versuche in [17]. Dabei wurden dem Warmarbeitsstahl X 32 CrMoV 3-3 Gehalte bis zu 1,8 % Silizium zulegiert, welche Festigkeitsvorteile bis zu einer Anlasstemperatur von 600°C brachten.

Versuche mit unterschiedlichen Gehalten an Silizium im X 38 CrMoV 5-1 zeigten neben der Härtesteigerung auch eine Verschiebung des Sekundärhärtemaximums

zu niedrigeren Temperaturen bei erhöhtem Siliziumgehalt. Silizium behindert die Bildung von Zementit, dadurch ist mehr Kohlenstoff zur Bildung von Karbiden vorhanden, welche schon bei niedrigeren Anlasstemperaturen zum Sekundärhärtepeak führen [21].

Neben Silizium ist das Legierungselement Chrom für den charakteristischen Verlauf der Härte-Anlass-Kurven aus Abbildung 5 verantwortlich. Aus [22] geht hervor, dass sich erhöhte Chromgehalte positiv auf die erreichbare Härte beim Anlassen auswirken. Außerdem verschiebt sich das Sekundärhärtemaximum bei erhöhten Chromgehalten zu niedrigeren Anlasstemperaturen. Als Karbidbildner bildet Chrom die Sonderkarbide MC, M_6C , M_7C_3 und $M_{23}C_6$, welche sich beim Anlassen sekundär ausscheiden und die Härte im vergüteten Zustand erhöhen. Chrom wird jedoch nur zum Teil im Karbid abgebunden, der restliche Chromgehalt wird in der Matrix gelöst und führt hier durch Mischkristallverfestigung ebenfalls zu einer Härtesteigerung [8,9,16].

Abbildung 6 zeigt Härte-Anlass-Kurven bei erhöhten Mangangehalten und gleichzeitig abgesenkten Chromgehalten.

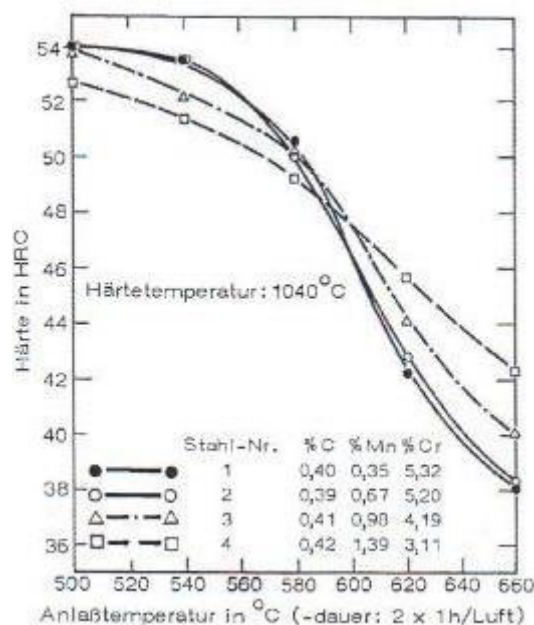


Abbildung 6: Härte-Anlass-Kurven des X 40 CrMoV 5-1 bei unterschiedlichen Chrom- bzw. Mangangehalten [23]

Durch den erhöhten Mangangehalt fällt die Härte im Bereich des Sekundärhärtemaximums zwar etwas ab, jedoch zeigt sich eine bessere Anlassbeständigkeit bei Anlasstemperaturen über 600°C. Prinzipiell verbessert Mangan die Härte bei gleichbleibenden Chromanteilen [8,16,19,23].

Neben den bereits erwähnten Legierungselementen fehlen noch Vanadium sowie Molybdän, welche als Karbidbildner wirken und sich während des Anlassens sekundär ausscheiden. In [24] konnten abhängig vom Wärmebehandlungszustand

des Warmarbeitsstahles X 38 CrMoV 5-1 verschiedene Karbide nachgewiesen werden. So wurden im vergüteten Zustand hauptsächlich die durch Molybdän und Vanadium gebildeten MC- bzw. M_2C -Karbide gefunden, welche sich für die Sekundärhärte verantwortlich zeigen [20].

Neben der Aufgabe als Karbidbildner verbessern die Elemente Vanadium und vor allem Molybdän die Anlassbeständigkeit. Dies zeigt sich bei den Legierungen X 38 CrMoV 5-3 und X 32 CrMoV 3-3 (Molybdängehalt 2,8 %) in Abbildung 5 [8,9,16].

Nun ist aber nicht nur eine hohe Härte entscheidend, sondern auch eine vergleichsweise gute Zähigkeit für das Eigenschaftsprofil eines Warmarbeitsstahls von Bedeutung. Die Auswirkung von erhöhten Siliziumgehalten wurde in [17] ausführlich anhand der Warmarbeitsstahlgüte X 32 CrMoV 3-3 diskutiert. Kerbschlagversuche zeigten, dass, mit Ausnahme der Raumtemperatur, die Versuchslegierung mit 1 % Silizium über den gesamten Prüftemperaturbereich am besten abschnitt. Bei Raumtemperatur zeigte die Legierung mit 0,29 % Silizium das beste Ergebnis. Die Ergebnisse der Legierung mit 1,82 % Silizium zeigten hingegen die schlechteste Kerbschlagzähigkeit über den gesamten Temperaturbereich [17].

Der Einfluss des Chroms wird in [22] detailliert diskutiert. Dem Warmarbeitsstahl X 38 CrMoV 5-1 werden dabei Chromgehalte von bis zu 7,8 % zulegiert. Kerbschlagversuche an den vergüteten Versuchslegierungen zeigten, dass bei Raumtemperatur die Legierungen mit 5 % bzw. 6,5 % deutlich bessere Zähigkeitswerte erreichen als die Legierung mit 7,8 %. Die Ursache dürfte im erhöhten Karbidgehalt der Probe mit 7,8 % Chrom liegen. Die Chromkarbide M_7C_3 sowie $M_{23}C_6$ können sich an den Korngrenzen anlagern und können so zu einer Verschlechterung der Kerbschlagzähigkeit führen [20,22].

Molybdän bildet Mischkarbide, welche bei großen Blockabmessungen agglomerieren können und so die Zähigkeit herabsetzen. Ebenso kann sich ein erhöhter Vanadiumgehalt aufgrund von voreutektoiden Karbidausscheidungen negativ auf die Zähigkeit auswirken [8,16].

Neben der chemischen Zusammensetzung sind jedoch auch andere Faktoren für gute Zähigkeitseigenschaften von Bedeutung. Eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur zeigte bei Kerbschlagversuchen der vergüteten Warmarbeitsstähle X 40 CrMoV 5-1 bzw. X 38 CrMoV 5-3 eine Verminderung der Kerbschlagzähigkeit [25].

Das Glühgefüge von Warmarbeitsstählen kann ebenfalls einen Einfluss auf die Zähigkeit haben. So können starke Seigerungszeilen das Vergütungsgefüge dahingehend verändern, dass im Bereich der Zeilen ein höherer Restaustenitgehalt oder ein stabilerer Martensit vorliegt. Darum kann es vorkommen, dass auch nach

mehrmaligem Anlassen nicht entspannter Martensit mit höherer Härte gegenüber dem Grundgefüge vorliegt und so die Zähigkeitseigenschaften verschlechtert [26].

2.3 Wärmebehandlung von Warmarbeitsstählen

Warmarbeitsstähle werden zum Erreichen der optimalen Einsatzigenschaften einer Wärmebehandlung unterzogen. Die Formherstellung erfolgt meist im weichgeglühten Zustand. Das Weichglühen strebt die Erzeugung einer ferritischen Grundmatrix mit eingelagerten, kugelförmigen Karbiden an, das heißt den Zustand geringster Härte des Stahls. Abbildung 7 zeigt das Aussehen eines weichgeglühten Gefüges [7,8,16].

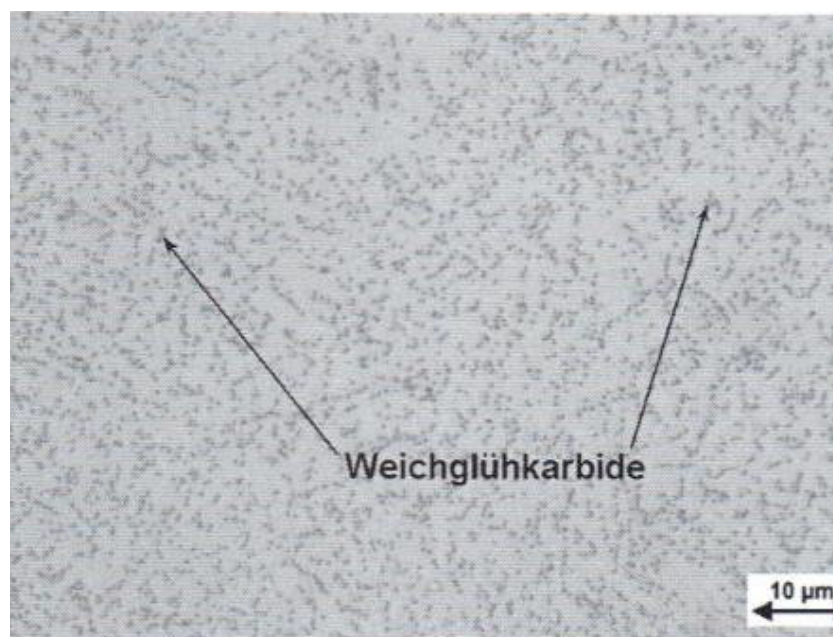


Abbildung 7: Weichgeglühter Gefügestand eines Warmarbeitsstahls vom Typ X 38 CrMoV 5-1 (Böhler-Markennamen W300), 10%-ige HNO₃-Ätzung [16]

Die Art der Karbide ist für das Eigenschaftsprofil der Warmarbeitsstähle von entscheidender Bedeutung:

Grobe Karbide:

Sind die Karbide groß, so können sich örtliche Spannungskonzentrationen ergeben. Liegen diese Karbide an den Korngrenzen und sind sie auch nach dem Vergüten noch dort vorzufinden, so können sich aufgrund der Temperaturwechselbeanspruchung bevorzugt Risse an den ehemaligen Austenitkorngrenzen bilden [8].

Kleine Karbide:

Kleine Karbide haben den Vorteil, dass sie bei der Austenitisierung leichter in Lösung gehen und so eine gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente gewährleisten. Aufgrund des stark übersättigten Mischkristalls und der damit verbundenen besseren Kriechbeständigkeit verbessert sich auch die Temperaturwechselbeständigkeit. Außerdem werden die Eigenspannungen nach dem Härten vermindert [8].

Abbildung 8 gibt einen Überblick über alle gängigen Wärmebehandlungsverfahren, wobei im Folgenden auf das Härten über den gesamten Querschnitt und das Anlassen bei Temperaturen über 500°C eingegangen wird:

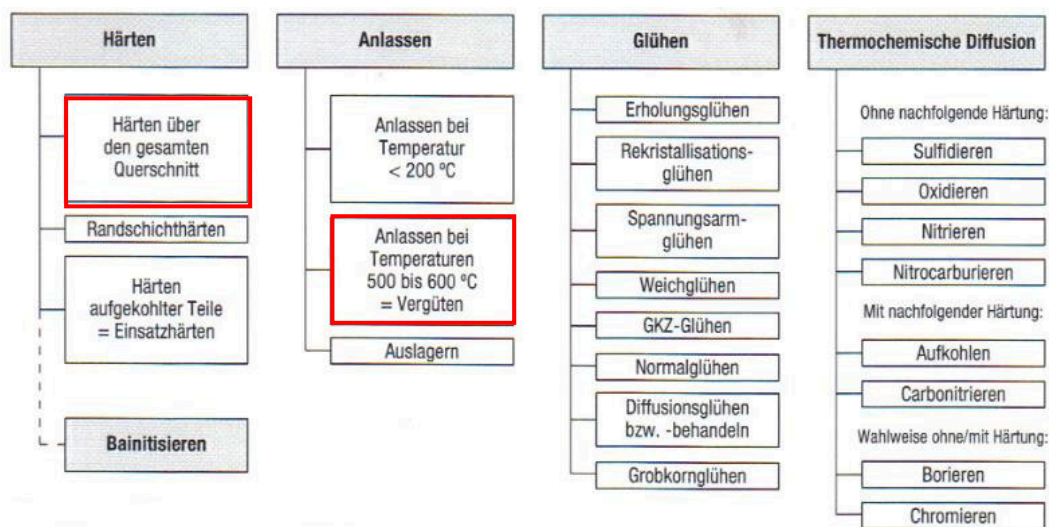


Abbildung 8: Übersicht über Wärmebehandlungsverfahren [27]

Wie bereits anfangs erwähnt, muss der Stahl, um gewisse Einzeigenschaften zu erreichen einer geeigneten Wärmebehandlung unterzogen werden. Dies wird durch Vergüten (Härten + Anlassen) erreicht.

2.3.1 Härten

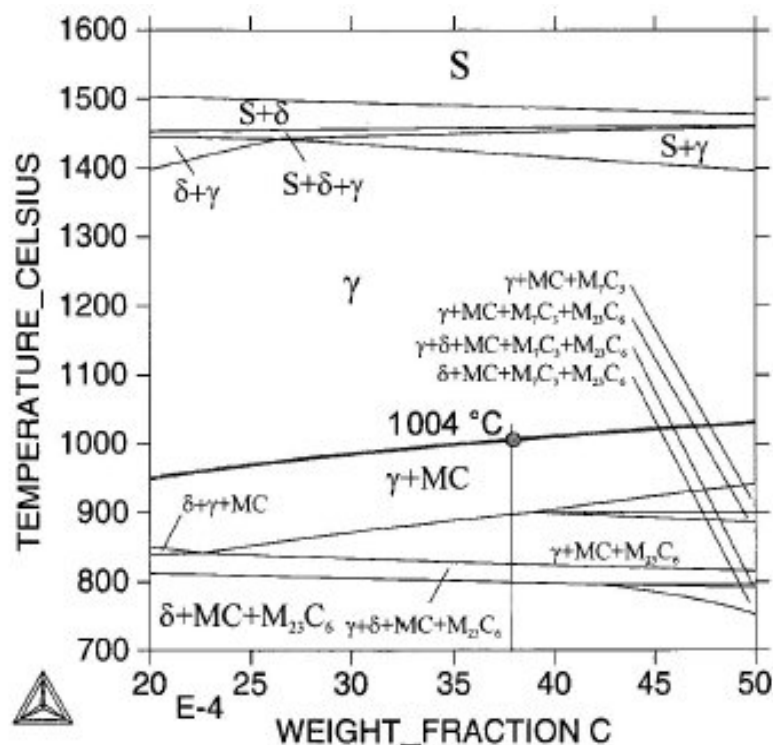
Unter Härten (Abschreckhärten) eines Stahls versteht man das Abkühlen aus dem Temperaturbereich der festen Lösung mit einer Geschwindigkeit, bei der die Umwandlung zu Perlit- bzw. Zwischenstufengefüge nicht stattfindet, sondern die Martensitbildung eintritt. Der Stahl wird dadurch in den Zustand der höchsten Härte gebracht. Nach der Definition in DIN EN 10052 kann es auch vorkommen, dass neben dem Martensitgefüge auch geringe Teile an Bainit (Zwischenstufengefüge)

vorkommen, da abhängig vom Austenit nicht immer eine Umwandlung ausschließlich in Martensit möglich ist [7,27].

Generell werden Warmarbeitsstähle bei Temperaturen über 900°C gehärtet. Wobei sich die Austenitisierungstemperatur nach der Löslichkeitsgrenze der Karbide richtet. Sie wird so gewählt, dass ~1 % der Sekundärkarbide unaufgelöst bleibt. Diese Karbide stabilisieren die Austenitkorn Grenzen und verhindern so ein Kornwachstum während des Härstens. Wachsen die Austenitkörner, so ergibt sich auch ein größerer Martensit. Besonders die Zähigkeitseigenschaften hängen stark von der Korngröße ab. Bei Kornwachstum ist mit einem Verlust an Zähigkeit zu rechnen [8,16].

Mittels Thermocalc kann die Löslichkeitsgrenze der Karbide berechnet werden. In Abbildung 9a-b wird die Löslichkeitstemperatur der Stähle X 38 CrMoV 5-1 (W300) bzw. X 38 CrMoV 5-3 (W303) im Phasendiagramm dargestellt [16].

Es ist ersichtlich, dass erst ab 1000 bis 1100°C Mischkarbide, MC, M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, sekundär ausgeschieden werden. Abhängig von der Konzentration der Elemente, welche Karbide bilden (Cr, V, Mo, W, C), steigt auch die Löslichkeitstemperatur. Die Obergrenze der Temperatur, bei der gehärtet werden kann, ist 1080°C, da darüber die Gefahr von Verzug und Härterissen steigt [8,16].



a)

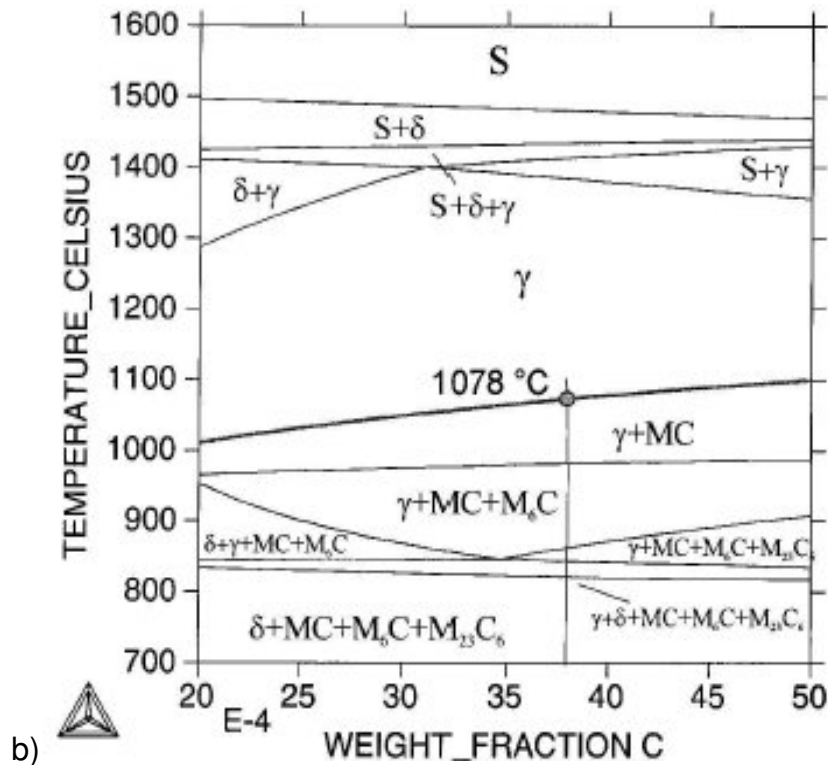


Abbildung 9: Phasendiagramm X 38 CrMoV 5-1 a) und X 38 CrMoV 5-3 b) in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts [16]

Der höhere Molybdängehalt (3 %) in der Legierung X 38 CrMoV 5-3 (Abbildung 9b) zeigt, dass im Vergleich zu der in Abbildung 9a dargestellten Legierung (1 % Molybdän) auch die Löslichkeitstemperatur von 1004°C auf 1078°C steigt [16]. Abbildung 10 zeigt einen schematischen Verlauf des Vergütungsprozesses, welcher sich aus Härten und mehrmaligem Anlassen zusammensetzt.

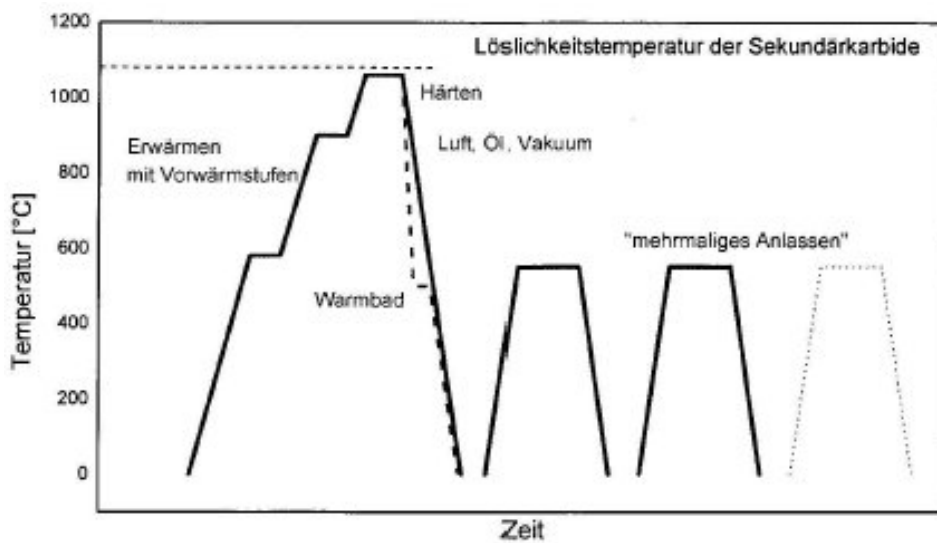


Abbildung 10: Wärmebehandlung eines Warmarbeitsstahls [16]

Wie aus Abbildung 10 hervorgeht, beginnt der Vergütungsprozess mit dem bereits oben erwähnten Härten. Dabei durchläuft er mehrere Vorwärmstufen um Wärmespannungen möglichst zu vermeiden. Die ferritische Matrix wird austenitisiert und die Weichglühkarbide werden in Lösung gebracht. Um eine gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente zu erreichen, wird der Warmarbeitsstahl abhängig von den Abmessungen 15 bis 60 Minuten auf Austenitisierungstemperatur gehalten. Das Abschrecken erfolgt danach je nach Legierungszusammensetzung, Werkzeuggeometrie und Abmessung in Öl, im Warmbad oder im Vakuumofen mit Druckstickstoff als Abschreckmedium. Heutzutage erfolgt fast ausschließlich eine Vakuumwärmebehandlung [7,8,28].

Maßgebend für die Umwandlung in Martensit ist die kritische Abkühlgeschwindigkeit. Es wird in obere und untere kritische Abkühlgeschwindigkeit unterschieden. Die untere kritische Abkühlgeschwindigkeit bezeichnet die Abkühlgeschwindigkeit bei der zum ersten Mal Martensit im Gefüge auftritt. Die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit bezeichnet hingegen die Abkühlgeschwindigkeit bei der ausschließlich Martensit auftritt.

Es soll durch die Wahl von geeigneten Legierungselementen eine möglichst geringe kritische Abkühlgeschwindigkeit erreicht werden, um auch bei großen Blockabmessungen 100 % Martensit über den gesamten Querschnitt zu erreichen. Wird die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten, so findet keine diffusionsgesteuerte Umwandlung statt. Beide Grenzen der kritischen Abkühlgeschwindigkeit sind vom C-Gehalt, vom Gehalt an Legierungselementen und der Austenitisierungstemperatur abhängig [7,29-31].

Neben den gerade erwähnten Einflussfaktoren sind die im Werkstück tatsächlich erreichten Abkühlgeschwindigkeiten hauptsächlich von folgenden Gegebenheiten abhängig:

- a) Spezifische Wärme und Wärmeleitfähigkeit des Stahls [7]
- b) Härtemittel [7]
- c) Form, Größe und des Werkstücks [7]

Um eine Martensitbildung einzuleiten, ist eine gewisse Unterkühlung zur Erzeugung der notwendigen Dehnungs- und Grenzflächenenergie vonnöten. Die diffusionslose Schiebungsumwandlung zu Martensit (α') tritt dann im Temperaturbereich ab M_s (Martensitstarttemperatur) bis zu M_f (engl.: martensite finish temperature) ein. Dieser Temperaturbereich findet sich bei Warmarbeitsstählen von 200°C bis 300°C wieder. Die Martensitstarttemperatur ist abhängig vom C-Gehalt und den Austenitisierungsbedingungen (Temperatur und Dauer), wird aber von der Abkühlgeschwindigkeit kaum beeinflusst, im Gegensatz zur M_f , die bei abnehmender

Abkühlgeschwindigkeit sinkt. Des Weiteren sinkt sie bei steigendem C-Gehalt und erhöhtem Gehalt an Legierungselementen. Durch die bei der Abkühlung stattfindende Volumenzunahme von ca. 4 % entstehen Druckspannungen, durch die die Martensitbildung vorläufig zum Erliegen kommt. Sinkt die Temperatur jedoch weiter (weitere Unterkühlung), so werden diese Spannungen wieder abgebaut und eine weitere Umwandlung ist möglich. Stoppt die Abkühlung zur Gänze, so kommt auch die α' -Umwandlung zum Erliegen (athermischer Prozess) [6,32-36].

Aufgrund der Verschiebung von M_s und M_f zu niedrigeren Temperaturen und der γ -Stabilisierung durch den eingelagerten Kohlenstoff kommt es nur zu einer unvollständigen α' -Umwandlung. Es bleibt ein sogenannter Restaustenit, also nicht umgewandeltes γ zurück. Dieser Anteil an nicht umgewandelten Austenit ist durch Verzerrungsspannungen zu erklären, die durch die zuletzt umgewandelten Volumenbereiche induziert werden und eine weitere α' -Umwandlung unterdrücken [33].

2.3.2 Anlassen

Der Anlassprozess dient zur Einstellung der dem Verwendungszweck entsprechenden Eigenschaften und erfolgt in mehreren Stufen. Im gehärteten Zustand besitzt der Martensit ein tetragonal verzerrtes Gitter und somit unzureichende Zähigkeit. Aus diesem Grund und weil im Härtegefüge Restaustenit vorhanden ist, werden Warmarbeitsstähle nach dem Härten mehrmals zwischen 500°C und 650°C angelassen [16,37].

Beim Anlassen verliert der Martensit seine Tetragonalität sowie seine hohe Versetzungsdichte. Gleichzeitig verlieren die martensitischen Kristalle einen Teil ihrer Härte [16].

Aus dem Restaustenit scheiden sich beim erstmaligen Anlassen Karbide aus und senken so den C-Gehalt in der Lösung. Aufgrund dessen tritt ein Anstieg der M_s - und der M_f -Temperatur des RA auf, was beim nachfolgenden Abkühlen eine Umwandlung in kubischen Martensit bewirkt. Deshalb werden Warmarbeitsstähle mehrmals angelassen, um einen nicht angelassen Martensit zu vermeiden [37].

Gleichzeitig zu den gerade erwähnten Prozessen scheiden sich kohärent und/oder teilkohärent festigkeitssteigernde, nanometergroße Sekundärhärtekarbide in der metallischen Matrix aus, welche wiederum einen Härteanstieg bewirken. Die

Annahme besagt analog zu Schnellarbeitsstählen, dass es sich dabei um zigarrenförmige M_2C sowie plattenförmige MC Karbide handelt [38-41].

Der Volumenanteil dieser Sekundärhärtekarbide nimmt in etwa 5 Vol.% ein. Bevorzugte Keimbildungsstellen sind dabei Martensitplattengrenzen, Zwillingskorngrenzen in den Martensitplatten und Versetzungen [38,39].

Parallel zum Ausscheidungsprozess findet auch ein Vergrößerungsprozess der Sekundärhärtekarbide statt, was zu einem Härteabfall bei höheren Anlasstemperaturen führt. Die metastabilen Sekundärhärtekarbide wandeln sich schließlich in die stabilen Karbide M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C und MC um [6,42].

Die Auswirkungen der eben beschriebenen Prozesse sind in Abbildung 11 schematisch dargestellt.

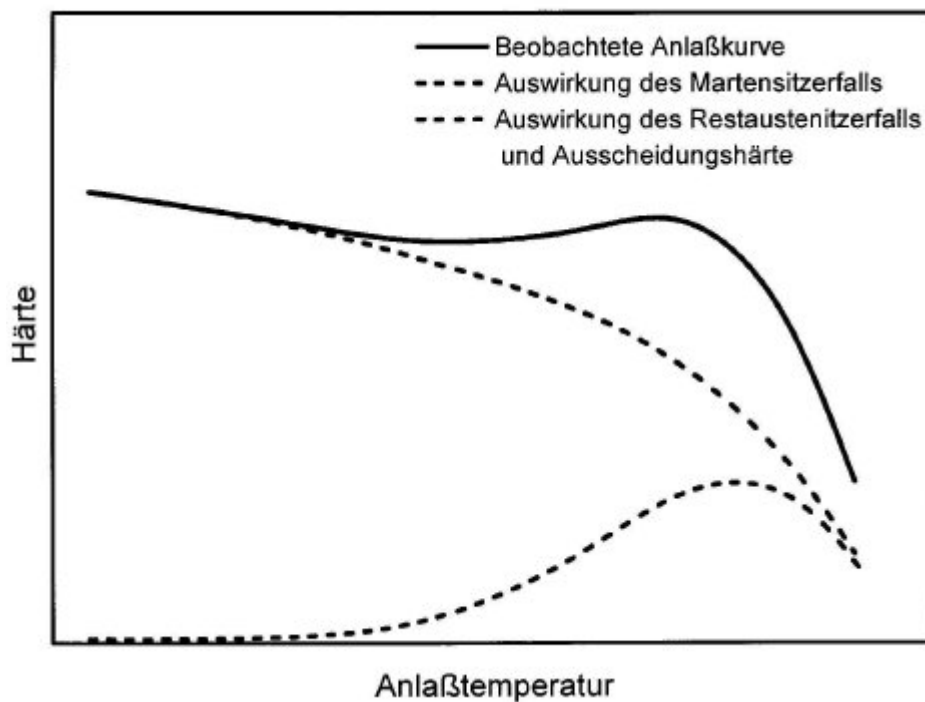


Abbildung 11: Schematische Härte-Anlass-Kurve eines Warmarbeitsstahls [16]

3 Experimentelles

3.1 Untersuchte Werkstoffe und Werkstoffzustände

3.1.1 Untersuchte Legierungen

Bei den untersuchten Legierungen handelt es sich um Warmarbeitsstahlentwicklungen der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG. Der Werkstoff liegt dabei in vier verschiedenen Legierungszusammensetzungen vor und befindet sich im weichgeglühten Zustand. Die Bezeichnung der vier Legierungen und deren chemische Zusammensetzung sind in Tabelle 2 wiedergegeben.

Als Vergleich zu den vorliegenden Legierungen soll der Böhler W300, ein hochlegierter, sekundärhärtender CrMoV-Stahl (X 38 CrMoV 5-1) herangezogen werden, welcher ebenfalls in Tabelle 2 angeführt ist [19].

Tabelle 2: Nominelle Zusammensetzung der untersuchten Warmarbeitsstahlgüten W370B, W370C, W370D bzw. W370H in Gew. %, bestimmt mittels Röntgenfluoreszenzanalyse und W300 bestimmt durch eine Verbrennungs- und Röntgenfluoreszenzanalyse

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
W370B	0,30	0,20	0,60	5,90	0,80	0,40
W370C	0,30	0,70	0,60	6,00	0,80	0,30
W370D	0,30	0,30	0,60	6,60	0,80	0,50
W370H	0,30	0,90	0,60	7,00	0,80	0,40
W300	0,38	1,10	0,40	5,00	1,30	0,40

3.1.2 Aufnahme von Härte-Anlass-Kurven

In der vorliegenden Arbeit wurde an den vier Legierungen eine Ölhärtung am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung in einem Kammerofen durchgeführt. Zu Beginn wurde der Ofen auf die notwendige Austenitisierungstemperatur aufgeheizt. Durch die Anwendung eines externen Thermoelements in der Mitte des Kammerofens wurde die Temperaturabweichung zur Anzeige des Ofens selbst bestimmt, um eine korrekte Härtetemperatur einzustellen. Die optimale Härtetemperatur richtet sich nach der Löslichkeitsgrenze der Karbide und wurde durch mehrere Vorversuche am Dilatometer und durch die Software Thermocalc bestimmt. Die genaue Vorgehensweise zur Bestimmung der optimalen Härtetemperatur wird im Kapitel 4 näher erklärt.

Die angewendeten Härtetemperaturen beliefen sich bei den Legierungen W370B und W370C auf 960°C und bei den Legierungen W370D sowie W370H auf 980°C. Die Haltezeit auf Härtetemperatur betrug 30min, danach erfolgte eine Ölabschreckung.

Nach der Ölabschreckung folgte der Anlassprozess in mehreren Stufen. Dabei sollen sich die Anwendungseigenschaften verbessern und eine Arbeitshärte von 44-46 HRC erreicht werden. Der Anlassprozess erfolgte bei Temperaturen zwischen 480°C und 640°C und wurde ebenfalls am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung in einem Kammerofen der Firma Nabertherm für 3 x 1 Stunde mit anschließender Luftabkühlung durchgeführt. Ziel war es, die notwendige Anlassstemperatur für die oben genannte Arbeitshärte experimentell zu ermitteln.

3.2 Thermoanalytische Untersuchungen

Dilatometerversuche

Bei der Dilatometrie handelt es sich um eine thermoanalytische Methode, welche die linear thermische Ausdehnung eines Werkstoffs während der Wärmebehandlung bei vernachlässigbar kleiner Kräfteinwirkung misst [43].

Anwendung findet dieses Verfahren bei der Analyse von Phasen- und Gefügeumwandlungen hinsichtlich Umwandlungstemperatur und Phasenmenge sowie in der Erstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs- (ZTU-) Schaubildern. So können wichtige Voraussagen über die sich einstellende Mikrostruktur für die praktische Durchführung von Wärmebehandlungen getroffen werden und die γ -Umwandlungscharakteristik bei kontinuierlicher Abkühlung in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung bestimmt werden. Entscheidend dafür ist die ausgewählte Abkühlgeschwindigkeit, welche auch gleichzeitig die Kinetik der Phasenumwandlung darstellt [29].

Aus diesem Grund wurde für jede Legierung ein kontinuierliches ZTU-Schaubild aufgenommen.

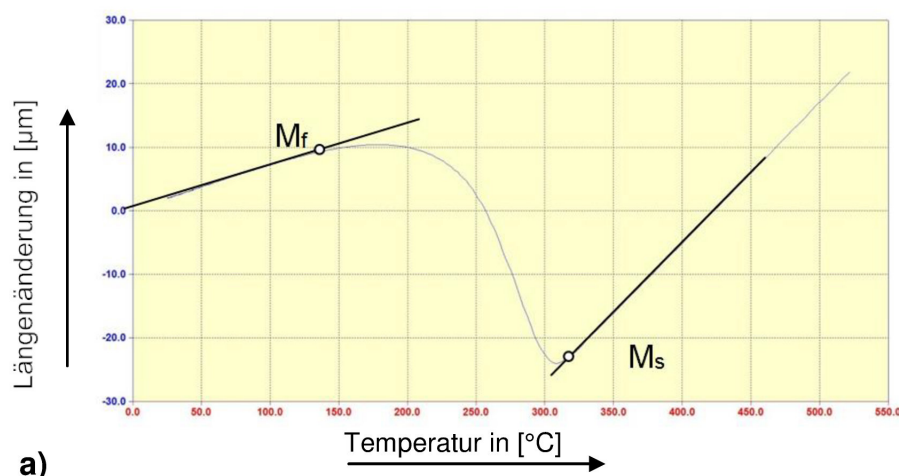
Die Messungen in dieser Arbeit wurden am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung mittels eines Abschreck- und Umformdilatometers des Typs DIL 805A/D der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH mit programmierten Temperaturverläufen durchgeführt. Die Proben mit einem Durchmesser von 4 mm und einer Länge von 10 mm wurden im weichgeglühten Zustand zwischen zwei Quarzstempeln platziert und unter Vakuum ($\leq 5 \cdot 10^{-4}$ mbar) induktiv in einer Zeit von 3 Minuten auf Austenitisierungstemperatur (W370B bzw. W370C = 960°C und W370D

bzw. W370H = 980°C) aufgeheizt. Auf dieser Temperatur wurden die Proben dann 30 Minuten isotherm gehalten und anschließend mit unterschiedlichen exponentiellen Geschwindigkeiten ($\lambda = 0,5; 3; 6; 10; 12; 15; 20; 23; 25; 30; 35; 40$) kontinuierlich unter Schutzgasatmosphäre (Stickstoff) auf RT abgeschreckt. Die Steuerung der Probentemperatur erfolgte über ein Thermoelement des Typs S (Pt 10 % Rh – Pt, Temperaturbereich: 0 – 1500°C) der Firma Sensotec, welches reproduzierbar durch ein Punktschweißgerät auf der Mitte der Probenfläche angebracht wurde. Die relative Längenänderung der Probe wurde über das Quarzmesssystem auf einen linear variablen Differential- Transformator übertragen [44].

Die Messsignale wurden über das Softwarepaket WinTA 6.2 dargestellt, um die kontinuierlichen Abkühlprozesse und auftretenden Phasenumwandlungen zu veranschaulichen.

Abbildung 12 zeigt Ausschnitte solcher Abkühlkurven beispielhaft mitsamt der verwendeten Auswertungsmethode anhand der Legierungen W370C bzw. W370D.

Abbildung 12a zeigt eine Abkühlkurve mit einem λ -Wert von 0,5. Dort, wo die Kurve von der angelegten Tangente abweicht ergeben sich die Start- (M_s) und die Endtemperatur (M_f) der α' -Bildung. Wird die Probe mit einem größeren λ -Wert abgekühlt (Abbildung 12b $\lambda = 40$), so kommt es neben der α' -Umwandlung auch zur Bainitbildung (Zwischenstufengefüge). Es ergeben sich die Umwandlungstemperaturen B_s bzw. B_f (engl.: bainit start/finish temperature, Bainittemperatur), M_s und M_f . Die Abkühlkurve muss um mindestens 50 K zwischen den Umwandlungspunkten linear verlaufen um einen umwandlungsfreien Bereich zu besitzen. Andernfalls wäre der Wendepunkt der Kurve als Grenze anzusehen und B_f gleich M_s .



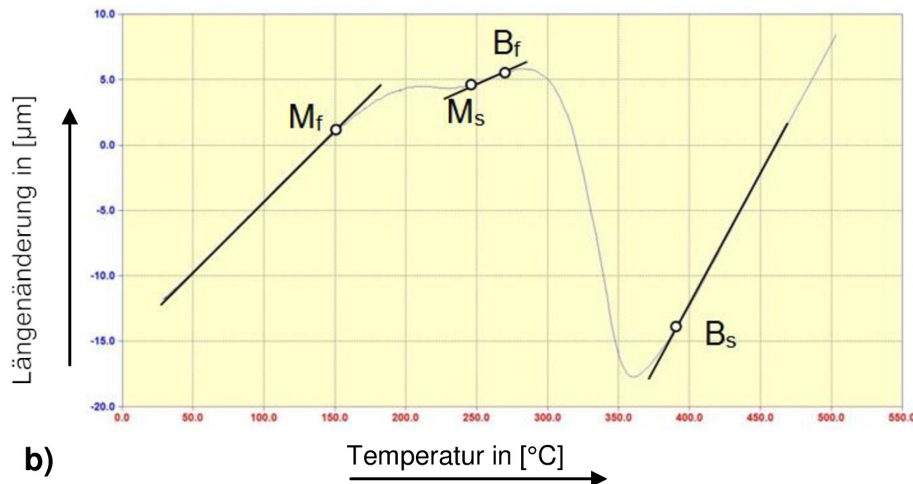


Abbildung 12: Abkühlkurven des Stahl W370C mit $\lambda = 0,5$ (a) bzw. W370D mit $\lambda = 40$ (b)

Die einzelnen Abkühlkurven mit den dazugehörigen Umwandlungspunkten wurden mit Hilfe der Software WinTA 6.2 der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH ausgewertet und führten zu den entsprechenden ZTU- Schaubildern (siehe Kapitel 4.4.2).

Für die ZTU-Schaubilder wurde außerdem die Härte für alle Zustände durch eine Vickershärtemessung (HV 10) mit Hilfe eines Härteprüfgeräts der Firma Zwick nach der Norm DIN EN ISO 6507 durchgeführt. Es wurden pro Probe mindestens drei Härteeindrücke gesetzt, aus denen der Mittelwert gebildet wurde.

3.3 Mechanische Prüfungen

Kerbschlagbiegeversuche

Kerbschlagbiegeversuche dienen zur Bestimmung des Zähigkeitsverhaltens von Werkstoffen unter mehrachsiger, dynamischer Beanspruchung in Abhängigkeit der Temperatur. Diese Versuche liefern eine quantitative Aussage über das Sprödbbruchverhalten des Werkstoffs und damit über deren Widerstandsfähigkeit, hohe Spannungen durch Verformung abzubauen [43].

Als Maß für die Werkstoffzähigkeit gilt hier die Kerbschlagarbeit (A_v). Eine weitere Kenngröße (Übergangstemperatur $T_{\ddot{u}}$) kennzeichnet den spröd/duktile Übergang.

Die Durchführung der Kerbschlagbiegeversuche erfolgte nach ASTM E23-07A E1 im VFP-Prüflabor der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG mit einem Pendelschlagwerk, welches über ein Arbeitsvermögen von 300 J verfügt. Bei den Proben handelt es sich um genormte Normal- Proben mit V-Kerbe, die im vergüteten

Zustand bei Raumtemperatur geprüft wurden. Tabelle 3 gibt Aufschluss über den Wärmebehandlungszustand der einzelnen Legierungen:

Tabelle 3: Wärmebehandlung der Kerbschlagproben

	Probenanzahl	Härtetemperatur T_A [in °C]	Anlasstemperatur 3x1h, T_T [in °C]	Härte in [HRC]
W370B	3	960	560	46,1
	3	960	580	45,6
W370C	3	960	560	46,9
	3	960	580	46,2
W370D	3	980	560	46,9
	3	980	580	47,9
W370H	3	980	560	48,3
	3	980	580	47,8

Wie in Tabelle 3 veranschaulicht, wurden pro Legierung zwei verschiedene Wärmebehandlungszustände für je drei Proben eingestellt. Aus den erhaltenen A_v -Werten wurde der Mittelwert gebildet.

Des Weiteren wurde an den geschlagenen Proben eine Härtemessung nach Rockwell ebenfalls im VFP- Prüflabor der Firma Böhler Edelstahl GmbH mit der Prüfnorm EN ISO 6508-1 durchgeführt. Aus drei erfolgten Härteeindrücken wurde wieder der Mittelwert gebildet und mit den dazugehörigen Kerbschlagarbeiten (A_v) gegenübergestellt.

3.4 Mikrostrukturelle Charakterisierungsmethoden

3.4.1 Lichtmikroskopie

Lichtmikroskopische Untersuchungen eignen sich zur qualitativen und zur quantitativen Charakterisierung des Gefüges metallischer Werkstoffe. Dabei wird der Gefügebau, also die Anordnung, Verteilung, Struktur und Größe einzelner Phasen durch die Betrachtung im Auflichtmodus wiedergespiegelt.

Dazu wurden die Proben im vergüteten Zustand mit dem leitenden Einbettmittel Polyfast der Firma Struers mittels einer Einbettpresse Struers Pronto-Press 20 bei einem Anpressdruck von 20 kN warm eingebettet.

Anschließend wurden die Proben, abhängig vom Oberflächenzustand, mittels Struers Polierautomat vom Typ TegraPol-31 durch Nassschleifen auf SiC-Papier sowie durch

Diamantpolieren aufbereitet. Zur Sichtbarmachung der Gefügeausbildung wurde der Schliff chemisch geätzt.

Dabei wurden folgende Ätzmittel verwendet:

- HNO_3 (Nital) Ätzung
- Kalling 1 Ätzung
- Pikrinsäure

Für die gehärteten Gefüge wurde ausschließlich Kalling 1 verwendet. Kalling 1 besteht aus 33 ml destilliertem Wasser, 33 ml Ethanol, 33 ml Salzsäure und 1,5 g Kupfer(II)-chlorid. Die Ätzzeit betrug jeweils nur 2-3 Sekunden. Die Proben im vergüteten Zustand wurden durch Nital angeätzt. Nital (HNO_3) besteht bei dieser Arbeit aus einer 20 % alkoholischen Salpetersäure.

Die Pikrinsäure wurde zur Sichtbarmachung der ehemaligen Austenitkörner im gehärteten Zustand verwendet. Nachdem die Ätzung relativ problematisch war und nicht immer das gewünschte Ergebnis brachte, wurden die gehärteten Proben so gut wie möglich angeätzt. Anschließend wurden mit Hilfe der Software Analysis Bilder angefertigt, welche ausgedruckt wurden. Um nun die Korngrenzen besser sichtbar zu machen, wurden diese händisch mit einem Bleistift nachgezogen. Weiters wurden die Bilder wieder eingescannt, mit Analysis maßstabsgetreu kalibriert und dann erst erfolgte die eigentliche Korngrößenanalyse durch Vermessung der einzelnen Körner. Dabei wurde mit der Software ein Raster mit 10 μm Abstand über das Bild gelegt und mindestens 150-200 Körner vermessen.

3.4.2 Rasterelektronenmikroskopie

Das Rasterelektronenmikroskop gewährt aufgrund des hohen Auflösungsvermögens (~2 nm) und der großen Tiefenschärfe Informationen über Struktur und Oberflächentopographie [45].

Es verfügt über einen 5- bis 1000000-fachen Vergrößerungsbereich, was einen großen Vorteil auf dem Gebiet der Materialuntersuchung und Oberflächenbeurteilung bringt. Durch einen energiedispersiven Röntgenspektrometer (EDX) kann die chemische Zusammensetzung von Gefügebestandteilen ermittelt werden. Durch das Anregungsvolumen ist die örtliche Auflösung für quantitative Untersuchungen auf eine Größe von etwa 1 μm begrenzt.

Die in dieser Arbeit vorliegenden Messungen wurden in Zusammenarbeit mit Herrn G. Hawranek an einem REM der Firma Zeiss, Modell EVO 50 mit LaB_6 Kathode, am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung durchgeführt. Es wurden von jeder

Legierung Proben im gehärteten Zustand auf das Vorkommen von Karbiden untersucht. Diese Untersuchung erfolgte über einen Sekundärelektronen- als auch über einen Rückstreuelektronendetektor mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV. Ebenfalls wurde die Karbidzusammensetzung durch eine EDX-Analyse bestimmt. Um die ZTU-Schaubilder besser zu interpretieren, wurde an den gehärteten Proben eine wellenlängendispersive Röntgenuntersuchung und damit eine Kohlenstoffanalyse durchgeführt.

Auch wurden ausgewählte Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben analysiert.

Die chemische Zusammensetzung wurde mittels EDX vom Typ Inca Dry Cool der Firma Oxford Instruments bestimmt. Das REM arbeitete mit einer Beschleunigungsspannung von 10 kV.

3.4.3 Röntgenbeugungsuntersuchungen

Die Röntgenbeugung (engl.: X-ray diffraction, XRD) liefert zerstörungsfrei Informationen über den kristallographischen Aufbau des zu untersuchenden Werkstoffs mit dem Ziel einer qualitativen und quantitativen Phasenanalyse [46,47].

In dieser Diplomarbeit wurden am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung Messungen an den gehärteten Zuständen am Röntgendiffraktometer D500 der Firma Siemens mit Bragg-Brentano Geometrie durchgeführt. Dabei wurde Cu-K α Strahlung mit einer Wellenlänge von 0,154 nm, ein Kathodenstrom von 25 mA und eine Beschleunigungsspannung von 40 kV verwendet. Der Winkelbereich betrug $35^\circ < 2\theta_{hkl} < 95^\circ$ und wurde mit einer Schrittweite von $0,02^\circ$ und einer Haltezeit von 1,2 s gemessen. Zur Kontrolle der Ergebnisse wurde dieselbe Messung im Labor der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG mit Chromstrahlung durchgeführt.

Die anschließende Analyse erfolgte am Auswerteprogramm EVA des Softwarepakets DIFFRAC^{plus} der Firma Bruker AXS GmbH unter der graphischen Darstellung der Intensität der gebeugten Strahlung über dem doppelten Bragg- Winkel $2\theta_{hkl}$.

Aus diesem Diffraktogramm ergaben sich durch Ausmessung der Peaklage die Beugungswinkel θ_{hkl} und weiters mit Hilfe des Braggschen Gesetzes die Netzebenenabstände d_{hkl} [48].

Diese Netzebenenabstände wurden unter Zuhilfenahme der ICDD- Kartei (engl.: international centre for diffraction data) zur Phasenanalyse herangezogen.

Die Bestimmung des RA- Gehalts erfolgte über die Integralintensität der Beugungslinie, also der Interferenzpeakfläche der α - und γ - Phase unter Miteinbeziehung der entsprechenden R- (Intensitäts-) Faktoren gemäß ASTM E 975 in Anlehnung an SEP SP-453 [49].

4 Ergebnisse

In den folgenden Kapiteln wird dargestellt, welche Versuche zur Ermittlung der geeigneten Härtetemperatur geführt haben.

4.1 Phasendiagramme

Um die Löslichkeitsgrenzen der Karbide für die einzelnen Legierungen festzustellen, wurde mit der Software Thermocalc jeweils ein Phasendiagramm erstellt. Dies erfolgte sowohl mit der Datenbank TCFE2 als auch mit der Datenbank TOOL08. Nachdem sich keine wesentlichen Unterschiede durch die Berechnung mit der Datenbank TOOL08 zeigten, werden im Folgenden nur die Phasendiagramme mit der Datenbank TCFE2 als Grundlage dargestellt (siehe Abbildung 13-16).

Phasendiagramme Legierung B

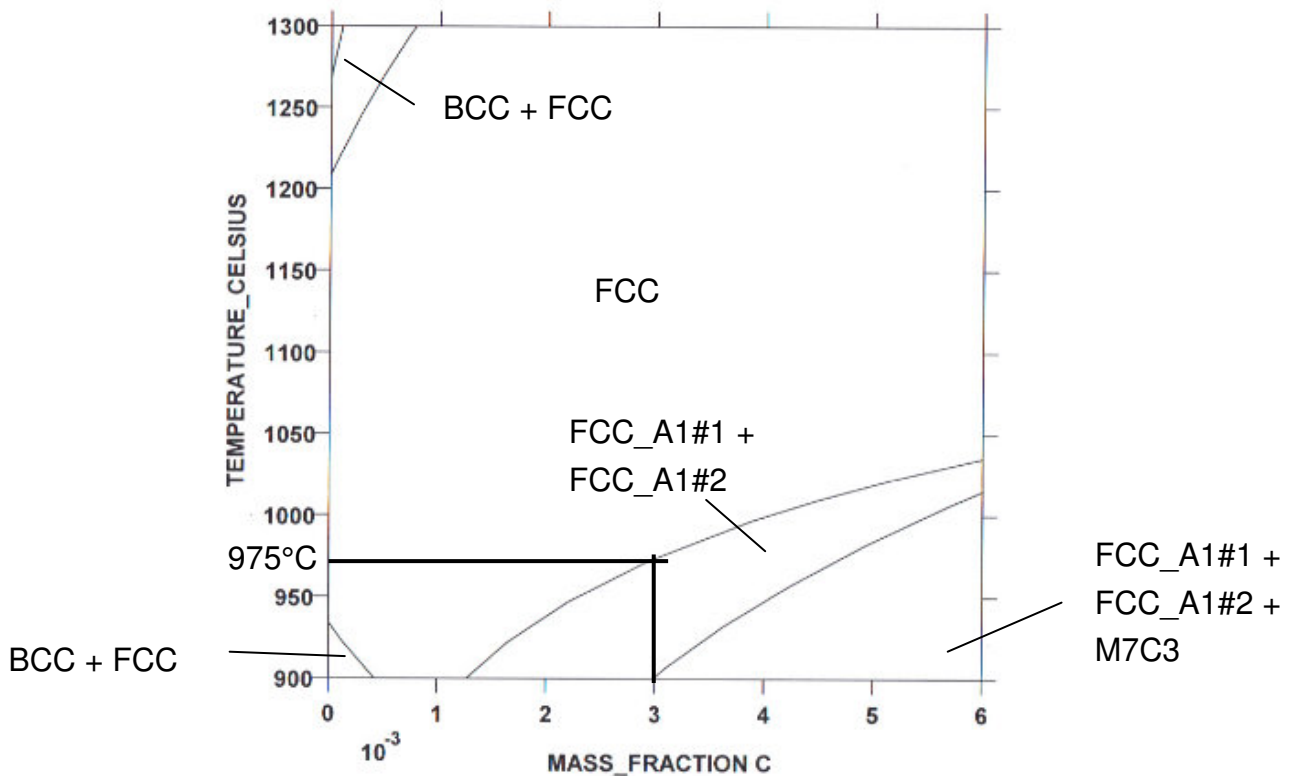


Abbildung 13: Darstellung des Phasendiagrammes über C-Gehalt der Legierung B durch Berechnung mit der Datenbank TCFE2

Phasendiagramme Legierung C

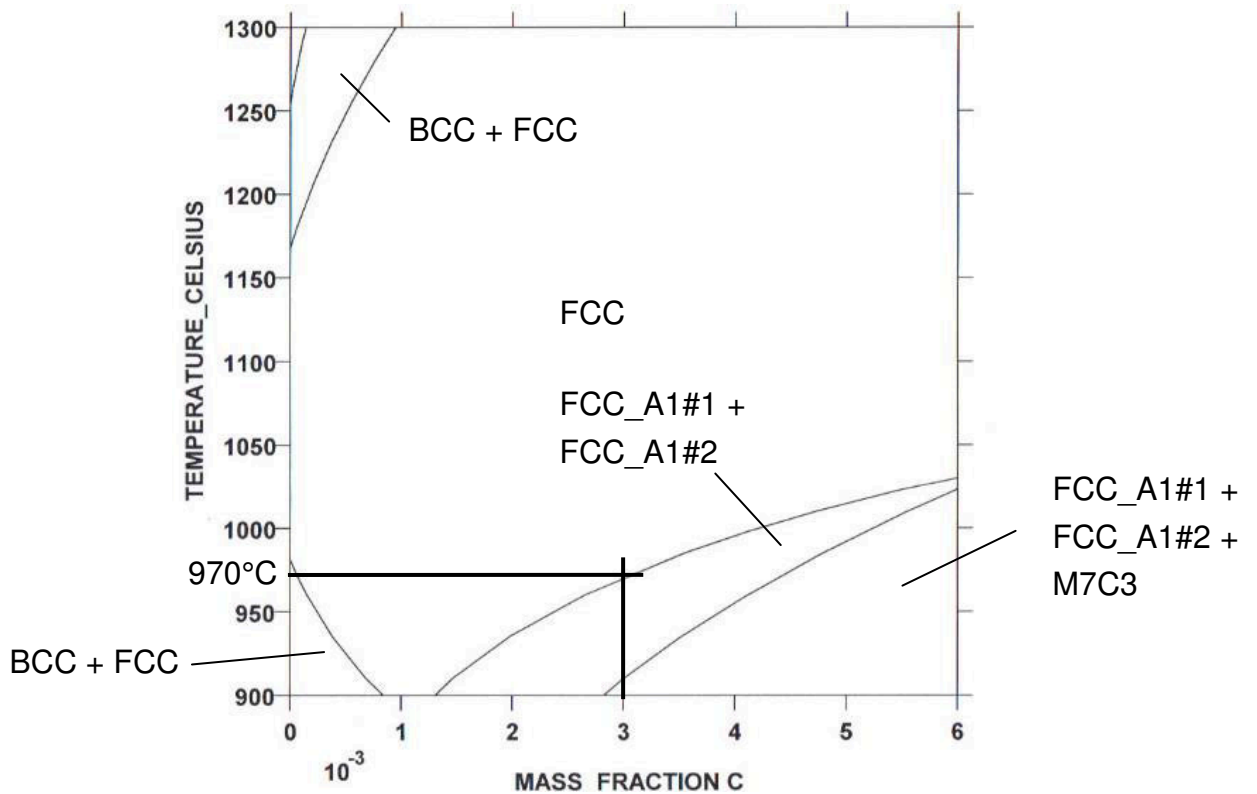


Abbildung 14: Darstellung des Phasendiagrammes über C-Gehalt der Legierung C durch Berechnung mit Datenbank TCFE2

Phasendiagramme Legierung D

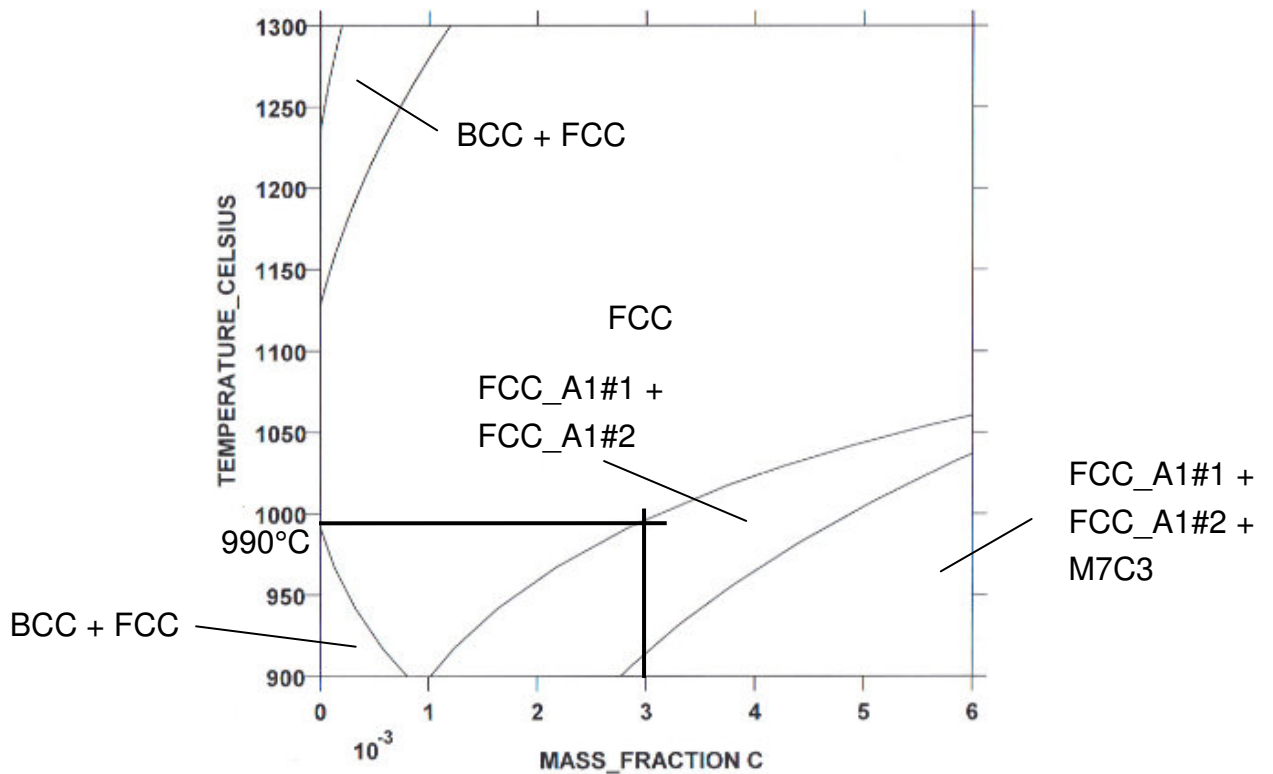


Abbildung 15: Darstellung des Phasendiagrammes über C-Gehalt der Legierung D durch Berechnung mit Datenbank TCFE2

Phasendiagramme Legierung H

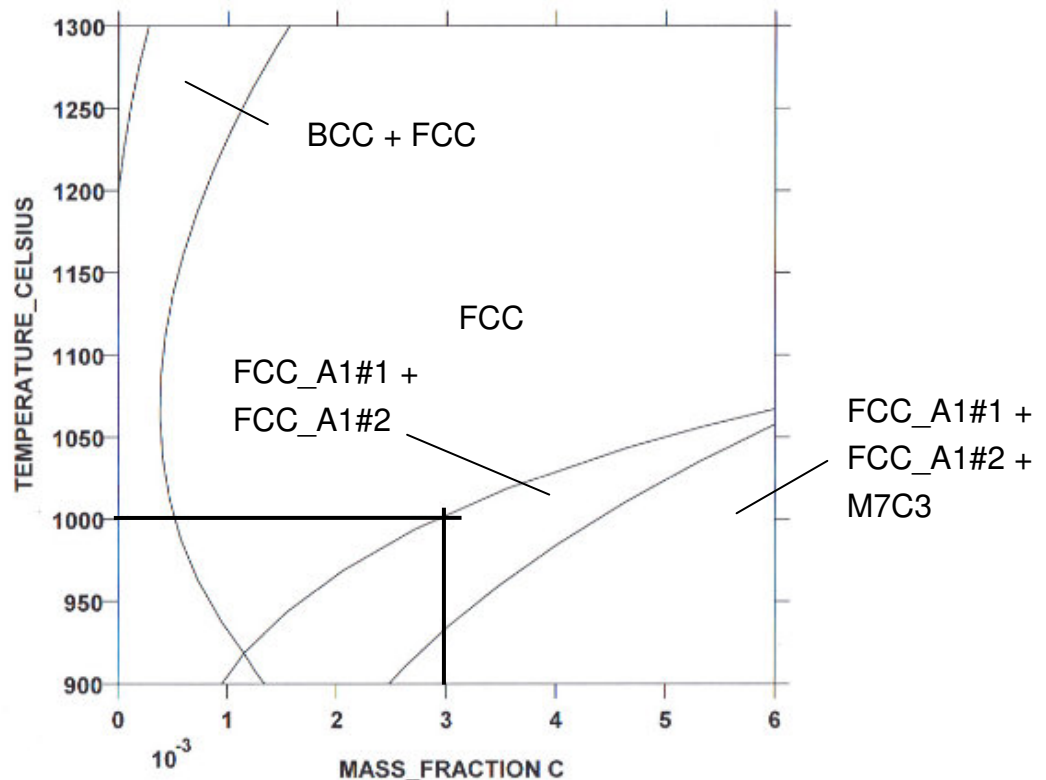


Abbildung 16: Darstellung des Phasendiagrammes über C-Gehalt der Legierung H durch Berechnung mit Datenbank TCFE2

Eine Betrachtung der einzelnen Phasendiagramme zeigt, dass die Löslichkeitstemperatur der Karbide mit steigendem Legierungsgehalt ebenfalls steigen. Wie bereits im Kapitel 2.3.1 beschrieben, zeigen jene Legierungen welche einen hohen Anteil an karbidbildenden Legierungselementen (Cr, V, Mo, W, C) aufweisen, eine höhere Löslichkeitstemperatur. Tabelle 4 zeigt die Löslichkeitstemperaturen der Legierungen zusammen mit den chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen verglichen mit den Böhler-Warmarbeitsstählen W300 bzw. W303.

Tabelle 4: Zusammenfassung der einzelnen Löslichkeitstemperaturen und chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen bzw. der Böhler-Warmarbeitsstahlgüten W300 und W303 in Gew.% [12,16,19]

	C	Mn	Mo	V	Si	Cr	Löslichkeitstemperatur in [°C]
Legierung B	0,30	0,60	0,80	0,40	0,20	5,90	975
Legierung C				0,30	0,70	6,00	970
Legierung D				0,50	0,30	6,60	990
Legierung H				0,40	0,90	7,00	1000
W300	0,38	0,40	1,30	0,40	1,10	5,00	1004
W303	0,38	0,40	2,8	0,55	0,4	5,00	1078

Es zeigt sich bei 0,3 % Kohlenstoff ein Übergang vom Zweiphasengebiet FCC_A1#1 (kubischflächenzentrierter Austenit) sowie FCC_A1#2 (kubischflächenzentriertes MC-Karbid) zum einphasigen Austeniten. Alle M_7C_3 -Karbide sind also im Bereich der Austenitisierungstemperatur bereits aufgelöst.

Die Berechnung der Phasendiagramme mit der Datenbank TOOL08 ergab dieselben Austenitisierungstemperaturen wie bei TCFE2, jedoch ergab sich ein Unterschied im Zweiphasengebiet vor der Übergangstemperatur zum γ -Gebiet. Neben dem kubisch, flächenzentrierten Austeniten befindet sich **kein** kubischflächenzentriertes MC-Karbid, sondern ein M_7C_3 -Karbid, welches hier im Zweiphasengebiet laut Thermocalc noch nicht aufgelöst ist.

Um die tatsächliche „Karbidsituation“ im Übergangsbereich zu klären, wurden an Dilatometerproben ($d = 4 \text{ mm}$, $l = 10 \text{ mm}$) verschiedene Wärmebehandlungen durchgeführt und anschließend im Rasterelektronenmikroskop durch eine EDX-Analyse untersucht (siehe Kapitel 4.1). Tabelle 5 gibt einen Überblick über die verwendeten Härtetemperaturen T_A .

Tabelle 5: Angewendete Wärmebehandlungen an den Dilatometerproben

	T_A [in °C]	Haltezeit [in min]	Abschreckparameter λ
Legierung B	960	30	0,5
	980	30	0,5
	1000	30	0,5
Legierung C	960	30	0,5
	980	30	0,5
	1000	30	0,5
Legierung D	960	30	0,5
	980	30	0,5
Legierung H	960	30	0,5
	980	30	0,5

Nach der erfolgten Wärmebehandlung am Dilatometer wurden die Proben für das Rasterelektronenmikroskop diamantpoliert und entsprechend gereinigt.

Wie bereits in Kapitel 2.3.1 angesprochen, muss die Härtetemperatur so gewählt werden, dass mindestens 1 % der Sekundärhärtekarbide unaufgelöst bleibt, um ein Kornwachstum während der Wärmebehandlung zu verhindern.

Es zeigte sich, dass dies bei den Legierungen B und C bei einer Härtetemperatur von 960°C der Fall war. Bei den Legierungen D und H war dies aufgrund des etwas erhöhten Legierungsgehalts erst bei 980°C gegeben. Es ist eine fein verteilte Karbidstruktur zu erkennen. In Abbildung 17a-d ist dies ersichtlich. Aufgrund der schlechten Qualität der REM-Bilder wird an dieser Stelle auf die beigelegte CD-Rom zur digitalen Betrachtung der Abbildung 17a-d verwiesen.

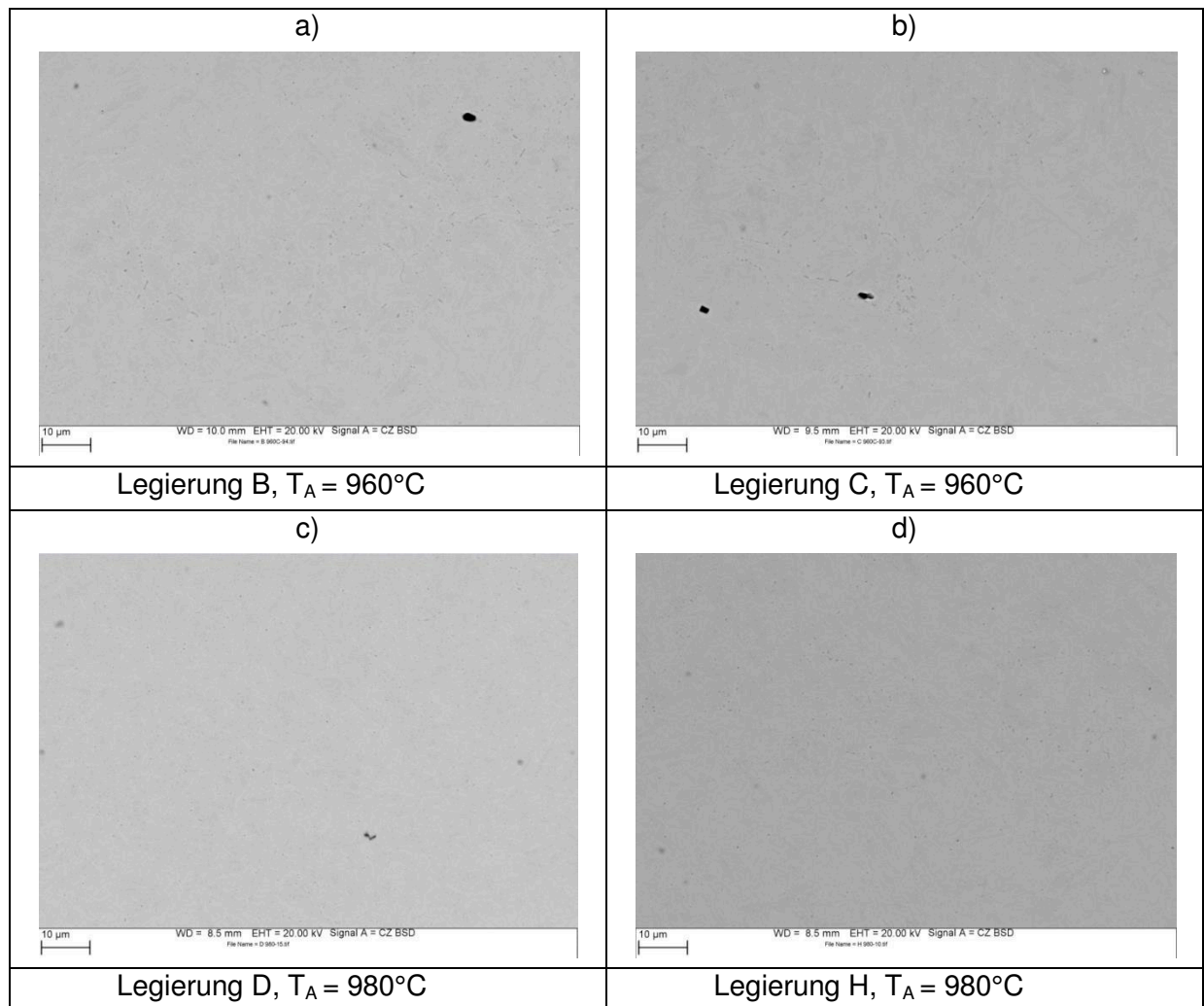
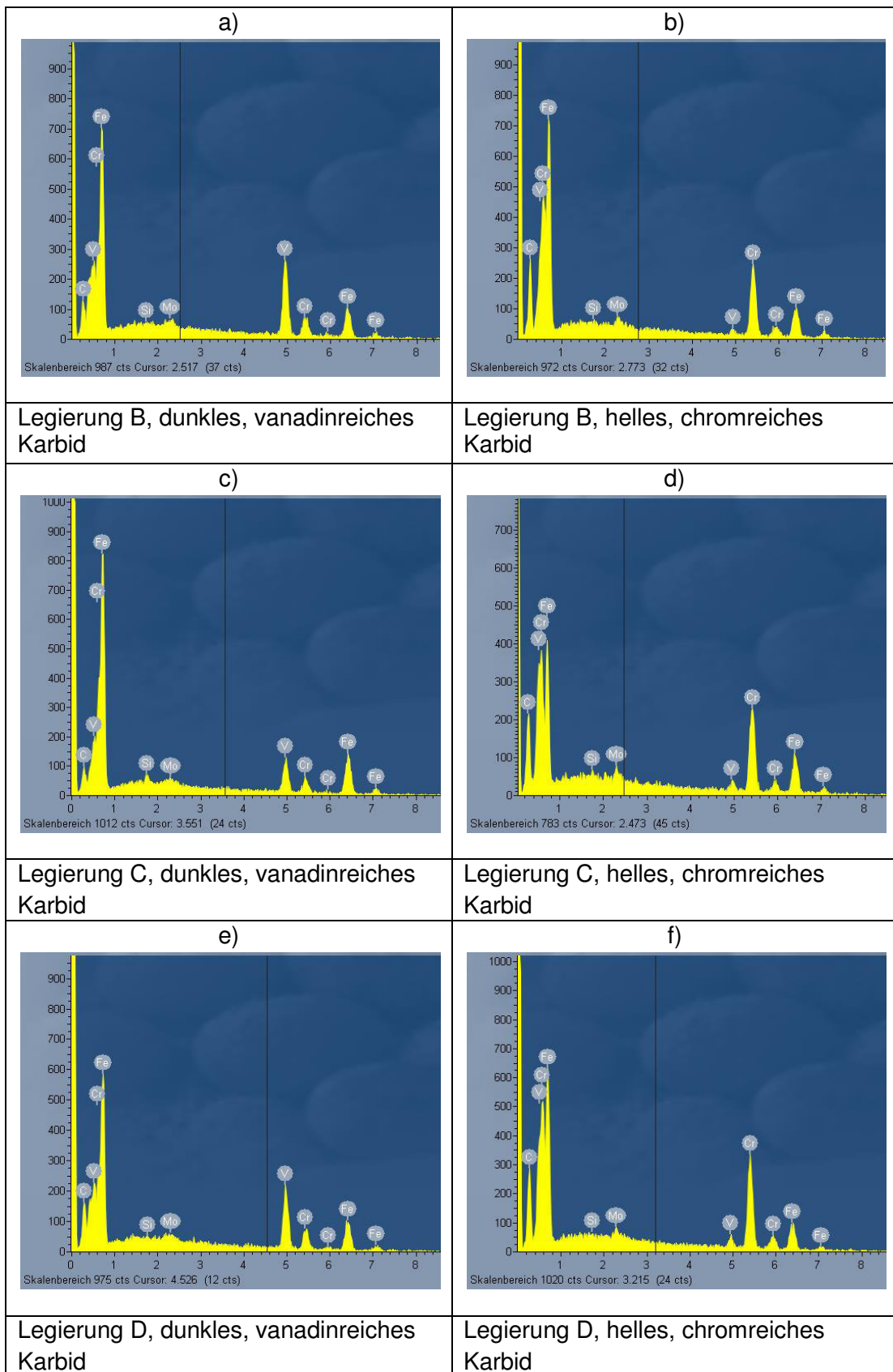


Abbildung 17: REM-Bilder der einzelnen Legierungen bei entsprechender Härtetemperatur

Neben der Bildanalyse wurden die Karbide einer EDX-Analyse unterzogen. Dabei stellte sich heraus, dass zwei Arten von Karbiden auftraten. Am Bild erscheinen helle Karbide sowie dunkle Karbide.

In Abbildung 18a-h sind die Unterschiede durch eine EDX-Analyse der Karbide dargestellt:



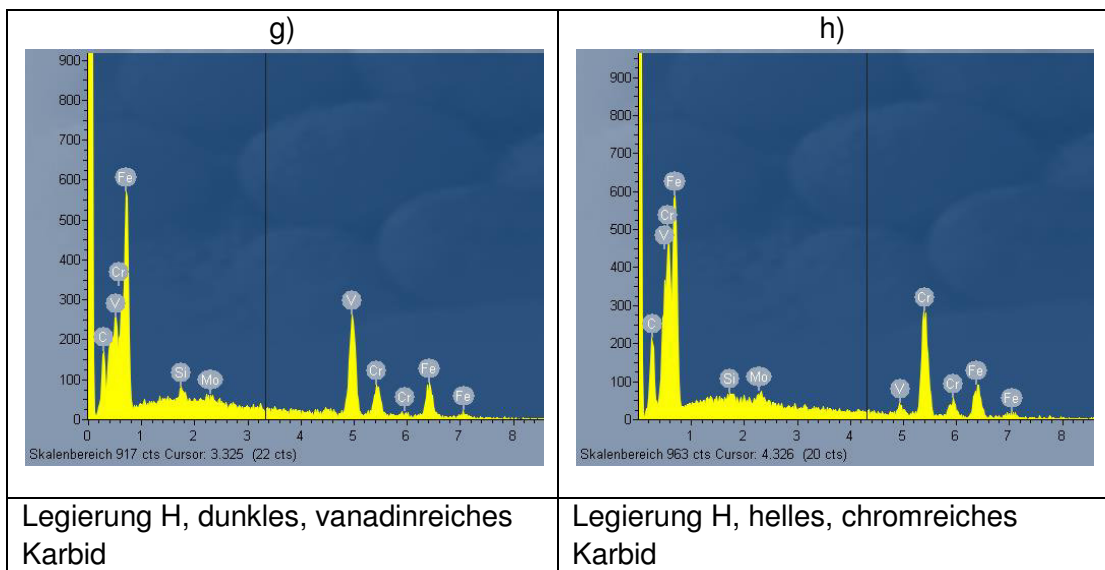


Abbildung 18: EDX-Analyse der Karbide

Durch die EDX-Analyse der Karbide stellte sich heraus, dass die hellen Karbide chromreiche Karbide (M_7C_3) sind und die dunklen Karbide vanadinreiche Karbide (MC) darstellen.

Aufgrund der Karbidanalyse, stellt sich die Frage, warum Thermocalc sowohl Vanadiumkarbide bei Datenbank TCFE2 (FCC_A1#2) anzeigt, aber auch Chromkarbide bei Datenbank TOOL08 (M_7C_3). Eine Antwort gibt vermutlich alleine die Verwendung von unterschiedlichen Datenbanken zur Berechnung der Phasendiagramme.

Um zu überprüfen, ob bei längeren Glühzeiten die Karbidmenge weniger wird, wurden Glühversuche bei Haltezeiten von 2 h bzw. 5 h mit anschließender Ölabschreckung durchgeführt. Abbildung 19 zeigt, dass die Karbidmengen bei längeren Glühzeiten abnehmen. Durch eine Bildanalysesoftware wurden die hellen chromreichen Karbide (M_7C_3) und die dunklen vanadinreichen Karbide (MC) markiert und deren Menge bestimmt. Es zeigte sich, dass durch die längeren Glühzeiten die Menge an Karbiden (MC und M_7C_3) kontinuierlich abnehmen jedoch auch bei einer Glühzeit von 5 Stunden noch vorhanden waren.

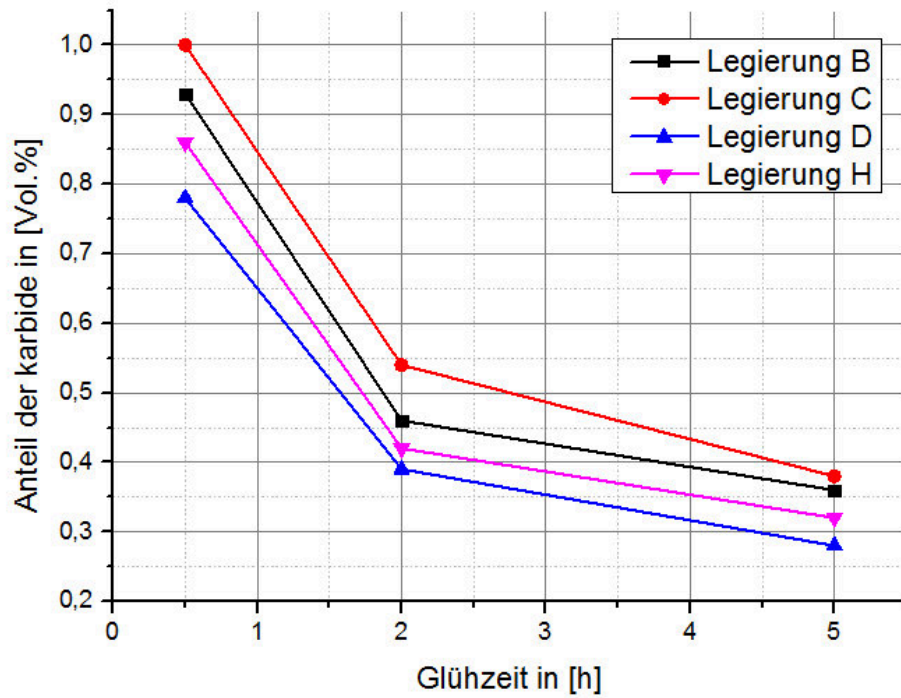


Abbildung 19: Entwicklung der Karbidmengen (M_7C_3 und MC) bei längeren Glühzeiten. Legierungen B, C $T_A = 960^\circ\text{C}$; Legierungen D, h $T_A = 980^\circ\text{C}$

4.2 Korngrößenanalyse

Nachdem die passenden Härtetemperaturen gefunden wurden, erfolgte eine Korngrößenanalyse, um zu überprüfen, ob die vorliegende Korngröße den geforderten Zähigkeitsansprüchen entspricht.

Wie bereits unter Kapitel 3.4.1 angesprochen, wurde zur Sichtbarmachung der Austenitkörner ein Ätzmittel auf Basis von Pikrinsäure verwendet. Die in Kapitel 3.4.1 angeführte Vorgehensweise brachte folgende in Abbildung 20a-d dargestellten, bereits modifizierten Schlibfbilder

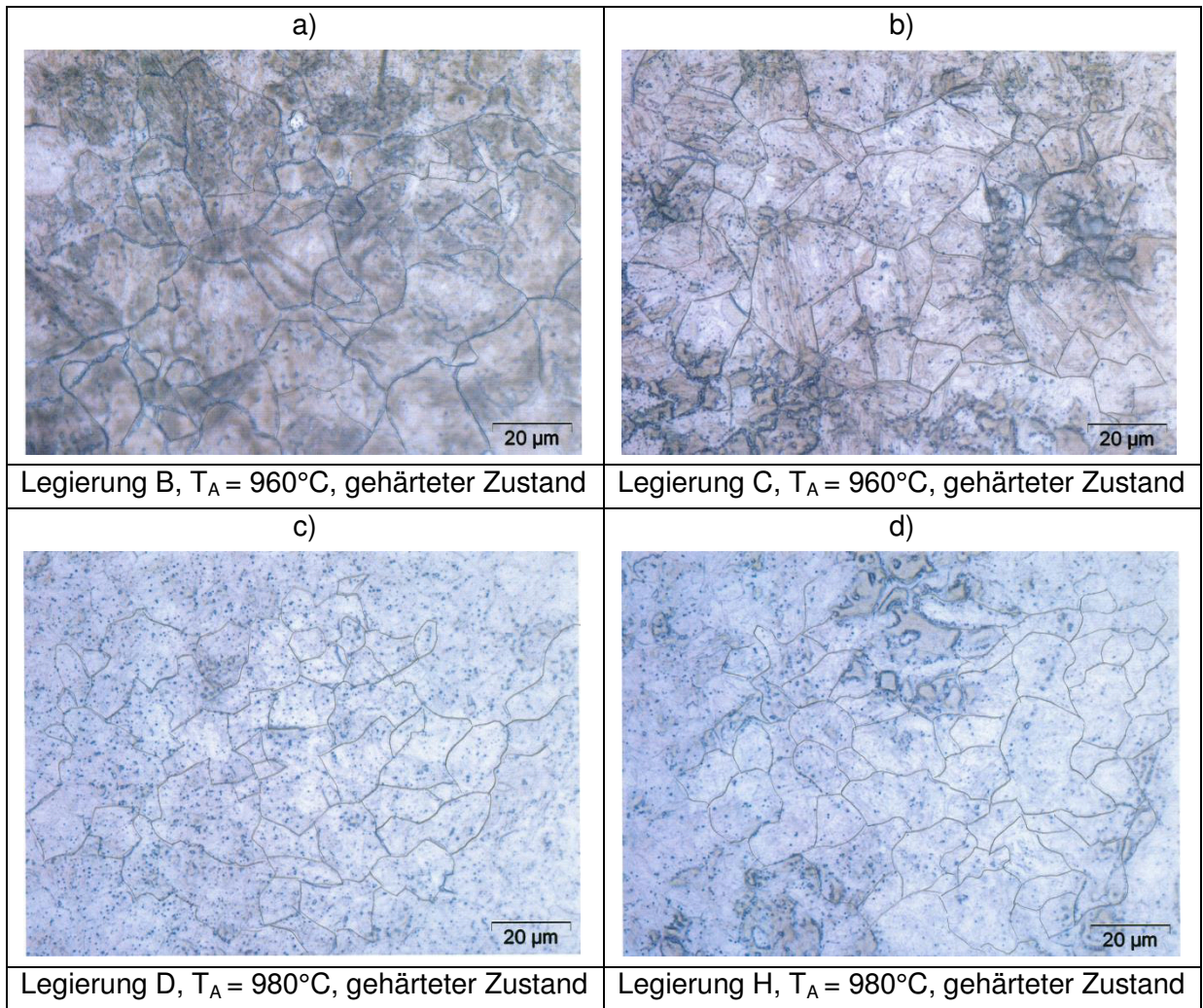
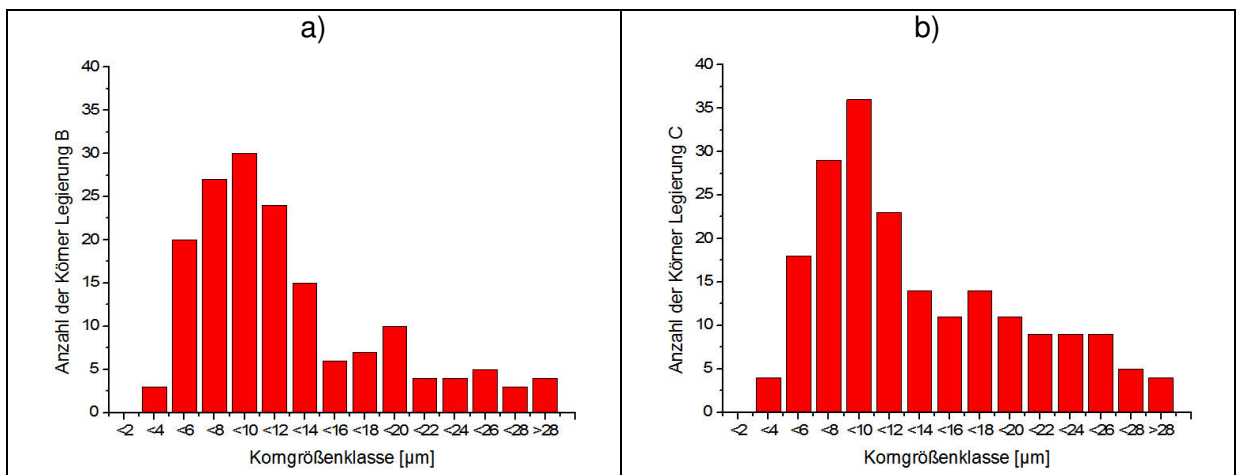


Abbildung 20: Modifizierte Schlibfbilder der Legierungen B, C, D, und H

Nachdem die Größen der einzelnen Körner eine große Streuung zeigten, erfolgte nicht die Bildung des arithmetischen Mittelwerts, sondern die Aufstellung von Korngrößenklassen zu den jeweiligen Legierungen. Abbildung 21a-d stellt die Korngrößenklassenverteilung der einzelnen Legierungen dar:



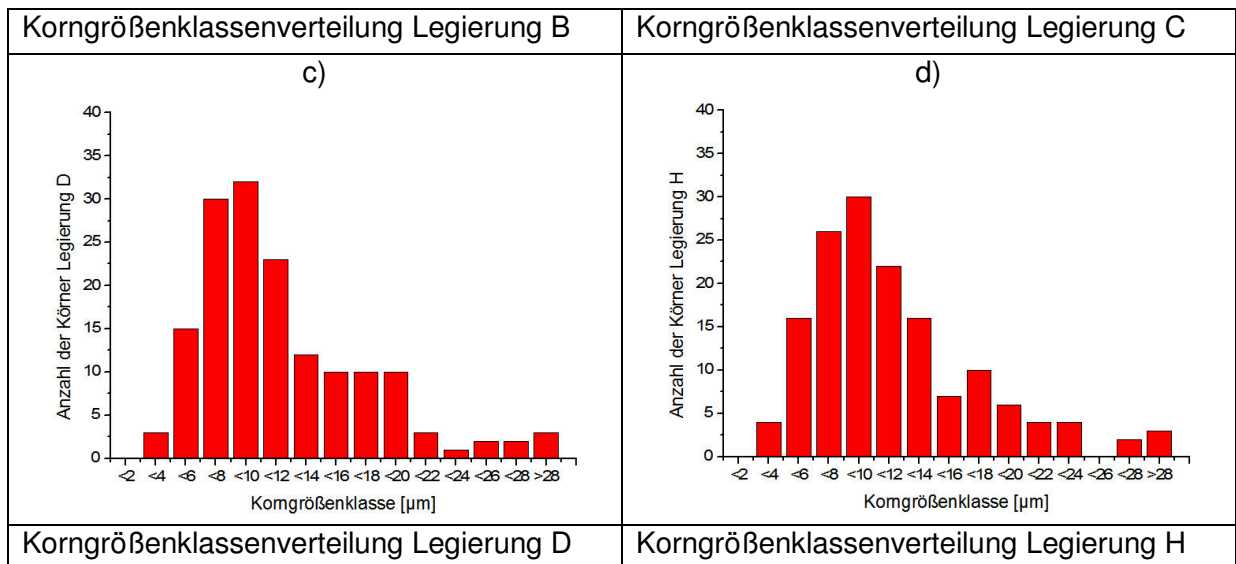


Abbildung 21: Korngrößenklassenverteilung der Legierungen B, C, D, und H im gehärteten Zustand

Aufgrund der schwierigen und unsicheren Auswertung der Korngrößen wurden zusätzlich zu den Messungen am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung die Korngröße auch bei der Firma Böhler Edelstahl GmbH bestimmt. Es erfolgte die Messung nach der Norm ASTM E112 mit dem Ergebnis Korngröße = 11 für alle Legierungen. Um die Korngröße nach ASTM E112 vergleichbar zu machen, erfolgte eine Umrechnung auf μm nach Gleichung 1

$$G = -3,2877 - 6,6439 \log(l') \quad \text{Glg. 1}$$

G...Korngröße nach ASTM

l' ...mean lineal intercept length in [mm]

Durch Umformen von Gleichung 1 auf l' und Umrechnung auf μm ergab sich für die Korngröße nach ASTM E112 $l' = 7,1 \mu\text{m}$. Betrachtet man nun die Korngrößenklassenverteilungen aus Abbildung 21 so zeigt sich, dass der Großteil der Körner kleiner als $12 \mu\text{m}$ ist was mit der Auswertung nach ASTM E112 nicht übereinstimmt. Der Unterschied der beiden Messungen ist auf die in Kapitel 3.4.1 beschriebenen schwierigen Ätzbedingungen zurückzuführen. Die von Böhler ermittelte Korngröße nach ASTM E112 ist für die geforderten Zähigkeitsansprüche ausreichend.

4.3 Härte – Anlass – Kurven

Mit den optimierten Wärmebehandlungsparametern erfolgte die Wärmebehandlung mit dem Ergebnis der Härte-Anlass-Kurve (siehe Abbildung 22)

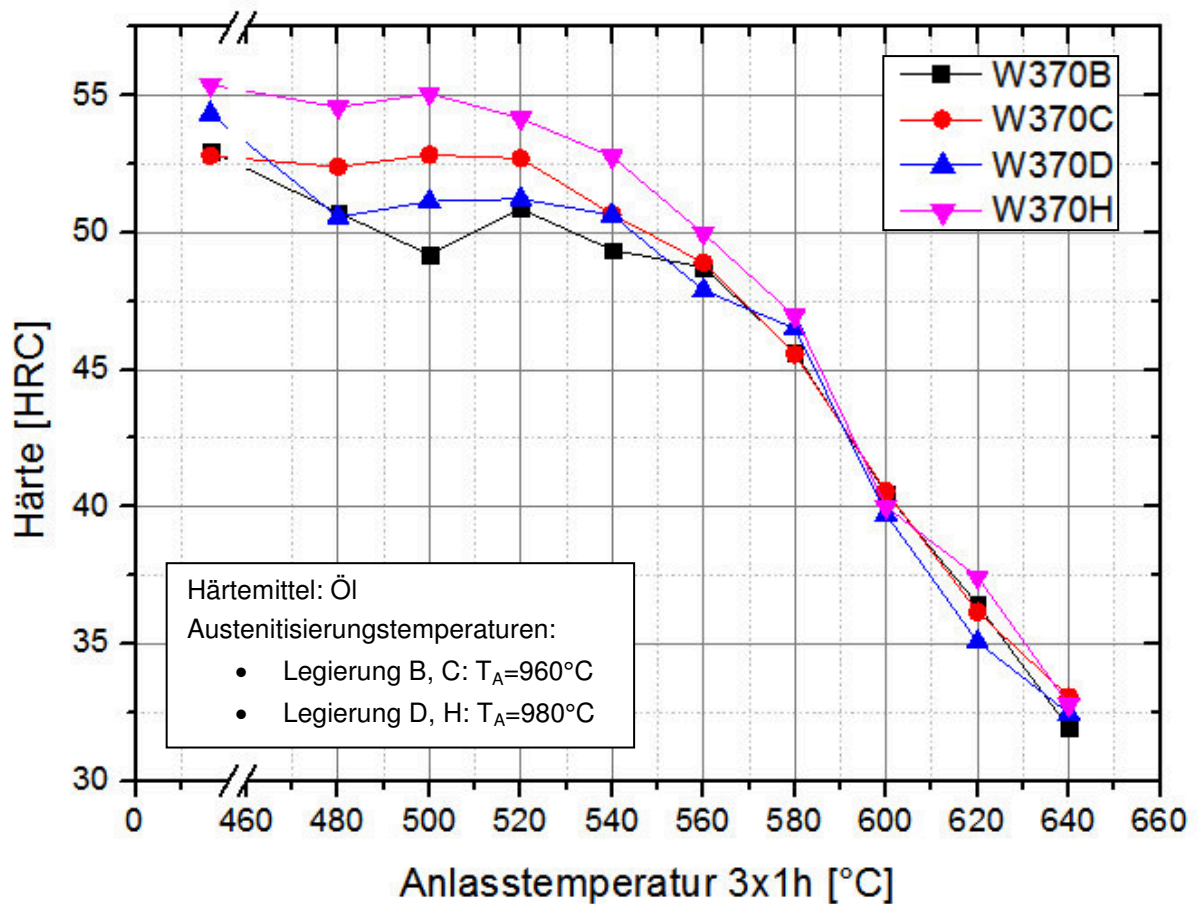


Abbildung 22: Härte-Anlass-Kurven der Legierungen B,C,D und H

Wie zu sehen ist, wird die von Seiten der Firma Böhler Edelstahl GmbH geforderte Arbeitshärte von 44 HRC (siehe Kapitel 3.1) bis zu einer Anlasstemperatur von $\sim 580^\circ\text{C}$ erreicht. Bei genauer Betrachtung der Härte-Anlass-Kurven ist zu erkennen, dass die Legierungen C und H den Sekundärhärtepeak bereits bei einer Anlasstemperatur von 500°C erreichen, wohingegen die Legierungen B und C diesen erst bei 520°C erreichen. Danach fallen die Härten der Legierungen stetig ab, wobei keine Unterschiede zwischen den Legierungen bestehen.

4.4 ZTU – Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung

4.4.1 Auswertung der Abkühlkurven

Um den Einfluss des Abkühlparameters λ auf das γ -Umwandlungsverhalten zu bestimmen, wurden bei kontinuierlicher Abkühlung Dilatometermessungen durchgeführt.

Eine exemplarische Darstellung solcher Abkühlkurven (siehe Abbildung 23) soll zeigen wie die Auswertung funktioniert:

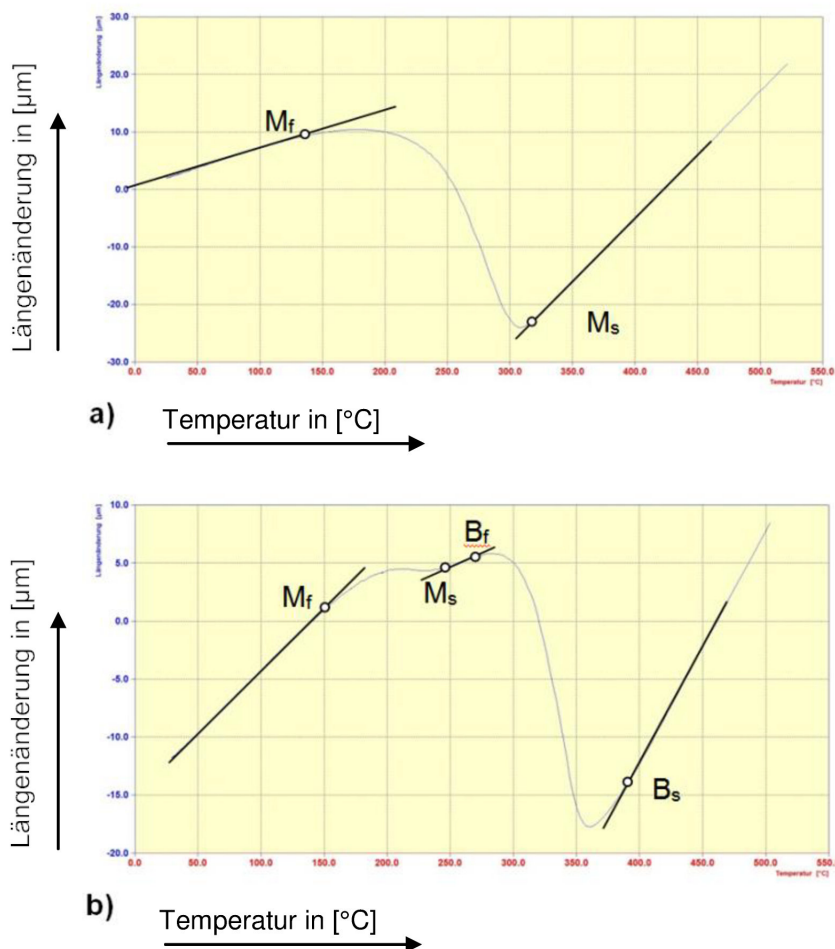


Abbildung 23: Abkühlkurven der Warmarbeitsstähle W370C $\lambda = 0,5$ a) und W370D $\lambda = 40$ b)

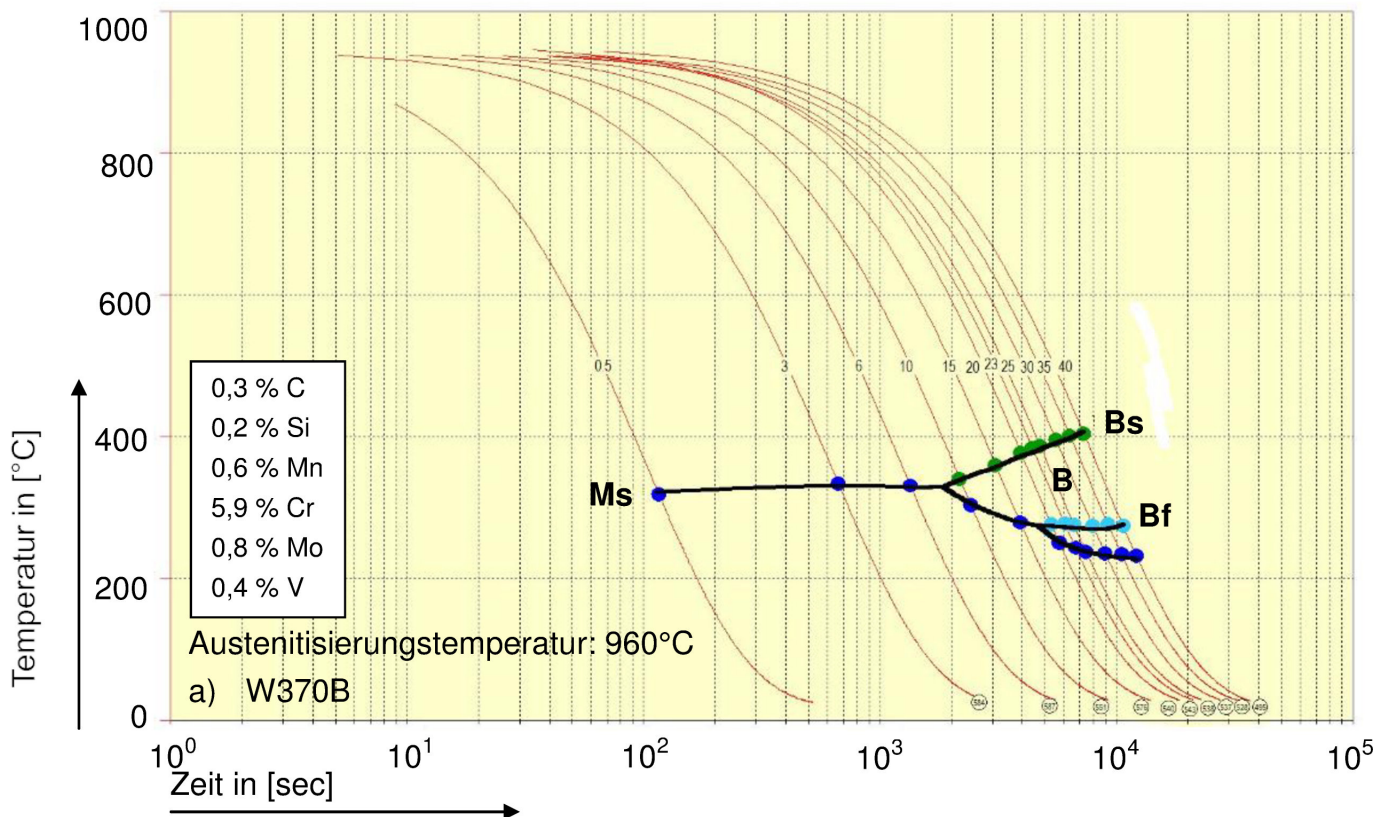
Den Umwandlungsbeginn stellt immer die Abweichung von der angelegten Tangente dar. Geht die Abkühlkurve anschließend wieder in eine Gerade über, so ist der Umwandlungsvorgang abgeschlossen. Beispielsweise beginnt bei Abbildung 23a die Bildung von Martensit bei einer Temperatur von 319°C und endet bei einer Temperatur von 140°C. Es ergibt sich, wie durch die Literatur vorhergesagt, ein nahezu 100 % martensitisches Gefüge.

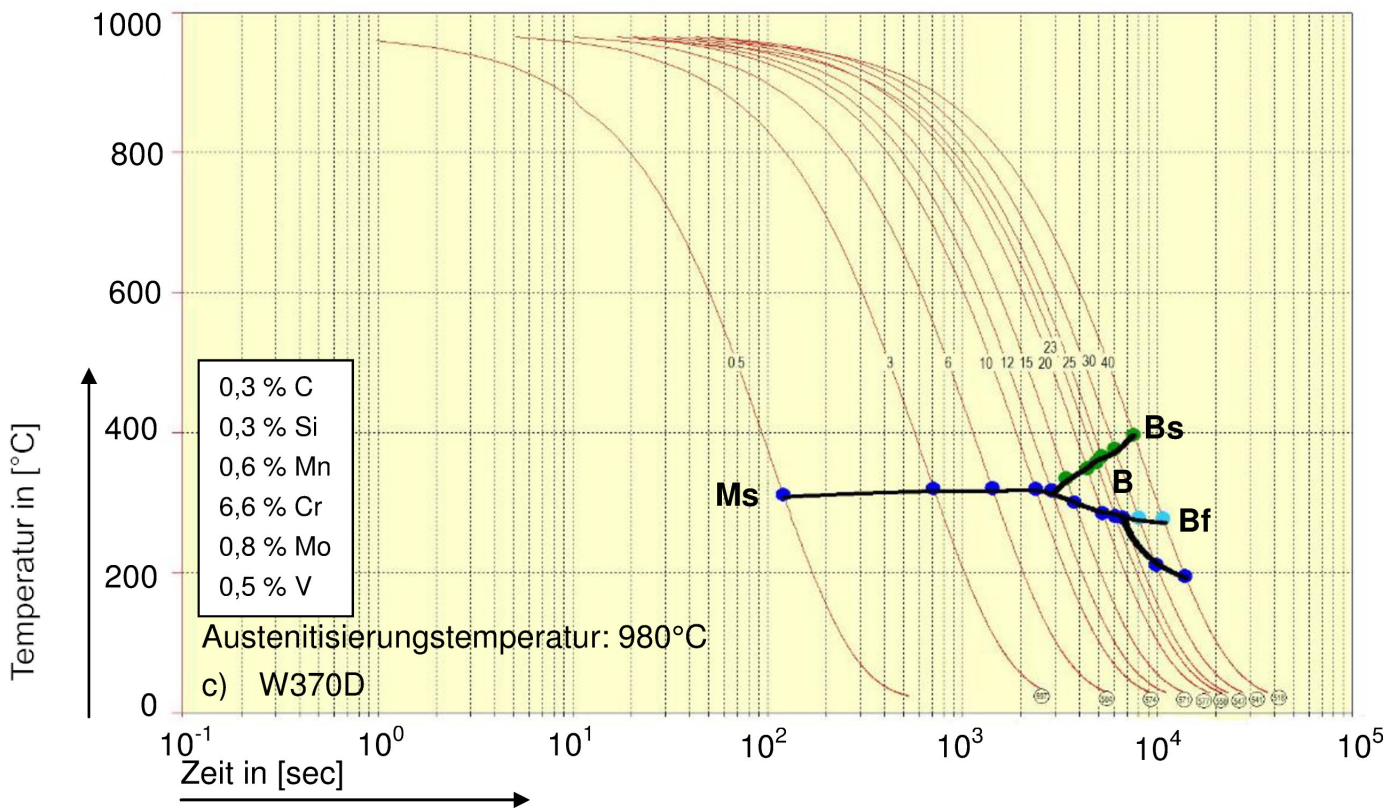
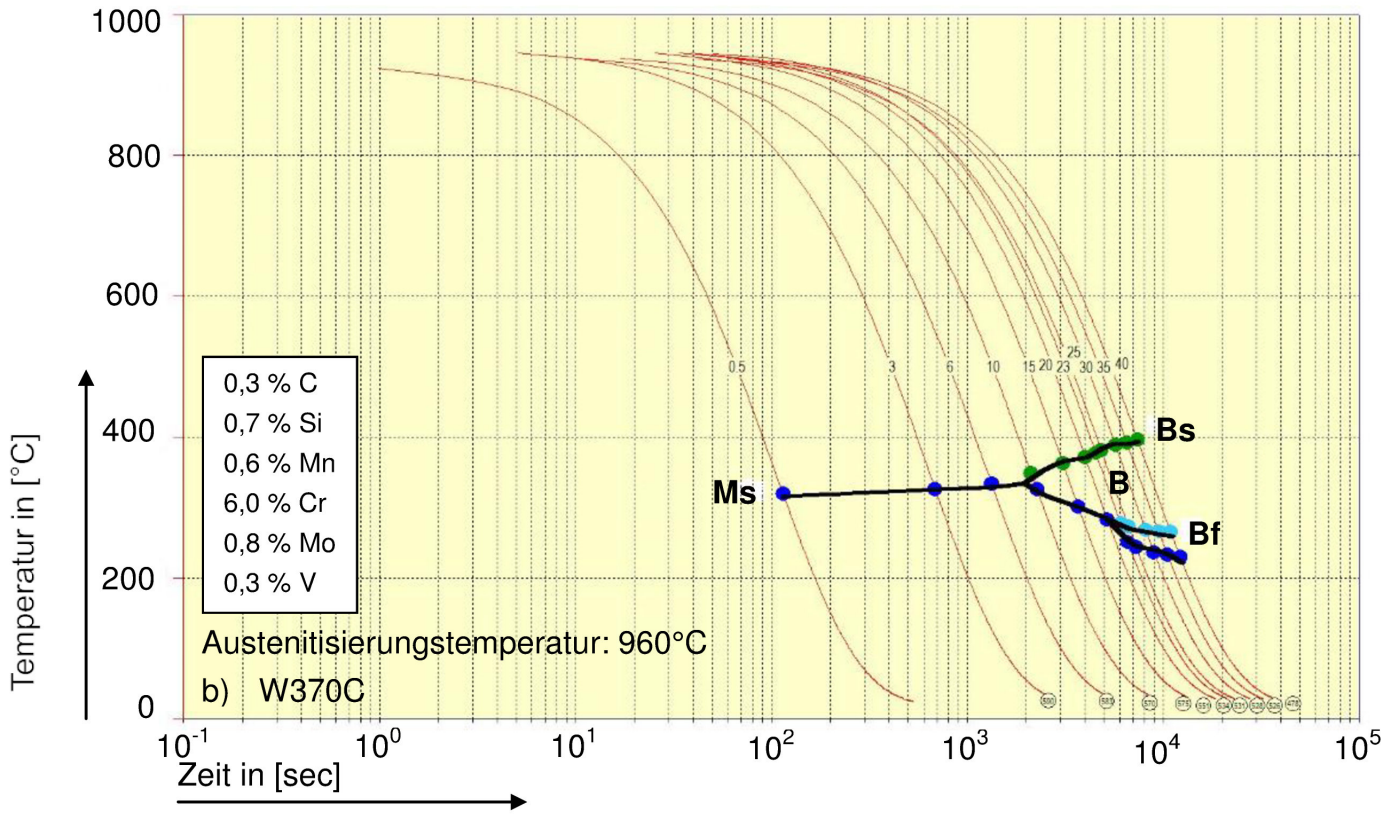
Bei Abbildung 23b hingegen zeigt sich aufgrund des hohen Abkühlparameters eine bainitische Umwandlung beginnend bei 390°C und endend bei 270°C. Es folgt ein sogenannter umwandlungsträger Bereich, der mit Beginn der Martensitumwandlung bei 247°C endet. Die Umwandlung ist mit der Martensitfinishtemperatur bei 150°C beendet.

Basierend auf das eben erklärte Auswertungsschema erfolgte auch die Auswertung der restlichen Abkühlkurven zur Aufstellung der ZTU-Diagramme.

4.5.2 Kontinuierliche ZTU- Schaubilder

Die in Abbildung 24 ermittelten ZTU-Schaubilder stellen das γ -Umwandlungsverhalten der verwendeten Legierungen B, C, D und H dar. Dabei wird der gesamte technische Bereich an Abkühlgeschwindigkeiten abgedeckt. Das Gefüge bei Raumtemperatur setzt sich abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit aus Martensit bzw. aus Martensit und Bainit zusammen. Am Ende jeder Abkühlkurve ist der Härtewert nach Vickers (HV10) eingetragen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind Härtewerte sowie Abkühlparameter λ nochmals in Tabelle 6 dargestellt.





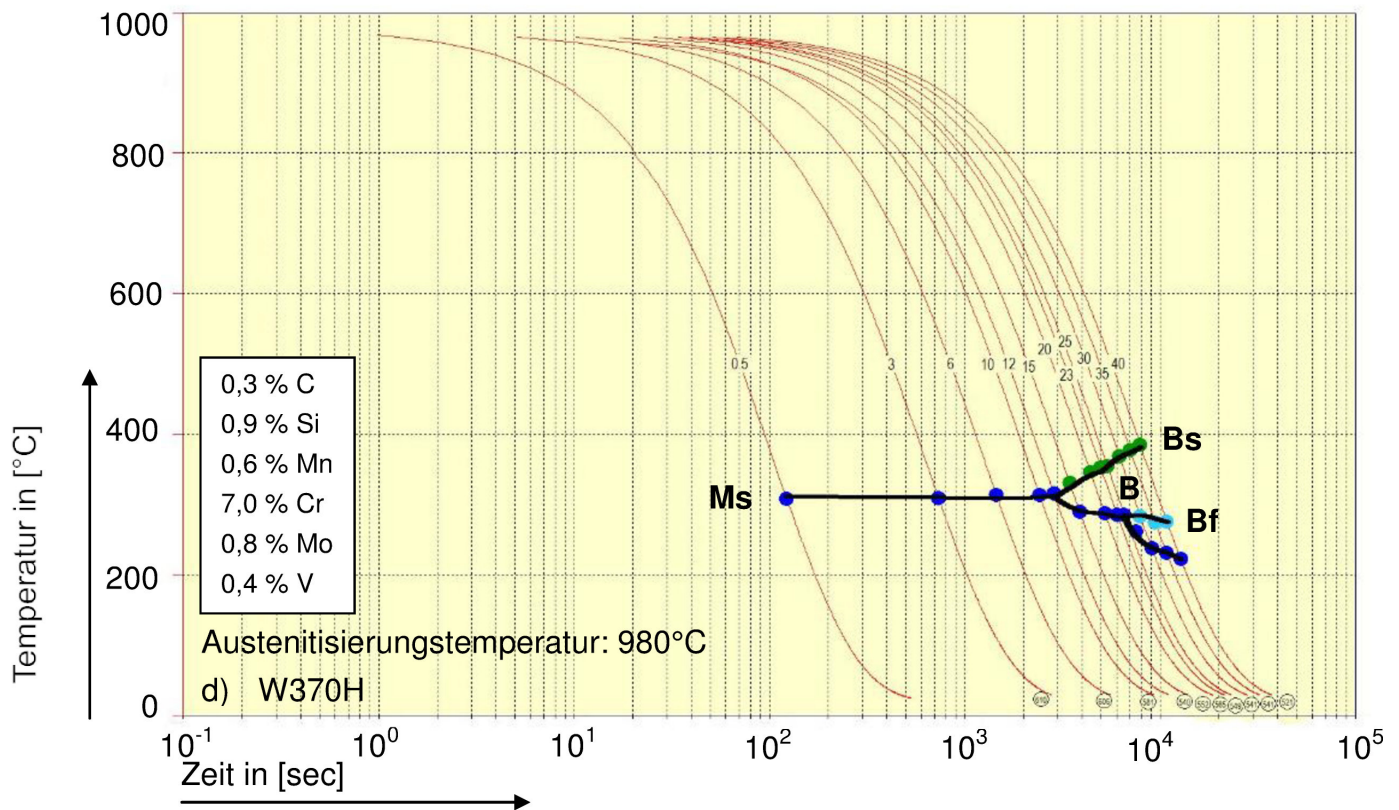


Abbildung 24: ZTU-Schaubilder der Warmarbeitsstähle W370B a), W370C b), W370D c), W370H d)

Tabelle 6: Ergebnisse der Vickers-Härteprüfung (HV10) bei verschiedenen λ - Werten

	λ	0,5	3	6	10	12	15	20	23	25	30	35	40
W370B	HV10	603	584	587	551	-	576	540	543	538	537	528	495
W370C	HV10	607	590	583	570	-	575	551	534	531	528	526	478
W370D	HV10	618	597	584	575	573	571	577	558	547	541	-	518
W370H	HV10	623	610	606	581	577	540	552	565	549	541	541	521

Die Gegenüberstellung der vier Warmarbeitsstahlgüten (W370B, W370C, W370D und W370H) in den Abbildung 24a-d zeigt, dass mit zunehmendem Legierungsgehalt und steigender Austenitisierungstemperatur der Beginn der bainitischen Umwandlung nach rechts, also zu längeren Zeiten verschoben wird. Der Beginn der Umwandlung zu Martensit verlagert sich mit steigender Austenitisierungstemperatur und steigendem Legierungsgehalt nach unten zu niedrigeren Temperaturen.

Bei den Legierungen B und C beginnt die bainitische Umwandlung bereits bei einem λ -Wert < 10. Die Martensitstarttemperatur beläuft sich auf 319°C. Bei Betrachtung der Legierungen D und H verschiebt sich die Ms-Temperatur ein wenig nach unten auf 312°C (Legierung D) bzw. auf 308°C (Legierung H). Auch die „Bainitnase“ verschiebt sich nach rechts zu einem λ -Wert von zirka 12.

Bei der Betrachtung der Härtewerte aus Tabelle 6 zeigt sich ebenfalls ein Unterschied zwischen den Legierungen B, C und D, H. Mit zunehmenden λ -Werten nimmt die Härte ab, was mit steigendem Mengenanteil an Bainit erklärt werden kann. Wie in Tabelle 6 zu sehen ist, wurde bei den Legierungen B und C auf eine Messung mit Abkühlparameter $\lambda = 12$ verzichtet. Diese Messung war hingegen bei den Legierungen D und H notwendig, um den tatsächlichen Beginn der Bainitbildung zu lokalisieren.

4.4.3 Röntgenbeugungsuntersuchungen

Um den bei der Härtung auftretenden Restaustenit zu detektieren, erfolgte über Röntgendiffraktometrie mittels integrierter Röntgenbeugungsintensitäten der α' - und γ -Phase eine quantitative Phasenanalyse.

Die verwendeten Messparameter sind unter Kapitel 3.4.3 näher erläutert.

Die unter Cu-K α -Strahlung auftretenden konstruktiven Interferenzmaxima der kristallinen α' - und γ -Phase sind in Abbildung 25 dargestellt:

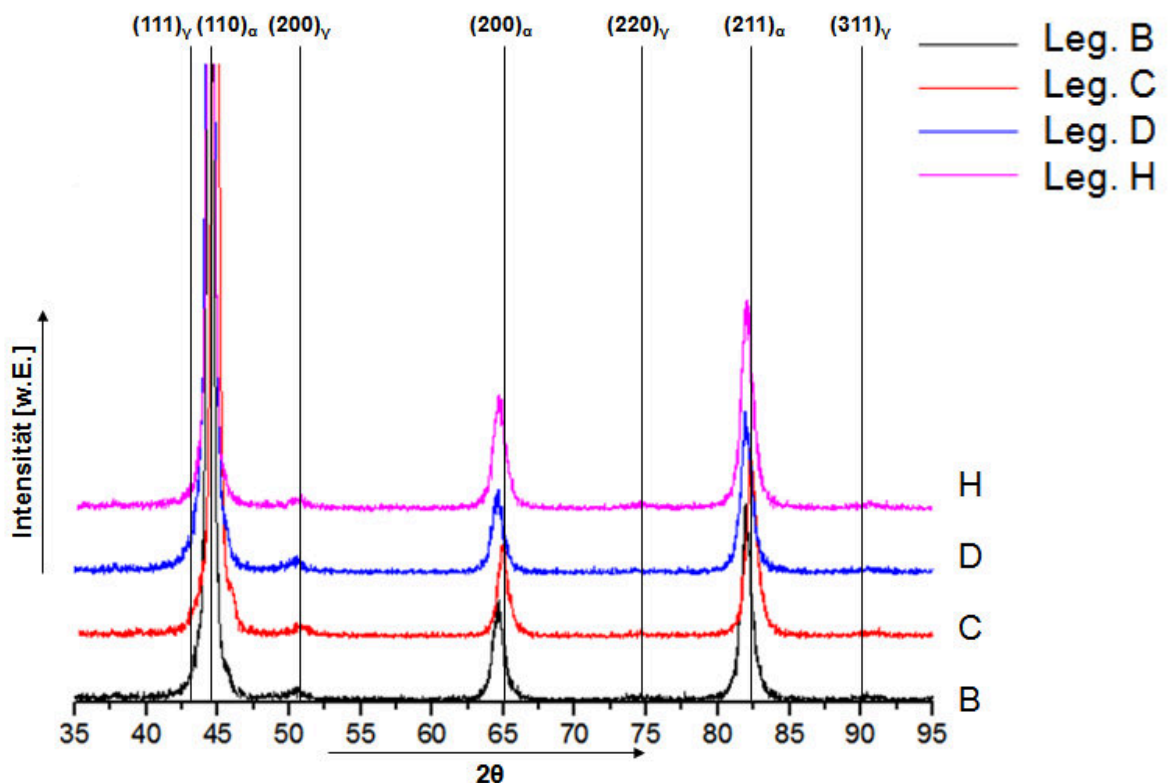


Abbildung 25: Röntgendiffraktogramme der Legierungen B, C, D und H im gehärteten Zustand.
 $T_A = 960^\circ\text{C}$ bei den Legierungen B und C bzw. $T_A = 980^\circ\text{C}$ bei den Legierungen D und H

Aus Abbildung 25 sind die relevanten Peak-Positionen für die Auswertung zu erkennen:

- $(200)_\gamma$ bei $50,524^\circ$
- $(220)_\gamma$ bei $74,246^\circ$
- $(311)_\gamma$ bei $90,096^\circ$
- $(211)_\alpha$ bei $82,335^\circ$
- $(200)_\alpha$ bei $65,023^\circ$

Wie in Abbildung 25 zu sehen ist, überlappen sich die beiden Maxima der Peak-Positionen $(111)_\gamma$ und $(110)_\alpha$, sodass eine vernünftige Auswertung erschwert wird. Darum wurde die Phasenanalyse ausschließlich an den anderen auftretenden Maxima durchgeführt.

Es wurden die integrierten Intensitäten der α' - und der γ - Phase abzüglich des Untergrundsignals bestimmt, da eine direkte Proportionalität zwischen Peakfläche und Volumenanteil der Phasen besteht.

Die Auswertung erfolgte mittels der Datenanalysesoftware OriginPro 9 der OriginLab Corporation, Massachusetts, USA. Dabei wurde ein nichtlinearer Kurvenfit auf Basis der Pseudo Voigt 1- Peakfunktion angewandt. Die anschließende Integration unter Einbindung der R-Faktoren [49] ergab den Restaustenitanteil.

Zur Kontrolle der Berechnung führte die Firma Böhler Edelstahl GmbH ebenfalls eine Restaustenitmessung durch, allerdings mit Chrom-Strahlung.

Tabelle 7 stellt die ermittelten Restaustenitmengen dar.

Tabelle 7: Restaustenitanteil der Legierungen B, C, D, und H im gehärteten Zustand; *) Messung am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung **) Messung in der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG

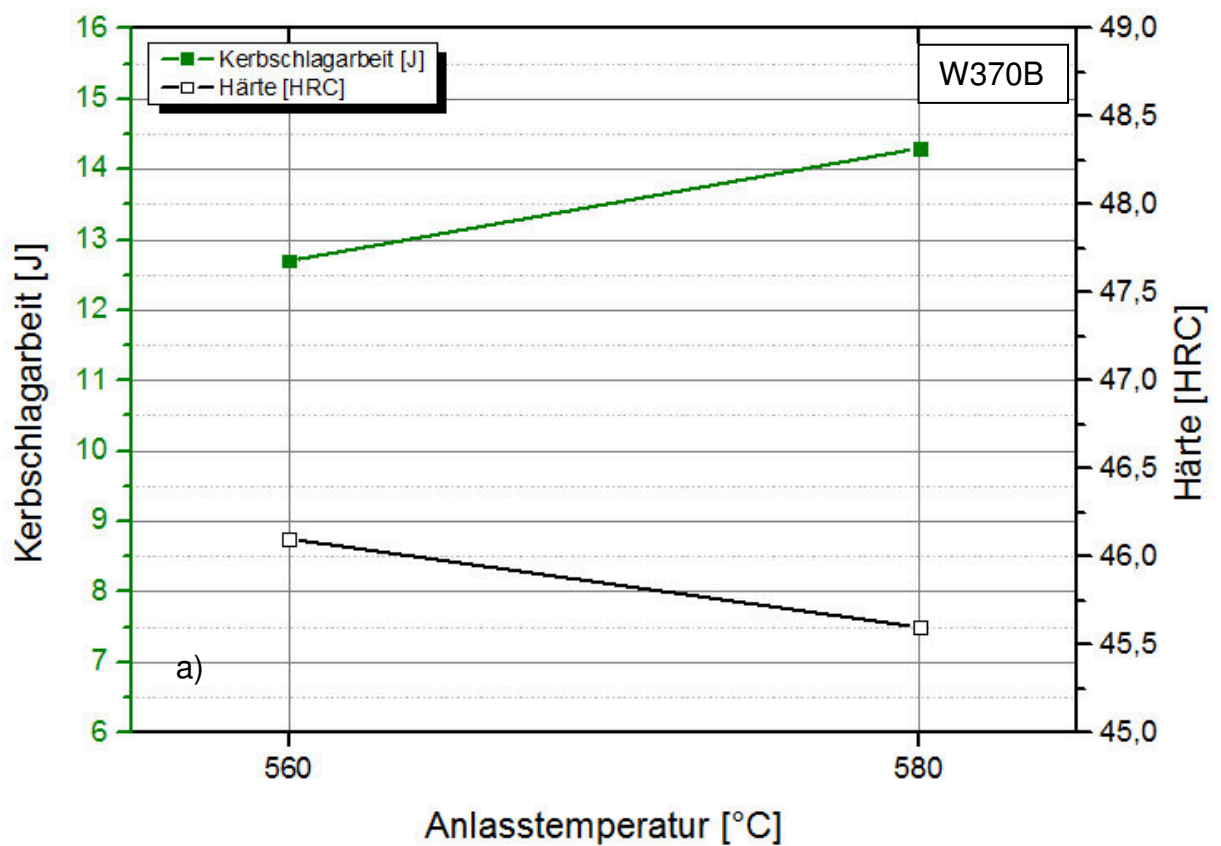
	Restaustenitanteil* in [%]	Restaustenitanteil** in [%]	Martensitstarttemperatur in [°C]
Legierung B	3,9	$3,2 \pm 0,4$	319
Legierung C	4,3	$3,6 \pm 0,4$	319
Legierung D	5,8	$4,2 \pm 1,0$	312
Legierung H	6,5	$5,7 \pm 0,5$	308

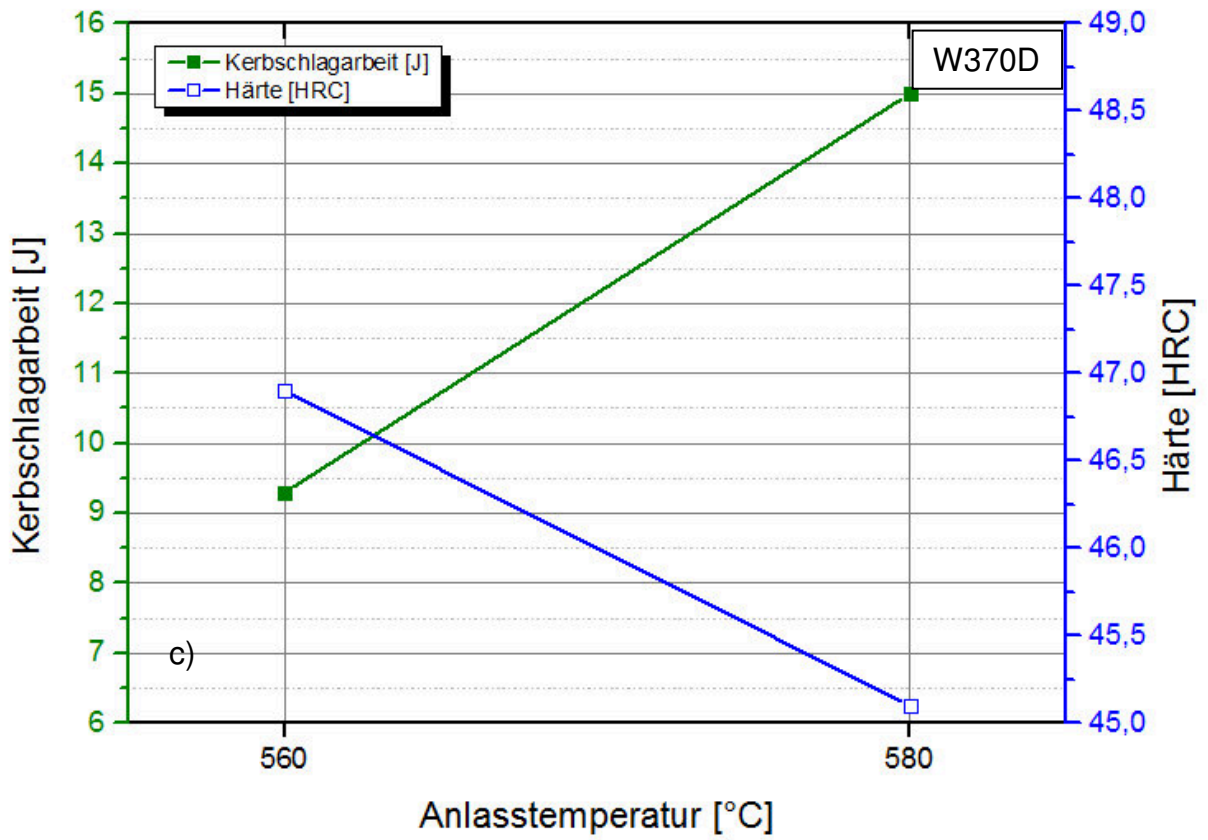
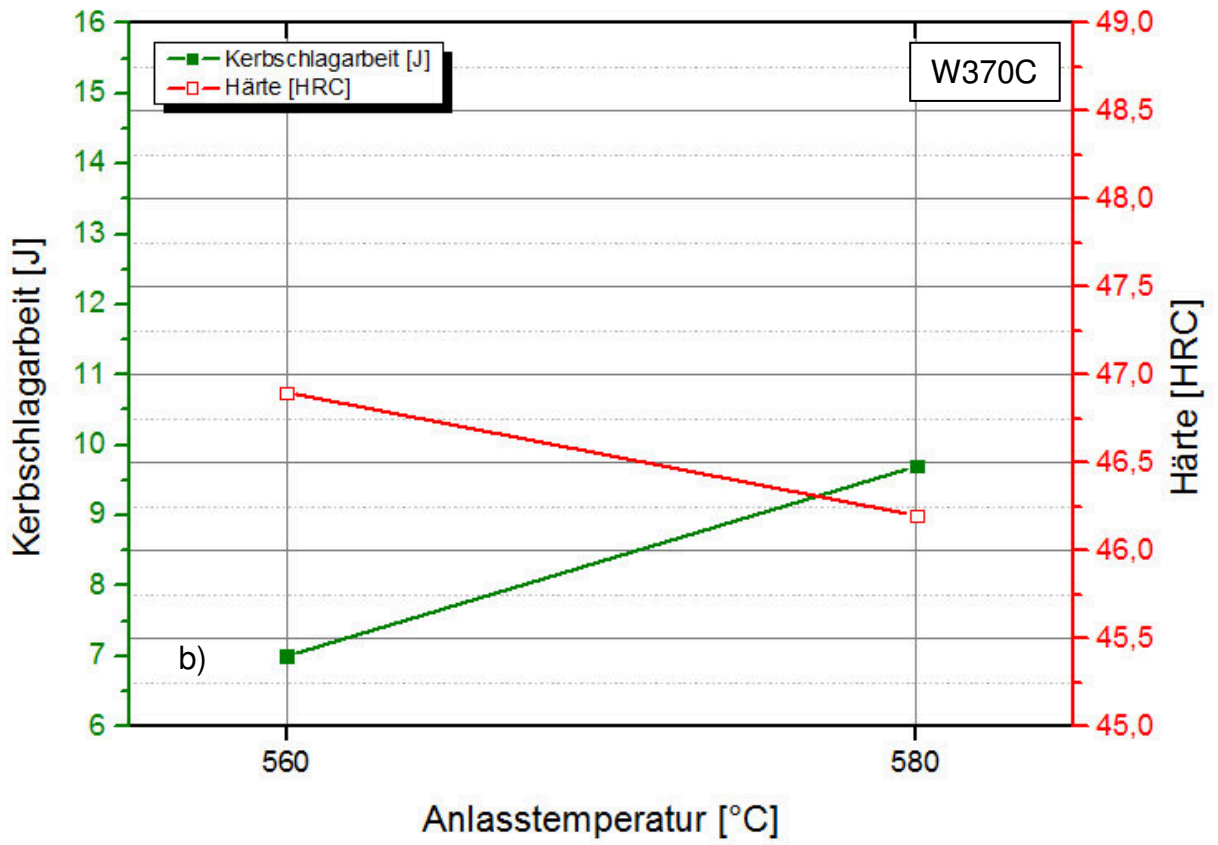
Betrachtet man die Restaustenitanteile aus Tabelle 7 so fällt auf, dass sowohl bei der Messung am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung als auch bei der Böhler-Messung die Tendenz zu höheren Restaustenitanteilen bei fallenden Martensitstarttemperaturen geht. Der Unterschied der einzelnen Werte ist auf die händische Peakvermessung am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung gegenüber einer softwareunterstützten Vermessung bei Böhler zurückzuführen.

4.5 Kerbschlagbiegeversuche

Nachdem im Praxiseinsatz Druckgussformen verschiedensten Beanspruchungszuständen ausgesetzt sind, erfolgten Kerbschlagbiegeversuche der vergüteten Proben bei Raumtemperatur.

Im Folgenden sind für jede Legierung Av-T-Diagramme dargestellt, wobei hier die Temperatur T auf der Abszisse als Anlasstemperatur (T_T) zu verstehen ist (siehe Abbildung 26a-d).





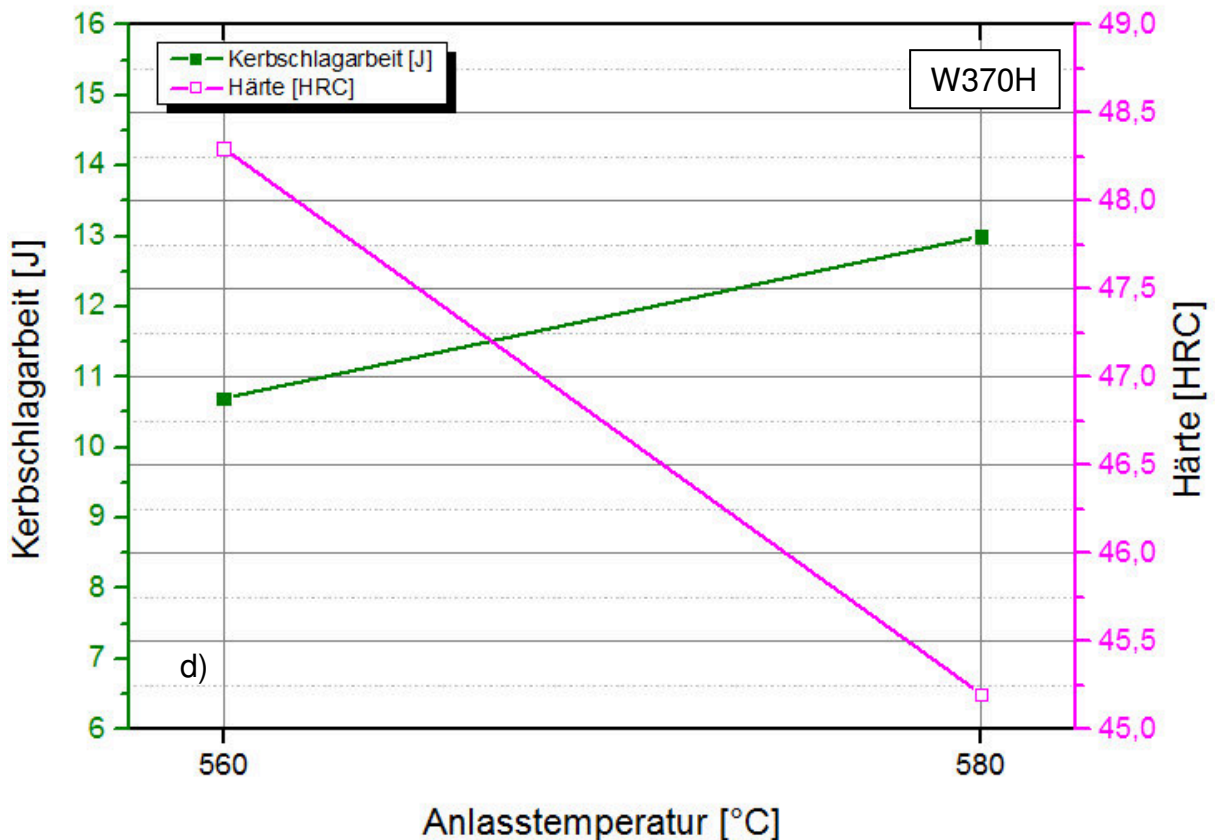


Abbildung 26: Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Anlasstemperatur der untersuchten Warmarbeitsstähle W370B, W370C, W370D und W370H

Bei Betrachtung der Diagramme in Abbildung 26 fällt auf, dass bei jeder Legierung die Kerbschlagarbeit mit steigender Anlasstemperatur steigt und die Härte gemäß Härte-Anlass-Diagramm (siehe Kapitel 4.3, Abbildung 22) sinkt. Die höchste Kerbschlagarbeit bei Anlasstemperatur 560°C verzeichnet Legierung B, gefolgt von Legierung H, D und C in geschriebener Reihenfolge. Wie eben erwähnt, steigt die Kerbschlagarbeit mit steigender Anlasstemperatur, wobei bei $T_T = 580^\circ\text{C}$ nun die Legierung D den höchsten Wert einnimmt, gefolgt von Legierung B sowie H und C. Legierung D zeigt auch die größte Steigung zwischen den zwei verwendeten Anlasstemperaturen. Tabelle 8 zeigt die erreichten Kerbschlagarbeiten sowie die Härten der einzelnen Legierungen.

Tabelle 8: Gegenüberstellung der Kerbschlagarbeiten und Härten bei $T_T = 560^\circ\text{C}$ und $T_T = 580^\circ\text{C}$

	Anlasstemperatur T_T in [$^\circ\text{C}$]	Kerbschlagarbeit A_V in[J]	Härte in [HRC]
Legierung B	560	12,7	46,1
	580	14,3	45,6
Legierung C	560	7,0	46,9
	580	9,7	46,2
Legierung D	560	9,3	46,9
	580	15,0	45,1
Legierung H	560	10,7	48,3
	580	13,0	45,2

5 Diskussion der Ergebnisse

In den folgenden Unterkapiteln erfolgt eine genaue Diskussion der einzelnen Ergebnisse aus den Kapiteln 4.1 bis 4.5 sowie ein Vergleich zum Böhler Warmarbeitsstahl W300.

5.1 Phasendiagramme und REM-Untersuchungen als Grundlage für die Wärmebehandlung

Der Ausgangspunkt für alle weiteren Versuche war die Erstellung der Phasendiagramme (siehe Abbildung 13-16) der vier untersuchten Warmarbeitsstähle. Es zeigte sich ein Anstieg der Löslichkeitstemperaturen von Legierung B bis H. Dieser Umstand ist mit dem steigenden Anteil an Legierungselementen zu belegen. Der Böhler Warmarbeitsstahl W300 (X 38 CrMoV5-1, siehe Abbildung 9a) zeigt eine Löslichkeitstemperatur von 1004°C. Der Unterschied zu den Legierungen B, C, D und H liegt im Molybdängehalt, welcher um 0,5 % niedriger ist als beim W300 [16,19].

Wie in Kapitel 4.1 beschrieben, weichen die Ergebnisse der Phasendiagramme von den Ergebnissen aus den REM-Untersuchungen ab. Weder eine Berechnung mit der Datenbank TCFE2 noch mit TOOL08 spiegeln die Bilder der REM-Untersuchungen wider. Es zeigt sich, dass sowohl Chromkarbide als auch Vanadinkarbide bei den verwendeten Härtetemperaturen (siehe Abbildung 22) und Glühzeiten vorhanden sind, welche jedoch bei verlängerten Glühzeiten deutlich abnehmen (siehe Abbildung 19). Nachdem Phasendiagramme sogenannte Gleichgewichtsdiagramme sind, befinden sich die durchgeführten Glühversuche anscheinend noch im Ungleichgewicht, was die Abweichung der aufgestellten Phasendiagramme belegen würde [48]. Das Zweiphasengebiet im W300 (siehe Abbildung 9a) besteht vor der Löslichkeitstemperatur aus Austenit und MC-Karbiden [16].

5.2 Interpretation der Härte - Anlass - Kurven

Als aufgrund der Phasendiagramme sowie der REM-Untersuchungen die Härtetemperaturen feststanden, erfolgten Wärmebehandlungen zur experimentellen Ermittlung der Anlassstemperatur.

Die Warmarbeitsstähle zeigen aufgrund von Ausscheidungsprozessen während des Anlassens sogenannte Sekundärhärtemaxima (siehe Kapitel 2). Verantwortlich dafür sind die Mengen an karbidbildenden Elementen Cr, Mo und V. Die untersuchten

Legierungen zeigen in ihrer chemischen Zusammensetzung neben Chrom- und Vanadium- auch im Siliziumgehalt Unterschiede (siehe Tabelle 2). Dies spiegelt sich auch bei der Betrachtung der Härte-Anlass-Kurven (siehe Abbildung 22) wider. Legierung H zeigt aufgrund des höchsten Chrom- und Siliziumgehalts auch das höchste Sekundärhärtemaximum. Genau das Gegenteil ist bei Legierung B (niedrigster Chromgehalt) zu beobachten. Dieses Verhalten zeigt sich ebenfalls bei gebräuchlichen Warmarbeitsstahlgüten in [15] sowie in den Versuchen aus [22] und [17]. Die Ausprägung des Sekundärhärtemaximums ist hingegen nicht so deutlich zu erkennen. Dies kann möglicherweise auf die karbidbildenden Legierungselemente Molybdän und Vanadium zurückgeführt werden, welche im Vergleich zu den in Kapitel 2.2 beschriebenen Warmarbeitsstählen deutlich abgesenkt sind. Bei Betrachtung der Ansprunghärte zeigt sich der aus [15] und [50] bekannte Zusammenhang zur Austenitisierungstemperatur der besagt, dass bei erhöhter Härtetemperatur auch die Ansprunghärte einen Anstieg zeigt. Treten erhöhte Mengen Restaustenit beim Härten auf, so verringert sich die Ansprunghärte, da der Austenit weicher als der Martensit ist. Die Legierungen C und H weisen im Vergleich zu den anderen beiden Legierungen einen höheren Siliziumgehalt auf, was an den höheren Härten durch Mischkristallverfestigung, bis zu einer Anlasstemperatur von 520°C, zu sehen ist. Des Weiteren ist auch eine Verschiebung des Sekundärhärtemaximums zu geringeren Anlasstemperaturen bei den Legierungen C und H zu bemerken, was ebenfalls auf den erhöhten Siliziumgehalt zurückzuführen ist [15,17,21].

Ein Vergleich zum W300 ist hier nur bedingt möglich, da die empfohlene Härtetemperatur die bei dieser Arbeit verwendeten mit 1020°C übertrifft und so einen Vergleich der Legierungen erschwert. Vergleicht man die erreichbare Härte so zeigt sich nach [19] ein deutlich höherer Wert, nämlich ~56 HRC (2 x 2 h Anlassen, $T_T = 500^\circ\text{C}$), als bei den untersuchten Legierungen. Auch der höhere Gehalt an Molybdän welcher das Gitter zusätzlich aufweitet und so die Festigkeit erhöht, ist bei den bei dieser Arbeit verwendeten Legierungen nicht vorhanden [19]. Jedoch zeigt ein Vergleich zu verschiedenen Warmarbeitsstahlgüten aus [15], dass der charakteristische Verlauf der Härte-Anlass-Kurven der untersuchten Legierungen ähnlich dem Verlauf gebräuchlicher Warmarbeitsstahlgüten ist.

5.3 Interpretation des Restaustenitgehaltes

Das Ergebnis (siehe Kapitel 4.4.3) zeigt, dass die Martensitstarttemperatur bei Legierung B und C am höchsten ist und bei den Legierungen D und H deutlich absinkt (siehe Tabelle 7). Dies ist ebenfalls auf die chemische Zusammensetzung und auf die gewählte Austenitisierungstemperatur (Legierung B bzw. C = 960°C und

Legierung D bzw. H = 980°C) zurückzuführen. Die Legierungselemente Chrom und Vanadium aber auch eine erhöhte Austenitisierungstemperatur, senken die Ms-Temperatur [19]. Die Legierungen D und H und besitzen den höchsten Anteil an Chrom und Vanadium. Deswegen ist auch dort die Martensitstarttemperatur am niedrigsten und der Restaustenitanteil am höchsten. Nach dem der Restaustenitanteil mit der Martensitstarttemperatur einhergeht, bestätigte sich auch der niedrigste RA-Anteil bei Legierung B. Der Unterschied der gemessenen Werte am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung und bei der Firma Böhler Edelstahl GmbH ist damit zu erklären, dass die Peaks am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung händisch ausgewertet wurden und bei der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG die Auswertesoftware TOPAS verwendet wurde. Die detektierten Restaustenitmengen nach [19] zeigen, dass beim W300 im gehärteten Zustand ($\lambda = 0,6$) kein Restaustenit nachgewiesen werden kann. Je langsamer die Abkühlgeschwindigkeiten werden desto mehr Restaustenit wird nachgewiesen (RA = 27 % bei $\lambda = 50$). Dieser Umstand ist auf die Zunahme der Intensität der γ -Peaks zurückzuführen. Bei Abkühlgeschwindigkeiten $\lambda > 50$ sinken die RA-Mengen wieder.

5.4 Interpretation der ZTU-Schaubilder

Durch die unterschiedliche chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen und aufgrund der zwei verschiedenen Härtetemperaturen gab es in der Gefügeentwicklung merkliche Unterschiede.

Bei den Legierungen D und H (siehe Abbildung 24c-d) tritt die Bainitbildung erst bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten ein. Dies ist auf den höheren Legierungsgehalt dieser Legierungen gegenüber den Legierungen B und C (siehe Abbildung 24a-d) zu begründen. Wie in Kapitel 2.2 bereits erläutert verschiebt vor allem das Legierungselement Chrom die Bainitbildung zu längeren Zeiten und es kann auch bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten 100% Martensit erreicht werden [15,16,22]. Auch der erhöhte Siliziumgehalt, vor allem in Legierung H, ist für eine verzögerte Bainitbildung entscheidend [17]. Die verzögerte Bainitbildung bei den Legierungen D und H im Vergleich zu B und C ist generell durch die im γ -Mikrokristall gelösten Legierungselemente begründet. Sie verhindern die Diffusion der interstitiell gelösten C-Atome und erniedrigen so die kritische Abkühlgeschwindigkeit. Infolgedessen erhöhen sich die Einhärtetiefe und die Durchhärbarkeit größerer Blockabmessungen [19].

Die Ms-Temperatur ist nicht von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig, wohl aber von der chemischen Zusammensetzung. Dies zeigt sich auch bei der Betrachtung der vier ZTU-Schaubilder. Durch den erhöhten Legierungsgehalt erhöht sich auch die γ -

Stabilität. Um nun α' , also Martensit, zu bilden wird eine größere Unterkühlung benötigt. Also verschiebt sich die M_s -Temperatur zu tieferen Temperaturen [51].

Neben der chemischen Zusammensetzung zählt die Austenitierungstemperatur zu den wichtigsten Einflussgrößen. Grundsätzlich ist es so, dass je höher die Austenitierungstemperatur gewählt wird, desto höher auch der gelöste Anteil an Karbidbildner und Kohlenstoff im γ -Mischkristall ist. Dieser Umstand erhöht die γ -Stabilität [34].

Des Weiteren verschiebt eine Erhöhung der Austenitierungstemperatur die Bildung von Zwischenstufengefüge zu längeren Zeiten wie Versuche aus [52] bestätigen. Neben der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Legierungen kann dies mit ein Grund dafür sein, dass die Legierungen D und H erst bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten Zwischenstufengefüge bilden.

Des Weiteren sollte sich die Korngröße durch eine erhöhte Austenitierungstemperatur vergrößern. Dies ist, durch eine Korngrößenanalyse (siehe Kapitel 4.2) bestätigt, nicht eingetreten. Die Korngröße ist bei jeder Legierung gleich. Das heißt der geringe Unterschied der Austenitierungstemperatur hat auf die Korngröße anscheinend keinen Einfluss.

Ein Vergleich mit verschiedenen Warmarbeitsstahlgüten aus [15] spiegelt den Einfluss der Legierungselemente der untersuchten Legierungen wider. Vergleicht man die untersuchten Legierungen mit dem W300 so zeigt sich, dass beim W300 das letzte Mal bei $\lambda = 12$ reiner Martensit auftritt. Jedoch ist ein Vergleich zu den in dieser Arbeit aufgenommenen ZTU-Schaubildern schwierig da die ZTU-Schaubilder aus [19] mit $T_A = 1020^\circ\text{C}$ aufgenommen wurden.

5.5 Interpretation der Kerbschlagversuche

Um die Zähigkeit der verwendeten Legierungen darzustellen, wurden Kerbschlagbiegeversuche (siehe Kapitel 4.5, Abbildung 26a-d) bei Raumtemperatur durchgeführt. Eine Interpretation der Ergebnisse lässt sich aufgrund der chemischen Zusammensetzung durchführen. Nach [53] wirken sich besonders die Legierungselemente Silizium (Mischkristallverstärker) und Chrom negativ auf die Kerbschlagzähigkeit aus. Hingegen bewirken die Elemente Vanadin und Molybdän eine Erhöhung der Kerbschlagzähigkeit. Bei Betrachtung der Diagramme aus Kapitel 4.5 macht sich das auch bemerkbar. Bei Betrachtung der Legierung C zeigt sich, dass aufgrund des hohen Siliziumgehalts und des niedrigsten Vanadiumgehalts auch die Kerbschlagarbeit am niedrigsten ist. Auch bei Legierung B ($T_T = 560^\circ\text{C}$) lässt sich der Einfluss der Legierungselemente gut zeigen. Die Elemente Silizium und Chrom sind hier am niedrigsten, deshalb ist die Kerbschlagzähigkeit auch am höchsten. Versuche mit erhöhtem Siliziumgehalt bestätigen dieses Verhalten [17]. Auch der

Einfluss des Chroms wird in der Literatur bestätigt. In [22] zeigen die Versuchslegierungen mit erhöhtem Chromgehalt deutlich schlechtere Zähigkeitseigenschaften. Die durch Chrom gebildeten Karbide M_7C_3 sowie $M_{23}C_6$ können sich an den Korngrenzen anlagern und können so zu einer Verschlechterung der Kerbschlagzähigkeit führen [20].

Neben der chemischen Zusammensetzung der einzelnen Legierungen sind auch andere Faktoren für eine sachliche Beschreibung der gemessenen Kerbschlagarbeiten zu nennen. Der in [25] beschriebene Zusammenhang von Austenitisierungstemperatur und Kerbschlagarbeit (höhere Austenitisierungstemperatur → geringere Kerbschlagarbeit) kann bei den untersuchten Legierungen nicht nachgewiesen werden. Jedoch steigt die Kerbschlagzähigkeit mit steigender Anlasstemperatur wie in [25] an. Auch das Glühgefüge kann aufgrund von Seigerungszeilen oder zeilig angeordneten eutektischen Karbiden das Vergütungsgefüge verändern und so die Zähigkeitseigenschaften verschlechtern [26]. Auch muss der Härtewert bei der betreffenden Anlasstemperatur berücksichtigt werden. Es zeigt sich, dass jene Legierungen mit niedriger Härte auch die höchste Zähigkeit besitzen und umgekehrt.

6 Zusammenfassung

Im Druckgussbereich kommen immer größere Werkzeugabmessungen zum Einsatz, wobei die heute eingesetzten Druckgussformen schon ein sehr hohes Leistungsniveau erreicht haben. Neben einer guten Festigkeit sollten ebenfalls gute Zähigkeitswerte erreicht werden. Aus diesem Grund wurden mehrere Legierungskonzepte zur Realisierung dieser Forderungen verfolgt. Neben den bereits erwähnten Eigenschaften sollten diese neuartigen Legierungen eine gute Durchvergütbarkeit aufweisen und gleichzeitig kostengünstig sein. Typische Anwendungen dieser Warmarbeitsstähle sind Druckgussformen für Strukturbauteile in der Automobilindustrie. Ziel der vorliegenden Arbeit war es, an vier entwickelten Warmarbeitsstählen eine Eigenschaftscharakterisierung durchzuführen und die Ergebnisse mit heute gebräuchlichen Warmarbeitsstählen zu vergleichen. Um die vier Legierungen zu charakterisieren, erfolgte die Erstellung von Härte-Anlass-Kurven. Die dazu notwendigen Wärmebehandlungsparameter wurden zuvor mittels Abschreckversuchen am Dilatometer, Karbidanalysen sowie Korngrößenanalysen bestimmt. Ebenfalls erfolgte die Aufnahme von vier ZTU-Schaubildern, um die Phasenumwandlung zu eruieren. Zur Beurteilung der Zähigkeit wurden Kerbschlagbiegeversuche an bereits vergüteten Proben durchgeführt. Es zeigte sich, dass die Ergebnisse anhand der chemischen Zusammensetzung erklärt werden konnten. Dies zeigte sich schon bei der Wahl der geeigneten Härtetemperatur und anschließend bei der Betrachtung der Härte-Anlass-Kurven. Abhängig von der Legierungszusammensetzung war die Lage und Höhe des Sekundärhärtepeaks sowie die Härtetemperatur verschieden. Auch die Ergebnisse der ZTU-Schaubilder zeigten, dass mit höherem Legierungsgehalt die Bainitumwandlung zu längeren Abkühlzeiten verschoben wird.

7 Literaturverzeichnis

1. Böhler Edelstahl, "Böhler Warmarbeitsstähle", <http://www.boehler-edelstahl.com/files/BW015DE.pdf>, Mai 2013.
2. Böhler Edelstahl, "BÖHLER Werkzeugstähle für die Druckgussindustrie, Technische Details", http://www.boehler-edelstahl.com/files/BW020DE_Techn_Details.pdf, Mai 2013.
3. Schindler A., "Formstahlbedarf und Qualitätskriterien der Warmarbeitsstähle X38CrMoV5 1 und X40CrMoV5 1 im Einsatz beim Aluminium-Druckgießen", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1981, S.73.
4. Böhler Edeltahl, "Werkzeuge für die Druckgiessindustrie", http://www.boehler-edelstahl.com/files/BW020DE_Werkzeugstaehle_fuer_die_Druckgiessindustrie.pdf, Mai 2013.
5. Böhler Edelstahl, "Produktdatenblatt W400", <http://www.boehler-edelstahl.com/files/W400DE.pdf>, Mai 2013.
6. Roberts G., Krauss G., Kennedy R., "Tool Steeles", 5th edition, ASM International, 1998.
7. Houdremont E., "Handbuch der Sonderstahlkunde" 3. Auflage Band 1, Verlag Stahleisen, 1956.
8. Siller I., "Temperaturwechselprüfung von Warmarbeitsstählen mittels gepulster Laserstrahlung", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2003, S.55ff.
9. Ernst G., "Werkstoffwahl und Prozessführung für das Laserauftragsschweißen metallischer Dauerformen im Aluminium Druckguss", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2002, S.76ff.
10. Schruff I., "Special hot-work tool steels for die cast structural components of passenger cars", Proceedings of the 9th international tooling conference, Montanuniversität Leoben, 2012, S.191.
11. Böhler Edelstahl, "BÖHLER Werkstoffdatenblatt X 38 CrMoV 5-1, BÖHLER Werksbezeichnung W300", August 2013.
12. Böhler Edelstahl, "BÖHLER Werkstoffdatenblatt X 38 CrMoV 5-3, BÖHLER Werksbezeichnung W303", August 2013.
13. Böhler Edelstahl, "BÖHLER Werkstoffdatenblatt X 40 CrMoV 5-1, BÖHLER Werksbezeichnung W302", August 2013.
14. Böhler Edelstahl, "BÖHLER Werkstoffdatenblatt X 32 CrMoV 3-3, BÖHLER Werksbezeichnung W320", August 2013.
15. Schruff I., "Zusammenstellung der Eigenschaften und Werkstoffkenngrößen der Warmarbeitsstähle X38 CrMoV 5-1 (Thyrotherm 2343), X40 CrMoV 5-1 (Thyrotherm 2344), X32 CrMoV 3-3 (Thyrotherm 2365) und X38 CrMoV 5-3

- (Thyrotherm 2367).", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 15, 1989, S.70.
16. Caliskanoglu Z.D., "Einfluss der Legierungslage auf das Anwendungspotential temperaturwechselbeanspruchter Warmarbeitsstähle", Dissertation, Materials Center Leoben, 2002, S.51ff.
 17. Haberling E., "Beitrag zum Einfluß von Silizium auf die Eigenschaften des Warmarbeitsstahles X 32 CrMoV 3 3 (Thyrotherm 2365).", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 1, 1975, S.162ff.
 18. Csanyi Th., "Einfluss der Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung von Warmarbeitsstählen", Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2008.
 19. Mayer S., "Einfluss einer bainitischen martensitischen Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften von Warmarbeitsstählen.", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2009.
 20. Wurmbauer H., " Kurzzeitkriechverhalten von Warmarbeitsstählen", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2010, S.6ff.
 21. Delanges D., Lamesle P., Mathon M. H., Mebarki N., Levailant C., " Influence of Silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of a 5% Cr tempered martensitic steel", Materials Science and Engineering, A394, 2005, S.435ff.
 22. Gümpel P., "Einfluß erhöhter Chromgehalte auf die Eigenschaften des Warmarbeitsstahles X 38 CrMoV 5-1 (Thyrotherm 2343).", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 5, 1979, S.102ff.
 23. Haberling E., Schruff I., " Austauschbarkeit von Chrom durch Mangan in dem Warmarbeitsstahl X 40 CrMoV 5-1", Stahl und Eisen, Band 107, 1987, S.231ff.
 24. Gümpel P., Hellmonds H.W., Hock M., "Karbidausscheidungen in dem Warmarbeitsstahl X 38CrMoV 5-1", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 11, 1985, S.143ff.
 25. Fuchs K. D., Haberling E., Rasche K., "Gefügeausbildung und technologische Eigenschaften von Warmarbeitsstählen für Druckgießformen ", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 15, 1989, S.54ff.
 26. Haberling E., Berns H., Wendl F., " Einfluss des Glühgefüges auf die Zähigkeit von Warmarbeitsstählen", Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 11, 1985, S.150ff.
 27. Liedtke D., "Wärmebehandlung von Stahl - Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren", Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf, 2005.
 28. Roche O, Sandberg O., Yucel O., "Heat treatment of hot work tool steels in vacuum furnaces" , Proceedings of the 5th International Conference on Tooling., Leoben, 1999.
 29. Schumann H., "Metallographie", Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 13. Auflage, 1991.

30. Merkel M., Thomas K.H., "Taschenbuch der Werkstoffe", Leipzig im Carl-Hanser Verlag, 5. Auflage, 2000.
31. Behrens B.-A., Doege E., "Handbuch Umformtechnik", Springer Verlag, 2010
32. Vöhringer O., Macherauch K.E., "Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit", Härtereitechnische Mitteilungen, 1977, S.153ff.
33. Porter D.A., Easterling K.E., "Transformation in Metals and Alloys.", Cheltenham, Band 2, 2001
34. Rajan T.V., Sharma C.P., Sharma A.K., "Heat Treatment - Principles and Techniques, Hall of India Pvt., New Delhi, 2004
35. Krauss G., "Martensite in steel: strength and structure", Materials Science and Engineering, A273-275, 1999, S.40ff.
36. Ishiga K. "Calculation of the effect of alloying elements on the Ms temperature in steels", Journal of Alloys and Compounds, 220, 1995, S.126ff.
37. Bargel H.J., Schulze G., "Werkstoffkunde", Springer Verlag, 10. Auflage, 2008
38. Fischmeister H.F., Karagöz S., Andren H.O., "An atom probe study of secondary hardening in high speed steels", Acta Metallurgica, Band 36, S.817ff.
39. Karagöz S., Fischmeister H. F., Andren H. O., Gunang-jun Cai, "Microstructural changes during overtempering high-speed steels, Metallurgical Transactions A., Band 23, 1992, S1631ff.
40. Ebner R., Leitner H., Caliskanoglu D., Marsoner S., Jeglitsch F., "Methods for characterising the precipitation of nanometer-sized secondary hardening carbides and related effects in tool steels", Zeitschrift für Metallkunde", Band 92, 2001, S.820ff.
41. Rong W., Dunlop G., "The crystallography of secondary carbide precipitation in high speed steel", Acta Metallurgica, Band 32, 1984, S.1591ff.
42. Shansky D.V., Inden G., "Phase transformation in Fe-Mo-C and Fe-W-C steels. The structural evolution during tempering at 700°C", Acta Materialia, Band 47, 1997, S.2861ff.
43. Heine B., "Werkstoffprüfung - Ermittlung von Werkstoffeigenschaften", Carl-Hanser-Verlag, Leipzig, 2003.
44. Mohapatra G., Sommer F., Mittermeijer E.J., "Calibration of a quenching and deformation differential dilatometer upon heating and cooling: Thermal expansion of Fe and Fe-Ni alloys.", Thermochemica Acta, Band 453, 2007, S.31-41.
45. Reimer L. "Scanning Electron Microscopy - Physics of Image Formation and Microanalysis", 2. Auflage, Springer Verlag, 1998.
46. Hornbogen E., Warlimont H., "Metallkunde - Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen", 4. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2001.

47. Spieß L., Schwarzer R., Behnken H., Teichert G., "Moderne Röntgenbeugung - Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker", Teubner Verlag/ GWV Fachverlag GmbH, Wiesbaden, 2005.
48. Gottstein G., "Physikalische Grundlagen der Materialkunde", Springer Verlag, Aachen, 2001.
49. Jatzak C.F., Larson J.A., Shin S.W., "SAE Special Publications 453" 1980
50. Leskovsek V., Sustarsic B., Jutrisa G., "The influence of the austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel.", Journal of material processing technology, Band 178, 2006, S328-334.
51. Schulze G., "Die Metallurgie des Schweißens, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2004.
52. Krainer E., Schindler A, Kulmburg A., Hutterer K., " Güteermkmale von Warmarbeitsstählen für die Druckguß- und Strangpreß-Industrie.", Metall, Band 29, 1975, S.487-492.
53. Böhler Edelstahl, "Böhler Edelstahl-Handbuch", Kapfenberg