

Montanuniversität Leoben

Anormales Kornwachstum im HS 6-5-2-5



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

Leoben, Februar 2012

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig 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, Februar 2012

Unterschrift Kandidat

Danksagung

Ich danke meinen Eltern für die Unterstützung während der Diplomarbeitsphase und, dass sie mir in der gesamten Studienzeit sowohl finanziellen als auch emotionalen Beistand geleistet haben.

Herrn *Priv.-Doz. Dipl.-Ing. Dr.mont. Leitner Harald* danke ich für die Möglichkeit der Durchführung dieser Arbeit, die kritische Durchsicht und Korrektur des Manuskripts, sowie die Möglichkeit die zahlreichen Untersuchungen und Auswertungen am Lehrstuhl für Metallkunde und metallische Werkstoffe durchführen zu können.

Meiner Betreuerin von Böhler Edelstahl GmbH, Frau *Dipl.-Ing. Ingrid Schemmel*, danke ich für die Unterstützung und Anregungen im Laufe der Arbeit.

Ein weiterer Dank gebührt allen Institutsmitgliedern, von denen ich bei meinen Arbeiten immer die bestmögliche Unterstützung erhielt. Im Besonderen möchte ich mich bei Frau *Silvia Pölzl* für die Unterstützung in der Metallografie, Herrn *Gerhard Hawranek* für die zeitaufwendigen fototechnischen Arbeiten und Herrn *Felix Resch* für die aufwendige Probenfertigung bedanken.

Allen weiteren Personen, mit denen ich im Verlauf dieser Arbeit zu tun hatte, sei herzlichst gedankt.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Theoretische Grundlagen.....	3
2.1. <i>Schnellarbeitsstahl</i>	3
2.2. <i>Legierungselemente</i>	3
2.2.1. Wolfram.....	3
2.2.2. Kobalt (Co)	4
2.2.3. Molybdän (Mo)	4
2.2.4. Vanadium (V)	5
2.2.5. Chrom (Cr)	5
2.2.6. Mangan (Mn).....	5
2.2.7. Schwefel (S).....	6
2.3. <i>Wärmebehandlung</i>	7
2.3.1. Weichglühen	7
2.3.2. Härten	8
2.3.3. Anlassen	8
2.4. <i>Gefüge des Schnellarbeitsstahl</i>	9
2.5. <i>Rekristallisation</i>	11
2.6. <i>Kornwachstum</i>	13
2.6.1. Stetiges Kornwachstum	14
2.6.2. Behinderung des stetigen Kornwachstums durch Teilchen.....	15
2.6.3. Unstetiges Kornwachstum	18
3. Experimentelles	20
3.1. <i>Untersuchte Legierungen</i>	20
3.2. <i>Probenmaterial</i>	20
3.3. <i>Wärmebehandlung</i>	21
3.4. <i>Dilatometer</i>	22
3.5. <i>Dynamische Differenzkalorimetrie (DDK / DSC)</i>	23
3.6. <i>Quantitative Gefügeanalyse</i>	23
3.6.1. Probenvorbereitung	23
3.6.2. Linienschnittverfahren	24
3.6.3. Verfahren nach Snyder-Graff.....	24
3.7. <i>Software Thermo-Calc</i>	25
3.8. <i>Software Calcosoft 2D</i>	26

3.8.1. Geometrie	26
3.8.2. Randbedingungen	26
4. Ergebnisse	28
4.1. <i>Charakterisierung der Materialien</i>	28
4.1.1. Untersuchung des weichgeglühten Materials	28
4.1.2. Umwandlungstemperatur	32
4.1.2.1. Berechnungen mit Thermocalc.....	32
4.1.2.2. Dilatometrie	34
4.1.2.3. DSC -Untersuchung	36
4.1.3. Härtegefüge	37
4.1.4. Diskussion und Resümee	39
4.2. <i>Untersuchungen am wärmebehandelten Gefüge</i>	41
4.2.1. Entwicklung der Austenitkorngroße	41
4.2.2. Einfluss der Vorwärmstufentemperatur auf das Mischkorn	44
4.2.3. Untersuchung der Karbide.....	46
4.2.4. Diskussion und Resümee	55
4.3. <i>Abbildung und Optimierung des Härtezyklus</i>	57
4.3.1. Entwicklung einer geeigneten Wärmebehandlung	57
4.3.2. Ausgewählte Wärmebehandlung	61
4.3.3. Diskussion und Resümee	64
5. Zusammenfassung	65
Abbildungsverzeichnis	67
Tabellenverzeichnis	71
Literaturverzeichnis	72

1. Einleitung

Der Schnellarbeitsstahl ist in der heutigen Zeit als Werkstoff für die Herstellung von hochwertigen Fertigungswerkzeugen wie Bohrer, Fräser, etc. nicht mehr wegzudenken. Im Einsatz müssen Schnellarbeitsstähle zahlreiche, teilweise konkurrierende Anforderungen wie z.B. hohe Festigkeit, ausreichende Zähigkeit und gute Verschleißbeständigkeit erfüllen.

Bei der Herstellung solch hochfester Stähle bedarf es einer Reihe von Wärmebehandlungen, um die erforderlichen Eigenschaften einzustellen. Das Härten ist neben dem nachfolgenden mehrmaligen Anlassen einer der wichtigsten Schritte bei der Verwendung von Schnellarbeitsstählen. Zwei der angewandten Verfahren zur Härtung der Schnellarbeitsstähle sind das Salzbadhärten und das Härten im Vakuumwärmehandlungsöfen.

Bei der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG waren nach dem Härteprozess im Vakuumwärmehandlungsöfen Abweichungen in der Gefügestruktur festzustellen. Diese Abweichungen verschlechtern nicht nur die physikalischen Kennwerte, sondern reduzieren auch stark die Haltbarkeit des fertigen Produktes. Bei diesen Abweichungen handelt es sich um die Ausbildung eines Mischkorns, das sich im Gefüge durch Auftreten vereinzelter, riesiger Körner auszeichnet.

Abbildung 1 b zeigt ein Gefüge im Mischkorn, das nach dem Härteprozess auftrat. Im Vergleich dazu Abbildung 1 a ein gehärtetes Gefüge ohne Kornanomalien eines Böhler S705SC.

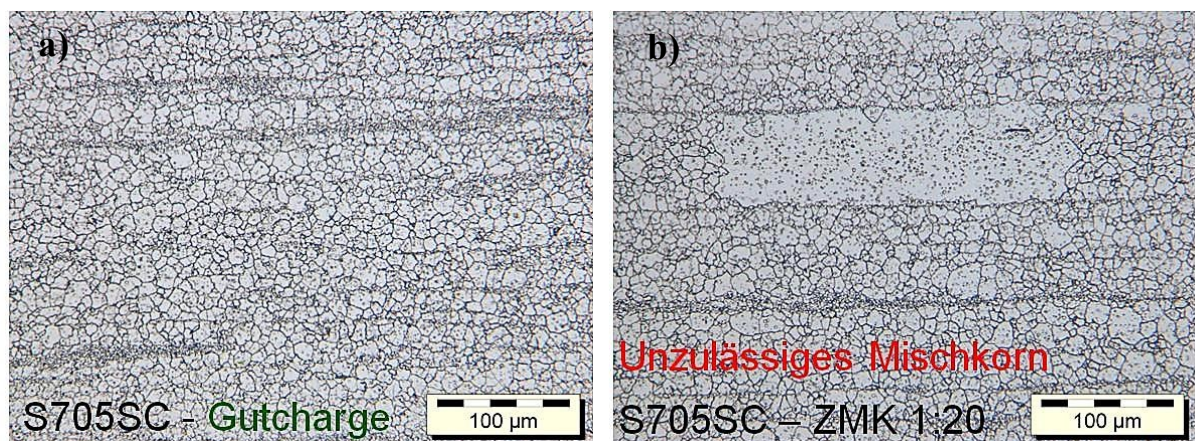


Abbildung 1: Böhler S705SC geätzt, 200x a) Standardgefüge b) Mischkorn

Das Ziel dieser Arbeit ist es, die Ursache der Mischkornbildung im Böhler S705SC zu untersuchen. Abgeklärt werden sollen der Einfluss des Schwefelgehaltes und der Einfluss der Wärmebehandlung auf das anormale Kornwachstum.

Mit dem am Departement Metallkunde zur Verfügung stehenden Mitteln werden der Böhler S705SC sowie der als Referenz dienende Böhler S705, welche von der Firma Böhler zur Verfügung gestellt wurden, untersucht.

Anhand der Ergebnisse sollen die Einflussfaktoren die zur Mischkornbildung führen und ein möglicher Lösungsansatz zur Vermeidung des Mischkornes erarbeitet werden.

2. Theoretische Grundlagen

2.1. Schnellarbeitsstahl

Die Schnellarbeitsstähle gehören neben den Kaltarbeitsstählen zu den ledeburitischen Werkzeugstählen. Bei der Erstarrung werden durch den hohen Kohlenstoffanteil eutektische Karbide aus der Schmelze ausgeschieden. Neben Kohlenstoff sind Chrom, Wolfram, Molybdän und Vanadium die wichtigsten Legierungselemente. Durch eine geeignete Wahl der Härtetemperatur und der Anlassbehandlung lassen sich die Sonderkarbidausbildung und damit auch der gesamte Gefügestand so beeinflussen, dass sich eine optimale Kombination von Härte und Zähigkeit einstellt.

Infolge des hohen Anteils an gelöstem Kohlenstoff sind bei den Schnellarbeitsstählen die Temperaturen, ab denen sich Martensit bildet, niedrig. Die Martensitbildung ist in der Regel bei diesen Stählen erst bei einer Temperatur unterhalb der Raumtemperatur abgeschlossen und ein Anteil des Gefüges bleibt austenitisch. Das Gefüge nach dem Härten enthält etwa 60 – 70 % Martensit, 20 – 30 % Restaustenit und 10 – 20 % Karbide [1,2].

Gehärtete und angelassene Schnellarbeitsstähle sind sehr anlassbeständig. Sie behalten ihre Härte knapp unter der höchsten Anlassstemperatur über längere Zeit bei, was beim Zerspanen hohe Schnittgeschwindigkeiten erlaubt, ohne dass die dabei auftretenden Schneidtemperaturen das Werkzeug zerstören.

2.2. Legierungselemente

Die legierungstechnischen Hauptbestandteile im Schnellarbeitsstahl sind neben Kohlenstoff die karbidbildenden Elemente Wolfram, Molybdän und Vanadium und der Mischkristallbildner Kobalt, welcher höhere Härtetemperaturen ermöglicht und die Anlassbeständigkeit begünstigt.

2.2.1. Wolfram

Wolfram ist für Schnellarbeitsstähle ein wichtiges Legierungselement. Es fördert die Bildung von M_6C -Karbiden. Die schmelzmetallurgische Herstellung führt zur Bildung von fischgrätenartigen Gusskarbiden und den daraus resultierenden groben Karbiden im verformten Produkt.

Typische W-Gehalte in den drei Schnellarbeitsstahlgruppen wolfram-, komplex- und molybdänlegierte Schnellarbeitsstähle und ihre Tendenz zur Karbidbildung sind in Abbildung 2 dargestellt [3].

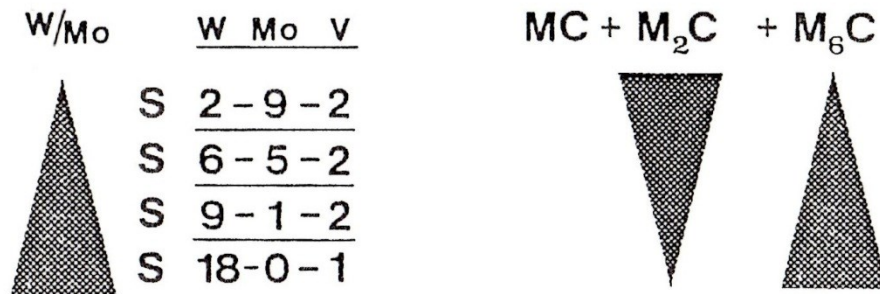


Abbildung 2: Gehalte an W und Mo der gebräuchlichsten Schnellarbeitsstähle und qualitative Beurteilung der M₂C- bzw. M₆C Karbidmenge [3]

2.2.2. Kobalt (Co)

Kobalt gehört zu der Gruppe der Austenitbildner und ist kaum an der Karbidbildung beteiligt. Der hohe Preis des Kobalts verdoppelt die Herstellungskosten eines Co-legierten Stahl mit 5 – 8 % um das Doppelte gegenüber einem Co-freien Stahl [4].

Kobalt wird als Legierungselement in Schnellarbeitsstahl dort verwendet, wo durch hohe Schnitt- oder Drehgeschwindigkeiten besondere thermische Anforderungen an den Werkstoff gestellt werden [5].

Die Verbesserung der Warmfestigkeit wird auf die verminderte Diffusionsfähigkeit von Kohlenstoff im Martensit zurückgeführt [6]. Dadurch werden die bei ansonsten gleichen Härte- und Anlassbedingungen ausgeschiedenen kohärenten Sekundärhärtekarbide in feiner Form ausgeschieden, wie an Messungen von pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstählen nachgewiesen worden ist [7].

2.2.3. Molybdän (Mo)

Molybdän verbessert durch Herabsetzen der kritischen Abkühlgeschwindigkeit die Härtebarkeit, es fördert die Feinkornbildung und verbessert die Warmfestigkeit sowie die Schweißbarkeit.

Molybdän ist ein Karbidbildner, der in Schnellarbeitsstählen Wolfram im Verhältnis Mo:W = 1:2 ersetzen kann. Wolfram begünstigt die Bildung von M_6C -Karbiden, während Molybdän die Entstehung der metastabilen M_2C -Karbide unterstützt [4].

2.2.4. Vanadium (V)

Vanadium ist ein Monokarbidbildner, der sich an der Bildung von Mischkarbiden wie M_2C , M_6C , M_7C_3 und weiterer beteiligt. Neben Chrom spielt es eine wesentliche Rolle bei der Sekundärhärtebildung.

In schmelzmetallurgisch erzeugten Schnellarbeitsstählen liegen die V-Gehalte bei 1,1 bis 3 %. Bei 1,1 % V entstehen MC-Karbide entweder durch den Zerfall der M_2C (HS2-10-1-8) oder werden bereits voreutektisch oder eutektisch aus der Schmelze ausgeschieden. Bei Gehalten über 3 % wird die Warmumformung stark herabgesetzt, was auf die grobe voreutektische MC-Karbidstruktur zurückzuführen ist [4].

2.2.5. Chrom (Cr)

Chrom gehört zu den wichtigsten Legierungselementen der Stähle. Es erhöht die Zugfestigkeit und verringert die Kerbschlagzähigkeit, während sich die Dehnung nur geringfügig verschlechtert. Durch die karbidbildende Wirkung des Chroms wird die Härte erhöht und die Schnitthaltigkeit und die Verschleißfestigkeit gesteigert.

Schnellarbeitsstähle haben üblicherweise 4 % Chrom. Beim Abschrecken nach dem Härten werden chromreiche M_3C -Karbide an den Austenitkorngrenzen und an den Zwillingsgrenzen der Martensitplatten ausgeschieden [7].

2.2.6. Mangan (Mn)

Mangan ist ein wirksames Desoxidationsmittel, es bindet Schwefel als MnS oder als manganreiches Sulfid und verhindert den ungünstigen Einfluss von Schwefel. Herstellungsbedingt enthalten fast alle Stähle geringe Mangangehalte. Bezüglich Härtebarkeit und Durchhärtung ist Mangan eines der billigsten und wirkungsvollsten Legierungselemente. Mit dem Herabsetzen der kritischen Abkühlgeschwindigkeit bei zunehmendem Mangangehalt geht eine Erhöhung der Einhärtung einher [8].

2.2.7. Schwefel (S)

Schwefel ist im Allgemeinen ein unerwünschtes Begleitelement bei der Stahlherstellung. Die Löslichkeit des Schwefels beträgt im δ -Ferrit 0,18 %, im Austenit sowie im Ferrit betragen diese weniger als 0,05 %. Aus diesem Grund kommt es bei geringsten Mengen an Schwefel im Eisen zur Bildung des Eisensulfids (FeS). Um die schädliche Wirkung des Schwefels zu vermindern, wird dem Stahl stets eine gewisse Menge Mangan hinzugefügt. Mangan weist im Vergleich zu Eisen eine größere Affinität zu Schwefel auf. Je nach Legierungszusammensetzung bildet Mangan mit Schwefel Mangansulfide mit einer Schmelztemperatur von 1610°C, oder Mn-Fe-Sulfide [8].

Die geringe Festigkeit der gebildeten Mangansulfide und ihre Wechselwirkung mit der Matrix führen zu einem kurzbrechenden Span bei der spanabhebenden Bearbeitung, wodurch die Oberflächenbeschaffenheit wesentlich verbessert wird. Mit der Höhe des Schwefelanteils im Stahl lassen sich die Spanbrüchigkeit und die Gratbildung beim Zerspanen wesentlich beeinflussen.

Bei einem S-Gehalt von 0,32 % im Schnellarbeitsstahl und dem Vorhandensein von Kobalt und Molybdän liegen im Gefüge Sulfide des Typs Co_4S_3 und Mo_2S_6 vor. Ein solch hoher S-Gehalt führt hier nicht zu Seigerungen, Rissen oder Poren. Es ist eine Verbesserung der Abriebbeständigkeit bei auftragsgeschweißtem Schnellarbeitsstahl um einen Faktor 1,5 – 2 im Vergleich zu konventionellem Schnellarbeitsstahl festgestellt worden [9].

2.3. Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung ist ein Vorgang in dessen Verlauf ein Werkstück oder ein Bereich eines Werkstücks absichtlich bestimmter Temperatur-Zeit-Folgen unterworfen wird. Die Wärmebehandlung hat den Zweck einem Werkstück Eigenschaften zu verleihen, die für seine Weiterverarbeitung oder Verwendung erforderlich sind [10].

Die Wärmebehandlung eines Schnellarbeitsstahles besteht im Allgemeinen aus dem Austenitisieren bei hohen Temperaturen, dem Abschrecken von Austenitisierungstemperatur und einem anschließenden dreimaligen Anlassen. Spannungen, welche durch Umformprozesse in den Werkstoff eingebracht werden, werden durch eine vorgeschaltete Glühung abgebaut. Ein typischer Verlauf der Wärmebehandlung eines Schnellarbeitsstahles ist in Abbildung 3 dargestellt.

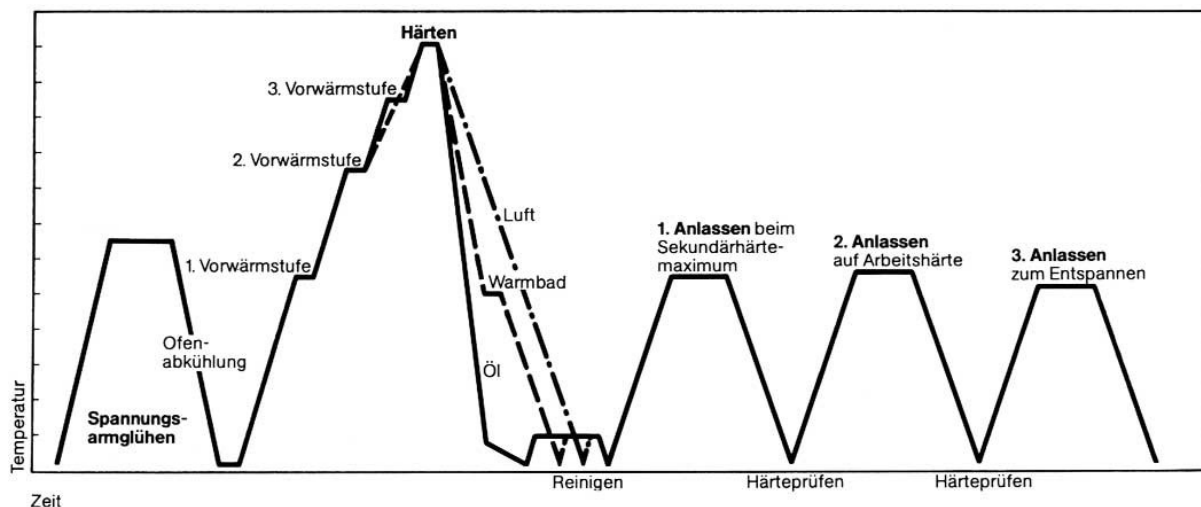


Abbildung 3: Zeit-Temperatur-Folge - Schaubild für die Wärmebehandlung eines Schnellarbeitsstahles [10]

2.3.1. Weichglühen

Das Ziel des Weichglühens ist es, den nach der Warmformgebung vorliegenden naturharten Zustand mit einem Mischgefüge aus Martensit, Zwischenstufe, Karbiden und Restaustenit in ein Gefüge aus Ferrit und eingeformten Karbiden umzuwandeln. Des Weiteren scheiden sich aus den übersättigten Phasen Glühkarbide vom Typ $M_{23}C_6$ aus. Die Glühung wird meist zweistufig durchgeführt. Nach der ersten Glühung wird langsam abgekühlt und anschließend in der zweiten Glühung gehalten. Dies bewirkt einerseits eine ausreichende Koagulation der Sekundärkarbide durch Auflö-

sungs- und Umlagerungsvorgänge und andererseits den Abbau von Eigenspannungen [11].

2.3.2. Härten

Das Härten von Schnellarbeitsstählen erfolgt bei Temperaturen knapp unter der Solidustemperatur. Solch hohe Austenitisierungstemperaturen werden benötigt, um einen hohen Lösungszustand des Austenits an karbidbildenden Elementen und Kohlenstoff zu erreichen. Durch das Abschrecken von der Austenitisierungstemperatur bleiben diese Elemente zwangsgelöst und lassen sich beim späteren Anlassen als Sekundärkarbide wieder ausscheiden. Die Austenitisierungszeit wird möglichst kurz gehalten, um das Anschmelzen der Karbide zu vermeiden und das Kornwachstum so gering wie möglich zu halten [12].

2.3.3. Anlassen

Das Anlassen von Schnellarbeitsstählen dient einerseits zur Ausscheidung von Sekundärkarbiden aus der nach dem Härten übersättigten Matrix und andererseits der notwendigen Reduzierung des nach dem Abschrecken verbliebenen Restaustenits. Die Vorgänge beim Anlassen sind in Abbildung 4 dargestellt.

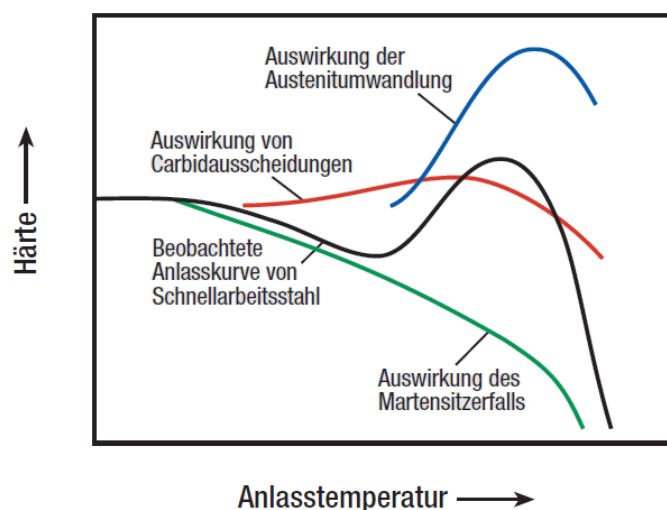


Abbildung 4: Entstehung des Sekundärhärtungseffektes beim Anlassen[13]

Die resultierende Anlasskurve ergibt sich als Summenkurve aus dem Härteabfall durch das Anlassen des bei der Härtung gebildeten Martensits, der Härte des aus

dem Restaustenit entstandenen neuen Martensits und der Härte von Karbiden der Legierungselemente Chrom, Vanadium, Molybdän, Wolfram u. a., die in zunehmendem Maße mit steigender Anlass temperatur ausgeschieden werden [13].

Bei Abkühlung auf Raumtemperatur zwischen den Anlasszyklen wird der Zerfall des Restaustenits in Martensit begünstigt. Um eine vollständige Umwandlung des Restaustenits in Martensit und ein Anlassen des neugebildeten Martensits zu gewährleisten, ist es zumeist nötig den Anlassvorgang dreimal zu wiederholen.

2.4. Gefüge des Schnellarbeitsstahl

Schnellarbeitsstähle durchlaufen bei ihrer Herstellung verschiedene Glühbehandlungs- und Umformschritte. Durch die Verformung wird das im Gusszustand vorliegende Karbidnetzwerk zertrümmert und die Karbide ordnen sich in Zeilenform an. Diese Struktur ist typisch für einen umgeformten schmelzmetallurgischen Schnellarbeitsstahl. Im Vergleich zum Gussgefüge ist in Abbildung 5 ein solches Zeilengefüge dargestellt.

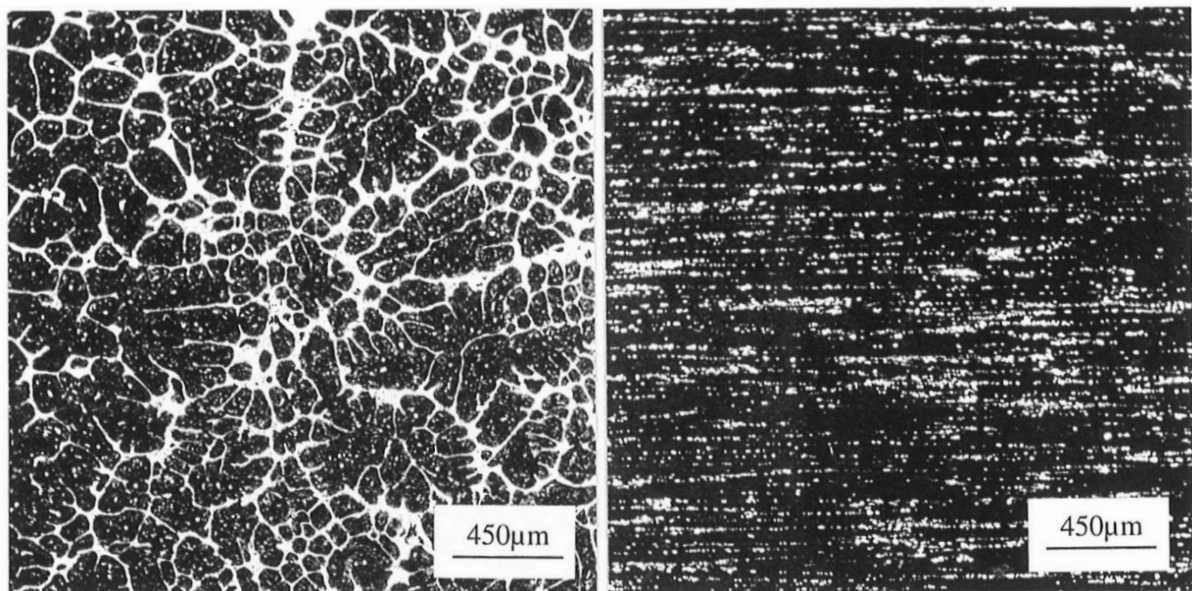


Abbildung 5: Vergleich des Gusszustandes (links) mit dem umgeformten Material (rechts) eines Schnellarbeitsstahls [14].

In Abbildung 6 ist die Karbidverteilung des umgeformten und weichgeglühten Schnellarbeitsstahls dargestellt. Die eutektischen Karbide bilden im Gusszustand das Karbidnetzwerk und im umgeformten Zustand die typische Zeilenstruktur. Die feinen Karbide werden durch die Festphasenreaktion gebildet und sind deswegen zwischen den Karbidzeilen zu finden.

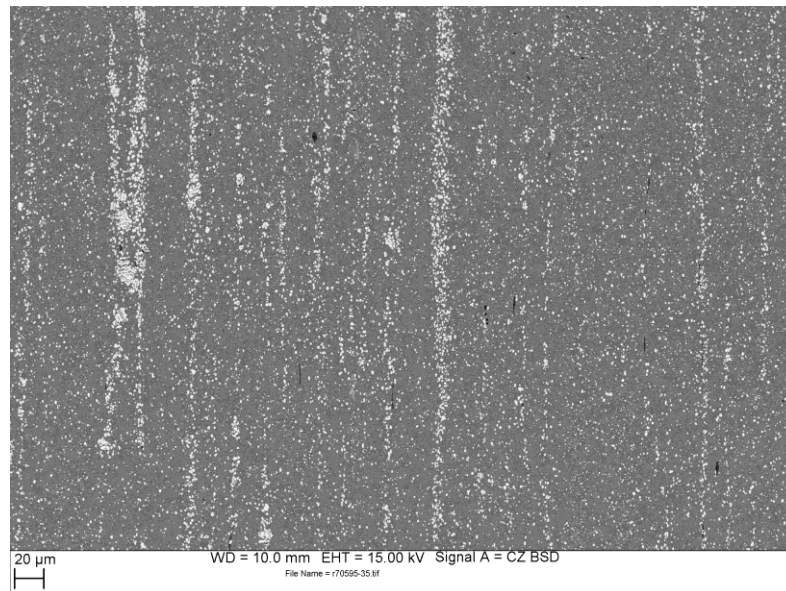


Abbildung 6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Karbidverteilung eines umgeformten und weichgeglühten S705SC

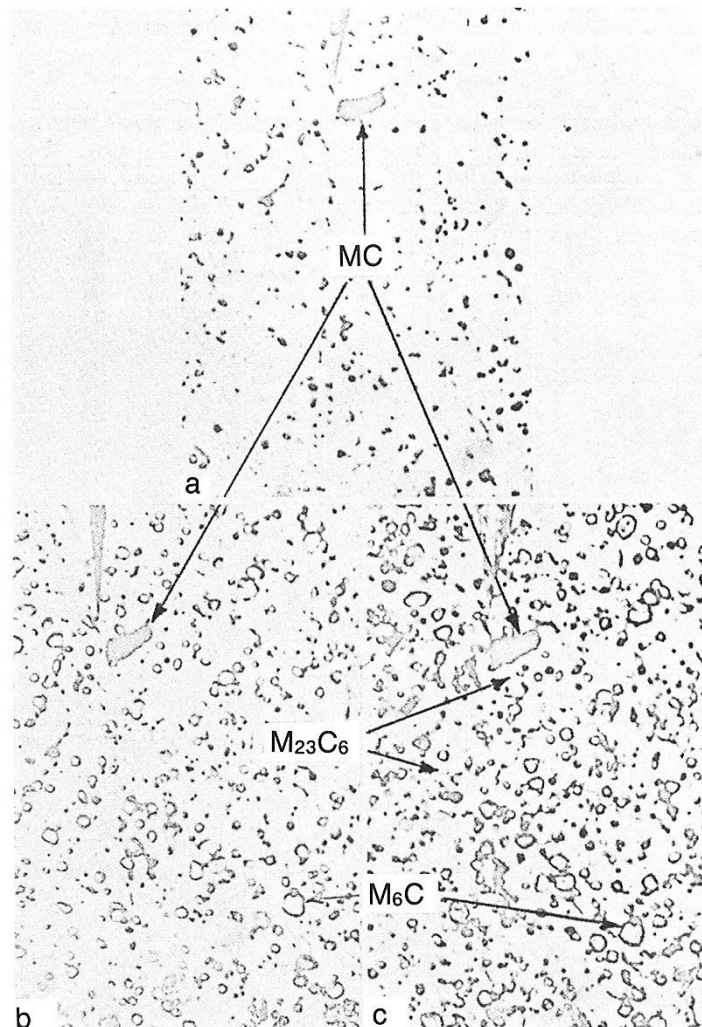


Abbildung 7: Gefüge eines geblühten Schnellarbeitsstahl M2 [2]

Die vorliegenden Karbide im weichgeglühten Gefüge sind in Abbildung 7 dargestellt. Karbide sind spezielle intermetallische Phasen, sogenannte Einlagerungs- oder auch Hägg'sche Phasen [15]. Die Karbide haben sowohl bei der Herstellung als auch im Einsatz große Bedeutung. Die für den Schnellarbeitsstahl wichtigen Karbide MC , M_2C , M_6C und $M_{23}C_6$ werden nach ihrer chemischen Zusammensetzung, ihrem Gittertyp, dem Zeitpunkt ihres Entstehens und ihrer Form unterschieden. In der Literatur [3,4,15,16] werden die Karbide ausreichend behandelt.

Die in geblühten Proben auftretenden Karbide unterscheiden sich von den in gehärteten Proben enthaltenen Karbiden im Wesentlichen nur dadurch, dass das Karbid $M_{23}C_6$ in geblühten Proben bereits bei 0,8 % C auftritt, während es in gehärteten Proben erst bei 2,5 % C vorhanden ist [16].

2.5. Rekristallisation

Unter Rekristallisation versteht man die Gefügeneubildung bei der Wärmebehandlung verformter Metalle. Im Gegensatz zur Erholung, wo die durch Umformung erzeugten Gitterstörungen beseitigt werden und der Ausgangszustand vor der Umformung wieder hergestellt wird, ist der Mechanismus der Rekristallisation die Entstehung neuer Kristallite durch Keimbildung, die dann auf Kosten des verformten Gefüges solange wachsen bis sie zusammenstoßen. Bei dieser Art der Rekristallisation, die durch Keimbildung und Keimwachstum charakterisiert ist, handelt es sich im Allgemeinen um die statische primäre Rekristallisation.

Nachdem das Primärgefüge weiter geblüht wird, nimmt die Korngröße zu. Diese auftretenden Wachstumsformen werden unter dem Begriff der Kornvergrößerungsercheinungen zusammengefasst. Stetige Kornvergrößerung oder normales Kornwachstum bezeichnet das Zunehmen des mittleren Korndurchmessers des Gefüges. Zeigen nur wenige Körner ein starkes Wachstum, so spricht man von un stetiger Kornvergrößerung oder auch sekundärer Rekristallisation.

In sehr dünnen Blechen kann un stetiges Wachstum von einigen Körnern beobachtet werden. In Abgrenzung zur un stetigen Kornvergrößerung wird dies als tertiäre Rekristallisation bezeichnet.

Die treibende Kraft für die primäre Rekristallisation ist die in den Versetzungen gespeicherte Verformungsenergie. Geht man davon aus, dass Körner mit unterschiedlicher Versetzungsdichte vorliegen, so kann die Gesamtenergie des Systems dadurch vermindert werden, dass eine Korngrenze aus einem Bereich geringer Versetzungsdichte in einen Bereich mit hoher Versetzungsdichte wandert.

Theorien zum Kornwachstum und zur Keimbildung wurden in der Literatur [13,14] ausreichend diskutiert und werden hier nicht weiter behandelt.

Die nach der Rekristallisation vorliegende Korngröße ist durch die Keimzahl und die Wachstumsgeschwindigkeit festgelegt, welche wiederum von der Glüh Temperatur, Glühzeit und dem Verformungsgrad abhängt. Weitere Einflussfaktoren wären die Ausgangskorngröße und die Aufheizgeschwindigkeit. Im Rekristallisationsdiagramm (Abbildung 8) sind die Zusammenhänge zwischen der Korngröße, Glüh Temperatur und Verformungsgrad abgebildet. Es ist zu beachten, dass in dem Rekristallisationsdiagramm nicht die Endgröße nach vollendeter Primärrekristallisation angegeben ist, sondern die nach einer bestimmten Glühdauer.

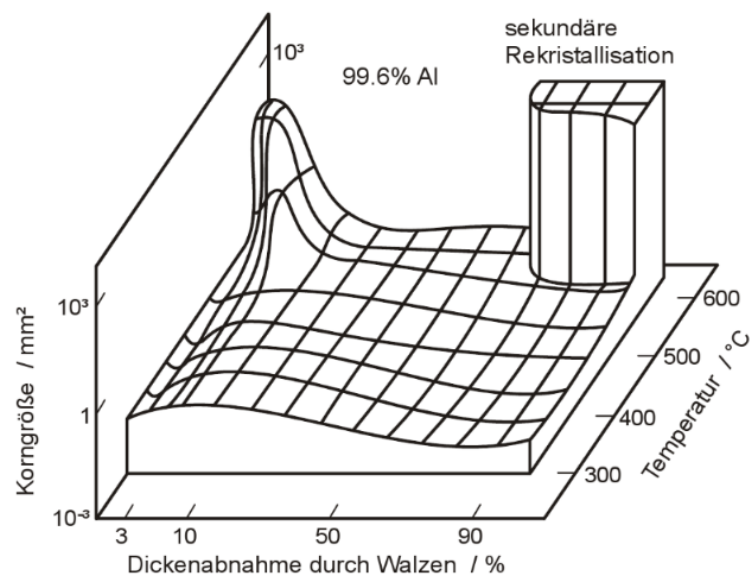


Abbildung 8: Rekristallisationsdiagramm von Reinaluminium

Bei tiefen Temperaturen hat die Rekristallisation bei der gewählten Glühdauer noch nicht stattgefunden, oder ist noch nicht vollständig abgeschlossen. Das Rekristallisationsdiagramm beginnt erst oberhalb einer gewissen vom Verformungsgrad abhängigen Temperatur.

Bei hohen Temperaturen ist nicht nur die primäre Rekristallisation bereits abgelaufen, sondern es hat auch oft schon eine Kornvergrößerung stattgefunden. Da bei der Kornvergrößerung die Korngröße mit der Temperatur zunimmt, zeigt das Rekristallisationsdiagramm eine mit der Temperatur ansteigende Korngröße, obwohl nach beendeter Rekristallisation eine von der Temperatur unabhängige Korngröße erwartet werden sollte. Zur Erzielung eines besonders feinen Rekristallisationskornes sollte daher die Glühung sofort nach abgeschlossener Primärrekristallisation beendet werden.

2.6. Kornwachstum

Unter dem Begriff Kornvergrößerungserscheinungen fasst man alle Kornwachstumsvorgänge zusammen, die in einem Metall ablaufen, wenn es nach beendeter primärer Rekristallisation weiter gegläht wird. Es wird zwischen den beiden Grenzfällen des stetigen und unstetigen Kornwachstums unterschieden.

Nimmt der mittlere Korndurchmesser in der ganzen Probe relativ gleichmäßig zu, spricht man vom stetigen Kornwachstum, zeigen aber nur wenige Körner ein starkes Wachstum spricht man von anormalem Kornwachstum oder sekundärer Rekristallisation. Der Unterschied zwischen den beiden Fällen zeigt sich deutlich im Vergleich der beiden Korngrößenverteilung als Funktion der Glühzeit (Abbildungen 9 a, b).

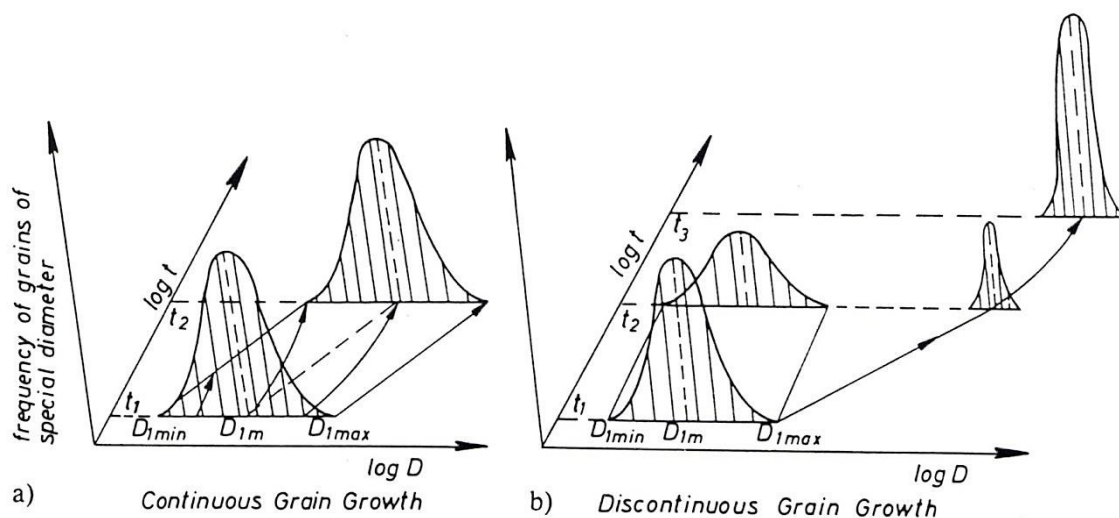


Abbildung 9: Korngrößenverteilung bei a) stetiger und b) unstetiger Kornvergrößerung [18]

In Abbildung 9 a ist zu sehen, dass sich die Korngrößenverteilung und die Form der Körner beim stetigen Kornwachstum nicht ändern, sondern die Verteilungsfunktion

sich zu größeren Werten verschiebt. Beim unstetigen Kornwachstum hingegen zeigt sich in Abbildung 9 b zur Glühzeit t_2 durch das Wachstum einzelner Körner eine heterogene Größenverteilung. In diesem Zustand liegen zwei Verteilungen vor, wobei die unveränderten Körner in der linken Verteilung und die anormalen Körner in der rechten Verteilung beschrieben werden.

2.6.1. Stetiges Kornwachstum

In einem einfachen zweidimensionalen Modell eines polykristallinen Gefüges ergibt sich ein Gleichgewicht der Korngrenzanordnung, wenn alle Körner sechsseitig sind, gerade Korngrenzen haben und sich an den Ecken unter einem Winkel von 120° treffen. Aus morphologischen Untersuchungen ist bekannt, dass Körner mit mehr als sechs Ecken überwiegend konkav, Körner mit weniger als sechs Ecken hingegen konvex gekrümmte Korngrenzen haben, um die 120° -Bedingung zu erfüllen [18].

Das Bestreben der Korngrenze ihre Korngrenzenfläche zu verringern um hierdurch die freie Enthalpie des Materials zu reduzieren, führt dazu, dass die Korngrenzen in Richtung ihres Krümmungsmittelpunktes wandern und letzten Endes dazu, dass Körner mit weniger als sechs Ecken von denen mit mehr als sechs Ecken aufgezehrt werden (Abbildung 10).

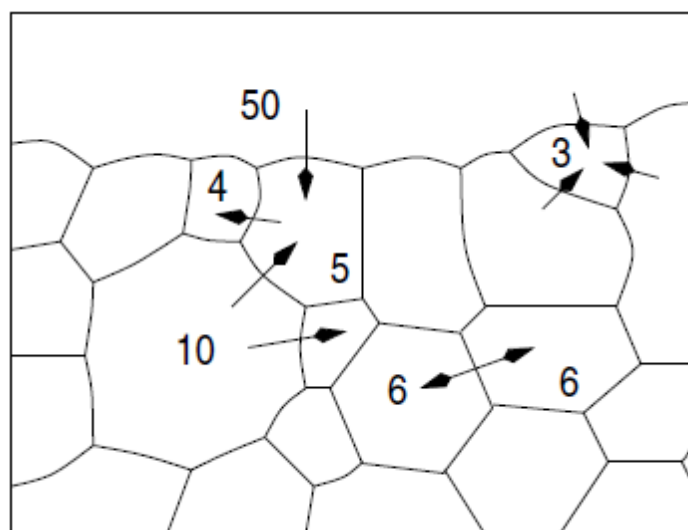


Abbildung 10: Zweidimensionales Korngefüge (Zahlen geben Anzahl der Nachbarkörner an) [20]

Die stetige Kornvergrößerung folgt einem empirisch aufgestellten Zeitgesetz. Unter der Annahme, dass der mittlere Krümmungsradius R der Korngrenze dem Korndurchmesser D und die mittlere Korngrenzengeschwindigkeit v der zeitlichen Änderung des Kornvolumens $d/dt D$ proportional ist und sich die Korngrenzenbeweglichkeit m und die Korngrenzenergie γ nicht mit der Zeit ändern, erhält man mit der Konstante K_1 folgende Gleichung [18]:

$$\frac{d}{dt} D = m \cdot K_1 \cdot \frac{\gamma}{D};$$

Integration dieser Gleichung führt zu:

$$D^2 - D_0^2 = K_2 \cdot t$$

D_0 entspricht der Korngröße der rekristallisierten Körner zum Zeitpunkt $t = 0$ und t der Dauer der Wärmebehandlung.

Bei starker Zunahme der Korngröße entspricht $D_0 \ll D$

$$D = K \cdot t^n \quad n = 0,5$$

Der Kinetikexponent n hängt in relativ hohem Maße von der Reinheit des verwendeten Werkstoffes ab und unterliegt in technischen Materialien starken Streuungen[21]. Higgins [22] untersuchte die Temperaturabhängigkeit des n -Wertes in sechzehn verschiedenen Metallen. Die Werte lagen in einem Bereich von 0,05 bis 0,5, wobei die größte Häufigkeit zwischen 0,2 und 0,3 auftrat. Bei höchstreinen Werkstoffen, die bei Temperaturen nahe dem Schmelzpunkt gegläht werden, erhält man ein parabolisches Wachstumsgesetz ($n = 0,5$).

2.6.2. Behinderung des stetigen Kornwachstums durch Teilchen

Eine gängige Methode für die Einstellung einer kleinen Korngröße ist die Behinderung des Kornwachstums. Dieser Effekt wird durch die Zugabe von Legierungselementen erzielt, welche in Form von feinen Ausscheidungen in der Austenitmatrix verteilt sind. Die wichtigsten Faktoren für das ausscheidungsbehinderte Kornwachstum werden in folgenden Punkten zusammengefasst [23]:

1. Wird eine Legierung, die Ausscheidungen enthält, bei einer Temperatur geglüht, bei der sich diese noch nicht auflösen, so findet stetiges Kornwachstum nur solange statt, bis eine definierte maximale Korngröße erreicht wird. Diese ist im Allgemeinen unabhängig von der vorangegangenen Verformung, jedoch steigt sie bei erhöhter Glüh Temperatur und bei sinkendem Teilchengehalt. Unter gleichen Glühbedingungen ist die Endkorngröße, die sich bei normalem Kornwachstum in Gegenwart von Ausscheidungen einstellt, kleiner als in Proben, die frei von diesen sind.
2. Glüht man Proben, die einen beträchtlichen Gehalt an dispergierten Teilchen besitzen, bei Temperaturen knapp unter der Löslichkeitstemperatur, so vergrößert sich ein Teil der Partikel, wodurch Bereiche mit geringer Teilchenanzahl entstehen und anormales Kornwachstum ermöglicht wird.
3. Wird die Glüh Temperatur soweit erhöht, dass sich die zweite Phase vollständig auflöst, so ist unstetiges Kornwachstum in der gleichen Art wie in einem typischen Einphasenmaterial möglich.

Die Wechselwirkung der Korngrenze mit Teilchen, die sie durchläuft, beruht auf der Verringerung der Korngrenzenfläche und dem damit verbundenen Gewinn an Korngrenzenenergie γ . Bei einer Weiterbewegung der Korngrenze muss diese eingesparte Oberflächenenergie wieder aufgebracht werden, wodurch eine Rückhaltekraft p_R wirksam wird, die versucht, die Korngrenze festzuhalten.

Zener [24] nahm den Fall an, dass eine isolierte Korngrenze in Kontakt mit einem sphärischen Teilchen steht (Abbildung 11) und stellte für dieses Modell eine Beziehung zwischen Teilchengröße, der Grenzflächenenergie und dem Winkel zwischen Korngrenze und Teilchenoberfläche her.

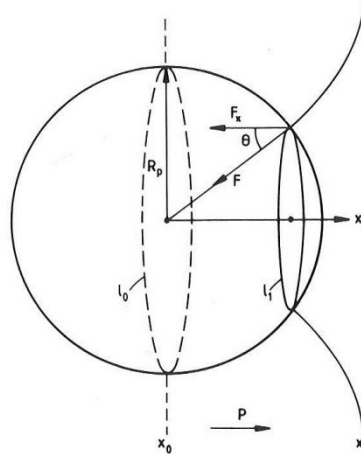


Abbildung 11: Schematische Darstellung der Verankerung einer Korngrenze

Aus der durchgeführten Herleitung [18] ergibt sich für die rücktreibende Kraft p_R mit dem Volumenanteil der dispergierten Teilchen f , dem mittleren Teilchendurchmesser d_p und der spezifischen Grenzflächenenergie γ folgende Gleichung:

$$p_R = -3\gamma \cdot \frac{f}{d_p}$$

Die stetige Kornvergrößerung erfolgt solange bis die treibende Kraft p_T und die rücktreibende Kraft p_R gleich groß sind. Die Treibkraft wirkt immer in Richtung des Krümmungsmittelpunktes und lässt sich wie folgend abschätzen:

$$p_T = \frac{2\gamma_g}{d_A}$$

Wird die Treib- und Rückhaltekraft gleichgesetzt, so kann der maximale Korndurchmesser in Gegenwart von dispergierten Teilchen berechnet werden:

$$d_{max} = \frac{2}{3} \cdot \frac{d_p}{f}$$

In dieser Gleichung beschreibt d_{max} den maximalen Korndurchmesser nach beendetem Kornwachstum und d_p den Teilchendurchmesser der zweiten Phase.

Mit steigender Temperatur ändert sich die Ausscheidungsgröße, wodurch sich auch die maximale Korngröße ändert. Die berechnete maximale Korngröße ist in der Re-

gel größer als die gemessene Korngröße, da die Gleichung auf einfachen Annahmen beruht.

Eine genauere Berechnung der Korngröße kann zum Einen mit dem modifizierten Zener's Modell nach Hellmann und Hillert und zum Anderen mit den Theorien von Hillert und Gladman gemacht werden. Karner [14] untersuchte an einem Böhler S705 unter anderem die Genauigkeit der einzelnen Modelle. Er zeigte, dass das Modell von Zener die Korngröße überschätzt und die beiden anderen Modelle eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten von gehärteten Schnellarbeitsstählen ergaben.

2.6.3. Unstetiges Kornwachstum

Das anormale oder unstetige Kornwachstum unterscheidet sich vom normalen Kornwachstum in der Weise, dass beim anormalen Kornwachstum nur relativ wenige Körner wachsen, während die restlichen unverändert bleiben bzw. aufgezehrt werden. Anhand der ablaufenden Vorgänge bei einer Wärmebehandlung eines kaltverformten Materials ist zu sehen, dass nach vollendeter primärer Rekristallisation immer der Vorgang des normalen Kornwachstums stattfindet und erst anschließend anormales Kornwachstum möglich ist.

Chan [25] fasste die experimentellen Beobachtungen, die er beim anormalen Kornwachstum machte, in sieben charakteristischen Merkmalen zusammen.

1. Die großen Körner, die nach dem anormalen Kornwachstum vorliegen, werden nicht neu gebildet, sondern entstehen durch das Wachstum von solchen, die bereits vorher existieren.
2. Das anormale Kornwachstum beginnt erst nach einer Phase der Inkubationszeit.
3. Die Faktoren, die bestimmen, ob ein Korn wächst oder nicht, sind noch nicht ganz klar. Es steht nur fest, dass erstens Körner nur wachsen, wenn sie einen bestimmten Größenvorsprung gegenüber der mittleren Anfangskorngröße besitzen, und zweites, dass ihre Orientierung sehr stark von der Anfangsorientierung abweicht.
4. Um anormales Kornwachstum zu erreichen, muss das normale Kornwachstum behindert werden.

5. Das anormale Kornwachstum führt zu einer vom Ausgangszustand abweichenden Gefügestruktur.
6. Für jedes beliebige Material existiert eine Mindesttemperatur, die sogenannte „Kornvergrößerungstemperatur“, die für das Erreichen des anormalen Kornwachstums überschritten werden muss.
7. Die Treibkraft für anormales Kornwachstum ist grundsätzlich gleich wie beim normalen, wobei das normale Kornwachstum in manchen Fällen von der Oberflächenenergie bestimmt wird.

Bei Glühungen unterhalb der Löslichkeitsgrenze der Ausscheidungen kommt es zu unstetigem Kornwachstum (sekundäre Rekristallisation). Grundlage dafür sind die in der Matrix inhomogen verteilten Ausscheidungen, die sich bei diesen Temperaturen auflösen. Während der Großteil der Matrix durch Ausscheidungen stabilisiert ist, ist in einigen Bereichen das Kornwachstum möglich, wodurch einige Körner einen Größenvorsprung haben können [18].

Die kritische Korngröße die ein Korn in einer Matrix erreichen muss um unstetig zu wachsen, kann durch die folgende Formel abgeleitet werden:

$$d > \frac{\bar{d}}{1 - \frac{\bar{d}}{d_{max}}}$$

Die sekundäre Rekristallisation tritt auf, wenn der mittlere Korndurchmesser \bar{d} kleiner als der maximal erreichbare Korndurchmesser d_{max} ist.

Eine Erhöhung der Glühtemperatur bewirkt eine starke Auflösung und Koagulation der Ausscheidungen. Dies führt wiederum zu einer größeren maximalen Korngröße und mehrere Körner erfüllen die Gleichung der kritischen Korngröße.

3. Experimentelles

3.1. Untersuchte Legierungen

Das Ausgangsmaterial für die Untersuchungen waren weichgeglühte Rundstangen von zwei Chargen des Böhler S705 und zwei Chargen des Böhler S705SC. Der Hauptunterschied zwischen den beiden Typen ist der Schwefelgehalt, der beim Böhler S705SC um einen Faktor 30 größer ist. Die chemischen Analysen der einzelnen Chargen sind in Tabelle 1 angeführt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzungen in Massen-% der einzelnen Chargen

<i>Chargenr.</i>	<i>Bezeichnung</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>W</i>	<i>Co</i>
T 70466	Referenz 1	0,92	0,41	0,35	0,0008	4,40	4,75	1,72	5,98	4,53
T 74385	Referenz 2	0,92	0,41	0,33	0,0003	3,99	4,82	1,79	5,94	4,57
R 70595	Gutcharge	0,89	0,35	0,34	0,015	3,95	4,95	1,74	5,95	4,56
S 71933	Schlechtcharge	0,90	0,35	0,45	0,015	4,06	4,77	1,71	6,04	4,56

Die Chargen des Böhler S705 werden weiterführend als Referenz 1 und Referenz 2 bezeichnet. Die Chargen des Böhler S705SC werden in Gut- und Schlechtcharge unterteilt. Die Schlechtcharge ist jene, bei der nach dem industriellen Härteprozess Mischkorn vorlag (Abbildung 1).

3.2. Probenmaterial

Die Probenentnahmestellen aus den Rundstangen mit \varnothing 62 mm für die Untersuchungen und Analysen sind in Abbildung 12 dargestellt. Es wurden zylindrische Proben aus dem Zentrum und aus dem halben Radius parallel zur Hauptverformungsachse mit den Abmessungen \varnothing 4 mm x 10 mm gefertigt.

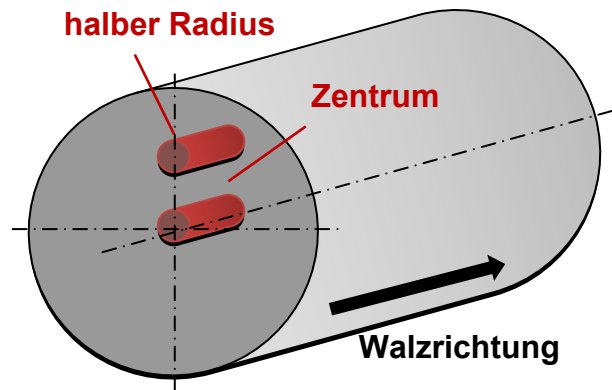


Abbildung 12: Positionen der entnommenen Proben

3.3. Wärmebehandlung

Ausgangsbasis für die Ermittlung der Mischkornbildung sind die in Abbildung 13 dargestellten Temperatur - Zeitverläufe des Härtezyklus. Die beiden Verläufe beschreiben die IST-Temperatur des Ofens sowie einen vereinfacht linear angenommenen Temperaturverlauf der Charge.

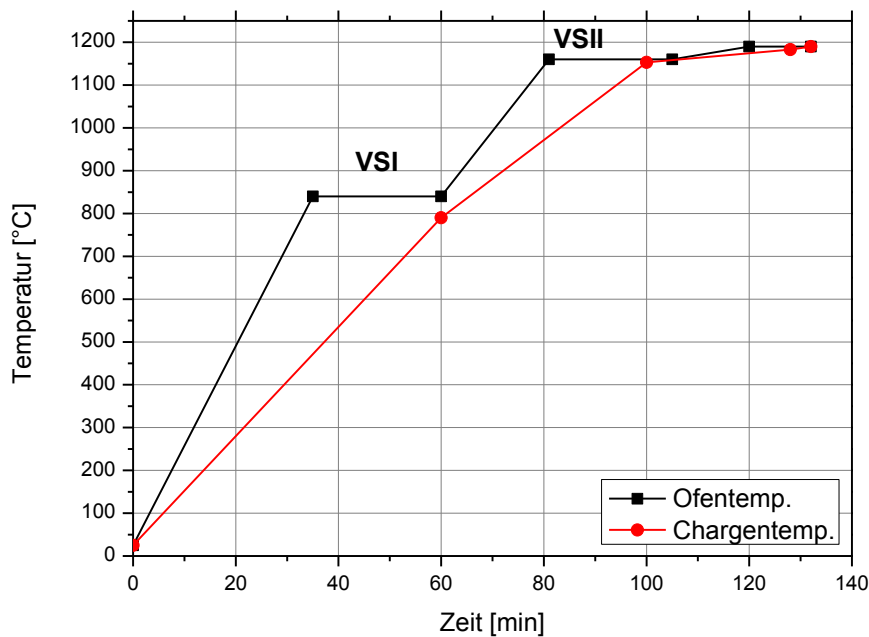


Abbildung 13: Verlauf der Ofen- und Chargentemperatur der Ausgangs-Wärmebehandlung

Die Temperatur des Ofenzyklus beginnt bei Raumtemperatur. Es wurde mit einer Aufheizrate von 23 K/min auf die erste Vorwärmstufe (VSI) bei 840°C knapp über der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung geheizt. Nach einer Haltezeit bei VSI von 25 min wird mit 16 K/min weiter auf die zweite Vorwärmstufe (VSII) bei 1160°C erwärmt. Die Haltezeit auf VSII beträgt 25 min. Abschließend wird mit 2 K/min auf eine Härtetemperatur von 1190°C geheizt, für 10 min gehalten und mit einer Abkühlrate von $\lambda=0,3$ abgeschreckt.

Beim Chargenzyklus wird von Raumtemperatur mit einer Aufheizrate von 13 K/min auf eine Temperatur von 800°C geheizt, anschließend mit 9 K/min auf eine VSII von 1160°C und abschließend mit 1 K/min auf Austenitisierungstemperatur geheizt.

Zu Beginn dieser Arbeit wurden die Wärmebehandlungen anhand beider Verläufe (Abbildung 13) durchgeführt. Im weiteren Verlauf der Arbeit lag das Hauptaugenmerk am Temperaturverlauf des Ofenzyklus. Grund dafür ist, dass die Chargentemperatur aus dem Inneren des Materials stammt, jedoch die Randbereiche einen Verlauf zwischen den in Abbildung 13 dargestellten Härtezyklen aufweisen. Längere Haltezeiten bei hoher Temperatur begünstigen die Kornvergrößerung und die sekundäre Rekristallisation, weswegen dieser Temperaturverlauf als kritischer angesehen wurde. Die Einflüsse von Haltezeiten und Temperaturen wurden auf Basis des Ofenzyklus untersucht. Die geänderten Temperaturführungen werden in den Ergebnissen angeführt.

3.4. Dilatometer

Die experimentelle Ermittlung der α/γ -Umwandlungskinetik sowie die Umsetzung der Wärmebehandlungen wurden mit dem Abschreckdilatometer DIL805A der Firma Baehr Thermoanalyse GmbH durchgeführt. Die Probenerwärmung erfolgte dabei induktiv mittels einer wassergekühlten Hochfrequenzwechselstromspule.

Die Dilatometerversuche wurden an Proben mit den Abmessungen \varnothing 4mm x 10 mm durchgeführt. Die Proben wurden planparallel geschliffen und die Kanten entgratet. Die Thermoelemente vom Typ S (Pt-Pt/Rh) mit \varnothing 0,1 mm wurden mit einem Punktschweißgerät der Firma Baehr Thermoanalyse GmbH an die Manteloberfläche der Probe angebracht. Das Thermoelement dient zur Temperaturmessung und zur Temperatursteuerung des Dilatometers.

Die mit dem Thermoelement bestückte Probe wurde für die Versuche zwischen zwei Schubstangen aus Al_2O_3 eingespannt und in die Mitte der Spule bewegt. Vor Beginn

der Messungen wurde die Kammer des Dilatometers evakuiert und anschließend wieder mit Heliumgas geflutet. Bei den ersten Messungen unter Vakuum kam es zum Aufschmelzen der Probe. Durch das Fluten mit Schutzgas wurde das Aufschmelzen der Proben verhindert und während den Versuchen der Zunderbildung entgegengewirkt, welche bei hohen Temperaturen unter Atmosphäre auftritt.

Um die α/γ -Umwandlungstemperatur zu bestimmen, wurden die Messungen mit Aufheizraten von 6, 10, 15 und 23 K/min bis zu einer Temperatur von 1200°C durchgeführt und abschließend mit Heliumgas bei einer Abkühlrate von $\lambda=0,3$ abgeschreckt.

Die Temperaturführung der Wärmebehandlungen wird hier nicht im Einzelnen angeführt, sondern ist bei den jeweiligen Ergebnissen beschrieben.

3.5. Dynamische Differenzkalorimetrie (DDK / DSC)

Die kalorimetrischen Messungen wurden an der DSC Setsys EVO 2400 der Firma Seteram Instrumentation durchgeführt.

Die Proben für die Messung in der DSC-Anlage wurden aus den unbehandelten Dilatometerproben gefertigt. Von den Dilatometerproben wurden Scheiben mit einer Dicke von weniger als 1 mm geschnitten. Der Durchmesser der Scheiben wurde auf \varnothing 3 mm geschliffen. Grund dafür war, dass der Innendurchmesser von 3 mm des Probentiegels zu klein für die Dilatometerproben war. Des Weiteren mussten die Probenmassen auf ungefähr 30 mg gebracht werden.

Es wurden zwei Probentiegel aus Al_2O_3 verwendet. In einen Tiegel wurde die Probe eingesetzt und der zweite leere Tiegel diente als Referenz. Die Kammer der DSC-Anlage wurde evakuiert und wie bei den Dilatometerversuchen mit Helium gespült.

Die Messungen zur Ermittlung der α/γ -Umwandlungstemperaturen wurden mit Aufheizraten von 6, 10, 15 und 23 K/min bis knapp unter Schmelztemperatur durchgeführt.

3.6. Quantitative Gefügeanalyse

3.6.1. Probenvorbereitung

Die im Dilatometer wärmebehandelten Proben wurden längsseitig in leitfähigem Material eingebettet und mit einer 200 μm Schleifscheibe geschliffen. Anschließend wurde die Probe mit Polierpasten der Körnung 15 μm , 3 μm und 1 μm poliert. Der

polierte Schliff war Ausgang für die Analyse und Beurteilung des Gefüges im Raster-elektronenmikroskop.

Zur Beurteilung der Austenitkorngröße im Lichtmikroskop wurden die Schlitte mit Nital (3%-ige Salpetersäure) geätzt. Schlitte, bei denen durch die Nitalätzung keine ausreichende Kontrastierung erreicht werden konnte, wurden mit einer Kalling I Säure geätzt.

3.6.2. Linienschnittverfahren

Bei dem Linienschnittverfahren wird die Auszählung im Okular, auf einer Mattscheibe, auf Fotos oder am Monitor vorgenommen. Die Schnittlinien können entweder gerade oder kreisförmig sein. Bei dem Linienschnittverfahren werden Körner, die am Ende der Geraden nur halb geschnitten sind, als halbe Körner gezählt. Es müssen mindestens 5 Positionen auf der Probe mit je einer Gesamtanzahl von mindestens 250 Schnittpunkten ausgewertet werden. Die Gesamtlänge der Linien dividiert durch Anzahl aller geschnittenen Körner ergibt die mittlere Abschnittslänge in mm [26].

Die Durchführung des Linienschnittverfahrens erfolgte an einem an das Mikroskop gekoppelten Computer mit der Bildanalysesoftware „Analysis“. Die Vergrößerung wurde so gewählt, dass durch das Linienraster mindestens 50 Körner geschnitten wurden und eine Gesamtanzahl von mindestens 250 Schnittpunkten pro Aufnahme vorhanden war. Anschließend wurden die einzelnen Schnittpunkte des Linienrasters und der Körner manuell ausgewählt und die Sehnenlänge durch die Software aufgezeichnet. Bei jeder Probe wurden fünf Aufnahmen im Bereich der Probenmitte ausgewertet.

Aus den gemessenen Sehnenlängen des Linienschnittverfahrens wurde für die einzelnen Proben je eine Korngrößenverteilung erstellt, indem die relative Häufigkeit [%] über der Korngröße [μm] aufgetragen wurde.

3.6.3. Verfahren nach Snyder-Graff

Das Verfahren nach „Snyder-Graff“ wird neben dem Linienschnittverfahren zur Bestimmung der Austenitkorngröße in gehärteten und angelassenen Schnellarbeitsstählen angewandt [16,17].

Bei 1000-facher Vergrößerung wurden zwei 125 µm lange diagonale Messlinien in den Bildausschnitt gelegt und die durch die Messlinie geschnittenen Körner gezählt. Es wurden fünf Zählungen an unterschiedlichen Positionen durchgeführt.

Die Snyder-Graff-Zahl errechnet sich aus dem arithmetischen Mittel der Zählungen. Die Korngröße ergibt sich aus dem reziproken Wert der Snyder-Graff-Zahl multipliziert mit der Länge der Messlinie von 125 µm [27].

Liegt im Gefüge zwischen dem größten Korn und dem mittleren Korndurchmesser ein Verhältnis von $\geq 3:1$ vor, so spricht man in der Regel von Mischkorn. Dies wird im Anschluss an die Snyder-Graff-Zahl angegeben, z.B. SG=12,8 MK 4:1.

3.7. Software Thermo-Calc

Die thermodynamischen Berechnungen wurden mit dem Simulationsprogramm Thermo-Calc durchgeführt.

Thermo-Calc ist ein Software Paket für thermodynamische Berechnungen sowie für die Erstellung von Phasendiagrammen für praktische relevante Multikomponentensysteme. Die Simulationen basieren auf einer thermodynamischen Datenbank, welche über experimentelle Daten nach der CALPHAD Methode ermittelt wurden. Je nach Verwendungszweck gibt es Datenbanken für Stahl, Ti, Al-, Mg-, Ni-Legierungen sowie Mehrkomponenten Oxide und viele weitere Materialien [28].

Die in dieser Arbeit durchgeführten Berechnungen wurden auf Basis der Materialdatenbank „TCFE2“ (TCS Steels/Fe-alloys Database, V2) durchgeführt.

Die Erklärung der relevanten Bezeichnungen in den Mengen- bzw. Phasendiagramm ist in Tabelle 2 aufgelistet.

Tabelle 2: Bezeichnung der verwendeten Phasen für die thermodynamischen Berechnungen

Bez. Thermo-Calc	Gefügephasen
LIQUID	Schmelze
BCC_A2	α
FCC_A1#1	γ
FCC_A1#2	MC - Karbid
M6C#1	M_6C - Karbid
M23C6	$M_{23}C_6$ - Karbid

3.8. Software Calcosoft 2D

Die Abbildung der thermischen Vorgänge sowie die Optimierung der Wärmebehandlung erfolgten mit dem Simulationsprogramm „Calcosoft2D“ am Lehrstuhl für Metallurgie.

Im Präprozessor wurden die Geometrie und die Vernetzung des Probenkörpers festgelegt und die Kanten referenziert. Die Materialdaten wurden dem Bauteil zugewiesen und die Randbedingungen (Wärmeübergänge, Temperaturen) definiert. Die Temperaturführung im Ofen wurde als Funktion implementiert. Nach der Berechnung wurden im Postprozessor die Temperaturverläufe im Material an definierten Punkten aufgenommen und für die Weiterverwendung gespeichert.

3.8.1. Geometrie

Die Geometrie des Probenkörpers wurde an jene im Fertigungsprozess angepasst. Dort betragen die Dimensionen des Materials $\varnothing 62 \times 62$ mm. In der Simulation wurde wegen der Symmetrie nur ein Viertel der Querschnittsfläche (31×31 mm) zur Berechnung herangezogen und die Rotationsachse im Programm berücksichtigt.

3.8.2. Randbedingungen

- Ofenzyklus: die vorgegebene IST-Temperatur des Ofens
- Starttemperatur im Material und Ofen ist gleich der definierten Temperatur der Vorwärmstufe - 1060°C bzw. 840°C
- Wärmeübergangskoeffizient: Wärmeübergang zwischen Material und Ofen

Der Wärmeübergangskoeffizient setzt sich aus der Strahlung und Konvektion zusammen $\rightarrow \alpha = \alpha_{\text{Strahlung}} + \alpha_{\text{Konvektion}}$. In der Simulation wurde dieser mit einem Mittelwert von $200 \text{ W/m}^2\text{K}$ angenommen. Der Grund dafür liegt in der starken Abhängigkeit der Temperatur, aber auch der Probengeometrie, des Materials und der Oberflächenbeschaffenheit (Tabelle 3).

Der Wärmeübergangskoeffizient der Wärmestrahlung kann aus (1) und für geringe Temperaturdifferenzen ($T_1 \approx T_2$) aus (2) berechnet werden [29].

$$\alpha_{\varepsilon} = \varepsilon_{12} \cdot \sigma \cdot T_1^3 \cdot \left[1 + \frac{T_2}{T_1} + \left(\frac{T_2}{T_1} \right)^2 + \left(\frac{T_2}{T_1} \right)^3 \right] \quad (1)$$

$$\alpha_{\varepsilon} \approx 4 \cdot \varepsilon_{12} \cdot \sigma \cdot \left(\frac{T_1 + T_2}{2} \right)^3 \approx 4 \cdot \varepsilon_{12} \cdot \sigma \cdot T_M^3 \quad (2)$$

ε_{12} ... Emissionskoeffizient; hängt sehr stark von der Oberflächenbeschaffenheit, der Temperatur und dem Material ab.

σ ... Stefan-Boltzmann-Konstante

T_1, T_2 ... Temperatur im Material und Ofen

Tabelle 3 zeigt den Einfluss der Temperatur und des Emissionskoeffizienten auf den Wärmeübergangskoeffizient der Wärmestrahlung.

Tabelle 3: Berechnete Werte für $\alpha_{\text{Strahlung}}$ [W/m²K] nach Gleichung (2)

T_M / ε_{12}	0,2	0,4	0,6	0,8
1200°C	78	157	235	314
1100°C	60	121	181	241
1000°C	45	91	136	181
800°C	23	46	70	93

Der Wärmeübergangskoeffizient für ruhende Luft senkrecht zur Wand $\alpha_{\text{Konvektion}}$ liegt zwischen 2,5 und 30 [W/m²K] [29].

Der Wärmeübergangskoeffizient wurde in der Simulation über den ganzen Temperaturbereich als konstant angenommen, was nicht den realen Bedingungen entspricht. Exakte Werte des Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{(T)}$ können nur mit sehr viel Aufwand ermittelt werden. Für eine erste Abschätzung erschien die Verwendung eines konstanten Wärmeübergangskoeffizient jedoch ausreichend.

4. Ergebnisse

Zu Beginn der Diplomarbeit wurde das weichgeglühte Material untersucht. Dabei sollten Unterschiede zwischen dem Böhler S705 und S705SC insbesondere im Umwandlungsverhalten untersucht werden. Im weiteren Verlauf wurden der Einfluss der Wärmebehandlung und die Entwicklung des Gefüges während unterschiedlicher Wärmebehandlungen analysiert, um so die Bildung des Mischkorns zu reduzieren. Die gewonnenen Informationen zu den Einflüssen auf das anormale Kornwachstum sollten unter Zuhilfenahme der Simulationssoftware in eine adaptierte Wärmebehandlung ohne Mischkorn umgesetzt werden.

4.1. Charakterisierung der Materialien

4.1.1. Untersuchung des weichgeglühten Materials

In diesem Kapitel wird der weichgeglühte Zustand der einzelnen Chargen, welcher mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskop untersucht wurde, dargestellt.

Die Abbildungen 14 a, b zeigen die Gefüge beider Chargen des S705SC bei 500-facher Vergrößerung. In beiden Abbildungen sind deutlich die Karbidzeilen zu erkennen. In beiden Chargen befinden sich innerhalb der Karbidzeilen große Karbide, die eine Größe von bis zu 15 μm erreichen, und durch die Umformung bedingt, langgestreckte Mangansulfide. Im Bereich zwischen den Karbidzeilen weist die Matrix sehr feinverteilte, globular ausgebildete Karbide auf.

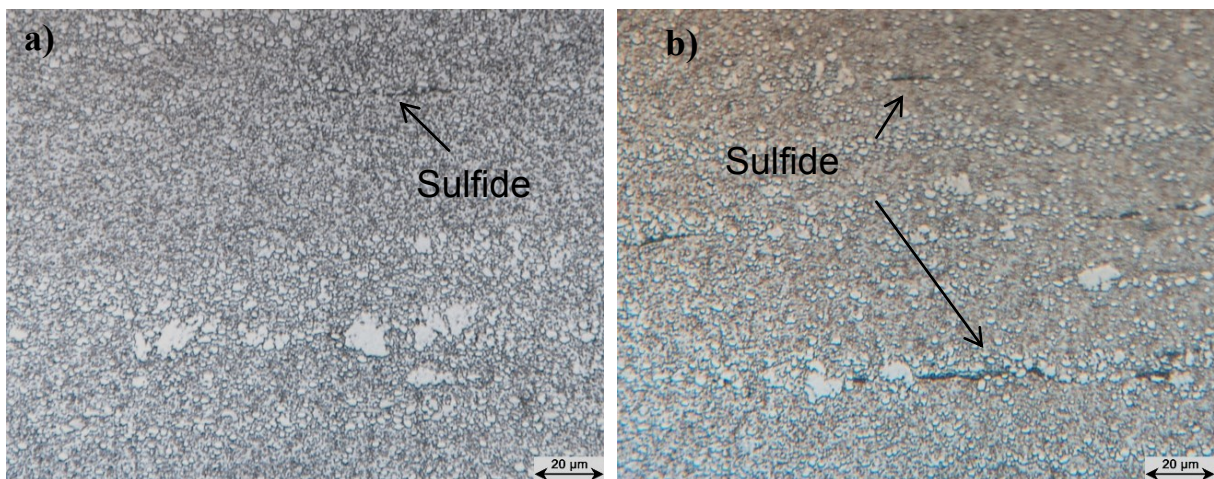


Abbildung 14: Weichglühgefüge des S705SC (Vergrößerung 500x) a) Gutcharge, b) Schlechtcharge

Die Abbildungen 15 a, b zeigen die Gefüge der beiden Referenzchargen des S705 bei 500-facher Vergrößerung. Beide Chargen weisen eine zeilige Struktur der Karbide auf. In den Karbidzeilen liegen im S705 Karbide mit bis zu einer Größe von 20 µm vor. Im Wesentlichen sind die Gefüge der Chargen des S705 mit denen des S705SC vergleichbar.

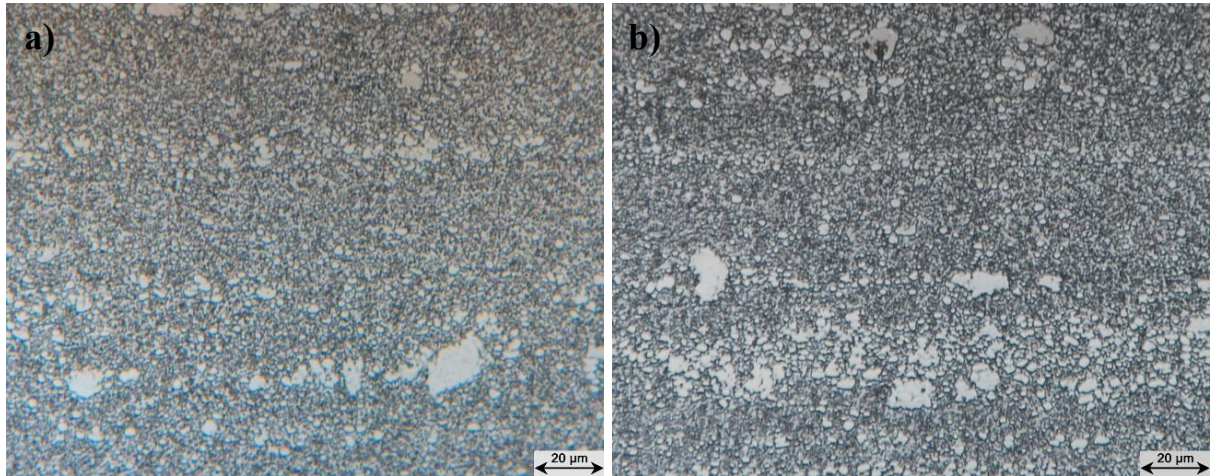


Abbildung 15: Weichglühgefüge des S705 (Vergrößerung 500x) a) Referenz 1, b) Referenz 2

Die Abbildungen 16 a, b zeigen rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen bei 2000-facher Vergrößerung der Chargen des weichgeglühten Stahls S705SC. Abbildung 16 a zeigt den Bereich zwischen den Karbidzeilen der Gutcharge und Abbildung 16 b den Bereich um eine Karbidzeile der Schlechtcharge.

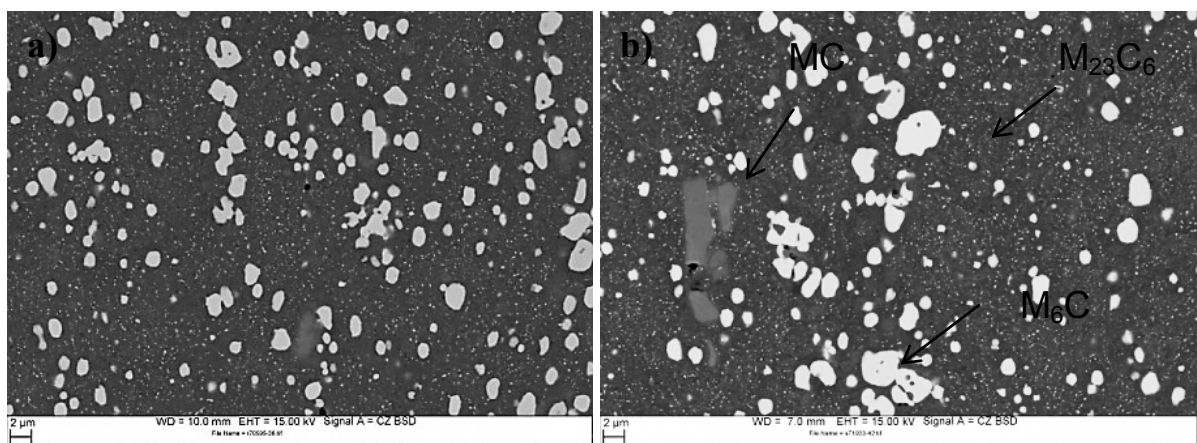


Abbildung 16: REM-Aufnahmen des Weichglühgefüges des S705SC (Vergrößerung 2000x)
a) Gutcharge, b) Schlechtcharge

In Abbildung 17 a sind die Karbidzeilen sowie der Bereich zwischen Karbidzeilen der Referenzcharge 1 dargestellt. Abbildung 17 b zeigt den Bereich zwischen den Karbidzeilen der Referenzcharge 2.

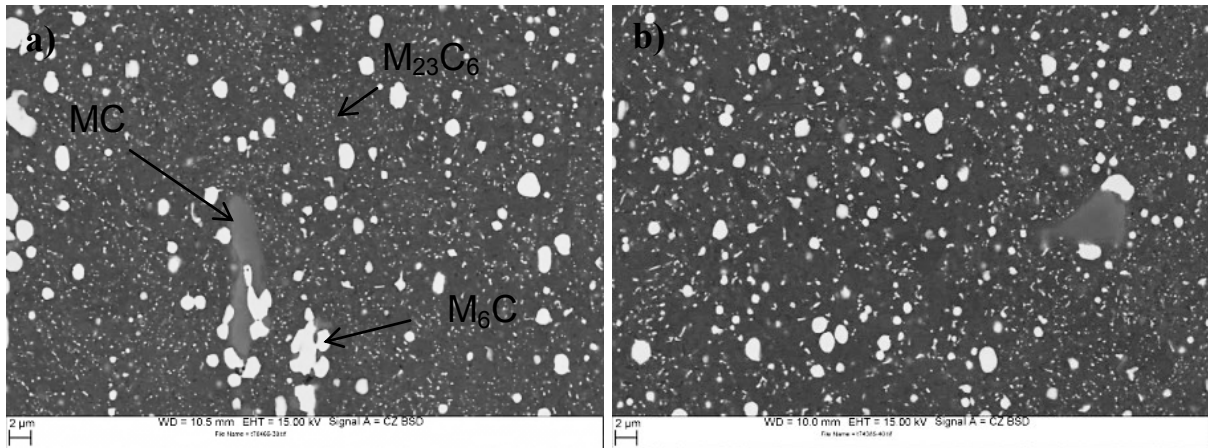


Abbildung 17: REM-Aufnahmen des Weichglühgefüges des S705 (Vergrößerung 2000x)
a) Referenz 1, b) Referenz 2

In den Abbildungen 16 a, b und 17 a, b zeigen sich zwei unterschiedlich kontrastierte Karbidtypen. Es liegen helle Karbide vor, die zwischen den Karbidzeilen eine durchschnittliche Größe von etwa 2 µm aufweisen und in den Karbidzeilen < 2 µm sind. In der Matrix liegen helle, feinstverteilte Karbide von Größen < 0,5 µm vor, die im S705 gestreckt und im S705SC globular ausgebildet sind. Des Weiteren zeigen sich größere Karbide, die sich nur schwach von der Grundmatrix abheben.

Um die Karbide der einzelnen Chargen zu identifizieren, wurden die Proben mittels der energiedispersiven Röntgen-Analyse (EDX) im REM untersucht.

In den Abbildungen 18 und 19 sind die Ergebnisse der energiedispersiven Röntgen-Analysen (EDX) der in der Gutcharge vorliegenden Karbide zu sehen. Die EDX-Analysen der weiteren Chargen zeigen eine sehr ähnliche Zusammensetzung zu den in Abbildungen 18 und 19 dargestellten Analysen.

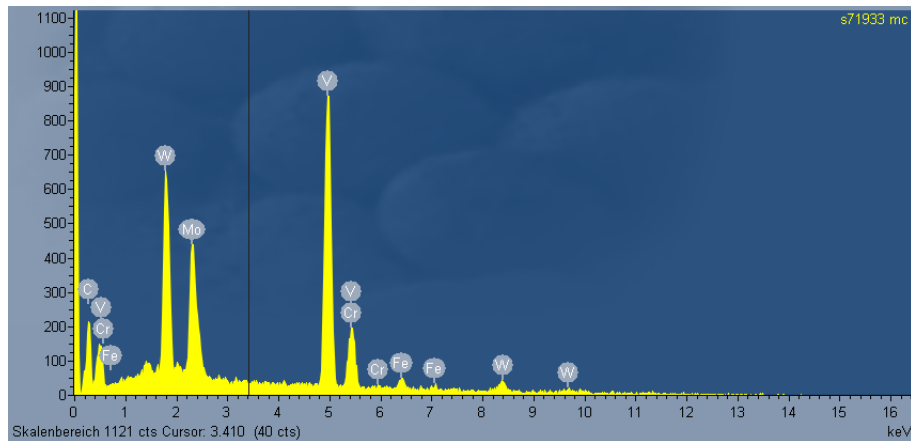


Abbildung 18: Ergebnisse der EDX - Analyse ausgewählter MC-Karbide der Gutcharge

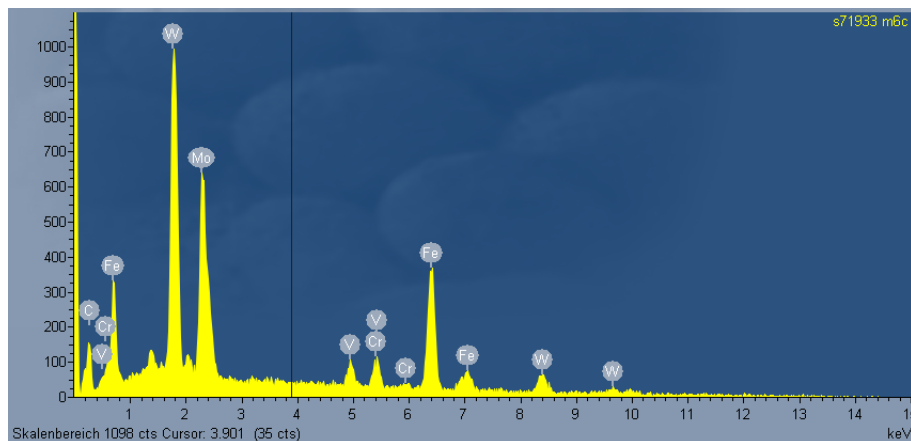


Abbildung 19: Ergebnisse der EDX - Analyse ausgewählter M_6C -Karbide der Gutcharge

Die EDX-Analyse in Abbildung 18 weist einen hohen Anteil an Vanadium sowie signifikanter Anteile an Molybdän und Wolfram auf. Wie in [16] untersucht, lässt sich die Zusammensetzung auf MC-Karbide rückschließen. In der EDX-Analyse aus Abbildung 19 liegen hauptsächlich Wolfram in großem Anteil sowie Eisen und Molybdän vor, was auf M_6C -Karbide hinweist [16].

Die in der Matrix feinstverteilten Karbide konnten mit der EDX-Analyse nicht analysiert werden. Grund dafür ist, dass die Größe der Anregungsbirne in die Matrix reicht und somit das Gebiet um das Karbid in die Analyse miteinbezieht. Anhand der Literatur [2] können diese Karbide als $M_{23}C_6$ identifiziert werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass zwischen den beiden Chargen des Böhler S705 sowie des S705SC untereinander kaum Unterschiede im Gefüge festzustellen sind. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen zeigen das Auftreten von MnS im S705SC, jedoch nicht im S705. Die rasterlichtmikroskopischen Untersu-

chungen variieren in der Ausbildung der in der Matrix feinstverteilten Karbide. Im S705SC liegen diese Karbide globular und im S705 gestreckt vor.

4.1.2. Umwandlungstemperatur

Anhand von thermodynamischen Simulationen soll das Umwandlungsverhalten des S705 und S705SC berechnet werden. Vergleichend dazu sollen im Dilatometer sowie in der DSC die Umwandlungstemperaturen und deren Abhängigkeit von der Aufheizrate der einzelnen Chargen untersucht werden.

4.1.2.1. Berechnungen mit ThermoCalc

Die thermodynamischen Berechnungen sollen das Umwandlungsverhalten sowie die Entwicklung der Phasen des S705 und S705SC aufzeigen. Für die Berechnung wurden die gemittelten Massenanteile der Legierungselemente der jeweiligen Werkstoffe verwendet.

Abbildungen 20 und 21 zeigen die berechneten Mengenschaubilder für den Böhler S705 und S705SC.

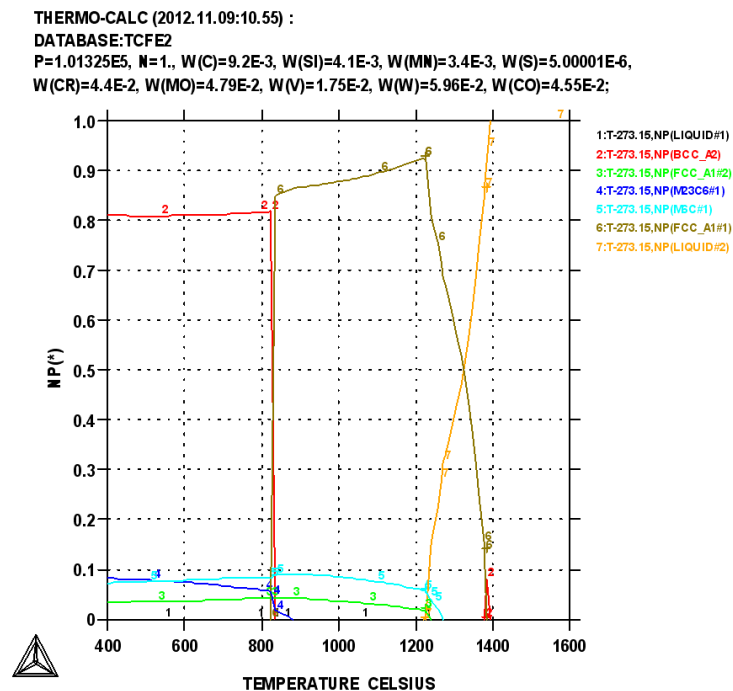


Abbildung 20: Phasenentwicklung über Temperatur für den Böhler S705 berechnet mittels ThermoCalc

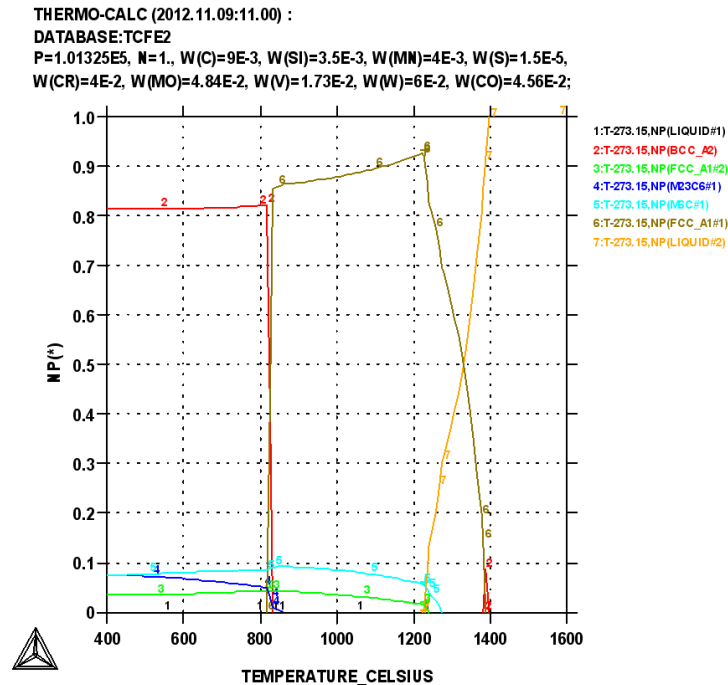


Abbildung 21: Phasenentwicklung über Temperatur für den Böhler S705SC berechnet mittels Thermocalc

Der Einfluss des Schwefelgehalts kann durch die thermodynamischen Berechnungen nicht erarbeitet werden, da der maximale Schwefelgehalt, der in der verwendeten Datenbank angegeben ist, bei 5×10^{-3} Massen% liegt. Der Böhler S705SC wurde somit nur mit 5×10^{-3} % Schwefel, anstelle von 15×10^{-3} Massen% Schwefel berechnet. Die Berechnungen beim S705 erfolgten mit einem mittleren Schwefelgehalt von 5×10^{-4} Massen% (Tabelle 1).

Die α/γ -Umwandlungstemperaturen weichen nur geringfügig ab, im S705 liegt diese bei 835°C und im S705SC bei 829°C . Der Mengenanteil der MC und $M_6\text{C}$ Karbide in Abhängigkeit von der Temperatur zeigen in beiden Werkstoffen den gleichen Verlauf. Im Temperaturbereich von 900°C bis 1200°C verringert sich der Mengenanteil der MC Karbide um ca. die Hälfte und der $M_6\text{C}$ Karbide um ca. ein Drittel.

Der Verlauf des Mengenanteils der $M_{23}\text{C}_6$ Karbide (dunkelblaue Linie in den Abbildungen 20 und 21) zeigt jedoch geringe Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen. Bei Temperaturen unter der α/γ -Umwandlung liegt im S705 der Anteil der $M_{23}\text{C}_6$ Karbide geringfügig über dem des S705SC. Des Weiteren sind die $M_{23}\text{C}_6$ Karbide im S705SC bei 850°C , im S705 erst bei 880°C vollständig aufgelöst.

4.1.2.2. Dilatometrie

Die Messungen am weichgeglühten Material im Dilatometer sollen das Umwandlungsverhalten und mögliche Unterschiede der Umwandlungstemperaturen zwischen den einzelnen Chargen aufzeigen. Des Weiteren soll durch die Abhängigkeit der Umwandlungstemperatur von der Aufheizrate die Umwandlungstemperatur im Gleichgewicht ermittelt werden, um diese mit den thermodynamisch berechneten Werten zu vergleichen.

Die Messungen im Dilatometer erfolgten für jede Charge mit den Aufheizraten 6, 10, 15 und 23 K/min. In Abbildung 22 sind die von der Aufheizrate abhängigen Dilatometerkurven für die Referenzcharge 2 dargestellt. An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass die Dilatometerkurven der beiden Chargen des S705SC sowie der Referenzcharge 1 einen sehr ähnlichen Kurvenverlauf zeigen, weshalb die Dilatometerkurven der Referenzcharge 2 repräsentativ abgebildet sind.

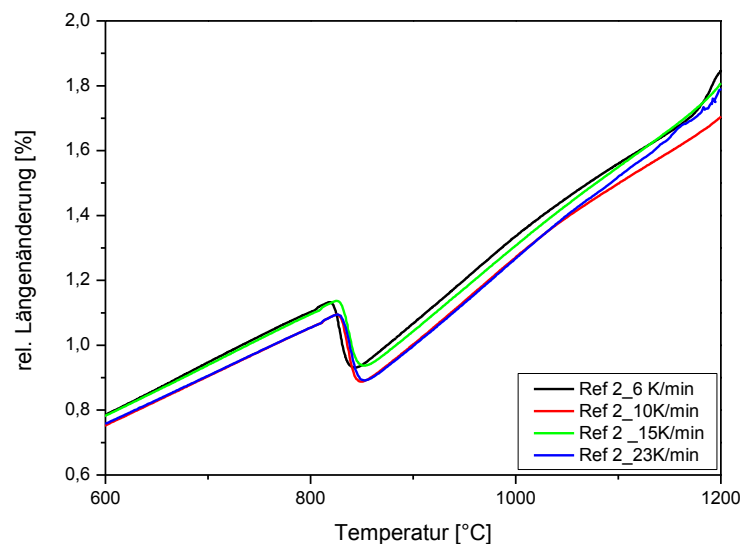


Abbildung 22: Dilatometerkurven der Referenzcharge 2 im weichgeglühten Zustand mit Aufheizraten von 6 K/min, 10 K/min, 15 K/min und 23 K/min

Die α/γ Umwandlung findet bei einer Temperatur um die 830°C statt. Des Weiteren ist bei einer Temperatur von 1050°C eine geringe Änderung in der Steigung der Kurve festzustellen, was auf die Auflösung der Weichglühkarbide zurückzuführen sein könnte. Die Dilatometerkurven zeigen Schwankungen in den Verläufen bei Temperaturen über 1180°C. Der Grund für diese Abweichungen kann nicht genau definiert werden.

Die α/γ -Umwandlungstemperaturen wurden für jede Charge und Aufheizrate einzeln aus den Dilatometerkurven ermittelt. Die Umwandlungstemperaturen sind in Abbildung 23 in Abhängigkeit von der Aufheizrate dargestellt. In dieser Darstellung werden die Werte für jede Charge einzeln linear gefittet und daraus die Temperatur im Gleichgewichtszustand berechnet. In Tabelle 4 sind die berechneten Umwandlungstemperaturen im Gleichgewicht zusammengefasst.

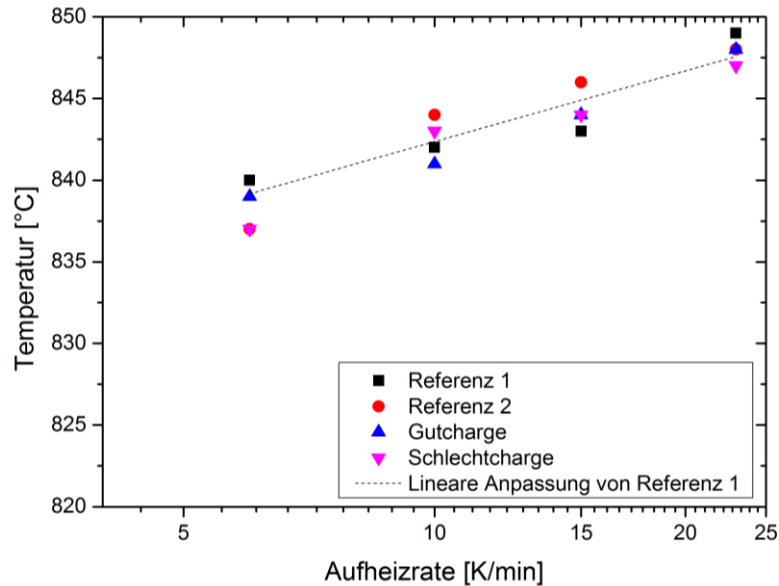


Abbildung 23: α/γ Umwandlungstemperaturen in Abhängigkeit der Aufheizrate für den Böhler S705 und S705SC

Tabelle 4: Extrapolierte Werte der α/γ -Umwandlungstemperaturen im Gleichgewicht

Chargenbezeichnung	Referenz 1	Referenz 2	Gutcharge	Schlechtcharge
Umwandlungstemperatur	828 °C	823°C	830°C	825°C

Die geringe Änderung des Kurvenverlaufs bei einer Temperatur von etwa 1050°C konnte nicht exakt ermittelt werden. Des Weiteren war dieser Knick nicht bei allen Dilatometerkurven ausgeprägt.

Die ermittelten α/γ Umwandlungstemperaturen für alle Chargen weichen nur sehr gering voneinander ab. In Abbildung 23 ist zu erkennen, dass für die ermittelten Umwandlungstemperaturen nur wenige Messpunkte je Charge verwendet wurden. Eine geringe Änderung eines Messpunktes führt daher zu einer Abweichung der extrapo-

lierten Umwandlungstemperaturen, weshalb den Unterschieden in den ermittelten Temperaturen keine Bedeutung beigemessen werden kann.

4.1.2.3. DSC -Untersuchung

Die Messungen an der DSC sollen als Ergänzung zu den Messungen im Dilatometer dienen. Hiermit sollen weitere möglich auftretende Umwandlungen oder Reaktionen, die im Dilatometer nicht detektiert werden konnten, ermittelt werden. Die im Dilatometer durchgeführten Messungen mit den Aufheizraten von 6 K/min, 10 K/min, 15 K/min und 23 K/min wurden bei den Messungen in der DSC wiederholt.

In den Abbildungen 24 a - d sind die Ergebnisse der einzelnen Chargen in Abhängigkeit der Aufheizrate (6 K/min, 10 K/min, 15 K/min, 23 K/min) dargestellt.

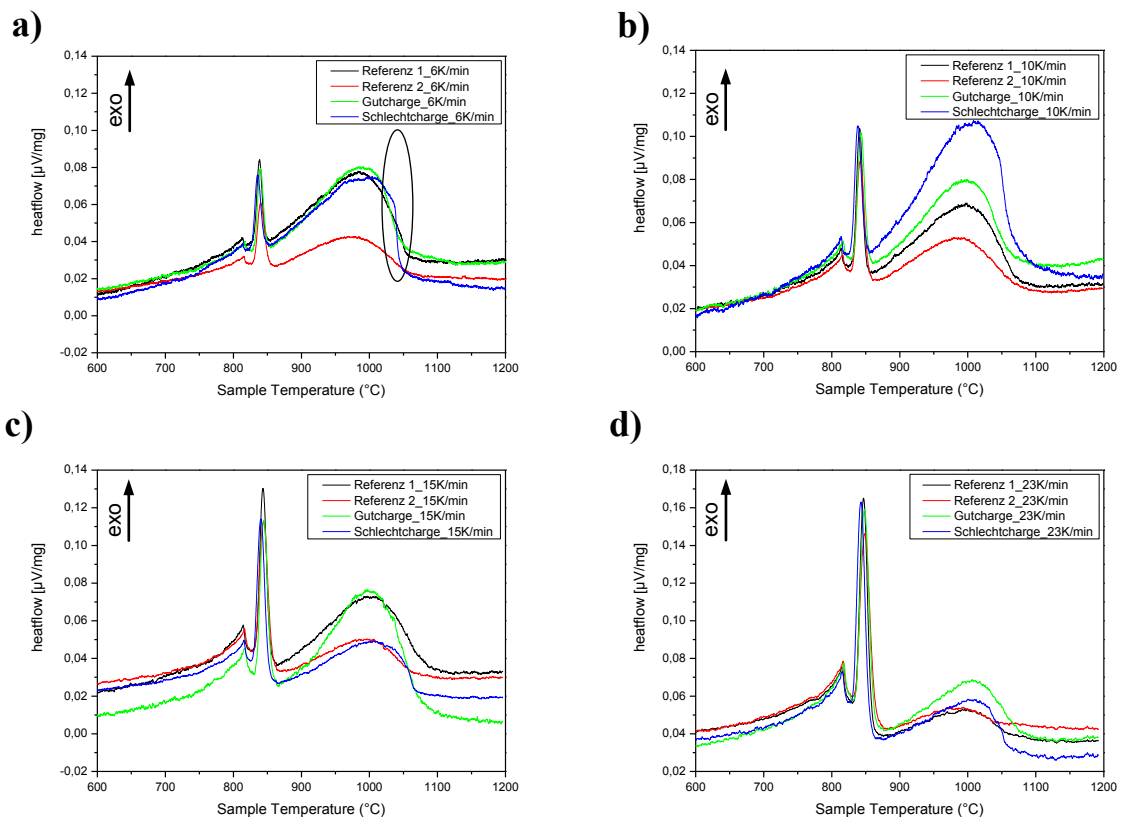


Abbildung 24: DSC-Messungen für beide Referenzchargen sowie der Gut- und Schlechtcharge mit einer Aufheizrate von a) 6K/min b) 10K/min c) 15K/min d) 23K/min

Der erste recht schwach ausgeprägte Peak bei 810°C ist auf die magnetische Umwandlung des Materials zurückzuführen. Der anschließend scharfe Peak, dessen Maximum bei 830°C liegt, zeigt die α - γ -Umwandlung. Die α - γ -Umwandlungstemperaturen liegen im Bereich der im Dilatometer gemessenen Temperaturen und werden daher nicht für das Gleichgewicht berechnet.

Der recht breite Peak, der sich mit dem Ende der α - γ -Umwandlung überschneidet, erstreckt sich bis zu einer Temperatur von 1050°C. Diese Reaktion könnte auf eine mögliche Karbidauflösung zurückgeführt werden.

Der Vergleich der Messungen mit einer Aufheizrate von 6 K/min und 23K /min zeigt eine Differenz in der Peakhöhe der α - γ -Umwandlung und der darauffolgenden Reaktion.

Eine Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit bewirkt eine Verschiebung des Peakmaximums zu höheren Temperaturen. Da die pro Zeiteinheit umgewandelte Stoffmenge größer wird, werden die Peaks höher und breiter, so dass sich auch die Peakfläche vergrößert [30].

Die Schlechtcharge (blaue Messkurve) zeigt bei allen Messungen einen auffallend starken Abfall des Wärmestroms gegen Ende der letzten Reaktion (Abbildung 24 a).

Die teilweise unterschiedlich ausgeprägten Verläufe der Wärmeströme sind jedoch auf Abweichungen in der Einwaage zurückzuführen.

4.1.3. Härtegefüge

Zuvor wurden die einzelnen Chargen im weichgeglühten Zustand untersucht und das Umwandlungsverhalten analysiert. Es zeigten sich nur geringe Unterschiede zwischen der Referenzcharge und der schwefellegierten Charge. Zusätzlich soll das Härtegefüge der Chargen untersucht werden, um den Einfluss des Schwefels und eine mögliche Mischkornbildung zu bewerten.

Das weichgeglühte Material wurde im Dilatometer nach dem in Abbildung 13 dargestellten Verlauf der Ofen und Chargen - Wärmebehandlung gehärtet.

Die Abbildungen 25 a, b und 26 a, b zeigen das Gefüge der Gutcharge und Schlechtcharge des Böhler S705SC nach dem Härten entsprechend des Ofen - und Chargenzyklus. Die Abbildungen 27 a, b und 28 a, b zeigen die Härtegefüge der beiden Referenzchargen.

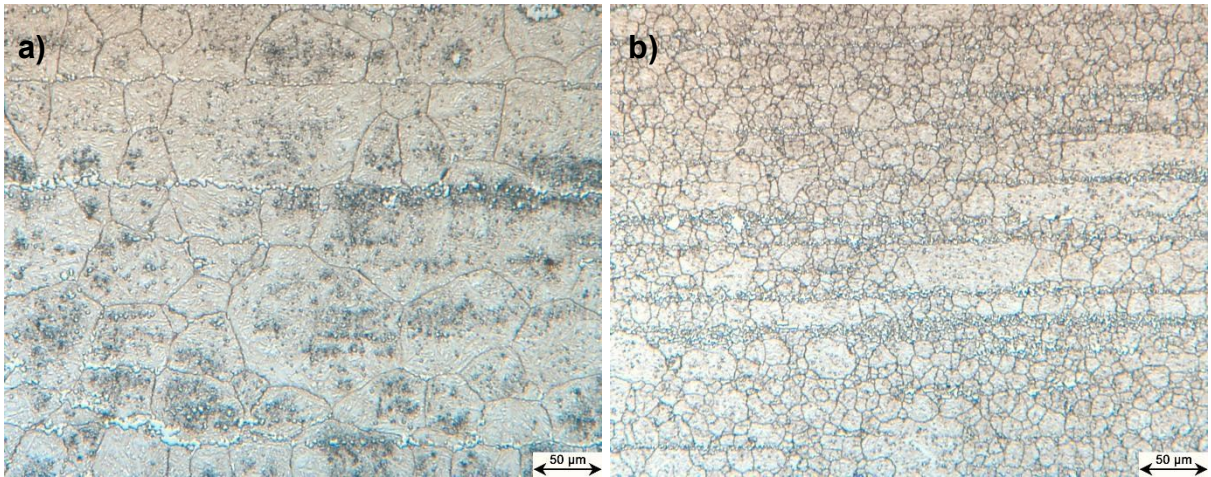


Abbildung 25: Härtegefüge der Gutcharge (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus

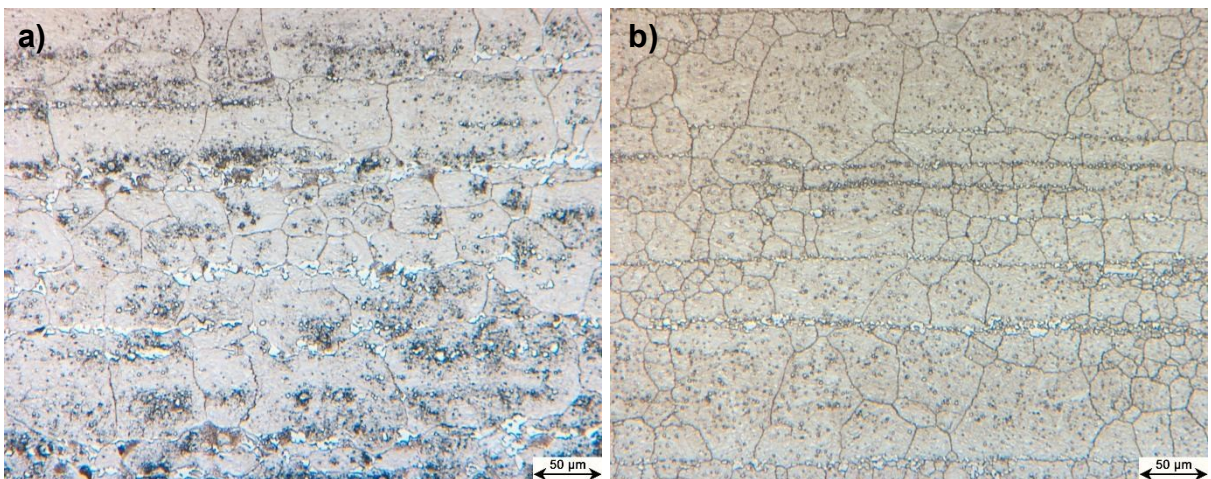


Abbildung 26: Härtegefüge der Schlechtcharge (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus

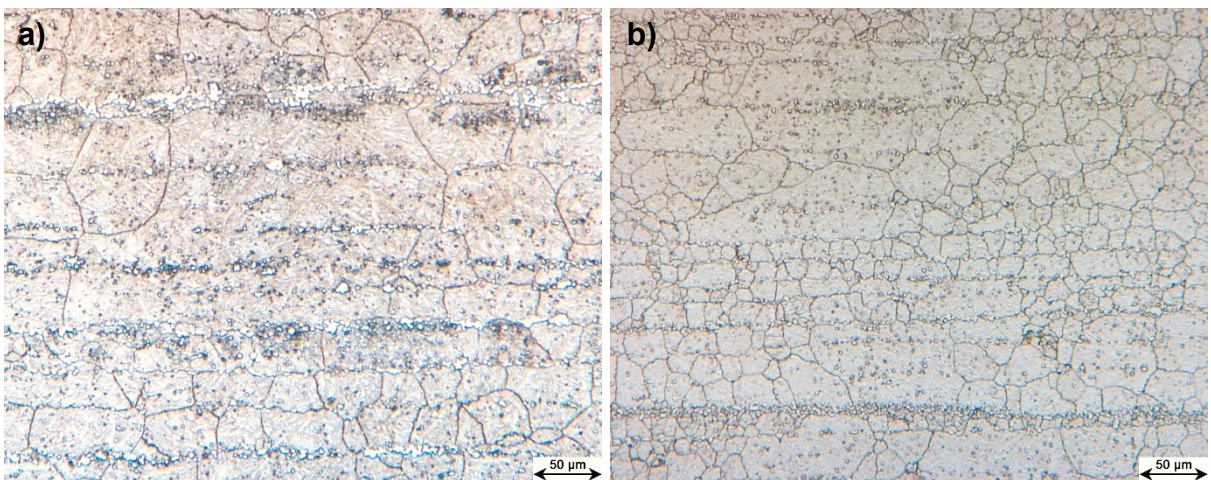


Abbildung 27: Härtegefüge der Referenzcharge 1 (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus
b) Chargenzyklus

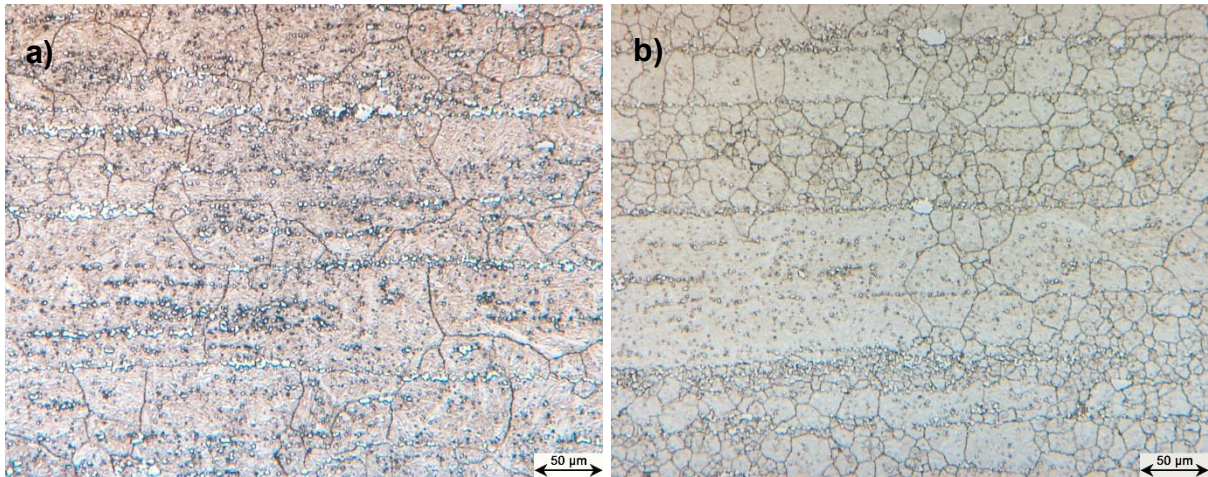


Abbildung 28: Härtegefüge der Referenzcharge 2 (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus
b) Chargenzyklus

Die nach dem Verlauf der Ofentemperatur (Abbildungen 25 a - 28 a) gehärteten Proben zeigen ein stark vergrößertes Austenitkorn. Die Schiffe von den entsprechend der Chargentemperatur gehärteten Proben (Abbildung 25 b - 28 b) weisen hingegen eine geringere Austenitkorngröße auf. Einige Körner sind jedoch auf mehr als die dreifache Korndurchschnittsgröße gewachsen, somit liegt Mischkorn vor. In allen Fällen zeigt sich, dass die Austenitkörner durch die Karbidzeilen begrenzt werden.

4.1.4. Diskussion und Resümee

Zu Beginn sollte das Umwandlungsverhalten und die Gefüge der weichgeglühten sowie gehärteten Chargen untersucht werden. Dabei sollten Unterschiede zwischen dem Böhler S705 und S705SC aufgezeigt und die weitere Vorgehensweise definiert werden.

Die licht- und rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der weichgeglühten Werkstoffe zeigten einige Unterschiede zwischen den S705 und S705SC. Das weichgeglühte Gefüge des S705 wies MC und M_6C Karbide (Abbildungen 18 und 19) sowie feinstverteilte Karbide auf. Im S705SC lagen neben den Karbiden noch langgestreckte Mangansulfide (Abbildungen 14 a, b) vor. Bei den feinstverteilten Karbiden dürfte es sich aufgrund der Literatur [2] um $M_{23}C_6$ handeln. Diese Karbide waren im S705SC globular und im S705 gestreckt ausgebildet.

Die Mengenschaubilder (Abbildungen 20 und 21) der thermodynamischen Berechnungen zeigten zwischen den beiden Werkstoffen einen nur sehr geringen Unter-

schied bezüglich Umwandlungstemperaturen und Phasenentwicklung. Der Einfluss des Schwefelgehaltes konnte jedoch in den thermodynamischen Berechnungen, bedingt durch die in der Datenbank definierten Grenzen, nicht zur Gänze berücksichtigt werden. Die geringfügig höhere α/γ Umwandlungstemperatur des S705 ist bedingt durch den höheren Kohlenstoffgehalt.

Aus den Dilatometerkurven konnten die α/γ Umwandlungstemperaturen ermittelt und auf die Umwandlungstemperaturen im Gleichgewicht (Tabelle 4) extrapoliert werden. Die Umwandlungstemperaturen variieren nur gering zwischen den Chargen. Der Vergleich zu den thermodynamisch berechneten Temperaturen zeigte eine recht gute Übereinstimmung. Mittels DSC-Messungen konnte zu den im Dilatometer ermittelten Umwandlungen eine weitere, exotherme Reaktion im Temperaturbereich von 850°C bis 1050°C identifiziert werden. Diese Reaktion lässt sich auf die Auflösung der $M_{23}C_6$ Karbide zurückführen.

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen der Härtegefüge zeigten ein unerwartetes Ergebnis. Alle Chargen wiesen nach der Wärmebehandlung des Ofenzyklus ein stark vergrößertes Korn auf (Abbildungen 25 a - 28 a). Die Gefüge der Chargen, die entsprechend dem Chargenzyklus gehärtet wurden, enthielten Mischkorn (Abbildungen 25 b - 28 b). Diese Ergebnisse gaben Grund zur Annahme, dass der Schwefel keine nennenswerte Rolle bei Mischkornbildung spielt.

Da zwischen der Gutcharge und Schlechtcharge sowie den beiden Referenzchargen kein signifikanter Unterschied im gehärteten Zustand festzustellen war, wurde für die weitere Durchführung der Arbeit nicht der Einfluss des Schwefels, sondern der Einfluss der Haltetemperaturen und Haltezeiten auf das anormale Kornwachstum an der Gutcharge vordergründig behandelt.

4.2. Untersuchungen am wärmebehandelten Gefüge

4.2.1. Entwicklung der Austenitkorngröße

Abschreckversuche im Dilatometer zu definierten Punkten im Härtezyklus sollen Aufschluss über das Kornwachstum während der Wärmebehandlung geben.

Der Härtezyklus mit den einzelnen Zeit-Temperatur-Programmen ist in Abbildung 29 dargestellt. Die Temperaturen, Aufheizraten und Haltezeiten ab der ersten Vorwärmstufe entsprechen dem in Abbildung 13 dargestellten Ofenzyklus. Bis zur ersten Vorwärmstufe wird für die Abschreckversuche eine höhere Aufheizrate (160K/min) gewählt, um somit die Dauer der Wärmebehandlung zu reduzieren. Zuvor durchgeführte Versuche zeigten, dass eine Erhöhung der Aufheizrate in diesem Bereich keinen Einfluss auf die Entwicklung des weiteren Gefüges hat.

Ab Erreichen der zweiten Vorwärmstufe werden mehrere Abschreckversuche zu definierten Punkten (a - g) des Ofenzyklus (Abbildung 29) durchgeführt. Zur Beurteilung der Gefügeentwicklung wurden Proben im Dilatometer entsprechend dem Zeit-Temperatur-Programmes aufgeheizt und anschließend abgeschreckt.

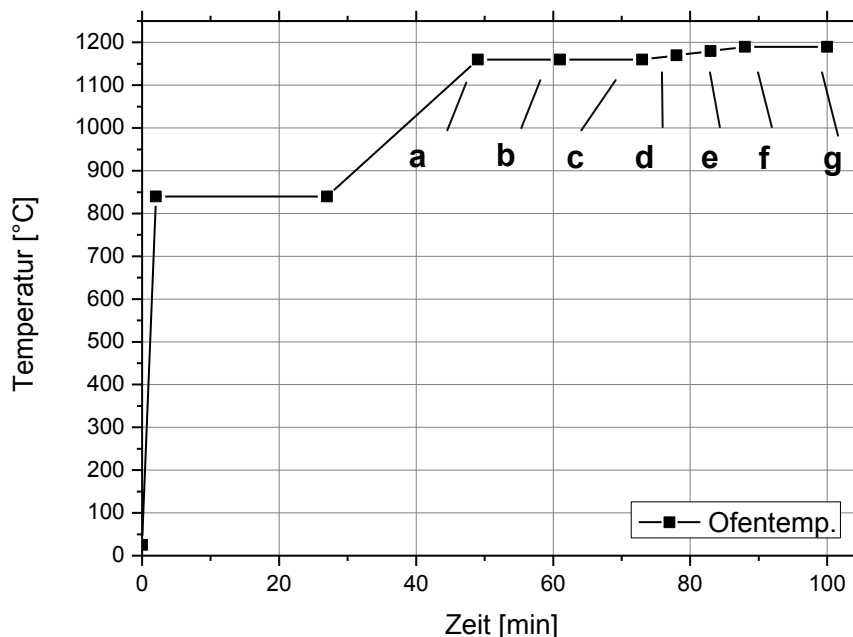


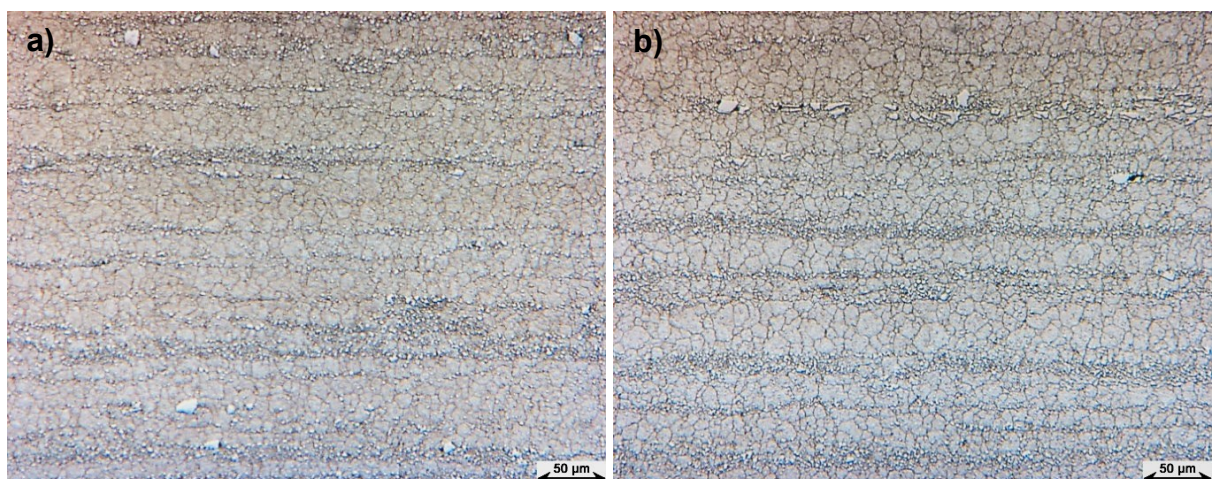
Abbildung 29: Positionen für ausgewählte Abschreckversuche entlang des Ofenzyklus

Bei den Punkten a-g (Abbildung 29) handelt es sich um folgende Zeit-Temperatur-Programme:

- a) Zweite Vorwärmstufentemperatur wird erreicht und nach 0 min Haltezeit abgeschreckt.
- b) Nach 12,5 min auf Vorwärmstufentemperatur wird die Probe abgeschreckt.
- c) Nach 25 min auf Vorwärmstufentemperatur wird die Probe abgeschreckt.
- d) Während dem weiteren Aufheizen ab der zweiten Vorwärmstufe, wird die Probe bei 1170°C abgeschreckt.
- e) Während dem weiteren Aufheizen ab der zweiten Vorwärmstufe wird die Probe bei 1180°C abgeschreckt.
- f) Die Probe wird nach Erreichen der Austenitisierungstemperatur bei 1190°C abgeschreckt.
- g) Der gesamte Härtezyklus wurde bereits vollständig im Dilatometer nachgefahren (siehe Abbildungen 25 - 28).

Die Aufnahmen in den Abbildungen 30 a - c zeigen die Entwicklung des Gefüges entlang der zweiten Vorwärmstufe (Punkte a - c). In diesem Bereich ist qualitativ keine Änderung der Austenitkorngröße festzustellen. Ferner ist auch kein Mischkorn in den Gefügaufnahmen zu erkennen.

Das Gefüge nach dem Abschrecken von 1170°C (Punkt d, Abbildung 30 d) weist bereits vereinzelt größere Austenitkörner auf. Nach dem Abschrecken von 1180°C und 1190°C (Punkte e und f, Abbildungen 30 e und f) ist im Gefüge ein stark ausgeprägtes Mischkorn vorhanden. Nach beendeter Wärmebehandlung (Punkt g, Abbildung 30 g) liegt in der Probe nur ein grobkörniges Gefüge vor.



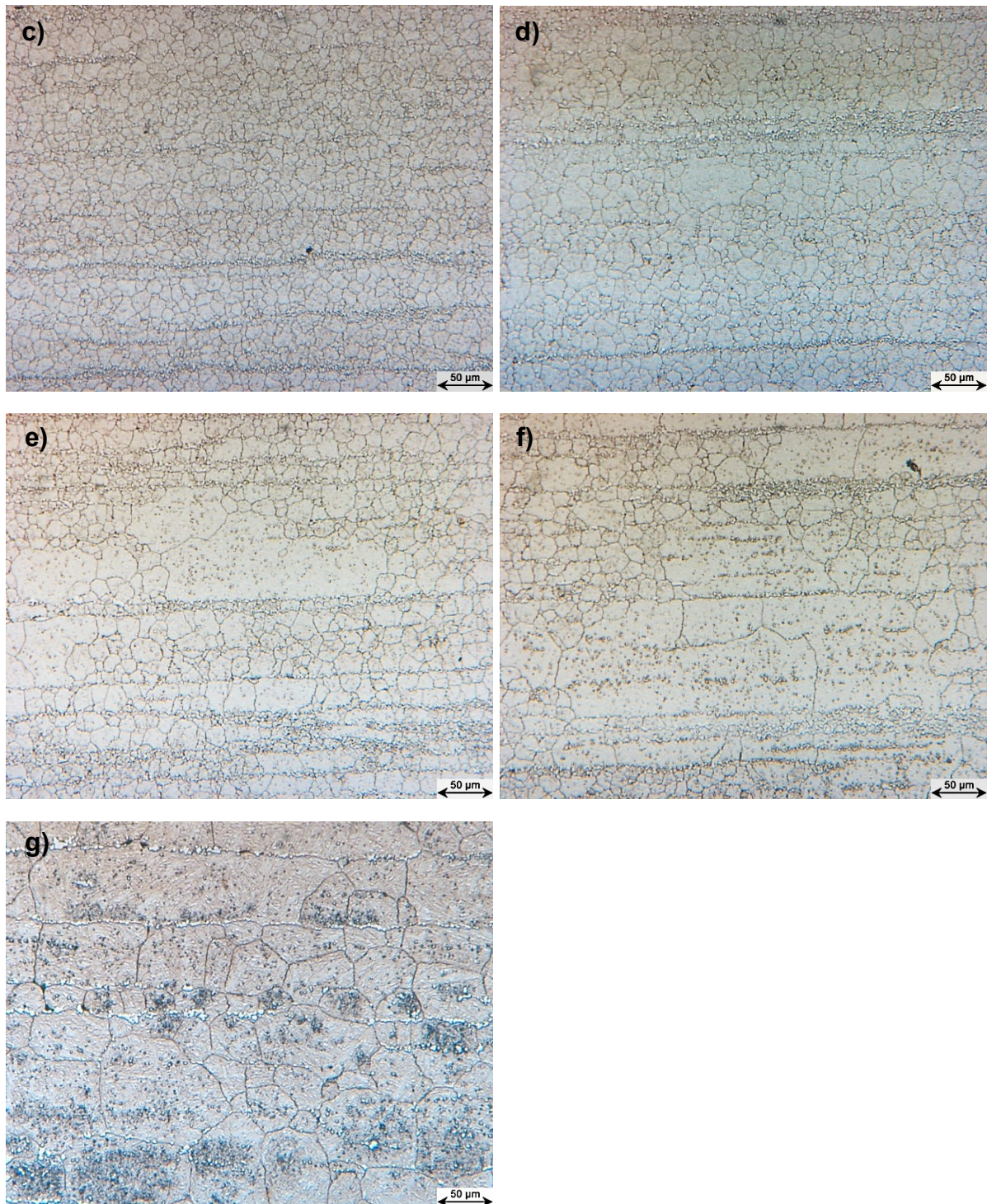


Abbildung 30: LIMI - Aufnahmen der Gutcharge (Vergrößerung 200x) a) Position a, b) Position b, c) Position c, d) Position d, e) Position e , f) Position f und g) Position g in Abbildung 29

Aus den Abschreckversuchen geht somit hervor, dass im Temperaturbereich von 1170°C und 1180°C das anormale Wachstum einzelner Austenitkörner beginnt.

4.2.2. Einfluss der Vorwärmstufentemperatur auf das Mischkorn

Die zuvor durchgeführten Abschreckversuche zeigten, dass im Ofenzyklus bei einer Temperatur von 1180°C Mischkorn im Gefüge vorliegt. Um die Mischkornbildung zu reduzieren, soll der Einfluss der zweiten Vorwärmstufentemperatur auf die Austenitkorngröße untersucht werden.

Die Wärmebehandlung aus Abbildung 29 wird mit einer zweiten Vorwärmstufe bei 1110°C bzw. 1170°C durchgeführt, wobei anschließend bis zu einer Temperatur von 1180°C aufgeheizt und danach abgeschreckt wurde. Die beiden Wärmebehandlungen sowie der Abschreckversuch „g“ (Abbildung 30) des vorigen Kapitels sind in Abbildung 31 dargestellt. Abbildung 31 zeigt die Wärmebehandlungszyklen ab dem Ende der ersten Vorwärmstufe (840°C). Die Aufheizraten für die weitere Erwärmung ab der zweiten Vorwärmstufe wurden an die jeweilige Temperatur der Vorwärmstufe angepasst. Die Anpassung ist notwendig, da ansonsten das weitere Aufheizen auf 1180°C für eine Vorwärmstufe von 1110°C fast eine Stunde benötigen würde. Es ergeben sich somit folgende Zyklen:

- Vorwärmstufe bei 1160°C mit anschließender Aufheizrate von 2 K/min.
- Vorwärmstufe bei 1170°C mit anschließender Aufheizrate von 2 K/min.
- Vorwärmstufe bei 1110°C mit anschließender Aufheizrate von 3 K/min

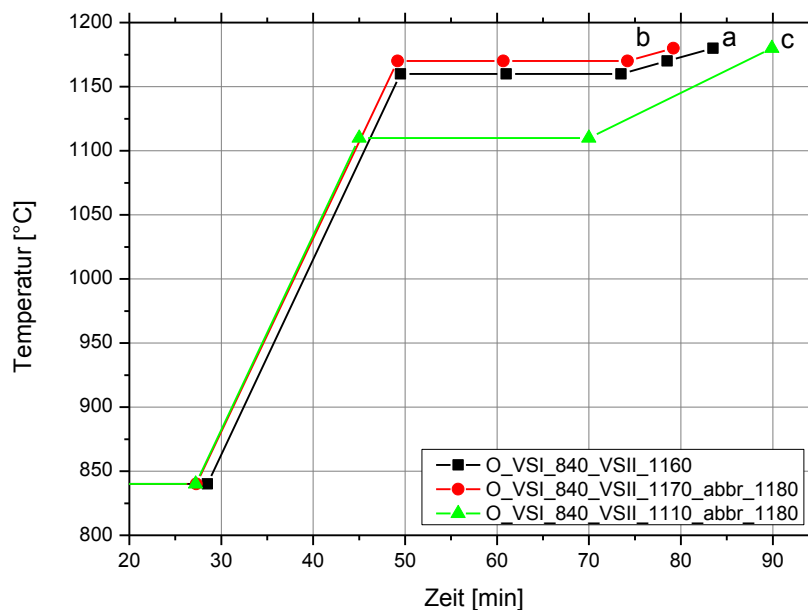


Abbildung 31: Abschreckversuche für die Untersuchung des Einflusses der zweiten Vorwärmstufentemperatur

Das Gefüge und die Korngrößenverteilung des Abschreckversuches mit einer zweiten Vorwärmstufe bei 1160°C (*a* - Abbildung 31) sind in den Abbildungen 32 a, b dargestellt. Die Abbildungen 33 a, b zeigen das Gefüge und die Korngrößenverteilung der Abschreckversuche mit einer Vorwärmstufe bei 1170°C (*b* - Abbildung 31).

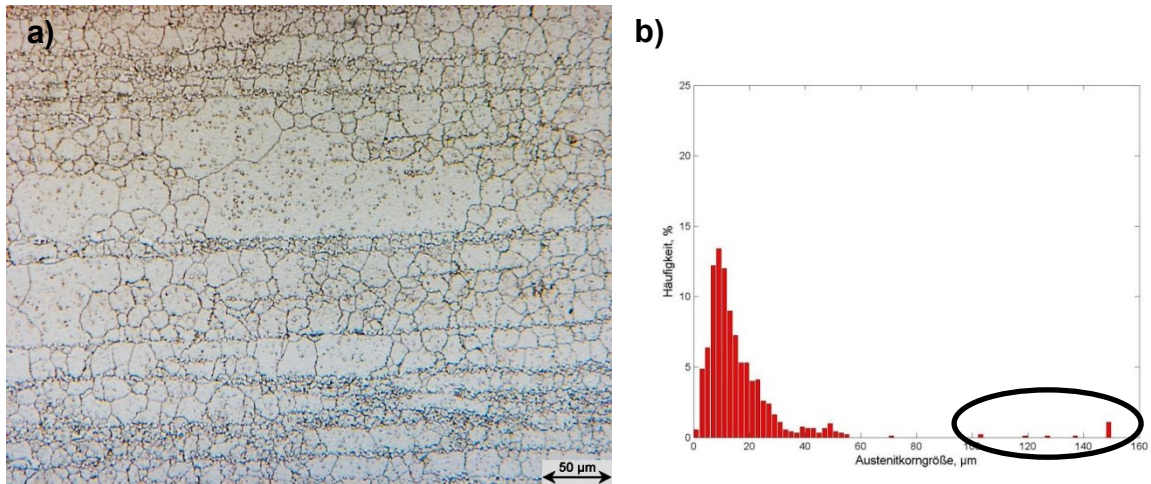


Abbildung 32: Abschreckversuch „a“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1160°C a) LIMIAufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung

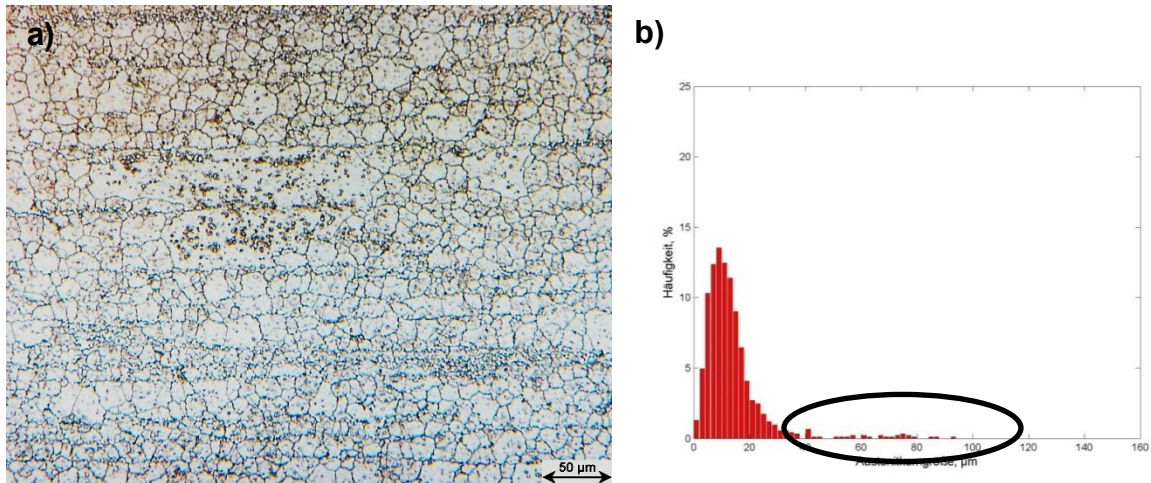


Abbildung 33: Abschreckversuch „b“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1170°C a) LIMIAufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung

Die lichtmikroskopische Aufnahme und die Korngrößenverteilung der Abschreckversuche mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1110°C (*c* - Abbildung 31) sind in den Abbildungen 34 a, b zu sehen.

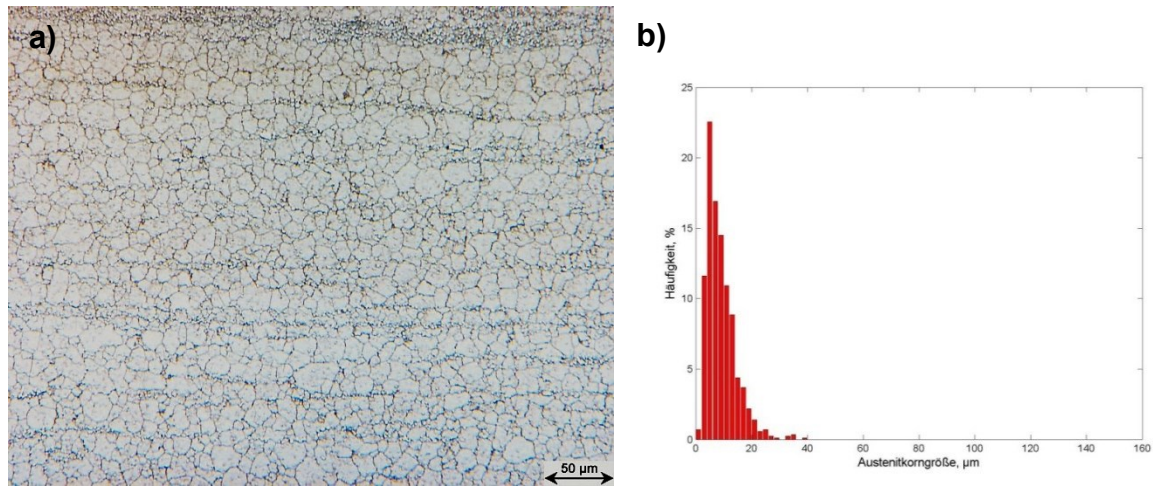


Abbildung 34: Abschreckversuch „c“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1110°C a) LIM-Aufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung

In den lichtmikroskopischen Aufnahmen der Abschreckversuche mit einer Vorwärmstufe bei 1160°C und 1170°C (Abbildungen 32 und 33) treten vereinzelt große Körner auf. Die anormal großen Körner werden wiederum durch die Karbidzeilen begrenzt. Die beiden zugehörigen Korngrößenverteilungen zeigen eine maximale Häufigkeit für eine Austenitkorngröße von 10 µm. Der Anteil der anormal gewachsenen Körner variiert zwischen den beiden Versuchen nur geringfügig. Bei einer Vorwärmstufentemperatur von 1160°C liegen vereinzelt Körner größer als 100 µm und ein nicht unerheblicher Anteil an Körnern mit einer Größe von 40 - 60 µm im Gefüge vor. Bei einer Vorwärmstufentemperatur von 1170°C weisen die anormalen Körner eine Größe zwischen 40 – 100 µm auf. In beiden Fällen spricht man von Mischkorn.

Aus der Korngrößenverteilung des Abschreckversuchs mit einer Vorwärmstufe bei 1110°C (Abbildung 34) geht hervor, dass die maximale Korngröße knapp unter 40 µm und die durchschnittliche Austenitkorngröße bei etwa 8 µm liegt. Laut Definition ist dieses Verhältnis bereits Mischkorn.

4.2.3. Untersuchung der Karbide

Wie in der Literatur [23] angeführt, hat die Verteilung der Karbide im Material einen wesentlichen Einfluss auf die Behinderung des Kornwachstums. Die Charakterisierung der Karbide im wärmebehandelten Material soll an ausgewählten Temperaturzyklen im Dilatometer durchgeführt werden.

Die Temperaturführung bis zur zweiten Vorwärmstufe ist für alle Abschreckversuche gleich. Die erste Vorwärmstufe liegt bei 840°C und einer Haltezeit von 25 min (Abbildung 31). Die Aufheizrate bis zur zweiten Vorwärmstufe beträgt 16 K/min. Die Temperaturverläufe oberhalb der ersten Vorwärmstufe sind in Abbildung 35 zusammengefasst.

- Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1060°C, nach 0 und 25 min Haltezeit wird abgeschreckt.
- Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1110°C, nach 0 und 25 min Haltezeit wird abgeschreckt.
- ▲— Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1160°C, nach 0 und 25 min Haltezeit wird abgeschreckt.
- ▼— Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1170°C, nach 0 und 25 min Haltezeit wird abgeschreckt.
- ◆— Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1060°C, 25 min Haltezeit, in 1 min (130 K/min) auf 1190°C geheizt und abgeschreckt.
- ◀— Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1060°C, 25 min Haltezeit, in 15 min (9 K/min) auf 1190°C geheizt und abgeschreckt.
- ▶— Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1160°C, 25 min Haltezeit, in 1 min (30 K/min) auf 1190°C geheizt und abgeschreckt.
- Zweite Vorwärmstufentemperatur bei 1160°C, 25 min Haltezeit, in 15 min (2 K/min) auf 1190°C geheizt und abgeschreckt.

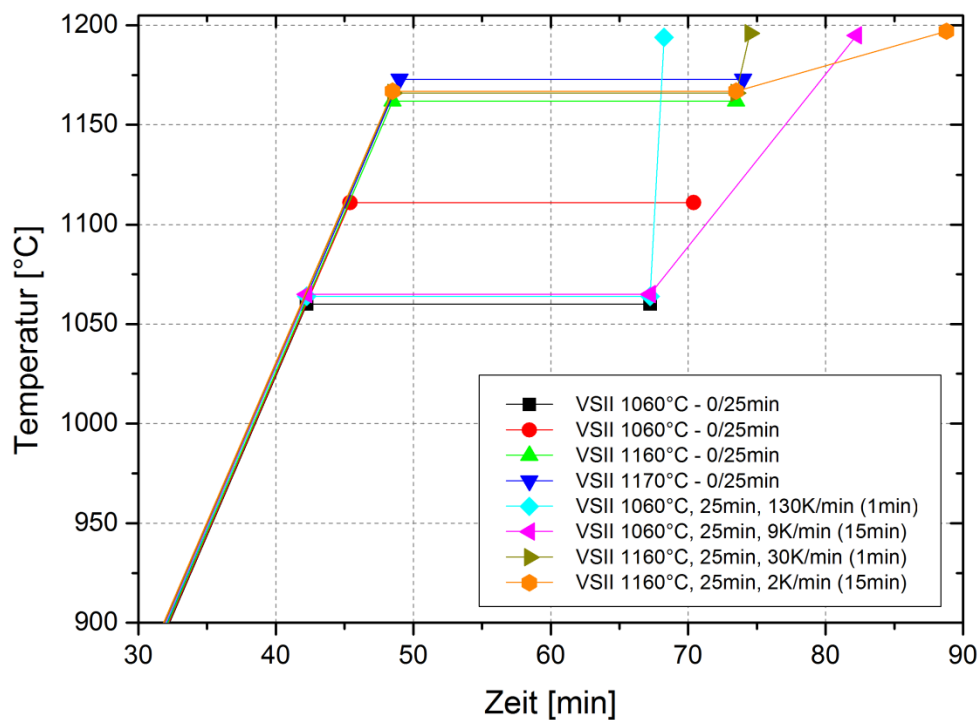


Abbildung 35: Übersicht der Haltetemperatur, -zeit und Aufheizrate der für die Karbidanalyse untersuchten Dilatometerversuche

Die REM-Aufnahmen zeigen die Karbide in der Matrix zwischen den Karbidzeilen. Mit der Auswertesoftware Analysis wurden zehn REM-Aufnahmen pro Probe hinsichtlich Karbidgrößenverteilung und Karbidanteil ausgewertet.

Der erste Teil der Ergebnisse dieses Kapitels beinhaltet die Untersuchung der Karbide in der Probe während der Wärmebehandlung entlang der zweiten Vorwärmstufe. Hierfür wurden vier unterschiedliche Vorwärmstufen von 1060°C, 1110°C, 1160°C und 1170°C gewählt und nach 0 min und 25 min Haltezeit abgeschreckt und untersucht.

Die Abbildungen 36 a, b und Abbildungen 37 a, b zeigen die REM-Aufnahmen sowie die Karbidgrößenverteilung für die Abschreckversuche mit einer zweiten Vorwärmstufe bei 1060°C und einer Haltezeit von 0 min bzw. 25 min (—■— Abbildung 35).

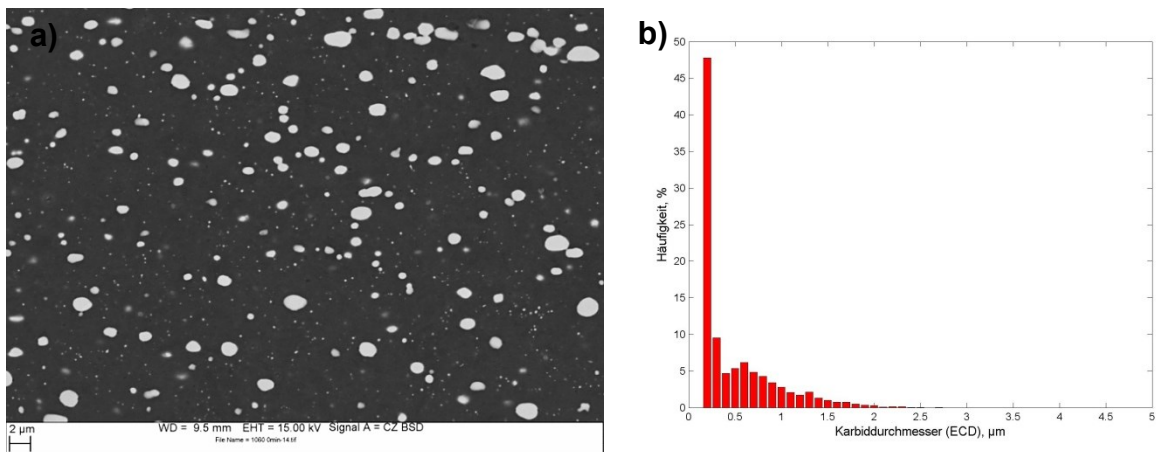


Abbildung 36: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C und einer Haltezeit von 0 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidgehalt: 14,5±0,6 %)

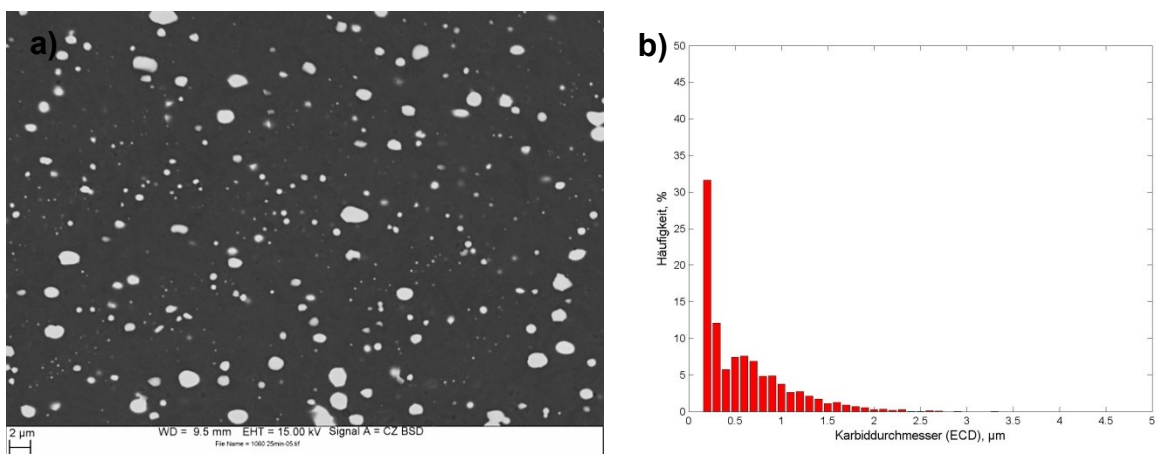


Abbildung 37: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C und einer Haltezeit von 25 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidgehalt: 14,1±1 %)

Die REM-Aufnahmen sowie die Karbidgrößenverteilung für die Abschreckversuche mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1110°C bei einer Haltezeit von 0 min bzw. 25 min (—●— Abbildung 35) sind in den Abbildungen 38 a, b und Abbildungen 39 a, b dargestellt.

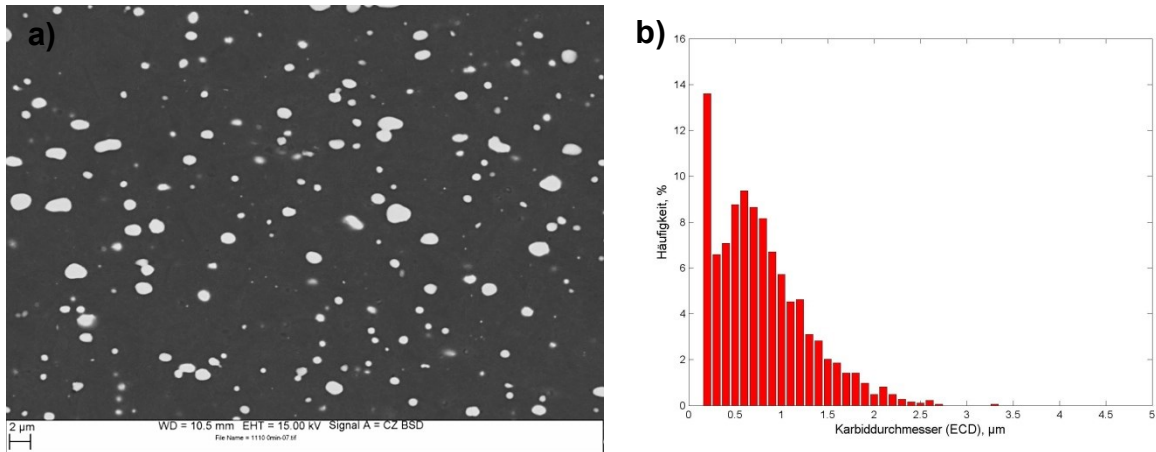


Abbildung 38: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1110°C und einer Haltezeit von 0 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 7 ± 1 %)

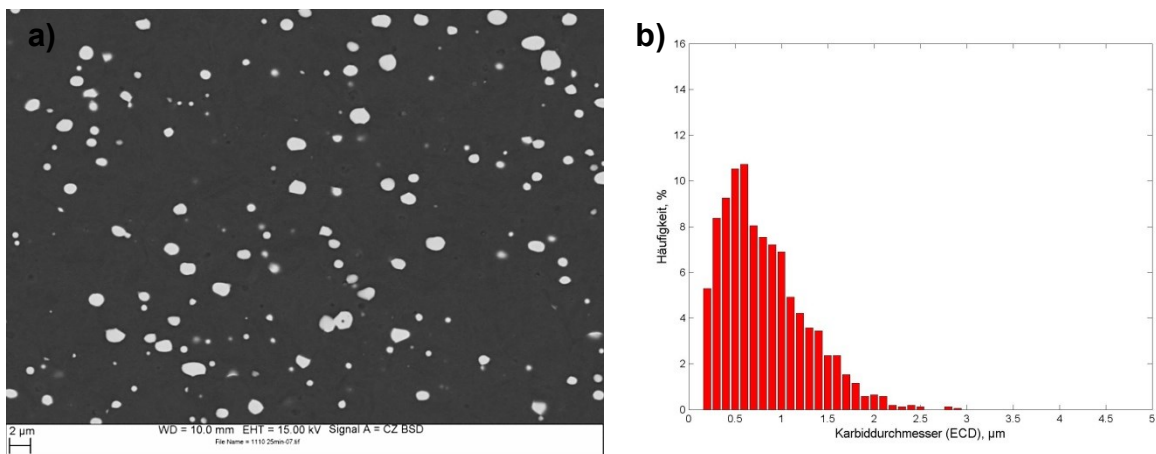


Abbildung 39: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1110°C und einer Haltezeit von 25 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5,8 \pm 0,9$ %)

Die Abbildungen 40 a, b und Abbildungen 41 a, b zeigen die REM-Aufnahmen sowie die Karbidgrößenverteilung für die Abschreckversuche mit einer zweiten Vorwärmstufe bei 1160°C und einer Haltezeit von 0 min bzw. 25 min (—▲— Abbildung 35). In den Abbildungen 42 a, b und Abbildungen 43 a, b sind die Ergebnisse der REM-Aufnahmen und die Karbidgrößenverteilung für eine zweite Vorwärmstufe von 1170°C bei 0 und 25 min (—▼— Abbildung 35) zu sehen.

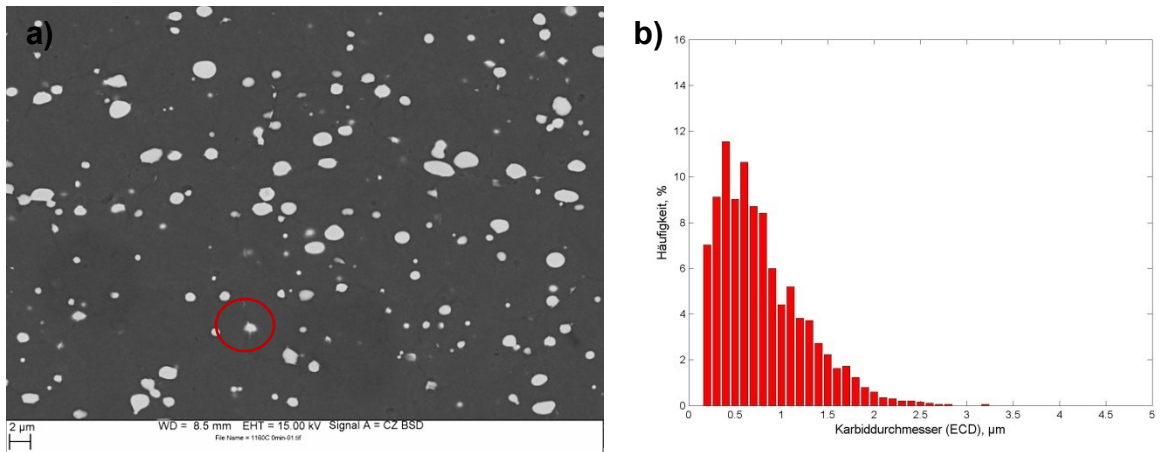


Abbildung 40: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C und einer Haltezeit von 0 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5,7 \pm 1$ %)

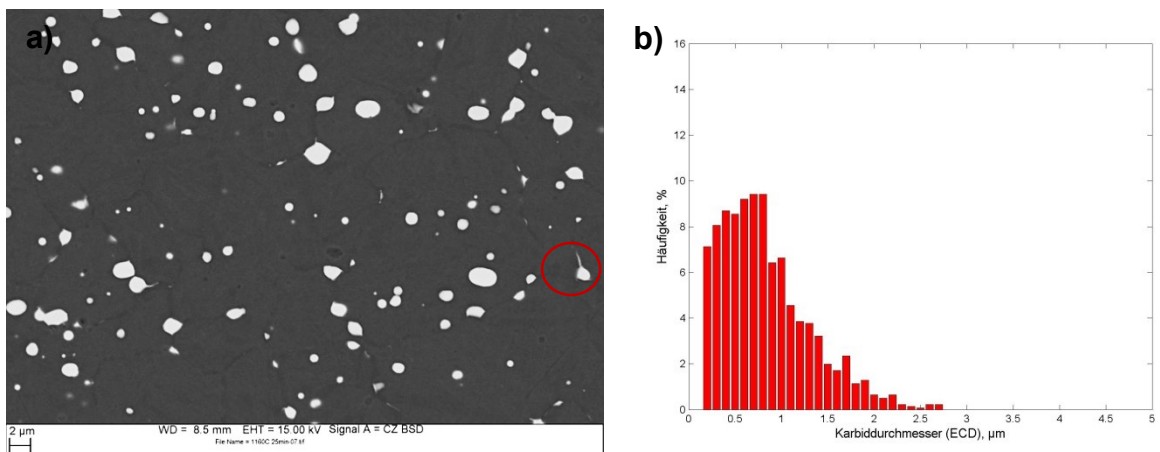


Abbildung 41: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C und einer Haltezeit von 25 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $4,3 \pm 0,9$ %)

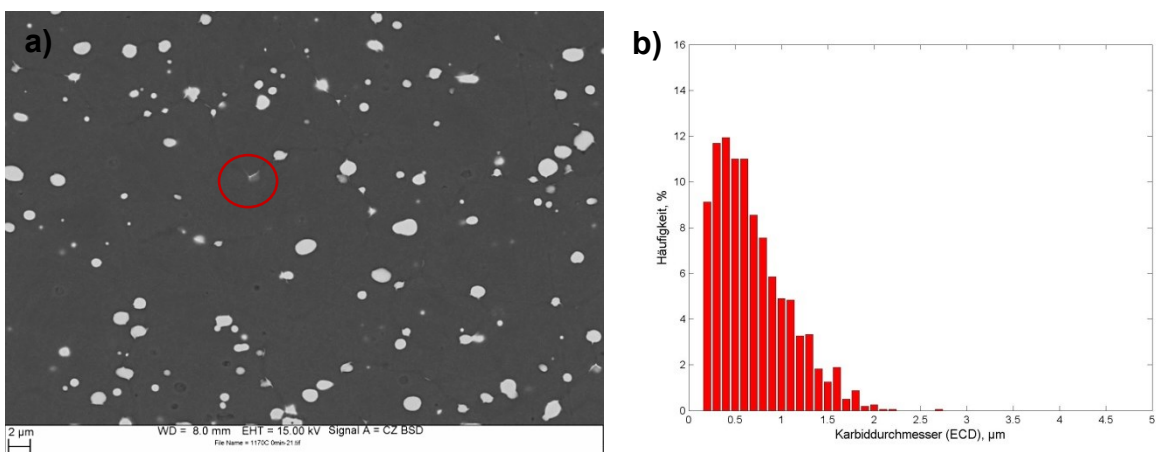


Abbildung 42: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1170°C und einer Haltezeit von 0 min
a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5 \pm 1,4$ %)

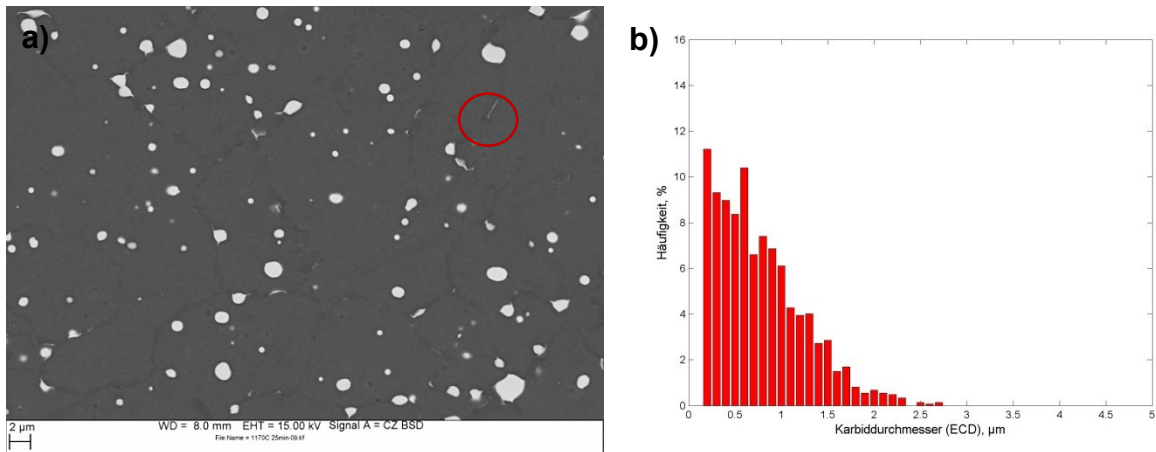




Abbildung 43: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1170°C und einer Haltezeit von 25 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $3,8 \pm 0,4$ %)

Bei einer Vorwärmstufe von 1060°C und 1110°C und einer Haltezeit von 0 min (Abbildungen 36 und 38) zeigen sich in den REM-Aufnahmen und Karbidverteilungen große Anteile an Karbiden mit einer Größe $< 0,25 \mu\text{m}$. Dieser Anteil verringert sich mit zunehmender Haltezeit. Nach einer Haltezeit von 25 min sind nur noch bei einer Vorwärmstufe von 1060°C (Abbildung 37 b) größere Anteile an Karbiden $< 0,25 \mu\text{m}$ vorhanden. Nach 25 min ist bei einer Vorwärmstufe von 1110°C kein nennenswerter Anteil an Karbiden $< 0,25 \mu\text{m}$ im Gefüge (Abbildung 39 b) vorhanden.

In den Gefügen mit einer Vorwärmstufe größer 1110°C (Abbildungen 40 und 42) ist der Anteil der Karbide $< 0,25 \mu\text{m}$ stark reduziert. Der Anteil ändert sich mit zunehmender Haltezeit (Abbildungen 41 und 43) auch nicht.

Bei Temperaturen ab 1160°C beginnen sich die Karbide schon bei geringen Haltezeiten aufzulösen (Abbildungen 40 a bis 43 a). Des Weiteren zeigen sich an den Korngrenzen längliche Karbide.

Der zweite Teil beinhaltet die Untersuchungen an Wärmebehandlungszuständen mit zwei unterschiedlichen Vorwärmstufen von 1060°C bzw. 1160°C und einer Haltezeit von 25 min mit anschließendem Aufheizen auf Austenitisierungstemperatur in einem Zeitintervall von 1 min bzw. 15 min. In diesem Fall kann nicht die gleiche Aufheizrate gewählt werden, da ansonsten die Wärmebehandlung mit einer niedrigeren Vorwärmstufe eine viel längere Aufheizzeit benötigen würde.

Die Abbildungen 44 a, b und Abbildungen 45 a, b zeigen die REM-Aufnahmen sowie die Karbidgrößenverteilung für die Wärmebehandlung mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, einer Haltezeit von 25 min und anschließendem Aufheizen auf 1190°C mit einer Aufheizzeit von 1 min bzw. 15 min ( und  Abbildung 35).

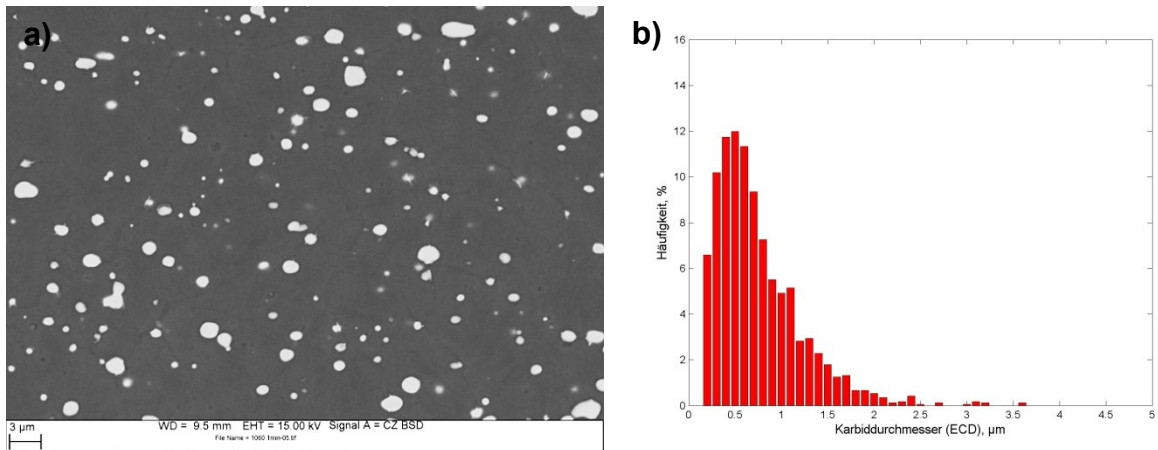


Abbildung 44: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C, einer Haltezeit von 25 min und 1 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 5,7±1,3 %)

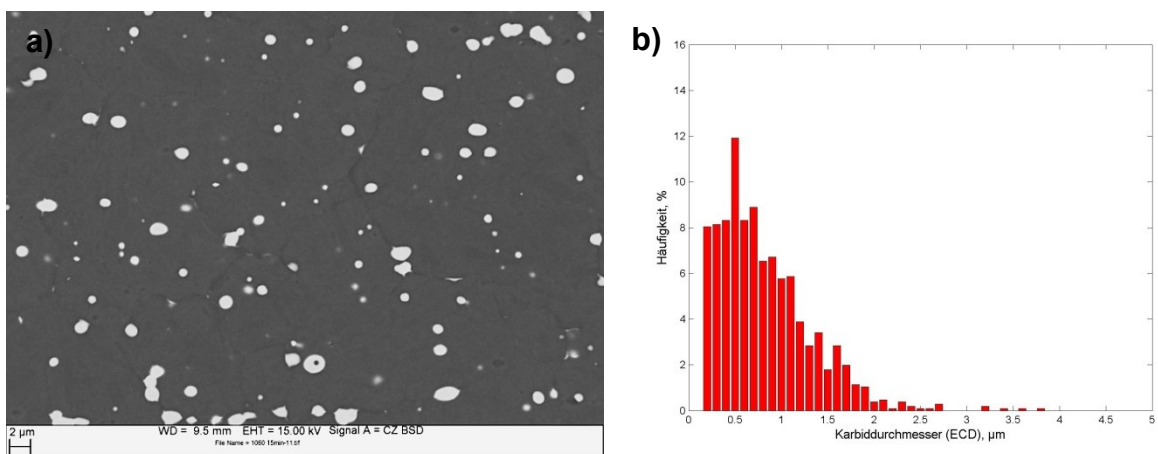




Abbildung 45: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C, einer Haltezeit von 25 min und 15 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 5±1 %)

In den Abbildungen 46 a, b und Abbildungen 47 a, b sind die REM-Aufnahmen sowie die Karbidgrößenverteilung für eine Wärmebehandlung mit einer zweiten Vorwärmstufentemperatur von 1160°C und einer Aufheizzeit von 1 min bzw. 15 min ( und  Abbildung 35) dargestellt.

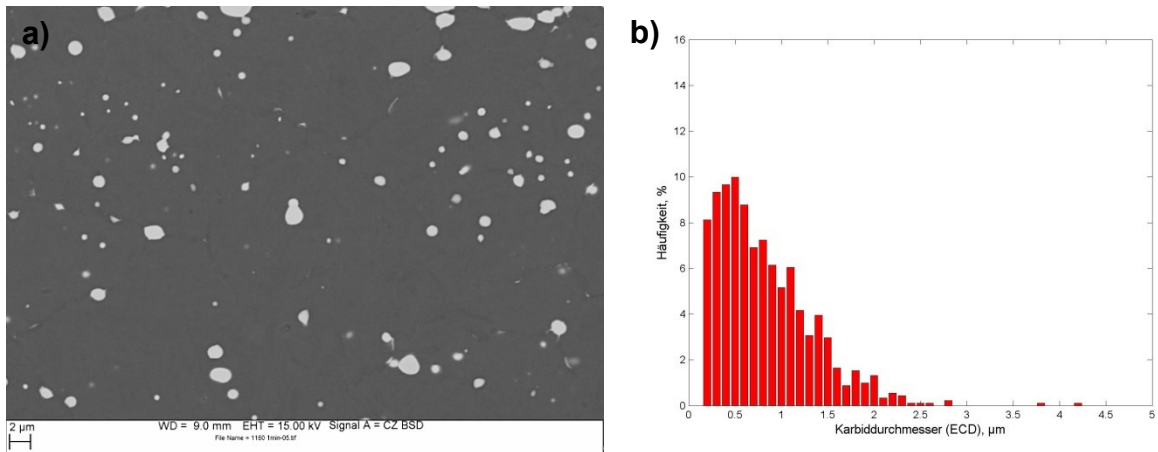


Abbildung 46: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C, einer Haltezeit von 25 min und 1 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidgehalt: $3,5 \pm 1,2$ %)

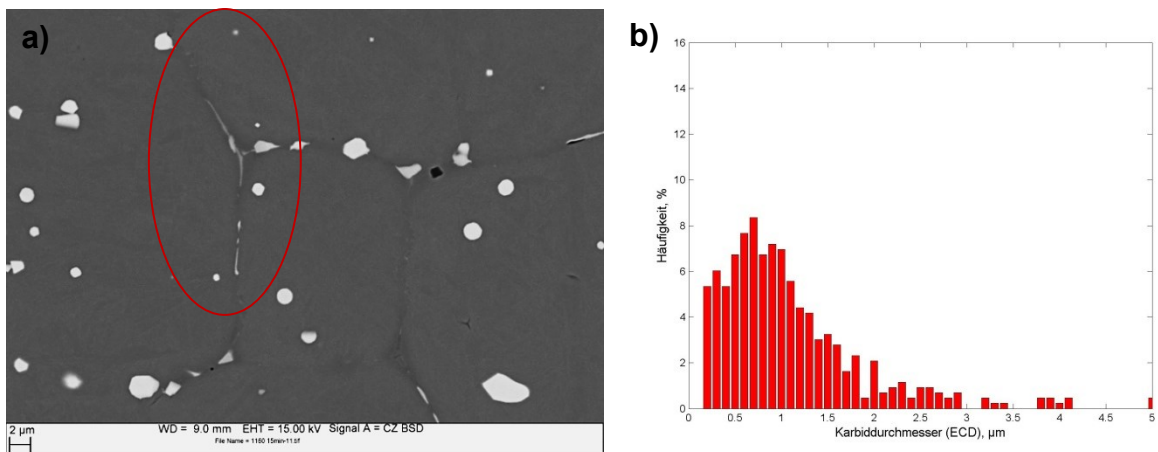


Abbildung 47: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C, einer Haltezeit von 25 min und 15 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidgehalt: $3,2 \pm 0,8$ %)

Nach dem weiteren Aufheizen von 1060°C auf 1190°C zeigen sich für die beiden Aufheizraten von 9 K/min (Abbildung 44 b) und 130 K/min (Abbildung 45 b) kaum Unterschiede in der Karbidverteilung.

Bei einer höheren zweiten Vorwärmstufe hat die Aufheizrate hingegen einen signifikanten Einfluss. Mit einer Vorwärmstufe von 1160°C zeigt eine Aufheizrate von 30 K/min (Abbildung 46 b) kaum eine Änderung der Korngrößenverteilung im Vergleich zu den Ergebnissen nach beendeter Vorwärmstufe (Abbildung 41 b). Wird die Aufheizrate auf 2 K/min verringert, sinkt der Anteil der Karbide mit einer Größe $< 0,6$ µm drastisch und es treten vermehrt verhältnismäßig große Karbide auf (Abbildung 47 b), was die durchschnittliche Karbidgröße zu größeren Werten verschiebt.

Die Flächenanteile der Karbide der zuvor durchgeführten Abschreckversuche sind in Abbildung 48 zusammenfassend dargestellt.

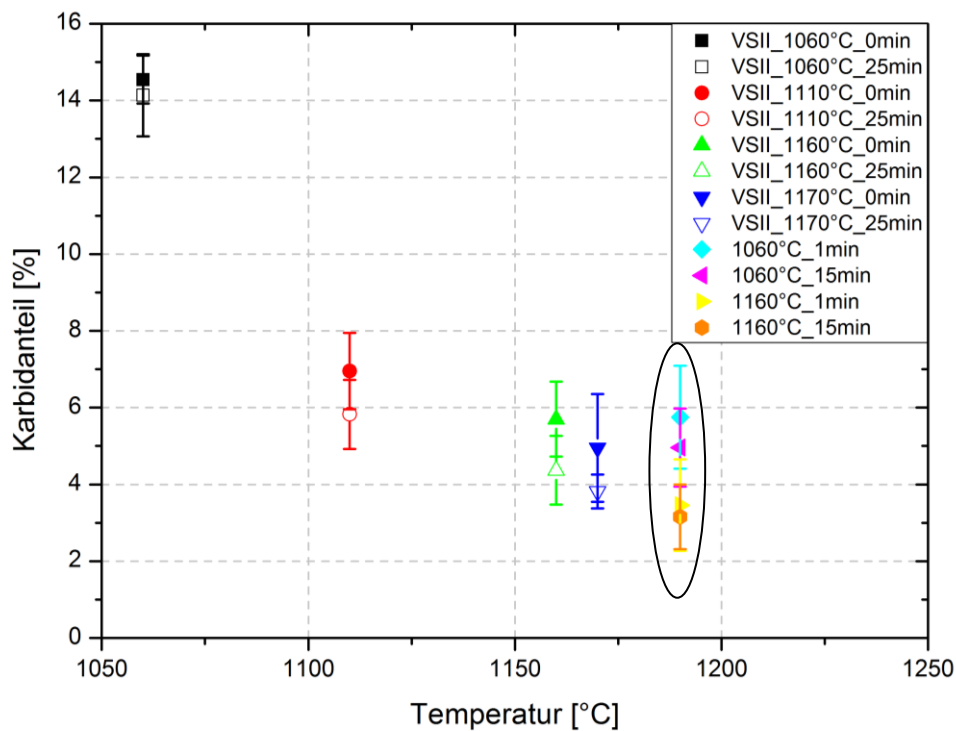


Abbildung 48: Karbidanteil der Abschreckversuche in Abhängigkeit der Haltetemperatur und -zeit

Die Karbidanteile bis zu inklusive einer Vorwärmstufentemperatur von 1170°C, sind aus den Versuchen, bei denen von der zweiten Vorwärmstufe bei 0 min und 25 min Haltezeit abgeschreckt wurde.

Wie bereits in den REM – Aufnahmen qualitativ zu erkennen war, hat die Vorwärmstufe nach 25 min Haltezeit einen entscheidenden Einfluss auf den Karbidanteil in der Probe. Bei einer Vorwärmstufe von > 1160°C liegen im Gefüge durchschnittlich 5 % Karbide vor. Eine Reduktion der Vorwärmstufe auf 1110°C erhöht im Schnitt den Karbidanteil auf 6,5 %. Wird die Vorwärmstufe auf 1060°C reduziert, steigt der Karbidanteil auf 14 %.

Die Karbidanteile aus den Abschreckversuchen zeigen, dass bei einer Haltezeit von 0 min der Anteil im Durchschnitt 1 % höher ist als nach 25 min Haltezeit.

Die Flächenteile bei 1190°C stammen von den Abschreckversuchen, bei denen der Einfluss der Aufheizzeit (1 min und 15 min) auf den Karbidanteil untersucht wurde.

Bei einer Vorwärmstufe von 1160°C, mit anschließendem Aufheizen auf 1190°C in 1 min bzw. 15 min, zeigen sich kaum Unterschiede in den Karbidanteilen. Die Ab-

schreckversuche mit einer Vorwärmstufe von 1060°C zeigen hingegen einen geringfügig höheren Karbidanteil bei einer höheren Aufheizrate. Des Weiteren liegen die Karbidanteile bei einer Vorwärmstufe von 1060°C um mehr als das Eineinhalbfache über denen bei einer Vorwärmstufe von 1160°C.

4.2.4. Diskussion und Resümee

Im Verlauf dieser Arbeit wurden der Einfluss der Wärmebehandlung und die Entwicklung des Gefüges während unterschiedlicher Wärmebehandlungen analysiert, um so die Bildung von Mischkorns zu verhindern. Neben dem Kornwachstum wurde auch die Karbidentwicklung bei unterschiedlichen Zeit-Temperatur-Programmen untersucht.

Die Abschreckversuche im Dilatometer zu definierten Punkten im Härtezyklus (Abbildung 29) zeigten, dass bei einer zweiten Vorwärmstufe von 1160°C mit anschließendem Aufheizen auf Härtetemperatur, ab einer Temperatur von 1180°C (Abbildungen 30 e) Mischkorn im Gefüge vorhanden ist. Da bei dieser Temperatur Mischkorn vorlag, wurde durch variieren der Vorwärmstufentemperatur versucht das Mischkorn zu verringern. Es zeigte sich, dass bei einer Reduktion der Vorwärmstufe um 50°C (Abbildung 34) bereits das Mischkorn beim Abschrecken von 1180°C vermieden wurde.

Wie in der Literatur [23] beschrieben hat die Rückhaltekraft der Karbide einen entscheidenden Einfluss auf das anormale Kornwachstum. Ein großer Volumenanteil an Karbiden sowie feinverteilter Karbide [18] führen zu einer sehr geringen Korngröße nach der Wärmebehandlung. Dem gegenübergestellt ist aber die Tatsache, dass bei höheren Temperaturen und langen Haltezeiten, kleinere Karbide sich rascher auflösen, wodurch diese zur Verankerung der Korngrenzen fehlen. Solange sich diese Karbide homogen im Gefüge auflösen, stellt das kein Problem beim Kornwachstum dar. Beginnen sich die Karbide jedoch an gewissen Stellen bevorzugt aufzulösen, begünstigt dies das anormale Kornwachstum. Aus diesem Zusammenhang heraus wurde das Verhalten der Karbide für unterschiedliche Haltetemperaturen, Haltezeiten und Aufheizraten untersucht.

Die Ergebnisse der Abschreckversuche zeigten, dass bei einer geringeren Vorwärmstufentemperatur von 1060°C (Abbildungen 36 a, b und 37 a, b) der Anteil der feinverteilten Karbide und der Gesamtanteil der Karbide zwischen den Karbidzeilen um vieles größer waren, als bei den Versuchen mit einer höheren Vorwärmstufentempe-

ratur. Bei Temperaturen ab 1110°C beginnen sich die feinverteilten Karbide schon bei geringen Haltezeiten aufzulösen bzw. sind nur mehr geringfügig vorhanden.

Des Weiteren zeigte sich in Abbildung 48 ein sprunghafter Abfall des Karbidanteils bei einer zweiten Vorwärmstufentemperatur zwischen 1060°C und 1110°C.

Damit bei hohen Temperaturen noch genügend Karbide im Gefüge vorliegen und somit auch das Kornwachstum gehemmt ist, sollte die Temperatur der zweiten Vorwärmstufe reduziert und die Aufheizrate bei hohen Temperaturen erhöht werden. Um diese Punkte zu validieren, sollten in weiterer Folge diese Einflüsse im Kleinversuch untersucht werden.

4.3. Abbildung und Optimierung des Härtezyklus

Wie die Untersuchungen in den vorigen Kapiteln zeigten, begünstigt eine geringe Aufheizrate, eine hohe zweite Vorwärmstufe und lange Haltezeiten die Mischkornbildung. Unter Zuhilfenahme des Programmes „Calcosoft – 2D“ soll ein geeignetes Modell zur Abbildung der Proben während der Wärmebehandlung erstellt werden. Auf Basis dieses Modells soll die Temperaturführung der Wärmebehandlung soweit angepasst werden, dass sich kein Mischkorn ausbildet.

Das Grundmodell für die Simulationen basiert auf den in Abbildung 13 dargestellten Ofenzyklus. Die aus den im vorigen Kapitel gewonnenen Erkenntnisse bezüglich Haltezeit und Haltetemperatur werden in die Simulation mit einbezogen, und anhand dieser sollte eine geeignete Wärmebehandlung für weitere Untersuchungen ausgewählt werden. In den Simulationen werden die Temperaturen der Charge im Kern, am Mantel und in der Umlaufkante für die Auswertung betrachtet, denn wenn diese Temperaturen 1190°C erreicht haben, gilt das Material als durcherwärmt.

4.3.1. Entwicklung einer geeigneten Wärmebehandlung

Um das anormale Kornwachstum zu minimieren, wurden zwei Ansätze verfolgt. Im ersten Ansatz wird die zweite Vorwärmstufentemperatur auf 1060°C gesenkt und anschließend auf Austenitisierungstemperatur geheizt. Abbildung 49 zeigt den Verlauf der Ofentemperatur (Soll-Temperatur) sowie das Ergebnis der Chargentemperaturen (Ist-Temperatur) für eine zweite Vorwärmstufe von 1060°C , einer Aufheizrate von 9 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1190°C .

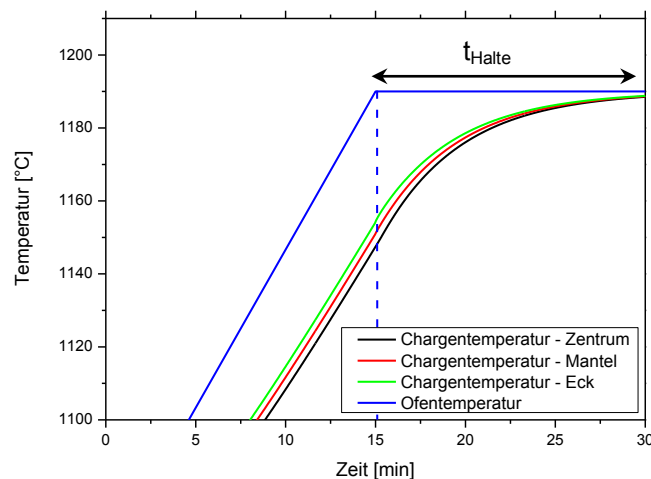


Abbildung 49: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C , Aufheizrate von 9 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1190°C

Ein weiterer Ansatz zur Vermeidung von anormalem Kornwachstum wäre das Weglassen der zweiten Vorwärmstufe. Nach dem Vorglühen bei 840°C wird die Ofentemperatur mit der größtmöglichen Aufheizrate auf Härtetemperatur gebracht und solange gehalten, bis das Material durcherwärmt ist. In Abbildung 50 sind die Chargentemperaturen sowie die Ofentemperatur der Simulation ohne zweite Vorwärmstufe dargestellt. Die Aufheizrate für das Aufheizen von der ersten Vorwärmstufe auf Ofenendtemperatur beträgt 23 K/min.

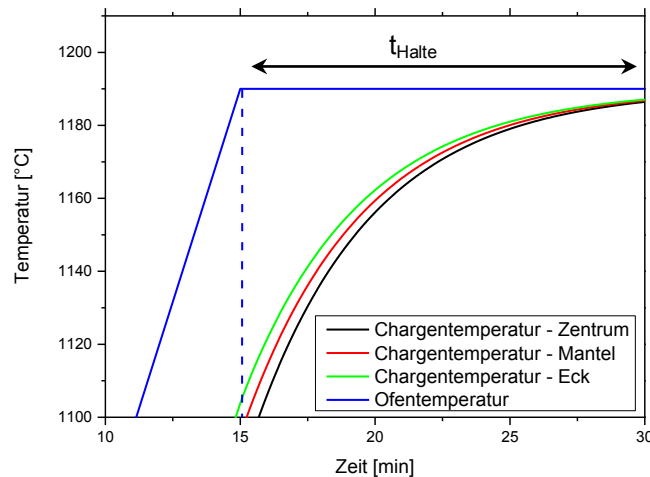


Abbildung 50: Simulation ohne zweite Vorwärmstufe, erste Vorwärmstufe von 840°C, 23 K/min Aufheizrate und einer Ofenendtemperatur von 1190°C

Sowohl in Abbildung 49 als auch in Abbildung 50 ist ersichtlich, dass bei einer Ofenendtemperatur von 1190°C die Haltezeiten (t_{Halte}) in den Simulationen 15 min bzw. 25 min betragen, damit die Proben die Härtetemperatur von 1190°C erreichen. Dies entspricht in etwa der Haltezeit der Ofentemperatur aus den Wärmebehandlungszyklus in Abbildung 13.

Das Erwärmen des Materials auf eine Härtetemperatur von 1190°C bei einer Ofenendtemperatur von 1190°C benötigt Zeit. In dieser Zeit wird die Karbidauflösung und somit das Kornwachstum begünstigt. Sinnvoll wäre daher die Wahl einer höheren Ofenendtemperatur, um die Härtetemperatur im Material rascher zu erreichen. Aus diesem Grund wurden die beiden zuvor durchgeführten Simulationen mit einer Ofenendtemperatur von 1200°C wiederholt.

In Abbildung 51 und Abbildung 52 sind diese Temperaturverläufe für die Wärmebehandlungen mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und ohne zweite Vorwärmstufe zusammengefasst.

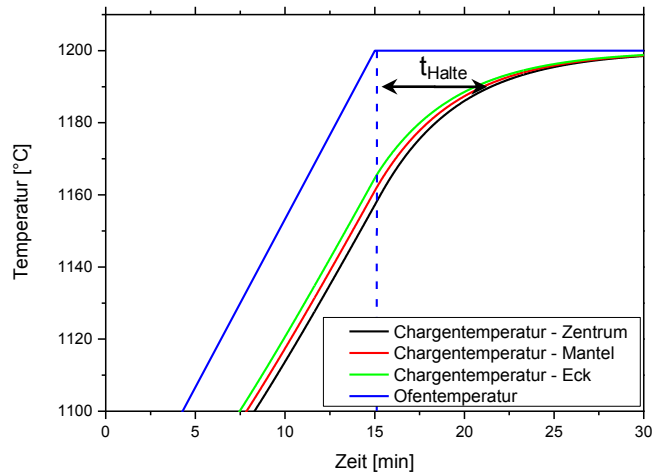


Abbildung 51: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, Aufheizrate von 9 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C

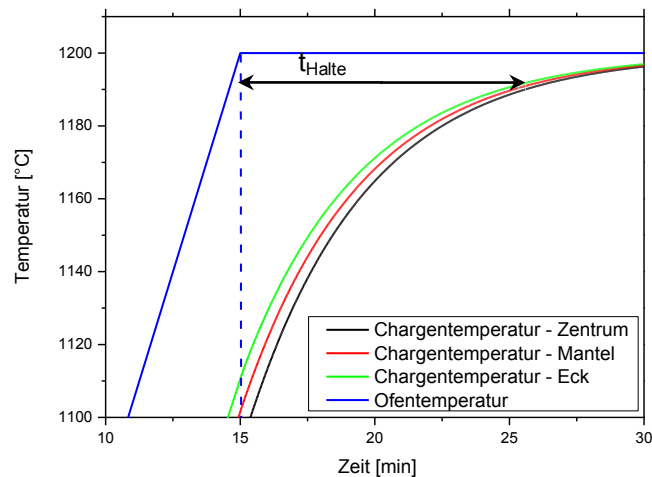


Abbildung 52: Simulation ohne zweite Vorwärmstufe, erste Vorwärmstufe von 840°C, 24 K/min Aufheizrate und einer Ofenendtemperatur von 1200°C

Im Vergleich zeigt sich der Einfluss einer höher gewählten Ofenendtemperatur. Bei den Simulationen mit einer zweiten Vorwärmstufe (Abbildung 49) verringert sich die Haltezeit auf Ofenendtemperatur um die Hälfte (~8 min), wenn eine um 10°C höhere Ofenendtemperatur gewählt (Abbildung 51) wird. Ein ähnliches Ergebnis ergibt sich auch bei den Simulationen ohne zweite Vorwärmstufe. Eine Ofenendtemperatur von 1200°C (Abbildungen 52) verringert im Vergleich zu 1190°C (Abbildungen 50) die Haltezeit von 25 min auf 15 min.

Der Ansatz mit einer zweiten Vorwärmstufe und einer Ofenendtemperatur von 1200°C wird mit zwei Aufheizraten von 14 K/min bzw. 28 K/min wiederholt. Es soll untersucht werden, inwieweit die Aufheizrate die Bildung von Mischkorn beeinflusst.

Abbildung 53 und Abbildung 54 zeigen die Temperaturverläufe ab 1100°C für die Simulationen mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und anschließendem Aufheizen auf 1200°C mit 14 K/min bzw. 28 K/min .

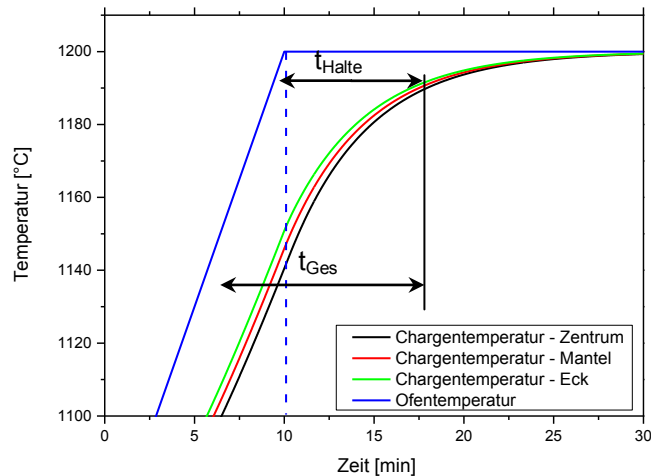


Abbildung 53: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C , Aufheizrate von 14 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C

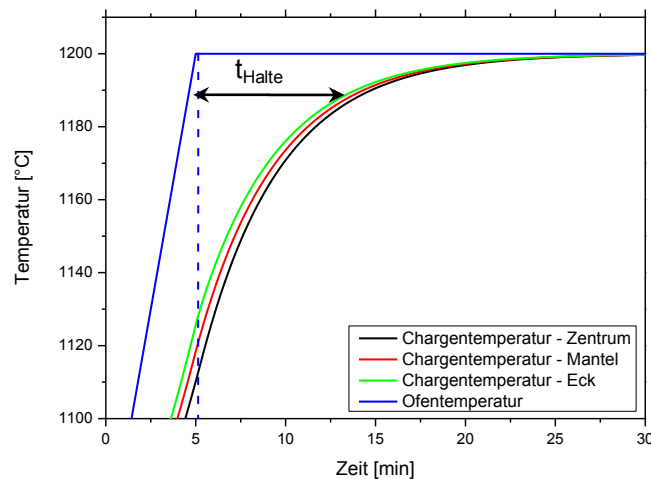


Abbildung 54: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C , Aufheizrate von 28 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C

Ein Vergleich der Abbildungen 51, 53 und 54 zeigt, dass sich die Temperaturverläufe mit steigender Aufheizrate zur geringeren Zeiten verschieben. Um jedoch genauere

Aussagen zu den Simulationen tätigen zu können, wurden bestimmte Temperaturen aus den Temperaturzyklen ausgewählt und miteinander verglichen. Die erste Haltezeit ist jene Zeit, bei der die Ofenendtemperatur auf Solltemperatur konstant gehalten wird und die Charge Austenitisierungstemperatur erreicht hat. Aufgrund des in Abbildung 48 auffälligen Abfalls des Karbidanteils bei einer Temperatur von 1110°C, wurde als zweite relevante Zeit, der Zeitraum gewählt, ab dem die Charge 1110°C überschritten hat bis hin zum Erreichen der Austenitisierungstemperatur.

Die Haltezeiten sind in Tabelle 5 zusammengefasst. Die Haltezeit nach Erreichen der Ofenendtemperatur ist mit t_{Halte} und die Gesamtzeit, d.h. jene Zeit ab der die Temperatur über 1110°C ist, mit t_{Ges} bezeichnet.

Tabelle 5: Zusammenfassung der relevanten Zeiten für die Simulationen mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und einer Ofentemperatur von 1200°C für die Aufheizraten 9, 14 und 28 K/min

Aufheizrate	t_{Halte}	t_{Ges}
28 K/min	9 min	10,5 min
14 K/min	8 min	11,5 min
9 K/min	6 min	13 min

Die Haltezeit t_{Halte} soll gering sein, um dadurch die Betriebszeiten des Ofens bei hohen Temperaturen zu verringern. Die Gesamtzeit soll gering gehalten werden, um den Zeitraum, in dem das Kornwachstum begünstigt wird, so kurz wie möglich zu halten. Beide Annahmen können nicht gleichzeitig erfüllt werden. Aus Tabelle 5 ist ersichtlich, dass eine Aufheizrate von 14 K/min ein gutes Mittelmaß bildet. Bei einer Aufheizrate von 28 K/min erhöht sich zwar die Haltezeit auf Solltemperatur, jedoch ist die Gesamtzeit geringer.

Diese beiden Zeit-Temperatur-Programme sowie der Härtezyklus ohne zweiter Vorwärmstufe sollen im Kleinversuch mit dem Dilatometer überprüft werden.

4.3.2. Ausgewählte Wärmebehandlung

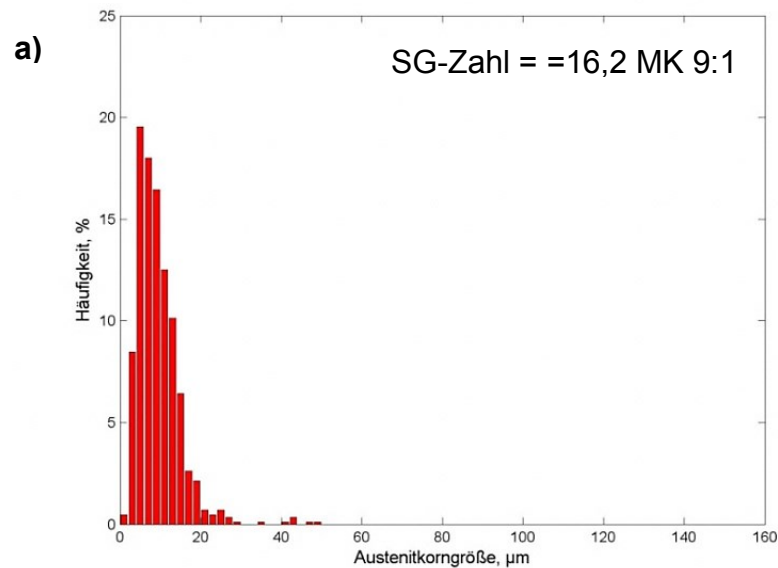
Auf Basis der zuvor gewonnenen Erkenntnisse wurde eine geeignete Wärmebehandlung zur Vermeidung des Mischkorns ausgewählt und im Dilatometer nachgefahren.

Um anormales Kornwachstums im Böhler S705SC zu vermeiden, wurde die Wärmebehandlung so angepasst, dass die Zeit, in der die maximale Temperatur der Charge

über 1110°C liegt, verringert wird und die Haltezeiten bei hohen Temperaturen so kurz wie möglich sind (Tabelle 5). Auf Basis dieser Anpassungen wurden drei Härtezyklen gewählt.

Die erste im Dilatometer umgesetzte Simulation ist jene, bei der die zweite Vorwärmstufe entfällt. Es wurde auf 840°C geheizt, dort 25 min gehalten und anschließend entsprechend dem Verlauf der Chargentemperatur aus Abbildung 52 aufgeheizt und nach Erreichen der Härtetemperatur von 1190°C abgeschreckt. Die Auswertung der Austenitkorngröße nach dem Linienschnittverfahren und nach Snyder-Graff ist in Abbildung 55 a dargestellt.

Des Weiteren werden die Simulationen mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und den Aufheizraten von 14 K/min und 28 K/min im Dilatometer nachgefahren. Die Auswertungen für den Versuch mit einer Aufheizrate von 14 K/min sind in Abbildung 55 b und für den mit einer Aufheizrate von 28 K/min in Abbildung 55 c dargestellt.



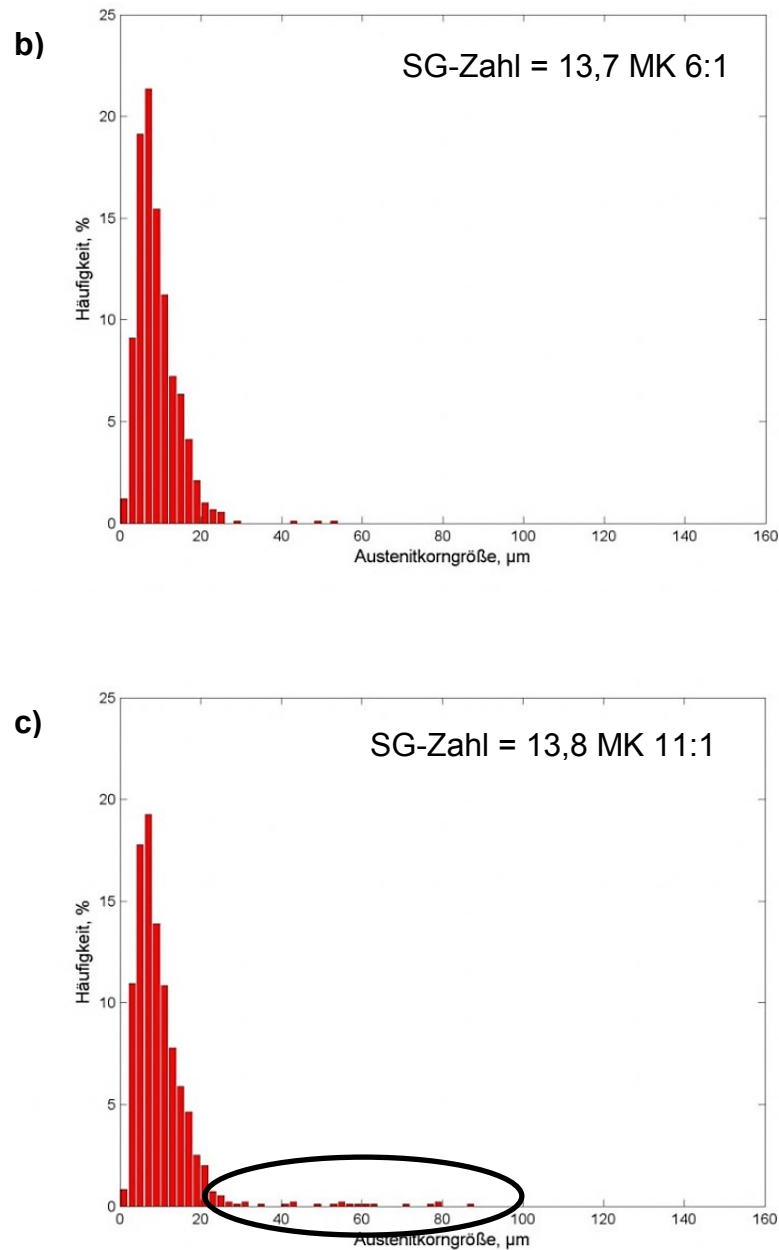


Abbildung 55: Histogramm und Snyder-Graff Zahl für die Versuche a) ohne zweiter Vorwärmstufe und 24 K/min Aufheizrate, b) mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C und 14 K/min Aufheizrate, c) mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C und 28 K/min Aufheizrate

Die Auswertungen nach Snyder-Graff und dem Linienschnittverfahren ergaben bei allen drei Härtezyklen Mischkorn. Die Ergebnisse aus den Härtezyklen ohne zweiter Vorwärmstufe (Abbildungen 55 a) bzw. mit zweiter Vorwärmstufe und 14 K/min Aufheizrate (Abbildungen 55 b) weisen eine sehr geringe Anzahl an anomalen Körnern auf. Bei Beiden wurden weniger als 4 Körner bei rund 1000 durchgeführten Linienschnitten gezählt.

Das Ergebnis aus Abbildung 55 c weist ausgeprägtes Mischkorn im Gefüge auf. Grund dafür könnte die geringfügig längere Aufenthaltsdauer im oberen Temperaturbereich sein.

4.3.3. Diskussion und Resümee

Mit der Software Calcosoft 2D konnte ein für eine erste Abschätzung ausreichendes Modell erstellt werden. Auf Basis dieses Modells wurden die zuvor definierten Annahmen in unterschiedlichen Härteverläufen berücksichtigt.

Die Simulationen zeigten, dass es nötig ist, die Ofenendtemperatur um mehrere Grade höher zu wählen, als die Austenitisierungstemperatur ist, um dadurch die Haltezeit zu verringern. Aus den Simulationen geht weiter hervor, dass eine Temperaturerhöhung von 10°C bereits die Haltezeiten bis zur Hälfte verringert. Die Ofenendtemperatur kann jedoch nicht beliebig weiter erhöht werden. Zum einen werden durch den Wärmebehandlungsofen bestimmte Temperaturen und Aufheizraten begrenzt und zum anderen wird es schwieriger bei einer zu großen Überhitzung eine homogene Temperaturverteilung im Material einzustellen und rechtzeitig abzuschrecken.

Es wurden zwei Ansätze zur Vermeidung des Mischkorns verfolgt. Der erste Ansatz war ein Härtezyklus mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und beim zweiten Ansatz wurde auf die zweite Vorwärmstufe verzichtet und direkt von der ersten Vorwärmstufe auf Austenitisierungstemperatur geheizt. In der Simulation wurde anhand des Zyklus mit einer zweiten Vorwärmstufe der Einfluss der Aufheizrate auf die Haltezeiten bei hohen Temperaturen untersucht.

Die Ergebnisse der im Dilatometer nachgefahrenen Härtezyklen zeigten Zweierlei. Sowohl eine geringere zweite Vorwärmstufe, als auch das Weglassen der zweiten Vorwärmstufe führt zu einer gleichmäßigen Korngröße im Gefüge. Des Weiteren war eine höhere Aufheizrate von 28 K/min im Vergleich zu 14 K/min kein Garant für ein homogeneres feinkörniges Gefüge.

Aus den Simulationen ist zu entnehmen, dass für eine rasche Erwärmung des Materials es unbedingt nötig ist, die Solltemperatur des Ofens und die Aufheizrate bei hohen Temperaturen zu erhöhen. Abhängig von den Betriebsparametern des Ofens und hinsichtlich der Lebensdauer ist man jedoch bei der Wahl der Aufheizraten und Temperaturen eingeschränkt.

5. Zusammenfassung

Das bei der Wärmebehandlung auftretende Mischkorn im Schnellarbeitsstahl setzt die Lebensdauer und Belastbarkeit von gefertigten Werkzeugen drastisch herab. Im Böhler S705SC kann es nach dem Härten im Vakuumwärmebehandlungssofen zu Mischkorn im Gefüge vorkommen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss des Schwefelgehalts sowie der Einfluss der Temperaturführung beim Härten auf das anormale Kornwachstum untersucht. Für die Untersuchungen wurden als Referenzmaterial der Böhler S705 und der Böhler S705SC, der einen höheren Schwefelgehalt enthält, zur Verfügung gestellt. Der Böhler S705SC wurde in eine Gut- und eine Schlechtschergen unterteilt. Bei der Schlechtcharge trat Mischkorn nach dem Härten auf.

Zu Beginn sollte das Umwandlungsverhalten und die Gefüge der weichgeglühten sowie gehärteten Chargen untersucht werden. Dabei sollten Unterschiede zwischen dem Böhler S705 und S705SC aufgezeigt werden. Das Gefüge des weichgeglühten Böhler S705SC wies hierbei in den Karbidzeilen, bedingt durch die Umformung, gestreckte Mn-Sulfide auf. Die Karbide konnten in beiden Stählen mittels EDX-Analyse als M_6C und M_6C – Karbide bestimmt werden. Die Karbide zwischen den Karbidzeilen konnten anhand der Literatur als $M_{23}C_6$ Karbide identifiziert werden. Die licht- und rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen am weichgeglühten und gehärteten Gefüge ergaben ansonsten keine signifikanten Unterschiede zwischen dem Böhler S705 und S705SC.

Zur Klärung, ob das Mischkorn auf ein unterschiedliches Umwandlungsverhalten zurückzuführen ist, wurden thermodynamische Simulationen durchgeführt. Vergleichend dazu wurden die einzelnen weichgeglühten Chargen im Dilatometer sowie in der DSC hinsichtlich dem Umwandlungstemperaturen und deren Abhängigkeit von der Aufheizrate untersucht. Hierbei zeigte sich eine gute Übereinstimmung der thermodynamischen berechneten mit den aus dem Dilatometer ermittelten α/γ -Umwandlungstemperaturen.

Da sich nach dem Härten Mischkorn bildete wurde das weichgeglühte Material anhand der in Abbildung 13 dargestellten Temperaturzyklen im Kleinversuch im Dilatometer gehärtet. Die gehärteten Proben wiesen sowohl bei den Chargen des S705 als auch bei den Chargen des S705SC grobkörniges Gefüge bzw. Mischkorn auf,

wodurch die Annahme getroffen wurde, dass der Schwefel keinen Einfluss auf die Mischkornbildung hat.

Da sich herausgestellt hat, dass Schwefel keinen Einfluss auf das Mischkorn ausübt, sollte im weiteren Verlauf dieser Arbeit der Einfluss der Wärmebehandlung und die Entwicklung des Gefüges während unterschiedlicher Wärmebehandlungen analysiert werden. Anhand von Abschreckversuchen entlang des Ofenzyklus zeigte sich, dass beim Aufheizen von der zweiten Vorwärmtemperatur auf Austenitisierungstemperatur ab 1170°C Mischkorn auftritt. Des Weiteren wurde der Einfluss der zweiten Vorwärmstufe auf die Mischkornbildung untersucht. Die Gefügeuntersuchungen der untersuchten Proben zeigten hier, dass Mischkorn mit sinkender Temperatur der zweiten Vorwärmstufe und geringerer Haltezeit auf Austenitisierungstemperatur minimiert werden kann.

Aus diesen Zeit-Temperatur-Programmen dienten ausgewählte Abschreckversuche dazu, die Karbide nach unterschiedlichen Temperaturzyklen hinsichtlich Karbidanteil und Karbidgröße zu untersuchen. Es war zu erkennen, dass eine höhere zweite Vorwärmstufe zu einem geringeren Karbidanteil führte und die feinverteilten Karbide zwischen den Karbidzeilen aufgelöst waren. Des Weiteren war ein Auflösen der Karbide an den Korngrenzen bei hohen Temperaturen und Haltezeiten zu erkennen.

Die anhand der Abschreckversuche gewonnenen Erkenntnisse wurden mit dem Simulationsprogramm „Calcosoft“ in geeigneten Härtezyklen zur Vermeidung des Mischkorns umgesetzt. Bei dem ersten Härtezyklus wurde die zweite Vorwärmstufe weggelassen und direkt von der ersten Vorwärmstufe auf Austenitisierungstemperatur geheizt. Im zweiten Härtezyklus wurde die zweite Vorwärmstufentemperatur auf 1060°C gesenkt und die Aufheizrate beim weiteren Aufheizen auf Austenitisierungstemperatur erhöht. Die Simulation bildet die reale Wärmebehandlung nur bedingt ab, jedoch konnte mit den einfachen Annahmen das Auftreten des anormalen Kornwachstums im Kleinversuch verringert werden.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Böhler S705SC geätzt, 200x a) Standardgefüge b) Mischkorn	1
Abbildung 2: Gehalte an W und Mo der gebräuchlichsten Schnellarbeitsstähle und qualitative Beurteilung der M_2C - bzw. M_6C Karbidmenge [3]	4
Abbildung 3: Zeit-Temperatur-Folge - Schaubild für die Wärmebehandlung eines Schnellarbeitsstahles [10]	7
Abbildung 4: Entstehung des Sekundärhärtungseffektes beim Anlassen[13]	8
Abbildung 5: Vergleich des Gusszustandes (links) mit dem umgeformten Material (rechts) eines Schnellarbeitsstahls [14].	9
Abbildung 6: Rasterelektromikroskopische Aufnahme der Karbidverteilung eines umgeformten und weichgeglühten S705SC	10
Abbildung 7: Gefüge eines geglühten Schnellarbeitsstahl M2 [2]	10
Abbildung 8: Rekristallisationsdiagramm von Reinaluminium	12
Abbildung 9: Korngrößenverteilung bei a) stetiger und b) unstetiger Kornvergrößerung [18]	13
Abbildung 10: Zweidimensionales Korngefüge (Zahlen geben Anzahl der Nachbarkörner an) [20]	14
Abbildung 11: Schematische Darstellung der Verankerung einer Korngrenze ..	17
Abbildung 12: Positionen der entnommenen Proben	21
Abbildung 13: Verlauf der Ofen- und Chargentemperatur der Ausgangs- Wärmebehandlung	21
Abbildung 14: Weichglühgefüge des S705SC (Vergrößerung 500x) a) Gutcharge, b) Schlechtcharge	28
Abbildung 15: Weichglühgefüge des S705 (Vergrößerung 500x) a) Referenz 1, b) Referenz 2	29
Abbildung 16: REM-Aufnahmen des Weichglühgefüges des S705SC (Vergrößerung 2000x) a) Gutcharge, b) Schlechtcharge	29
Abbildung 17: REM-Aufnahmen des Weichglühgefüges des S705 (Vergrößerung 2000x) a) Referenz 1, b) Referenz 2	30
Abbildung 18: Ergebnisse der EDX - Analyse ausgewählter MC-Karbide der Gutcharge	31
Abbildung 19: Ergebnisse der EDX - Analyse ausgewählter M_6C -Karbide der Gutcharge	31
Abbildung 20: Phasenentwicklung über Temperatur für den Böhler S705 berechnet mittels Thermocalc	32
Abbildung 21: Phasenentwicklung über Temperatur für den Böhler S705SC berechnet mittels Thermocalc	33

Abbildung 22: Dilatometerkurven der Referenzcharge 2 im weichgeglühten Zustand mit Aufheizraten von 6 K/min, 10 K/min, 15 K/min und 23 K/min	34
Abbildung 23: α/γ Umwandlungstemperaturen in Abhängigkeit der Aufheizrate für den Böhler S705 und S705SC	35
Abbildung 24: DSC-Messungen für beide Referenzchargen sowie der Gut- und Schlechtcharge mit einer Aufheizrate von a) 6K/min b) 10K/min c) 15K/min d) 23K/min	36
Abbildung 25: Härtegefüge der Gutcharge (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus	38
Abbildung 26: Härtegefüge der Schlechtcharge (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus.....	38
Abbildung 27: Härtegefüge der Referenzcharge 1 (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus.....	38
Abbildung 28: Härtegefüge der Referenzcharge 2 (Vergrößerung 200x) a) Ofenzyklus b) Chargenzyklus.....	39
Abbildung 29: Positionen für ausgewählte Abschreckversuche entlang des Ofenzyklus	41
Abbildung 30: LIM1 - Aufnahmen der Gutcharge (Vergrößerung 200x) a) Position a, b) Position b, c) Position c, d) Position d, e) Position e , f) Position f und g) Position g in Abbildung 29.....	43
Abbildung 31: Abschreckversuche für die Untersuchung des Einflusses der zweiten Vorwärmstufentemperatur	44
Abbildung 32: Abschreckversuch „a“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1160°C a) LIM1-Aufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung	45
Abbildung 33: Abschreckversuch „b“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1170°C a) LIM1-Aufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung	45
Abbildung 34: Abschreckversuch „c“ mit Vorwärmstufentemperatur von 1110°C a) LIM1-Aufnahme (Vergrößerung 200x) b) Korngrößenverteilung	46
Abbildung 35: Übersicht der Haltetemperatur, -zeit und Aufheizrate der für die Karbidanalyse untersuchten Dilatometerversuche	47
Abbildung 36: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C und einer Haltezeit von 0 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 14,5±0,6 %).....	48
Abbildung 37: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C und einer Haltezeit von 25 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 14,1±1 %).....	48
Abbildung 38: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1110°C und einer Haltezeit von 0 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 7±1 %).....	49

Abbildung 39: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1110°C und einer Haltezeit von 25 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5,8 \pm 0,9$ %)	49
Abbildung 40: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C und einer Haltezeit von 0 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5,7 \pm 1$ %)	50
Abbildung 41: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C und einer Haltezeit von 25 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $4,3 \pm 0,9$ %)	50
Abbildung 42: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1170°C und einer Haltezeit von 0 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5 \pm 1,4$ %)	50
Abbildung 43: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1170°C und einer Haltezeit von 25 min a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $3,8 \pm 0,4$ %)	51
Abbildung 44: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C, einer Haltezeit von 25 min und 1 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $5,7 \pm 1,3$ %)	52
Abbildung 45: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1060°C, einer Haltezeit von 25 min und 15 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: 5 ± 1 %)	52
Abbildung 46: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C, einer Haltezeit von 25 min und 1 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $3,5 \pm 1,2$ %)	53
Abbildung 47: Abschreckversuch mit zweiter Vorwärmstufe bei 1160°C, einer Haltezeit von 25 min und 15 min Aufheizzeit a) REM-Aufnahme (Vergrößerung 2000x) b) Karbidgrößenverteilung (Karbidanteil: $3,2 \pm 0,8$ %)	53
Abbildung 48: Karbidanteil der Abschreckversuche in Abhängigkeit der Haltetemperatur und -zeit	54
Abbildung 49: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, Aufheizrate von 9 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1190°C	57
Abbildung 50: Simulation ohne zweite Vorwärmstufe, erste Vorwärmstufe von 840°C, 23 K/min Aufheizrate und einer Ofenendtemperatur von 1190°C	58
Abbildung 51: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, Aufheizrate von 9 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C	59
Abbildung 52: Simulation ohne zweite Vorwärmstufe, erste Vorwärmstufe von 840°C, 24 K/min Aufheizrate und einer Ofenendtemperatur von 1200°C	59
Abbildung 53: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, Aufheizrate von 14 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C	60

Abbildung 54: Simulation mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C, Aufheizrate von 28 K/min und einer Ofenendtemperatur von 1200°C	60
Abbildung 55: Histogramm und Snyder-Graff Zahl für die Versuche a) ohne zweiter Vorwärmstufe und 24 K/min Aufheizrate, b) mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C und 14 K/min Aufheizrate, c) mit zweiter Vorwärmstufe von 1060°C und 28 K/min Aufheizrate	63

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzungen in Massen-% der einzelnen Chargen .	20
Tabelle 2: Bezeichnung der verwendeten Phasen für die thermodynamischen Berechnungen	25
Tabelle 3: Berechnete Werte für $\alpha_{\text{Strahlung}}$ [W/m ² K] nach Gleichung (2).....	27
Tabelle 4: Extrapolierte Werte der α/γ - Umwandlungstemperaturen im Gleichgewicht	35
Tabelle 5: Zusammenfassung der relevanten Zeiten für die Simulationen mit einer zweiten Vorwärmstufe von 1060°C und einer Ofentemperatur von 1200°C für die Aufheizraten 9, 14 und 28 K/min	61

Literaturverzeichnis

- [1] "www.materialmagazin.com".
- [2] G. Roberts, G. Kraus, and R. Kennedy, *Tool Steels*. 1998.
- [3] K. D. Löcker, "Dissertation an der Montanuniversität Leoben," 1988.
- [4] G. Pöckl, "Dissertation an der Montanuniversität Leoben," 2000.
- [5] P. Hellman, "High speed steels by powder metallurgy," *Scand.J.Metallurgy* 26, 1997.
- [6] Verein deutscher Eisenhütteleute, *No Title*. Düsseldorf: Slag Atlas (2005) Verlag Stahl Eisen.
- [7] G. L. Dunlop and R. Wang, "Development of microstructure during heat treatment of high speed steels," *Proc. Of the 1st International High Speed Steel Conference*, 1990.
- [8] "Einfluß von Legierungselementen," *Bremen, Hochschule*. [Online]. Available: <http://www.hs-bremen.de/>.
- [9] E. N. Zubkova, "Effect of sulfur on the structure and properties of facing high-speed steel," vol. 44, 2002.
- [10] "Böhler-Praxis-Service," *Broschüre*.
- [11] O. Mülders and F. Korntheurer, "Das Umwandlungsverhalten von Schnellarbeitsstählen bei kontinuierlicher Abkühlung," *BHM*, vol. 121. Jahrg, pp. S. 251–258.
- [12] A. Burböck, "Diplomarbeit," Montanuniversität Leoben, 1993.
- [13] Stahl-Informations-Zentrum, "Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren."
- [14] P. Karner, "Dissertation an der Montanuniversität Leoben," 1995.
- [15] E. Hornbogen and H. Warlimont, *Metallkund, Aufbau und Eigenschaften von Metallen un Legierungen*. Springer Verlag, 1991.
- [16] E. Haberling, "Dissertation," TU Clausthal, 1972.
- [17] G. Lichtenegger, "Dissertation an der Montanuniversität Leoben," 1995.
- [18] G. Gottstein, *Rekristallisation metallischer Werkstoffe*. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde E.V., 1984.

- [19] P. Cotteril and P. R. Mould, "Recrystallisation and Grain Growth in Metals," in *Surrey University Press*, London: , 1976.
- [20] P. L. Schultz and J. Freudenberger, "Physikalische Werkstoffeigenschaften."
- [21] P. A. Beck and P. R. Sperry, "No Title," *Trans. Metall. Soc. A.I.M.E.* 180, 240.
- [22] G. T. Higgins, "Grain-Boundary Migration and Grain Growth," *Metal Science* 8, pp. 143–150, 1974.
- [23] P. A. Beck, M. L. Holzworth, and P. R. Sperry, "Beck, P.A. Holzworth, M.L. Sperry, P.R.," *Trans. Metall. Soc. A.I.M.E.* 180, 163., 1949.
- [24] C. Zener, "zitiert von C.S.Smith," *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 15, p. 175, 1949.
- [25] R. W. Cahn, *Physical Metallurgy*. Amsterdam: North Holland Publ. Co., 1970.
- [26] "Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße." EN ISO 643:2003.
- [27] W. Balzer, "Das Verfahren der Korngrößenbestimmung nach Snyder Graf," LEITZ - Mitt. Wiss.U. Techn, Wetzlar.
- [28] "[http://www.thermocalc.com/.](http://www.thermocalc.com/)" .
- [29] K. Schwerdtfeger, *Metallurgie des Stranggießens: Gießen und Erstarren von Stahl*. Düsseldorf: , 1992.
- [30] S. Masberg, "Dissertation," Ruhr-Universität Bochum, 1999.