Diplomarbeit

Simulative und experimentelle Analyse von Ausscheidungen in mikrolegierten Stählen

Ausgeführt zum Zweck der Erlangung des akademischen Grades eines Diplom-Ingenieures unter der Leitung von

Univ. Prof Dipl.-Ing. Dr. techn. Ernst Kozeschnik

und Dr. techn. Heinrich Buken

E308

Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

Eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften

von

Markus Shehata

1126060

Donaufelderstraße 54

1210 Wien

Wien, im September 2020 _____ Unterschrift

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Kurzfassung

In dieser Arbeit wird die Struktur fünf mikrolegierter Stahllegierungen, sowohl auf experimenteller als auch simulativer Weise untersucht. Zuerst werden die Gusszustände dieser Legierungen betrachtet, wobei hier das Material nicht abgeschreckt wird und die Kristallgitter daher genügend Zeit zum Modifizieren haben.

Ausscheidungen entstehen in Stahllegierungen aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit von Zusatzelementen. Sie zeigen eine starke Korrelation zur Korngröße der Matrix und haben daher einen großen Einfluss auf die letztendlichen mechanischen Eigenschaften (Zener Drag). Es werden sowohl die Anzahl, Radien sowie die Zusammensetzung dieser über TEM-Aufnahmen quantifiziert und analysiert.

Des Weitern werden die experimentellen Ergebnisse mit den simulierten Werten verglichen und auf deren Reliabilität geprüft. Die Simulationen werden mittels des Softwarepaketes MatCalc durchgeführt. Dies wird mit Hilfe von physikalischen und numerischen Modellen, auf die in der weiteren Arbeit eingegangen wird bewerkstelligt.

Wärmebehandlungen werden in der Stahltechnik verwendet, um Werkstoffe zu homogenisieren und Materialeigenschaften zu verbessern. Diese werden für jede Legierung in einem Hochtemperaturofen, bei je vier Temperaturen durchgeführt und durch Abschrecken auf Raumtemperatur abgekühlt. Auch die wärmebehandelten Zustände der Legierungen werden über TEM-Aufnahmen analysiert und mit den MatCalc Simulationen gegenübergestellt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung 1
1.1 Einführung 1
1.2 Zielsetzung 1
1.3 Vorgehensweise 2
2. Stand der Technik 3
2.1 Klassische Keimbildungstheorie und Keimwachstum 3
2.2 Ausscheidungsarten 6
2.3 Scheil-Gulliver Methode 7
2.2 MatCalc Simulation 10
2.2.1 Thermodynamik 13
2.2.2 Oberflächenenergie 15
2.2.3 Diffusion 16
2.2.4 Einfluss der Deformation 18
2.3 Zener Drag 19
3. Experiment 21
3.1. Gusszustand 21
3.1.1 Dünne Folie und Elektropolieren 21
3.2. Wärmebehandelter Zustand (Homogenisieren) 23
3.2.1 Temperaturmessung 23
3.2.2 Einbetten 26
3.2.3 Schleifen und Polieren 26
3.2.4 Präparation der Proben für das Mikroskopieren (Replika-Methode) 27
3.3 Mikroskopieren(TEM) 28
3.4 Messung der durchschnittlichen Ausscheidungsradien 28
4. Ergebnisse 29
4.1 Gusszustand 29
4.1.1 Laborergebnisse Gusszustand 29
4.1.1.1 Stahl A-Guss 30
4.1.1.2 Stahl B-Guss 31
4.1.1.3 Stahl C-Guss 32
4.1.1.4 Stahl D-Guss 33
4.1.1.5 Stahl E-Guss 34
4.1.2 Simulationsergebnisse Gusszustand 35

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.2.1 Stahl A-Scheil 35
4.1.2.2 Stahl B-Scheil 37
4.1.2.3 Stahl C-Scheil 40
4.1.2.4 Stahl D-Scheil 42
4.1.2.5 Stahl E-Scheil 44
4.2 Wärmebehandelter Zustand (Homogenisierter Zustand) 46
4.2.1 Laborergebnisse wärmebehandelter Zustand 46
4.2.1.1 Stahl A_WB 47
4.2.1.2 Stahl B_WB 49
4.2.1.3 Stahl C_WB 50
4.2.1.4 Stahl D_WB 51
4.2.1.5 Stahl E_WB 53
4.2.2 Simulationsergebnisse wärmebehandelter Zustand 54
4.2.2.1 Stahl A_WB 54
4.2.2.2 Stahl B_WB 56
4.2.2.3 Stahl C_WB 58
4.2.2.4 Stahl D_WB 59
4.2.2.3 Stahl E_WB 60

5. Diskussion 61
5.1 Diskussion Gusszustand 61
5.1.1 Keine eindeutige Richtungsabhängigkeit der gemessenen Gussgrößen 61
5.1.2 Diskussion des Gusszustandes Stahl A 61
5.1.2.1 Titananteil als Hauptfaktor der Primärausscheidungsbildung 61
5.1.2.2 Größerer Anteil an Ausscheidungen an Versetzungen als an Korngrenzen 62
5.1.2.3 Einfluss der Kristallmodifikation auf Löslichkeiten und Ausscheidungswachstum 62
5.1.2.3.1 Bildung von Sekundärausscheidungen 62
5.1.2.3.2 Bildung von Tertiärausscheidungen 63
5.1.3 Diskussion des Gusszustandes Stahl B/ Scheil-Simulation als Basis weiterer ausscheidungsspezifischer Rechnungen am Beispiel Stahl B 64
5.1.4 Diskussion des Gusszustandes Stahl C 65
5.1.4 Diskussion des Gusszustandes Stahl D 66
5.1.5 Diskussion des Gusszustandes Stahl E 66
5.1.5 Überblick des Gusszustandes 67
5.1.5.1 Titan als Haupteinflussfaktor des Primärphasenanteils im Überblick 67
5.1.5.2 Überblick der Radien im Gusszustand 67
5.1.5.2.1 Einfluss der Zusammensetzung der Legierungen mit den Ausscheidungsradien 69
5.1.5.3 Überblick der Ti/Nb-Verhältnisse im Gusszustand 70
5.2 Diskussion wärmebehandelter Zustand 72
5.2.1 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl A 72

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.2.1.2 Wachstumsmechanismus von Ausscheidungen 73
5.2.2 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B 74
5.2.3 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C 75
5.2.4 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl D 76
5.2.5 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E 77
6. Zusammenfassung 78
7. Literaturverzeichnis 80
8. Abbildungsverzeichnis 83
9. Anhang 84
9.1 TEM-Analyse Gusszustand 84
9.1.1 Stahl A-Guss 84
9.1.1.1 Position 0 84
9.1.1.2 Position 1/4 85
9.1.1.3 Position 1/2 85
9.1.2 Stahl B-Guss 86
9.1.2.1 Position 0 86
9.1.2.2 Position 1/4 86
9.1.2.3 Position 1/2 87
9.1.3 Stahl C-Guss 88
9.1.3.1 Position 0 88
9.1.3.2 Position 1/4 88
9.1.3.3 Position 1/2 89
9.1.4 Stahl D-Guss 90
9.1.4.1 Position 0 90
9.1.4.2 Position 1/4 90
9.1.4.3 Position 1/2 91
9.1.5 Stahl E-Guss 92
9.1.5.1 Position 0 92
9.1.5.2 Position 1/4 92
9.1.5.3 Position 1/2 93
9.2 TEM-Analyse wärmebehandelter Zustand 94
9.2.1 Stahl A-WB 94
9.2.1.1 Wärmebehandlung 1050°C 94
9.2.1.2 Wärmebehandlung 1100°C 94
9.2.1.3 Wärmebehandlung 1150°C 95
9.2.1.4 Wärmebehandlung 1200°C 95
9.1.2 Stahl B-WB 96

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.2.1 Wärmebehandlung 1100°C 96
9.2.2.2 Wärmebehandlung 1200°C 96
9.2.2.3 Wärmebehandlung 1300°C 97
9.2.2.4 Wärmebehandlung 1400°C 97
9.1.3 Stahl C-WB 98
9.2.3.1 Wärmebehandlung 1100°C 98
9.2.3.2 Wärmebehandlung 1200°C 98
9.2.3.3 Wärmebehandlung 1300°C 99
9.2.3.4 Wärmebehandlung 1400°C 99
9.1.4 Stahl D-WB 100
9.2.4.1 Wärmebehandlung 1000°C 100
9.2.4.2 Wärmebehandlung 1050°C 100
9.2.4.3 Wärmebehandlung 1100°C 101
9.2.4.4 Wärmebehandlung 1200°C 101
9.1.5 Stahl E-WB 102
9.2.5.1 Wärmebehandlung 1100°C 102
9.2.5.2 Wärmebehandlung 1200°C 102
9.2.5.3 Wärmebehandlung 1300°C 103
9.2.5.4 Wärmebehandlung 1400°C 103

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

1. Einleitung

1.1 Einführung

In Europa werden die Bezeichnungen für Stähle nach der DIN EN 10027- 1 und 2 festgelegt. Legierungen die einen Massenprozent von 0,01 bis 0,1 an Aluminium, Niob, Vanadium und/oder Titan aufweisen nennt man mikrolegiert. [1]. Mikrolegierten Stählen HSLA (High Strength – Low Alloy)- Stählen werden durch Ausscheidungshärtung und Korngrenzverfeinerung hohe Festigkeitswerte bei einem niedrigem Anteil an Legierungselementen zugeschrieben [2]. Der Anwendungsbereich mikrolegierter Stähle ist nach DIN EN 10268 überall dort, wo für Umformzwecke deutlich höhere Streckgrenzen- und Festigkeitswerte gefordert werden als nicht legierte Stähle bieten können [3]. Mikrolegierte Stähle erfüllen besonders gut struktur- und crashrelevante Bauteilanforderungen wie sie z.B. für Träger benötigt werden. Da im Karosseriebau traditionell das Widerstandspunktschweißen im Vordergrund steht werden auch hier mikrolegierte Stähle aufgrund ihrer hohen Fügeeignug verwendet [4]. Das Verstehen, Simulieren und Vorhersagen von Gefügen, Korngrenzen und Ausscheidungen ist von immensen wissenschaftlichen und industriellen Interesse.

1.2 Zielsetzung

Physikalische Experimente sind immer mit einer gewissen Ungenauigkeit verbunden, die durch Messfehler oder Zufallsfehler verursacht werden können. Um die Zuverlässigkeit dieser zu erhöhen, können die Versuche mehrfach durchgeführt werden und statistisch ausgewertet werden. Dies ist jedoch nicht von wirtschaftlichem Interesse, da diese häufig viel Zeit in Anspruch nehmen. Daher haben sich in den meisten Sparten der Ingenieurwissenschaften Computersimulationen verbreitet durchgesetzt, durch die Laborresultate bestätigt als auch angezweifelt werden können. Daher werden die Anzahl, die Radien und

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

die Zusammensetzungen der Ausscheidungen in den vorliegenden fünf Legierungen sowohl experimentell als auch simulativ betrachtet. Diese Arbeit zielt darauf ab die Ergebnisse der durchgeführten Experimente mit den Ergebnissen der durchgeführten Simulationen zu vergleichen. Die ausgemachten Ergebnisse können als Basis weiterer materialspezifischer Forschungen herangezogen werden.

1.3 Vorgehensweise

In Kapitel 2 werden die grundlegenden physikalischen Modelle vorgestellt, die als Basis dienen sollen, ausscheidungsspezifische Vorgänge zu behandeln. Im nächsten Abschnitt (Kapitel 3) werden die Methoden beschrieben, die herangezogen werden um die experimentellen Resultate zu generieren, welche in Kapitel 4 mit den simulativen Werten gegenübergestellt werden. In Kapitel 5 werden alle Ergebnisse interpretiert und im Überblick betrachtet. Im sechsten Kapitel wird die Arbeit zusammengefasst und hervorgehoben welche Erkenntnisse im Zuge dieser gewonnen werden. Es folgen ein Literaturverzeichnis (Kapitel 7) und ein Abbildungsverzeichnis (Kapitel 8). Im Anhang (Kapitel 9) sind, die für die experimentalen Ergebnisse zugrundeliegenden TEM-Aufnahmen angegeben.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

2. Stand der Technik

2.1 Klassische Keimbildungstheorie und Keimwachstum

Nukleation oder Keimbildung ist der Beginn eines Phasenübergangs erster Ordnung. Die Bedingungen für den Phasenübergang in 1. Ordnung sind nach Ehrenfest [1], [5]:

- Die freie Enthalpie $G(T,p)$ ist eine stetige Funktion von T und p
- Die erste Ableitung der freien Enthalpie $G(T,p)$ nach ihren Variablen T und p,

$$-S(T,p) = \left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_p , \tag{1}$$

$$V(T,p) = \left(\frac{\partial G}{\partial p}\right)_T , \tag{2}$$

sind unstetig [6]. Kommt es zur Bildung von Keimen einer neuen Phase in einer bereits bestehenden Phase, so spricht man von einer Nukleation. Diese kann theoretisch in jeder Phase auftreten. Zum Beispiel durch Bildung von Flüssigkeitstropfen in einem Gas, von Gasblasen in einer Flüssigkeit, durch Bildung eines Niederschlages in einem Feststoff oder durch Kristallbildung in einer Flüssigkeit. In dieser Arbeit ist jedoch nur die Bildung von Kristallen in einer Lösung von Bedeutung. Grundsätzlich wird zwischen der homogenen und der heterogenen Nukleation unterschieden. Die homogene Nukleation erfolgt spontan ohne Einwirkung fremder Substanzen über Dichtefluktuationen in der metastabilen Phase (Abbildung 1 links). Ursachen können eine starke Übersättigung oder eine Unterkühlung der Lösung sein. Findet die Keimbildung an einer fremden Substanz statt, z.B einer Verunreinigungen oder einer Grenzfläche, so spricht man von heterogener Nukleation (Abbildung 1 rechts) [7], [8].

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

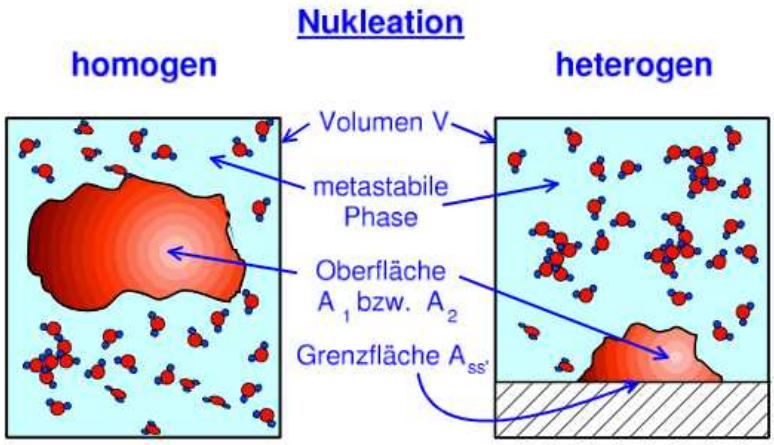


Abbildung 1: Homogene/heterogene Nukleation [8].

Zur Bildung eines Keimes muss eine Energiebarriere überwunden werden. Je kleiner ein Partikel bzw. Keime ist umso höher ist seine Oberflächenenergie und weniger stabil verhält er sich dadurch. Um die Oberflächenenergie möglichst zu senken, nehmen Keime meist eine sphärische Form an. Die freie Enthalpie ΔG_r eines kugelförmigen Keimes mit dem Radius r, variiert nach:

$$\Delta G_r = -\Delta G_v \frac{4}{3}\pi r^3 + \sigma 4\pi r^2, \quad (3)$$

$$\text{mit } \Delta G_v = G_L - G_S \quad (4)$$

Wobei ΔG_v die Änderungen der freien Enthalpie pro Volumen, G_L die Gibbs-Energie der flüssigen Phase und G_S die Gibbs-Energie der festen Phase sind. Der erste volumenabhängige Term zeigt, dass die Bildung eines Festoffes energetisch günstiger ist als eine übersättigte Lösung. Auf Grund der frei werdenden Gitterenergie bei der Bildung des Feststoffes ist dieser Term negativ. Der zweite Term beinhaltet die Oberfläche des Keimes, hierbei wird die freie Enthalpie, die zur Bildung einer Grenzfläche zwischen der flüssigen und festen Phase nötig ist mitberücksichtigt. In Abbildung 2 ist die freie Enthalpie in Abhängigkeit des Partikelradius r illustriert:

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

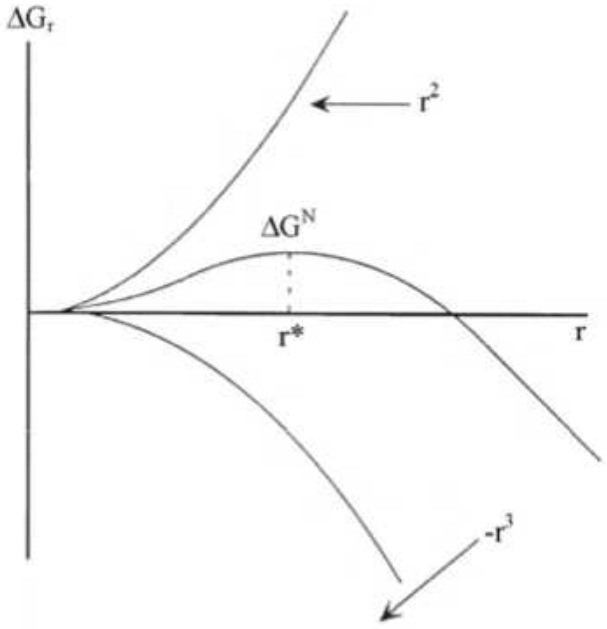


Abbildung 2: Verlauf der freien Enthalpie [7].

Man unterscheidet zwei Fälle. Gilt $r < r^*$, so dominiert die Oberflächenenergie und eine spontane Bildung eines Keimes ist thermodynamisch ungünstig und der Keim geht wieder in Lösung. r^* steht hierbei für den kritischen Keimradius. Bei Keime die Radien $r > r^*$ vorweisen überwiegt jedoch die freiwerdende Gitterenergie, die eine spontane Nukleation begünstigt. Diese sind des weitern bestrebt ihre freie Enthalpie weiter zu senken und beginnen den Wachstumsprozess. Die zwei Teilkurven resultieren zu einer Gesamtkurve die an der Stelle r^* ein Maximum vorweist. Diese entspricht einer Aktivierungsenergie der Nukleation ΔG^N. Der kritische Keimradius lässt sich aus der Extremstelle wie folgt ausdrücken [7]:

$$\frac{\partial(\Delta G_r)}{\partial r} = 0 = -4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r\sigma \,, \tag{5}$$

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_v} \tag{6}$$

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

2.2 Ausscheidungsarten

Man unterscheidet zwischen primär und sekundär Gefüge/Ausscheidungen. Primärausscheidungen entstehen direkt aus der Schmelze. Wie man in der unteren Abbildung sehen kann bildet sich für die L_1 nur eine α-Phase aus. Da L_2 die Phase $\alpha + \beta$ durchfährt bildet sich eine zweite Phase aus. Diese wird sekundär bezeichnet, da diese β- Bildung die zweite mögliche Phase nach der Schmelze ist. Die Ausscheidung einer dritten Phase nennt man tertiäre Ausscheidung [9].

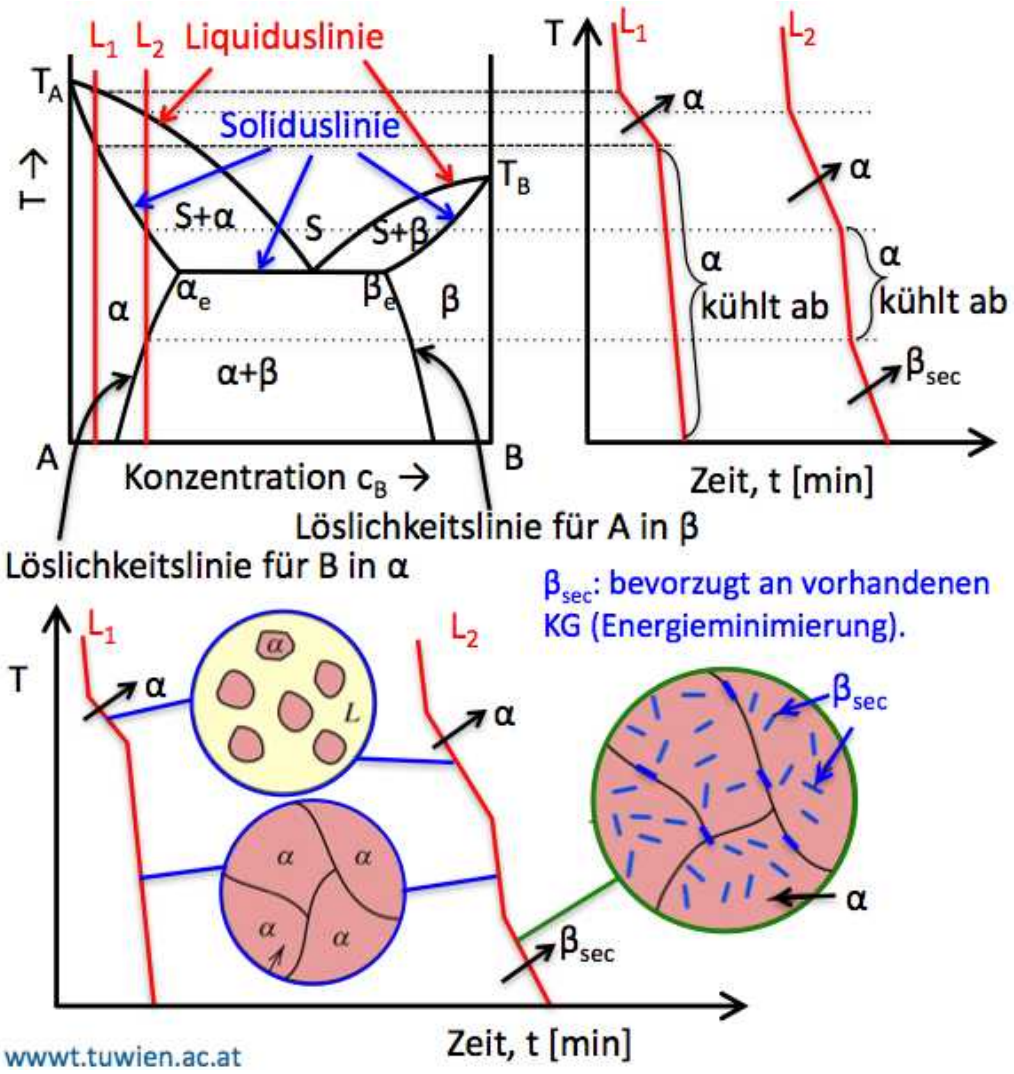


Abbildung 3: Keimbildung von Primär-/Sekundärausscheidungen [9].

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

In vielen Arbeiten wird die Phase die aus dem Hauptelement entsteht als Matrix bezeichnet, wie im Stahl der Eisen und die erste Phase die durch die Legierungselemente entstehen als Primärausscheidung. Auch in dieser Arbeit wird diese Nomenklatur verwendet. Primärausscheidungen bilden sich an den verbleibenden Liquidtaschen vor der abschließenden Erstarrung aus. Deren Größen befinden sich im mittels optischen Lichtmikroskop sichtbaren Mikrometerbereich auf und sind verglichen zu den sekundären und tertiären Ausscheidungen signifikant größer. Daher haben sie keinen Einfluss auf die Ausscheidungshärtung. Gewöhnlich zeigen primäre Ausscheidungen keinen Einfluss auf die Entwicklung der Ausscheidungen nach der Erstarrung. Sie können jedoch die chemische Zusammensetzung der Matrix (engl. precipitation domain) ändern und dadurch den Anteil der Elemente für die Bildung von Ausscheidungen nach der Erstarrung senken [10].

2.3 Scheil-Gulliver Methode

Über die Scheil-Gulliver Methode kann man die Anteile und Komponenten aller Phasen über die Erstarrung schrittweise von der Liquidustemperatur bis zur Temperatur bei der die restlich übriggebliebene Flüssigphase erstarrt berechnen [11]. Das Scheil-Modell setz folgende Punkte voraus [12], [13]:

- Es tritt keine Diffusion in der festen Phase auf $D_s = 0$
- Eine infinitesimal schnelle Diffusion in der Flüssigphase
- Die Solidus- und die Liquidus Linie sind gerade
- Es existiert ein Gleichgewicht an der Grenzfläche zwischen Flüssig- und Festphase

Mit Hilfe dieser Voraussetzung lässt sich die Scheil-Gleichung herleiten, welche die Zusammensetzung eines Festkörpers über den erstarrten Bereiches, als Funktion des festen Anteiles angibt. Die Gleichung sagt ein Erstarrungsprofil voraus, welches an den zuletzt erstarrten Bereichen zu einer unendlich großen Konzentration tendiert. Es wird jedoch eine obere Grenze der Konzentration in

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

jedem erstarrten Festkörper geben. Im Fall bei der A und B einen kompletten Mischkristall bildet, wird reines B erstarren, da an manchen Stellen die Flüssigphase eine hundertprozentige Konzentration an B aufweisen wird. Auf gleiche Weise wird sich in einem binären eutektischen System mit A und B, bei der eutektischen Konzentration eine eutektische Struktur ausbilden.

$$C_s = kC_0(1 - f_s)^{k-1}, \tag{7}$$

$$\text{mit} \quad \text{Verteilungskoeffizient} \quad k = \frac{C_S}{C_L} \tag{8}$$

C_0 ist die Anfangskonzentration in der Flüssigphase. C_s die Konzentration des Legierungselementes im Festkörper und C_L in der Schmelze, bei einem Volumenanteil von f_s an erstarrter Phase [13].

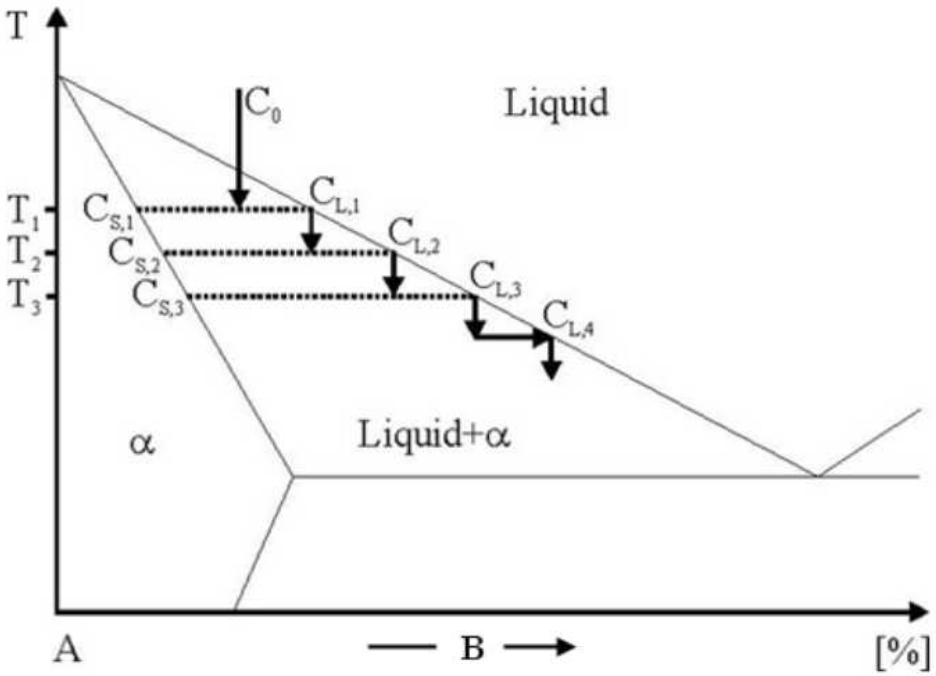


Abbildung 4: Schema der Scheil-Erstarrung einer hypothetischen Fe-C Legierung [11].

Entsprechend der Scheil-Gulliver wird wie in der oberen Abbildung dargestellt eine Flüssigkeit mit der anfängliche Zusammensetzung C_0 leicht unterkühlt. Es bildet sich also eine Festphase mit einer Zusammensetzung von $C_{S,1}$ und eine restliche

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

Flüssigphase mit einer Zusammensetzung $C_{L,1}$. Beide Phasen sind in lokalem Gleichgewicht, entsprechend dem Hebelgesetz. Auf Grund der Annahme der langsamen und daher vernachlässigbaren Diffusion in der festen Phase, ist deren Zusammensetzung im Bezug auf Substitutionsatome ab diesem Zeitpunkt feststehend. Interstitielle Atome wie Kohlenstoff, Bor und Stickstoff werden jedoch sowohl in der flüssigen als auch in der festen Phase als sehr beweglich angenommen. Diese Elemente können auf Grund der Rückdiffusion zwischen fester und flüssiger Phase ein Gleichgewicht, der angereicherten Lösungsatome von der flüssig Phase in die fest Phase bilden. Sowohl das Anreichern der festen Phase als auch der flüssigen Phase mit Lösung beim Kühlen wiederholt sich (siehe Abbildung 5).

Die Mikrostruktur der festen Phase zeigt, nach abgeschlossenen Erstarrung ein Gradient der Zusammensetzung, ausgehend von den Bereichen wo die Erstarrung anfängt (Inneres einer Ausscheidung oder eines Dendriten) zu den Bereichen die zuletzt erstarren (Rand einer Ausscheidung oder eines Dendriten).

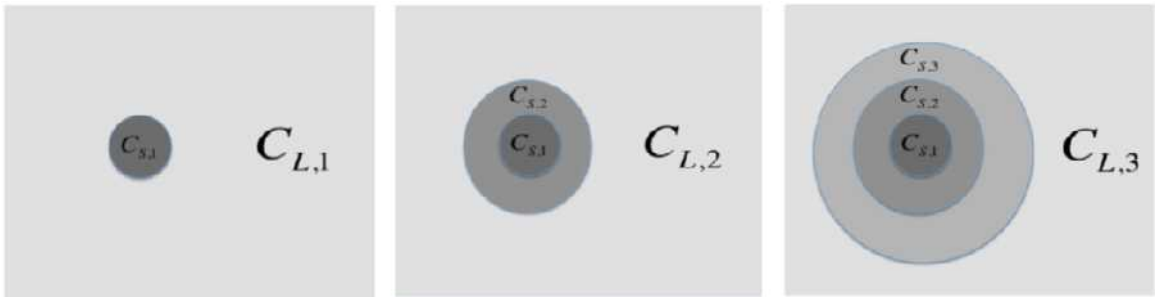


Abbildung 5: Gradient eines Legierungselements um eine Ausscheidung.

Die Zusammensetzung der Restschmelze am Ende der Erstarrung entspricht der Zusammensetzung des interdendritischen Bereiches. Da die Substitutionselemente eine begrenzte Beweglichkeit aufweisen und auch ein Potential zur Rückdiffusion haben liefert die Scheil-Gulliver Analyse einen oberen Grenzwert für Segregation [12].

Das Scheil-Gulliver Modell wird für die Berechnungen des Phasenanteils und der Zusammensetzung der Primärausscheidungen verwendet. Die Ergebnisse dienen als Basis zur Beschreibung repräsentativer Phasen und anschließender Simulation der Ausscheidungskinetik. Hierbei können angereicherte und verarmte mikrosegregierte Mikrostrukturen ausgemacht werden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

2.2 MatCalc Simulation

Für die thermo-kinetische Simulation wurde das Sofwarepaket Matcalc und entsprechende Datenbanken verwendet. Die Simulationen der Nukleationskinetik der Ausscheidungen basieren auf einer Erweiterung der klassischen Keimbildungstheorie engl. classical nucleation theory (CNT) für mehr Komponenten Systeme, gegeben mit:

$$J = N_0 Z \beta^* \exp\left(\frac{-G^*}{k_B T}\right) \exp\left(\frac{-\tau}{t}\right) \tag{9}$$

Hier beschreibt J die Rate, der Nuclei die in einer Volumeneinheit entstehen. N_0 gibt die Anzahl der Versetzungen pro einer Volumeneinheit, skaliert über die Länge des Burgersvektors an. Dies steht gleichzeitig für die totale Dichte der potentiellen Nukleationsstellen, da in Matcalc keine spontanen Nukleation in der Matrix selbst mitberücksichtigt werden. T ist die Temperatur und t die Zeit. Z repräsentiert den Zeldovich Faktor welcher miteinrechnet, dass der Nukleus durch thermische Anregung destabilisiert wird [14].

$$Z = \left[\frac{-1}{2\pi k T} \frac{\partial^2 \Delta G}{\partial n^2}\bigg|_{n^*}\right]^{\frac{1}{2}} \tag{10}$$

Dieser Faktor gibt die Wahrscheinlichkeit eines Keimes, mit kritischen Keimradius weiter zu wachsen an und ist daher dimensionslos [15]. ΔG steht für die totale freie Energie Änderung bei der Verformung des Nukleus, n ist die Anzahl der Atome in dem Nukleus, k ist die Boltzmann-Konstante und T die Temperatur. Die Funktion von ΔG wird an der Stelle der kritischen Anzahl der Atome n^* abgeleitet.

β^* bezeichnet die atomare Bindungsrate (engl. atomic attachment rate), welche den „long-range diffusive transport of atoms“ berücksichtigt, der für die Nukleusbildung benötigt wird, wenn die chemischen Komponenten der Matrix verschieden von den der Ausscheidungen sind. Dieser Wert beschreibt also auf

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Basis der Geschwindigkeit der Atome, die Voraussetzungen auf ein Zusammentreffen dieser zur Bildung eines Nukleus.

$$\beta^* = \frac{4\pi {\rho^*}^2}{a^4 \Omega} \left[\sum_{i=1}^{n} \frac{(c_{ki} - c_{0i})^2}{c_{0i} D_{0i}} \right]^{-1} \tag{11}$$

Dabei ist steht ρ^* für den kritischen Nukleationsradius, a ist der atomare Abstand, Ω ist das molare Volumen der Ausscheidungspopulation, $c_{ki}\ und\ c_{0i}$ sind die Element Konzentration in den Auscheidungen mit Index k und der Matrix mit Index 0. D_{0i} gibt die Diffusivität des Element i in der Matrix an. Die Inkubationszeit τ ist definiert als

$$\tau = \frac{1}{2\beta^* Z^2} \tag{12}$$

G^* nennt man die kritische freie Gibbs Energie [14]:

$$G^* = \frac{16\pi}{3} \frac{\gamma^3}{(\Delta G_{vol} - \Delta G_s)^2} \tag{13}$$

mit der effektiven Grenzflächenenergie γ und der Änderung der freien Volumenenergie ΔG_{vol}. ΔG_s steht für den „misfit“ der Verzerrungsenergie, welcher angibt, wie passend das Gitter der Ausscheidungen in das Gitter der Matrix übergeht. Umso größer dieser ist umso schwieriger wird eine Nukleation, da ein zusätzlicher Energieaufwand nötig ist um ein Spannungsfeld zu erzeugen. Kommt es zu einer Nukleation einer Ausscheidung so kann das weitere Verhalten des Radius und der Komposition mittels einer „mean field approch“ genähert werden. Dies bedeutet, dass keine lokalen Verteilungen berücksichtigt werden, sondern alle Ausscheidungen rasterähnlich die gleichen Abstände von einander haben. Die Gleichung nennt sich Entwicklungsgleichung (engl. evolution equation) und wird ausgedrückt als:

$$G = \sum_i^n N_{0i} \mu_{0i} + \sum_{k=1}^{m} \frac{4\pi \rho_k^3}{3} (\lambda_k + \sum_{i=1}^{n} c_{ki} \mu_{ki}) + \sum_{k=1}^{m} 4\pi \rho_k^2 \gamma_k \tag{14}$$

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Die Variable n steht für die Komponenten und m für die Ausscheidungen. $\mu_{0i}\ (i = 1, \dots, n)$ ist das chemische Potential für die Komponente i in der Matrix und $\mu_{ki}\ (i = 1, \dots, m, i = 1, \dots, n)$ ist das chemische Potential der Komponente i in der Ausscheidung k. Die chemischen Potentiale werden als Funktion der Konzentrationen $c_{ki}\ (k = 0, \dots, m, i = 1, \dots, n)$ ausgedrückt. γ ist die Energiedichte der Grenzflächen und ρ_k der Ausscheidungsradius. λ_k berücksichtigt den Beitrag der elastischen Energie und der plastischen Arbeit aufgrund der Volumenänderung jeder einzelnen Ausscheidung. Andere Parameter werden bestimmt durch das Massenerhaltungsgesetzt:

$$N_i = N_{0i} + \sum_{k=1}^{m} \frac{4\pi\rho_k^3}{3} c_{ki} \tag{15}$$

und der globalen Massenerhaltung:

$$N = \sum_{i=1}^{n} N_i, \tag{16}$$

welche eine Rahmenbedingung für die weiteren Berechnungen geben.

Beim Übergang eines thermodynamische Systems in eine stabilere Lage wird die freie Energie von Anfangs- und Endlage dissipiert.

Es werden drei Arten der Dissipation unterschieden:

- Dissipation durch Oberflächen Bewegung
- Dissipation aufgrund von Diffusion in der Ausscheidung
- Dissipation aufgrund von Diffusion in der Matrix

Die numerische Zeitintegration der Entwicklungsgleichung basiert in MatCalc auf der klassischen numerischen Kampmann-Wagner-Näherung. Es wird nicht nur auf die zufällige Verteilung der Ausscheidungen in der Berechnung eingegangen, sondern es ist auch zusätzlich ein spezielles Model für Ausscheidungen an Korngrenzen inkludiert.

Das Modell berücksichtigt mehre physikalische Effekte, wie z.B.:

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

- Kompositionstemperatur und größenabhängigen Grenzflächenenergien
- Verhältnisse zwischen „bulk diffusion“ also Diffusion in der Matrix und Diffusion entlang Versetzungen und Korngrenzen

2.2.1 Thermodynamik

CALPHAD ist ursprünglich die Abkürzung für CALculation of PHAse Diagrams und wurde später erweitert auf Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry [16, 17]. Diese Methode wird von MatCalc verwendet und verknüpft alle verfügbaren experimentellen und theoretischen Daten über Phasengleichgewichte und beschreibt die thermodynamischen Eigenschaften jeder Phase, mittels eines mathematischen Modells, über die Gibbs-Energie [17]. Um in dieser Arbeit komplizierte Rechnungen über CALPHAD zu vermeiden wird auf die Löslichkeitsgrenzen (engl. solubility limits) eingegangen. Diese werden üblicherweise für Ausscheidungen in mikrolegiertem Stahl durch das Löslichkeitsprodukt (engl. solubility produkt) ausgedrückt, welches definiert ist als:

$$\log(k_s) = (\log(M[wt\%] \cdot X[wt\%]) = A - \frac{B}{T} \qquad (17)$$

M und X geben die Menge von substitutioneller und interstitaler Elemente in Gewichtsprozent der Mischung MX an. A und B sind Variablen die das System beschreiben. T ist die absolute Temperatur. Es werden eine große Anzahl unterschiedliche Löslichkeitsprodukte für NbC in Austenite in verschiedenen Arbeiten berichtet. Forschungsmethoden sind:

- Verschiedene experimentelle Techniken
- Thermodynamische Berechnungen
- Statistische Behandlungen

Die verschiedenen Löslichkeitsprodukte für NbC in Austenit sind in Tabelle 1 zusammengefasst und in Abbildung 6 dargestellt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Tabelle 1: Löslichkeitsprodukt von NbC [14].

No.	log k_s
1	$2.06 - 6700/T$
2	$3.04 - 7290/T$
3	$3.7 - 9100/T$
4	$3.42 - 7900/T$
5	$4.37 - 9290/T$
6	$3.18 - 7700/T$
7	$3.11 - 7520/T$
8	$2.96 - 7510/T$
9	$3.4 - 7200/T$
10	$2.81 - 7019.5/T$
11	$3.4 - 7920/T$
12	$2.26 - 6670/T$
13	$3.89 - 8030/T + (1150/T - 0.05)*C[\text{wt\%}]$
14	$1.18 - 4880/T + (1590/T - 0.1)*C[\text{wt\%}]$
15	$1.74 - 5600/T + (1380/T - 0.027)*C[\text{wt\%}]$
16	$3.31 - 7970/T + (1371/T - 0.9)*\text{Mn}[\text{wt\%}] - (75/T - 0.0504)*\text{Mn}^2[\text{wt\%}]$
17	$3.31 - 7970/T + (735/T - 0.348)*\text{Si}[\text{wt\%}]$
18	$3.31 - 7970/T + (1113/T - 0.691)*\text{Cr}[\text{wt\%}] - (38/T - 0.0228)*\text{Cr}^2[\text{wt\%}]$
19	$3.31 - 7970/T + (148/T - 0.0904)*\text{Ni}[\text{wt\%}] + (8.5/T - 0.0068)*\text{Ni}^2[\text{wt\%}]$

MatCalc rechnet mit $Nb = 1wt\%$ und $C = 0{,}1wt\%$. Ist viel Nb vorhanden dann geht das Verhältnis gegen Nb.

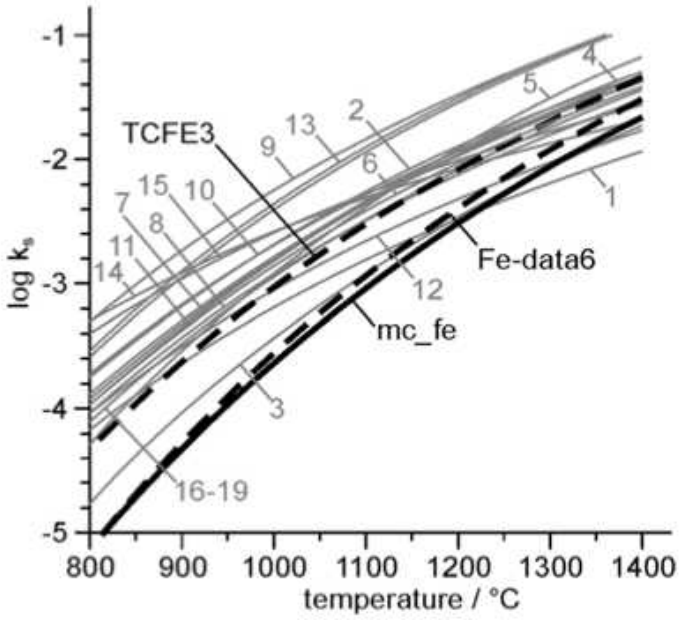


Abbildung 6: Vergleich der Löslichkeitsprodukte mit den thermodynamischen Daten von NbC [14].

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Umso tiefer die Werte für die Löslichkeit k_s angenommen werden umso größer ist die Triebkraft G für die Ausscheidung. Dies gibt einen vereinfachten Vergleich zu einer komplizierten thermodynamischen Auseinandersetzung. Es ist zu bemerken, dass in Abbildung 6 die Löslichkeiten für tiefere Temperaturen ermittelt und auf die höheren extrapoliert wurden und daher für die höheren Temperaturen ungenauere Ergebnisse zeigen. In die Entwicklungsgleichung geht CALPHAD ein. Wir vergleichen desweitern ob die CALPHAD-Simulation mit den Löslichkeiten vereinbar ist. MatCalc verwendet die Datenbank mc_fe, welche auf CALPHAD basiert für die Berechnung der Phasendiagramme [14].

2.2.2 Oberflächenenergie

Da die Oberflächenenergie kubisch in die kritische freie Gibbs-Energie eingeht ist es wichtig einen genauen Wert für diese zu finden. Sie ist daher ein bedeutender Schlüsselparameter, dessen Temperaturabhängigkeit in MatCalc mitberücksichtigt wird. Diese wird aus dem „generalized n-nearest-neighbor broken-bond model“ berechnet, welche von Sonderegger und Kozeschnik entwickelt wurde:

$$\gamma = \frac{n_s z_{S,eff}}{N_{AZL,eff}} \cdot \Delta H_{sol} \tag{18}$$

Die Auswertung von γ stützt auf CALPHAD-Typ-Datenbanken [14]. γ wird bestimmt durch das Produkt:

- Die Enthalpie der Lösung ΔH_{sol} (aus CHALPHAD)
- Und des Strukturfaktors $n_s z_{s,eff}/N_{AZL,eff}$

$n_s z_{s,eff}/N_{AZL,eff}$ ist ein Strukturfaktor. Wobei n_s ist die Anzahl der Atome über eine Einheit der Grenzfläche ist. $z_{S,eff}$ ist die effektive Anzahl der gebrochenen Bindungen über die Grenzfläche gezählt für die Grenzflächenatome. $z_{L,eff}$ nennt

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

man die effektive Koordinaten Nummer. N_A steht für die Avogadro-Zahl.

Die Krümmung der Grenzflächen der Ausscheidungen wird über den „size correction term“ einbegriffen [14].

Die Grenzflächenenergie für plane Formen von NbC kann, als Vereinfachung angenommen werden mit:

- $0{,}65 - 0{,}66 Jm^{-2}$ in Austenite
- $0{,}88 - 0{,}89 Jm^{-2}$ in Ferrite

Der „size correction term“ ist näherungsweise 0,75 im nukleierenden Teilprozess für NbC in Austenit als auch Ferrite und nähert sich 1 beim Senken der Übersättigung und wird γ aus Gleichung 18 zu multipliziert.

2.2.3 Diffusion

Zusätzlich zu der thermodynamischen Sichtweise spielen Diffusionsdaten eine große Rolle in der Modellbildung. Diffusion kann man in interstitieller und substitueller Diffusion klassifizieren. Es wird zwischen „self-diffusion“ von Eisen in der Matrix, Diffusion entlang Versetzungen (engl. dislocation diffusion) und Diffusion an Korngrenzen (engl. grain boundary) unterschieden. Zur Beschreibung des Diffusionsprozesses wird der Diffusionskoeffizient D mit SI- Einheit $[m^2/s]$ eingeführt, der über das Arrhenius-Gesetz die für den Diffusionsprozess zu überwindende thermische Aktivierungsenergie beinhaltend.

$$D = D_0 exp\left(\frac{-E}{k_B T}\right) \tag{19}$$

Hierbei ist D_0 eine Systemkonstante, E Aktivierungsenergie, k_B die Boltzmann-Konstante und T die absolute Temperatur [18]. Abbildung 7 zeigt den Temperatur abhängigen „self-diffusion coefficients“ von Eisen in der Matrix (D_{bi}), entlang Versetzungen (D_{di}) und an Korngrenzen (D_{gi}) in kubisch flächenzentrierte Gitter (engl. face centerd cubic) und kubisch raumzentrierte Kristallgitter (engl. body

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek WIEN Your knowledge hub

centerd cubic) [14].

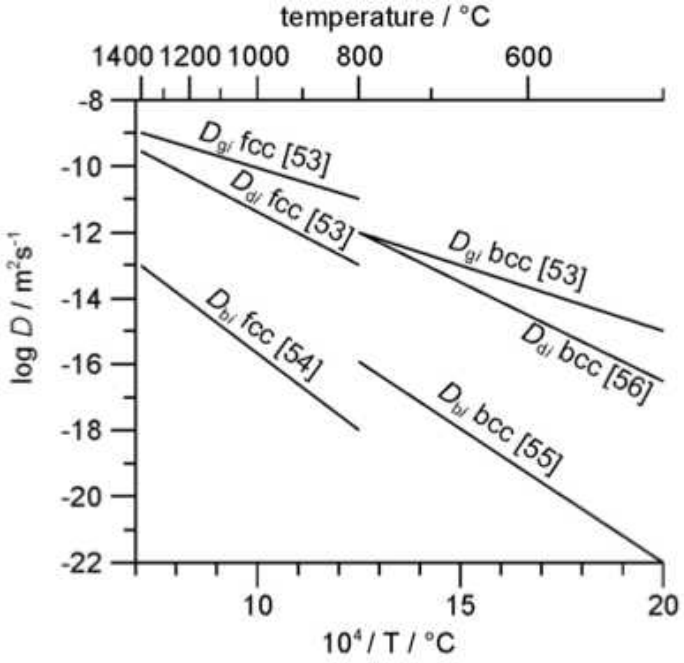


Abbildung 7: Temperaturabhängige "self-diffusion coefficients" von Fe in der Matrix, entlang der Versetzungen und Korngrenzen [14].

Es ist zu bemerken, dass die Diffusionskoeffizienten an Korngrenzen und Versetzungen größere Werte annehmen als die in der Matrix. Dies ist auf die Störung des regelmäßigen Kristallaufbaus und der Senkung der Aktivierungsenergie zurückzuführen [18]. Folgende Tabelle zeigt die Verhältnisse von D_{gi}/D_{bi} und D_{di}/D_{bi} in Ferrit und Austenit entsprechend Gleichungen 20- 23.

Tabelle 2: Verhältnisse der Diffusionskoeffizienten [14].

	D_{gi}/D_{bi}	D_{di}/D_{bi}
500-800°C	$10^7 - 10^4$	$10^{5.5} - 10^4$
800-1400°C	$10^7 - 10^4$	$10^5 - 10^{3.5}$

$$\left(\frac{D_{gi}}{D_{bi}}\right)_{fcc} = 10^{(11-0{,}005\cdot T)} \qquad D_{gi}{}_{fcc} = 10^{(11-0{,}005\cdot T)} \cdot D_{bi}{}_{fcc} \tag{20}$$

$$\left(\frac{D_{gi}}{D_{bi}}\right)_{bcc} = 10^{(12-0{,}001\cdot T)} \qquad D_{gi}{}_{bcc} = 10^{(12-0{,}001\cdot T)} \cdot D_{bi}{}_{bcc} \tag{21}$$

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

$$\left(\frac{D_{di}}{D_{bi}}\right)_{fcc} = 10^{(7-0{,}0025\cdot T)} \qquad D_{di_{fcc}} = 10^{(7-0{,}0025\cdot T)} \cdot D_{bi_{fcc}} \tag{22}$$

$$\left(\frac{D_{di}}{D_{bi}}\right)_{bcc} = 10^{(8-0{,}005\cdot T)} \qquad D_{di_{bcc}} = 10^{(8-0{,}005\cdot T)} \cdot D_{bi_{bcc}} \tag{23}$$

Die Diffusionskoeffizienten D_{bi} für die Matrix sind meist bekannt. Die Umrechnung auf Korngrenzdiffusion und Versetzungsdiffusion muss experimentell ermittelt werden [14].

2.2.4 Einfluss der Deformation

In den Experimenten und den Simulationen sind keine Deformationen vorgekommen, jedoch werden sie hier betrachtet um das Verständnis für die Variablen im Modell zu erweitern.

Eine Deformation im Material kann eine starke Erhöhung der Versetzungsdichte zur Folge haben. Hierbei müssen zwei Aspekte die Einfluss auf die Ausscheidungen haben in Betracht gezogen werden.

- Die zusätzliche Diffusionswege „high–velocity diffussion paths“, die hervorkommen führten zu einer Erhöhung der effektiven Diffusifität der Elemente
- Das Aufscheinen neuer heterogener Nukleationsstellen, trägt zu einem im Vergleich zum umgeformten Zustand signifikanten Anstieg der Nukleationsrate der Ausscheidungen bei.

Um den Einfluss einer verformungsverursachten Beschleunigung der Diffusion in der Simulation miteinfließen zu lassen wird ein durchschnittlicher Diffusionskoeffizient „effective mean diffusion coefficient“ eingeführt [14].

$$D_{eff} = D_{di} \cdot \pi R_{core}^2 \rho + D_{bi} \cdot (1 - \pi R_{core}^2 \rho) \tag{24}$$

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

ρ steht für die effektive Versetzungsdichte, R_{core} dem Radius der Versetzungsgänge, welcher näherungsweise mit 0.5nm angenommen wird.
Abbildung 7 und Gleichung 24 veranschaulichen, dass der „diffusion correction factor“ zwischen „effective diffusion coefficient“ D_{eff} für Diffusion entlang Versetzungsrohre und D_{bi} Diffusion in der Matrix sich auf folgende Weise unterscheiden lässt:

- 1 für $\rho \leq 10^{12} m^{-2}$
- 2500 für $\rho = 10^{16} m^{-2}$

,abhängig von der Matrixphase (krz bzw. engl bcc oder kfz bzw engl. fcc), Temperatur und Versetzungsdichte. Diese zusätzlichen, durch die höher Versetzungsdichten aufscheinenden Nukleationsstellen wirken sich direkt auf den Parameter N_0 aus. Eine Abschätzung der totalen Dichte der potentiellen Nukleationsstellen bei homogener Nukleation an Versetzung $N_{0,disl}$ ist gegeben als Anzahl der Kernatome entlang den Versetzungslinien mit

$$N_{0,disl} = \frac{\rho}{b} \tag{25}$$

b bezeichnet die Länge des Burgersvektor, der die Dichte der potentiellen Nukleationsstellen linear mit dem Wert der Versetzungsdichte skalieren lässt. Im Modell hat die Deformation also einen Einfluss auf alle Größen und Gleichungen die vom Diffusionskoeffizient und der Dichte der potentiellen Nukleationsstellen abhängen. Diese sind die atomare Bindungsrate β^* und die Entwicklungsgleichung [14].

2.3 Zener Drag

Der Zener Drag beschreibt die Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Korngrenzen. Dieser Effekt, der vom amerikanischen Physiker Clarence Zener untersucht wurde kann einen sehr staken Einfluss auf Kornwachstum und das Rekristallisation haben [19]. Das Vorkommen von Partikeln in einer polykristallinen Struktur kann zu einer Art Anheftung der Korngrenzen führen (engl. pinning).

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Dieser Zener-Druck ist gegeben durch:

$$p_R = -\frac{3}{2}\gamma\frac{f}{r} \tag{26}$$

Hierin ist p_r- der Haltedruck, r- Radius der Teilchen, f- Volumenanteil der Teilchen, f/r- Dispersionsgrad und γ- Korngrenzenenergie. Zum Beispiel bei $f = 1\%$, $r = 0{,}1\ \mu m$ und $\gamma = 0{,}6\ Jm^2$ folgt für den Haltedruck: $p_R \approx 0{,}1\ MPa$. Dies entspricht der Größenordnung bei Kornvergrößerung. Damit wird vor allem diese stark beeinflusst. Es besteht also ein indirekt proportionaler Zusammenhang zwischen dem Haltedruck und dem Radius der Ausscheidungen. Dies bedeutet, dass kleine Ausscheidungen zu kleinen Körnern führen, da der Haltedruck eine Hemmung des Kornwachstumes verursacht. Zum Losreißen der Korngrenze muss dieser Druck p_R überwunden werden. Die treibende Kraft für die stetige Kornvergrößerung wird mit fortschreitender Kornvergrößerung immer kleiner [20]. Das Kornwachstum wird somit gestoppt, wenn der treibende Druck des Kornwachstums p den rückstellenden Druck des Zener-Pinnings p_R nicht überschreitet.

$$p = \frac{2\gamma}{\alpha d} \tag{27}$$

$$p = p_R \tag{28}$$

$$\frac{2\gamma}{\alpha d} = 3\gamma\frac{f}{d_P} \tag{29}$$

Hierbei sind: d_p-Durchmesser und f- Volumenanteil der Dispersoide, γ-Korngrenzenenergie, d-Korndurchmesser, α-Proportionalitätskonstanten zwischen d und r. Daraus ergibt sich die maximale Korngröße in Abhängigkeit von Ausscheidungen:

$$d = \frac{2d_p}{3\alpha f} \tag{30}$$

Da es oft zu einer Vergröberung der Ausscheidungen kommt, steigt mit d_p auch der zu erwartende maximale Korndurchmesser [20].

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

3. Experiment

Die folgende Tabelle zeigt die Massenprozente bzw. Gewichtsprozente der Legierungszusätze in den fünf Stählen.

Tabelle 3: Zusammensetzung der Legierungen.

Stahlgüte	C	Si	N	Mn	Al	Mo	Nb	Nb+Ti	Nb+Ti+V	Bemerkung
Stahl A	0,06	<0,1	0,004	1,0	0,02<		<0,05			kein Titan
Stahl B	0,08	<1,0	0,004	1,9	0,02<	<0,2		<0,2		Ti reich
Stahl C	0,07	<0,5	0,004	1,9	0,02<	<0,2			<0,22	Nb reich
Stahl D	0,035	<0,6	0,004	1,3	0,02<		<0,005			kein Titan
Stahl E	0,06	<0,5	0,004	1,9	0,02<					Nb mäßig

3.1. Gusszustand

3.1.1 Dünne Folie und Elektropolieren

Es wurde der Gusszustand der Legierungen Stahl A, Stahl D und Stahl E mittels Methode der dünnen Folien präpariert. Ausgangsmaterial waren circa 100mm x 100mm große Platten mit Höhen von 10mm.

Abbildung 8: Ausgangsmaterial dünne Folien.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

Es wurden für jede Platte bzw. Legierung drei Proben entnommen. Jeweils für die Außenseite, dem Mittelstück und dem inneren Kernbereich des Rohgussbarren, wurden Würfel von circa a=5mm herausgesägt. Anschließend wurden mit dem Discotom-5 der Firma Struers 1mm dünne Plättchen abgeschnitten. Diese wurden des Weitern mit mittels Siliziumcarbidscheiben auf circa 100 μm Dicke geschliffen. Aus diesen Metallfolien wurden Scheibchen mit 3mm Durchmesser herausgestanzt. Um dünne Folien im TEM untersuchen zu können muss die Metallfolie ausreichend gut durchstahlbar sein (0-200nm). Dies wurde durch elektrochemisches Dünnen, mittels Struers TenuPol-5 erreicht. Hierbei wird die Probe von beiden Seiten von zwei Düsen mit einem Elektrolyten bestrahlt, wobei zwischen der Probe und dem Elektrolyten eine Spannung von 24 bis 28 Volt bei einer Stromstäke von 30 bis 42 mA angelegt wurde. Hierbei dient die Probe als Anode. Die Flussrate der Düsen war auf den Wert 4 gestellt. Als Elektrolyt wurde ein Gemisch aus 60ml Perchlorsäure, 460ml Ethanol, 280ml Butanol und 100ml Ethylenglycolmonobutylether verwendet. Da der Vorgang bei Raumtemperatur zu schnell und unkontrolliert ablaufen würde, wird der Elektrolyt über flüssigen Stickstoff zwischen -30° C bis -7°C abgekühlt. Dieser Prozess läuft so lange bis über einen Lichtschranken und einem eingestellten Lichtwert („stop value“) von 300 ein kleines Loch in der Mitte detektiert wird. Da das Loch schnell anwächst und das Gerät es nicht schafft den chemischen Prozess auf der Stelle zu stoppen, ergeben sich größere Werte von 344 bis 480. Je nach Probe dauerte dies eine halbe bis sechs Minuten. Um das Loch bilden sich dünne Bereiche im Nanometerbereich aus. Nach diesem Schritt sind die Proben bereit für Aufnahmen im TEM.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

3.2. Wärmebehandelter Zustand (Homogenisieren)

Ausgangsmaterial der Untersuchung waren 30mm x 30mm große Barren mit Höhen von 50mm, wobei bei jeder Wärmebehandlung ein zweiter Barren in den Ofen als Vergleichsprobe mitgelegt wurde.

Abbildung 9: Ausgangsmaterial für die Wärmebehandlungen.

3.2.1 Temperaturmessung

Für die Temperaturmessungen im Ofen wurden S-Thermoelemente verwendet die an einem Rechner angeschlossen wurden. Diese wurden mittels eines Schweißgerätes einerseits an die Probenoberfläche angeschweißt, und am andern Ende über Lusterklemmen an den Rechner verbunden. Es wurde der Hochtemperatur Kammerlaborofen HTF 17/10 der Firma Carbolite eingesetzt. Die Messungen der momentanen Temperaturen wurden mit der Software Labview durchgeführt. Wie schon Anfangs erwähnt wurden sieben Wärmebehandlungen durchgefahren, die für je eine Stunde gehalten wurden. Folgende Tabelle zeigt Wärmebehandlungen der Legierungen im Überblick:

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Tabelle 4: Wärmebehandlung jeder Probe im Überblick

	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C	1200°C	1300°C	1400°C
Stahl A		X	X	X	X		
Stahl B			X		X	X	X
Stahl C			X		X	X	X
Stahl D	X	X	X		X		
Stahl E			X		X	X	X

Um chemische Reaktionen und Diffusionsvorgänge mit der Atmosphäre so gering wie möglich zu halten wurde bei jedem Durchgang das reaktionsträge Inertgas Argon über Gasflaschen durchlaufend eingeführt. Die Wärmebehandlung wurde durch die Abschreckung des Metalls in Wasser bei Raumtemperatur beendet. Abbildung 10 zeigt die idealen Verläufe der Wärmedurchgänge. Natürlich sind in der Praxis mit Temperaturschwankungen und Messungenauigkeiten zu rechnen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

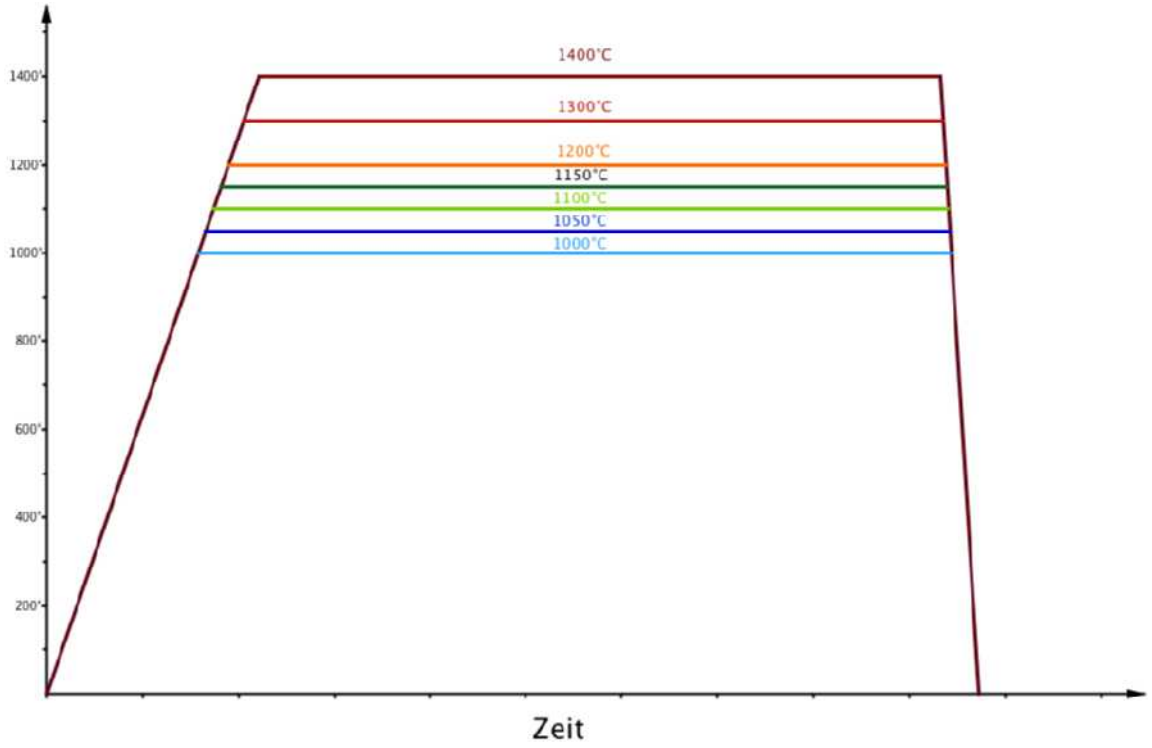


Abbildung 10: Temperaturen die je eine Stunde gehalten wurden.

Jede der sechs Temperaturen wurde ab dem ersten Erreichen dieser, für einen Stunde gehalten. Abbildung 11 zeigt beispielhaft den Temperaturverlauf für die Wärmebehandlung bei 1000°C.

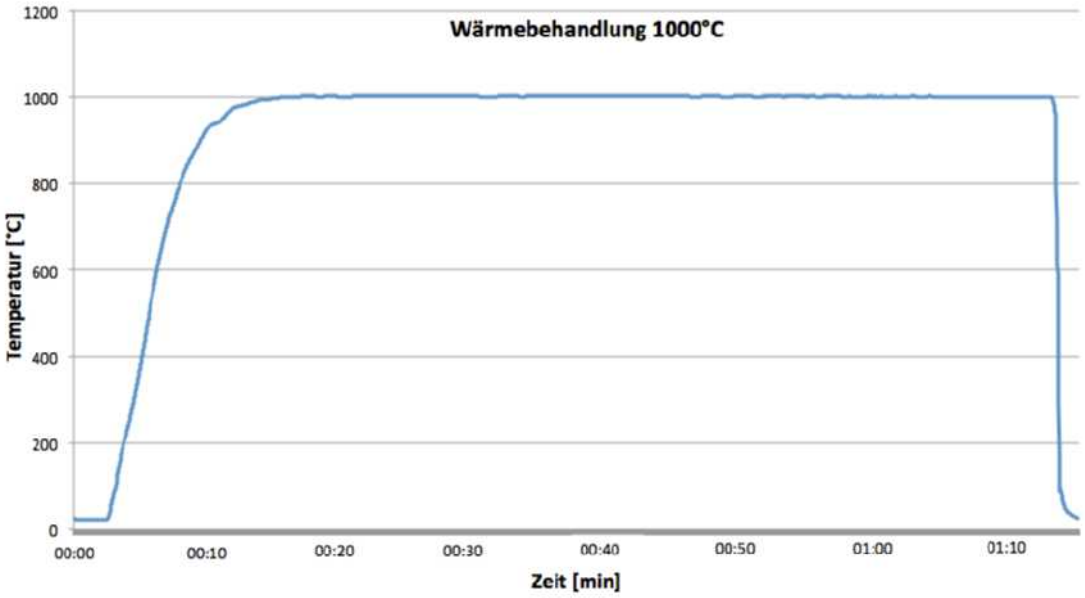


Abbildung 11: Beispielhafte Temperaturmessung mittels Thermoelement für die Wärmebehandlung 1000°C.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Man erkennt, dass die Temperaturmessung bei Raumtemperatur startet und von einer Steigung von circa 100°C pro Minute gefolgt wird die des weitern mit leichten Unregelmäßigkeiten den gewünschten Wert 1000°C erreicht und für eine Stunde hält. Der Verlauf zeigt einen fast senkrechten Sturz zurück auf Raumtemperatur.

3.2.2 Einbetten

Vor dem Einbetten wurden jeweils das mittlere Kernstück jedes Barrens zu einem Würfeln von circa $a = 8mm$ herausgesägt, um mögliche Reaktionen mit der Umgebung in den Ergebnissen nicht einzubeziehen. Für die Einbettung wurde das Einbettmittel von Araldit verwendet. Dies ist ein Kalteinbettmittel, welches ohne Temperaturerhöhung aushärtet. Das Mischungsverhältnis ist laut Hersteller 20g Harz AY103 zu 3,4g Härter HY956. Es ist zu beachten, dass eine homogene und gießbare Flüssigkeit entsteht. Das Aushärten dauert etwa 24h.

3.2.3 Schleifen und Polieren

Beide Vorgänge erfolgen über die automatische Poliermaschine TegraPol-31. Tabelle 5 zeigt das verwendete Schleif und Polierprogramm.

Tabelle 5: Schleif und Polierprogramm

Scheibe	Stufe	Zeit(Minuten)	Suspension
Piano	120	6min	Wasser
Piano	220	5min	Wasser
Largo	$9\mu m$	4min	DP-Suspension P
Pan	$6\mu m$	6min	DP-Suspension P
Mol	$3\mu m$	4min	DP-Suspension P
Nap	$1\mu m$	2min	DiaDuo-2

Nach dem Durchlauf des Programmes, macht sich ein störender, milchiger Schleier auf der Probe bemerkbar. Dieser muss sorgfältig mit Geschirrspülmittel und Wasser abgewaschen werden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

3.2.4 Präparation der Proben für das Mikroskopieren (Replika-Methode)

Bei dieser Art von Mikroskop ist es zu beachten, dass das zu betrachtende Objekt ausreichend dünn sein muss, um von einem Elektronenstrahl durchdringt zu werden. Daher wurden die Proben mit einem dünnen Kohlenstofffilm überzogen, der dann durch Ätzen abgelöst wird. Die resultierenden Replika geben nicht nur die Topografie der Probe wieder, sondern bei entsprechender metallografischer Vorbereitung bleiben auch nichtmetallische Einschlüsse und Ausscheidungen daran haften. Bevor jedoch die Kohlenstoffschicht aufgetragen wird, kommt es zur ersten Ätzung um die Ausscheidungen aus der Eisenmatrix zu heben. Dies erfolgte händisch in Nytal, einer fünf prozentigen in Ethanol gelöste Salpeter Mischung. Jede Probe wurde so lang geätzt bis sich ein grauer Schleier bemerkbar gemacht hat (5-20 Sekunden). Der Kohlenstofffilm wurde mittels des Agar Sem Carbon Coater aufgetragen. Davor muss jedoch die Probe mit einem Stück Papier aus dem ein kleines Fenster geschnitten ist, mit einem doppelseitigen Klebestreifen maskiert werden, damit der Kohlenstoff beim Besprühen nicht zum Einbettmittel gelangt. Die Probe wird in einer 120x120mm großen Glaszylinder eingesetzt in dem ein Unterdruck von 0,2 mbar erzeugt wird. Des weitern wird ein Kohlenstoffstäbchen der sich ebenfalls in der Kammer befindet durch einen elektrischen Strom erhitzt. Hierbei lösen sich die Kohlenstoff Atome und bedampfen dabei die Probe. Dabei ist zu beachten, dass man nicht zu viel und nicht zu wenig Kohlenstoff aufträgt. Zu viel würde den Kohlenstofffilm undurchlässig für den Elektronenstrahl machen und bei einer zu dünnen Schicht kann es passieren, dass beim Durchdringen des Elektronenstrahls das Replika reißt und somit unbrauchbar für eine weitere Untersuchung wird. Um das Lösen der Replika in der zweiten Ätzung zu vereinfachen wird mittels einer scharfen Klinge ein Gittermusster in die Probe geritzt. Diese wird vollständig in Nytal eingetaucht bis sich nach einiger Zeit die ersten Replika von der Probe lösen und an der Oberfläche aufschwimmen. Diese wurden dann anschließend mit Kupferblättchen der Firma Christine Gröpl entnommen und in Petrischalen aufbewahrt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

3.3 Mikroskopieren(TEM)

Die Aufnahmen wurden mit dem Transmissionselektronenmikroskop FEI TECNAI F20 der Firma Philipps angefertigt, welches über ein energiedispersives Röntgenspektrometer (EDX-Spektrometer) verfügt, dass die chemischen Zusammensetzungen von Materialien analysieren kann.

3.4 Messung der durchschnittlichen Ausscheidungsradien

Die Messungen der Ausscheidungsradien wurden mit dem Programmen Point.net und Gimp durchgeführt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4. Ergebnisse

4.1 Gusszustand

4.1.1 Laborergebnisse Gusszustand

Die TEM-Aufnahmen zeigen Ausscheidungen mit quasi-sphärischer Form. Es wurden der Durchschnitt aller gemessenen Ausscheidungsradien und das Ti/Nb-Verhältnis jeder Probe an der Außenseite 0, dem Mittelstück 1/4 und dem Inneren Kernbereich 1/2 der Rohgussbarren berechnet. Für die Untersuchung wurden sowohl Proben die als „dünne Folie“ als auch Replika präpariert worden sind verwendet. Die folgenden Histogramme zeigen die Anzahl der auftretenden Ausscheidungsradien Nanometer-Größenklassen eingeteilt. Wobei die Größenklassen den am häufigsten auftretenden Größen entsprechen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.1.1 Stahl A-Guss

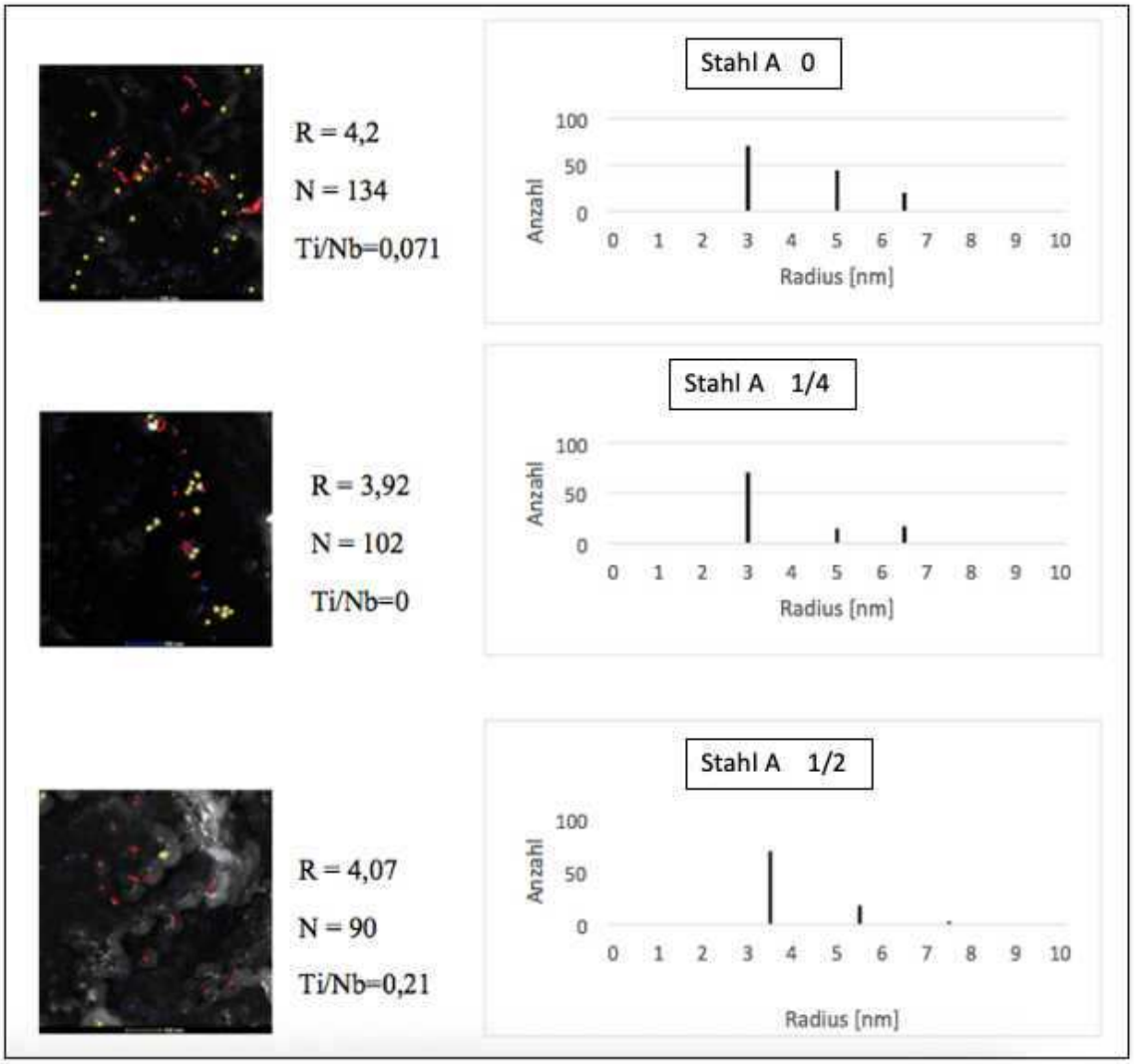


Abbildung 12: Laborauswertung des Stahls A.

Die Histogramme für Stahl A teilen die Größenklassen im Nanometerbereich ein. In allen drei Messpunkten treten bei 4nm und 3nm die meisten Ausscheidungen auf. Die durchschnittlichen Ausscheidungsradien (4,2,nm, 3,92nm, 4,07nm) zeigen keine eindeutige Richtungstendenz auf. Die Ausscheidungsanzahl nimmt in Richtung des Kernbereiches ab. Es kommen Spuren von Titan vor obwohl Stahl A kein Titan beigemischt wurde. Für das Ti/Nb-Verhältnis ist keine eindeutige Tendenz festzustellen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.1.1.2 Stahl B-Guss

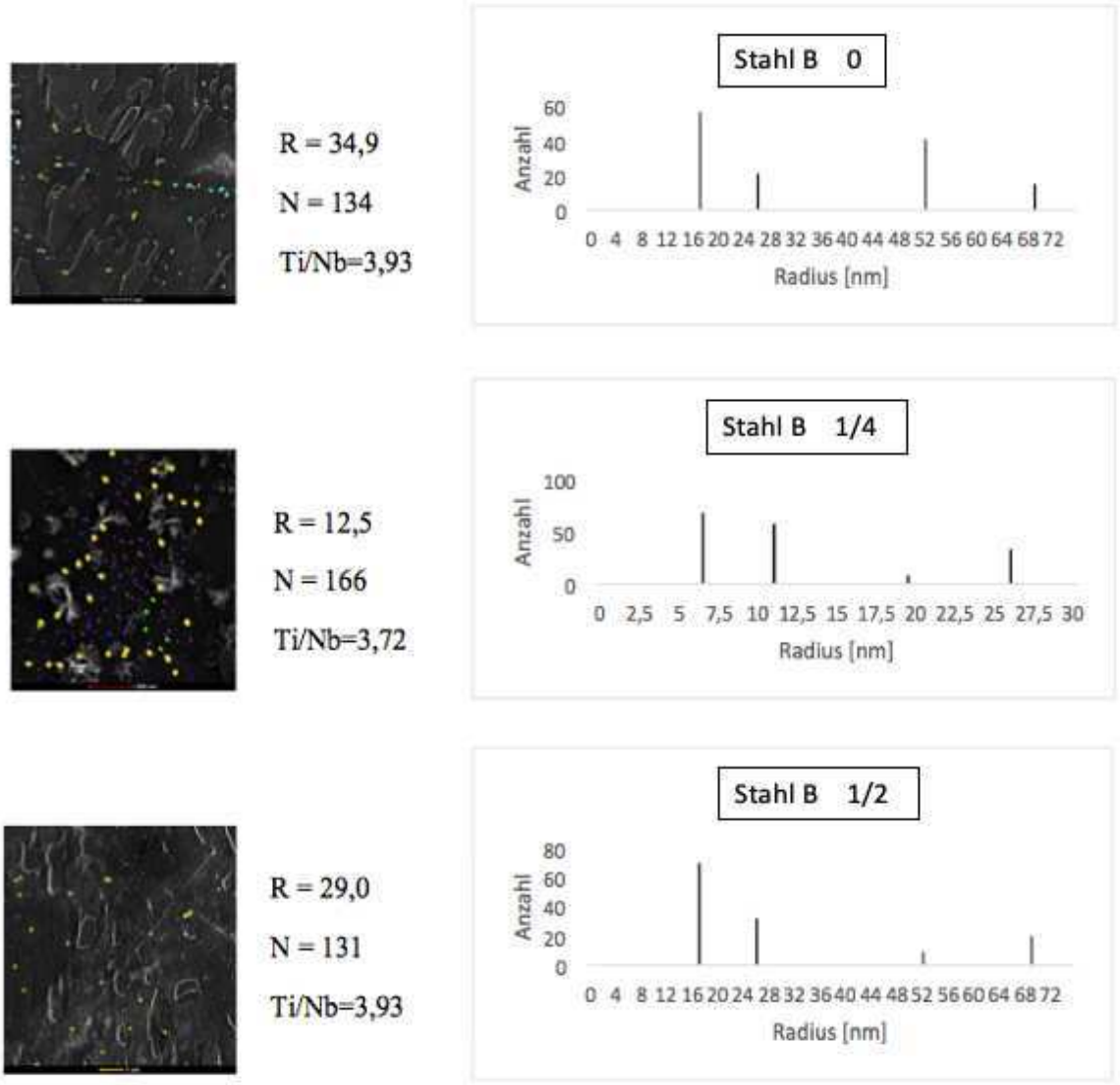


Abbildung 13: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl B.

In Abbildung 13 ist sowohl bei den Ausscheidungsradien, Ausscheidungsanzahlen als auch bei den Ti/Nb-Verhältnissen keine eindeutige Tendenzen zur Außen- oder zur Innenseite zu beobachten. An der Stelle 1/4 kommen die kleinsten Radien in größter Anzahl vor.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.1.1.3 Stahl C-Guss

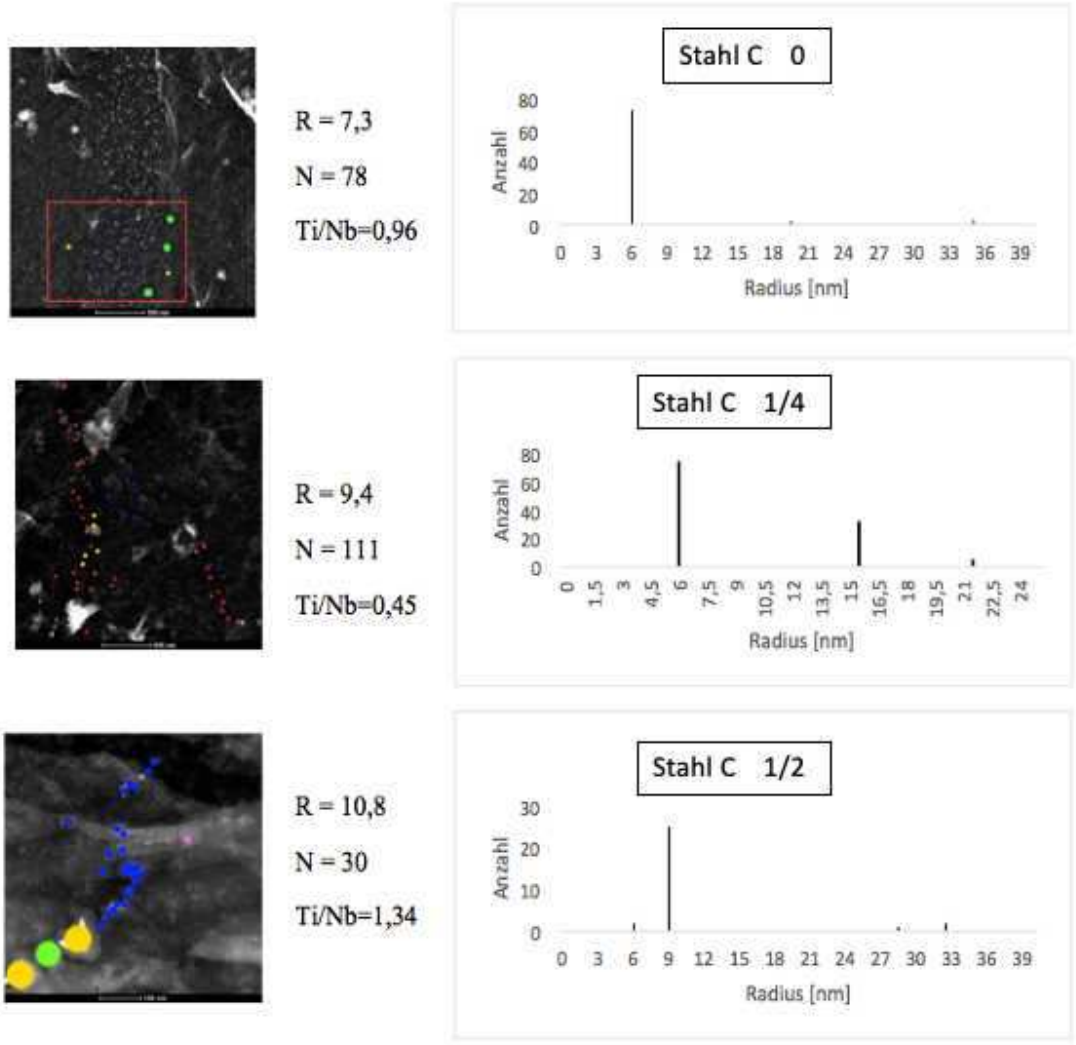


Abbildung 14: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl C.

Die Legierung Stahl C weist eine Tendenz zu größeren Ausscheidungen in der Innenseite des Gussbarrens auf. Die Anzahl der Ausscheidungen und das Ti/Nb-Verhältnis zeigen keine eindeutige Richtungsabhängigkeit auf.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.1.1.4 Stahl D-Guss

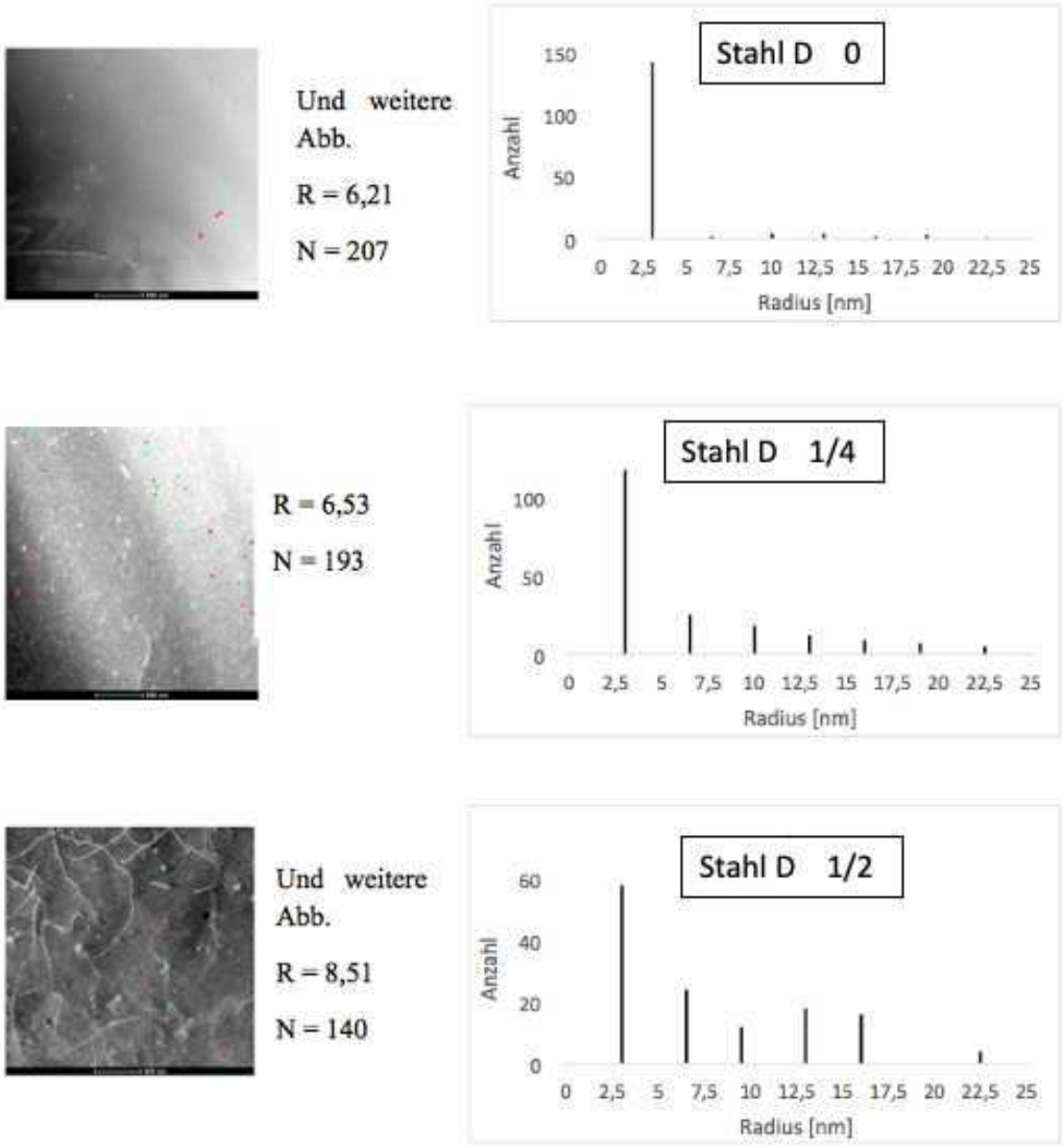


Abbildung 15: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl D.

Stahl D verhält sich bezogen auf die Ausscheidungsgrößen gleich wie Stahl C, wobei sehr geringe bis keine Titanspuren gemessen wurden. Mit „Und weitere Abb.“ ist gemeint, dass nur eine Aufnahme dargestellt ist aber von jener Stelle mehrere Aufnahmen ausgewertet worden sind.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.1.1.5 Stahl E-Guss

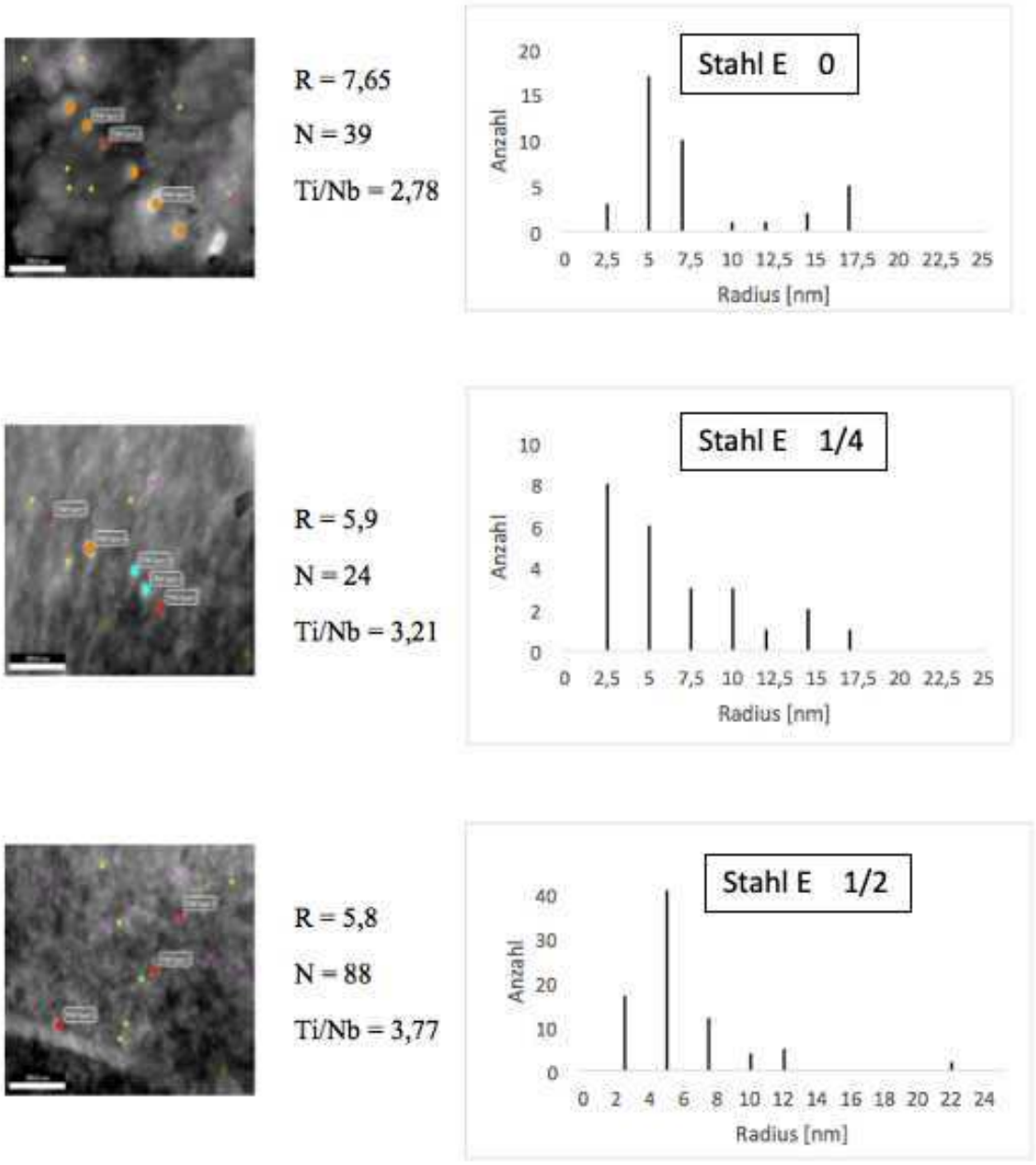


Abbildung 16: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl E.

Das Ti/Nb-Verhältnis vergrößert sich im Innenbereich. Die größten Radien kommen an der Position 0 vor. Stahl E ist die einzige Legierung welche die größte Anzahl an Ausscheidungen an der Position 1/2 aufweist.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.1.2 Simulationsergebnisse Gusszustand

4.1.2.1 Stahl A-Scheil

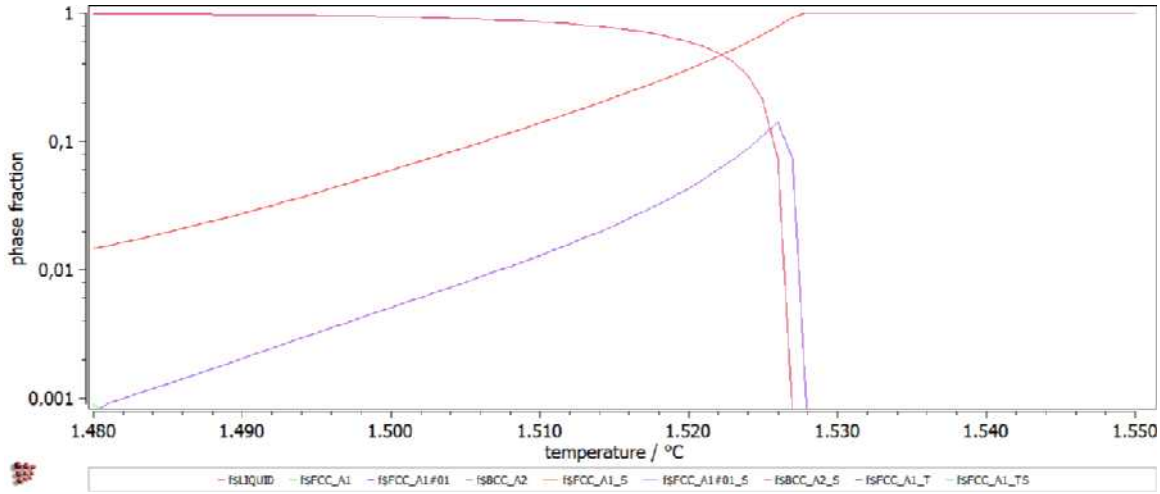


Abbildung 17: Scheil-Simulation von Stahl A.

Abbildung 17 zeigt den Phasenanteil über die Temperaturen 1480°C bis 1550°C aufgetragen. Es ist in materialwissenschaftlichen Anwendungen eine Konvention sich die Phasen bei noch circa einen Prozent Flüssigphase f$LIQUID anzuschauen, da Primärausscheidungen in den letzten Flüssigkeitstaschen erstarren. Alle Phasenanteil Diagramme weisen daher bei der tiefsten Temperatur eine Restschmelze von ungefähr einem Prozent auf. Man erkennt einen natürlichen Abfall der flüssigen Gesamtschmelze bei Senkung der Temperatur. Bei Temperaturen unter 1527°C weist die Schmelze einen Phasenanteil ungleich 1 auf und es bilden sich neue Phasen aus. f$BCC_A2 entspricht dem noch flüssigen Ferritanteil der bis zu einem Wert von 0,1 anwächst und bei weiterer Senkungen zu $BCC_A2_S erstarrt, welcher dem festen Ferrit entspricht. Der Suffix S steht für engl. „solid“. Es sind keine Phasen $FCC_A1#01 und f$FCC_A1#01_S vorhanden. Die Endung „#“ wird im Syntax „Ausscheidungen“ zugeschrieben. Diese weisen, wie für mikrolegierten Stählen üblich ein flächenzentriertes Gitter auf.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

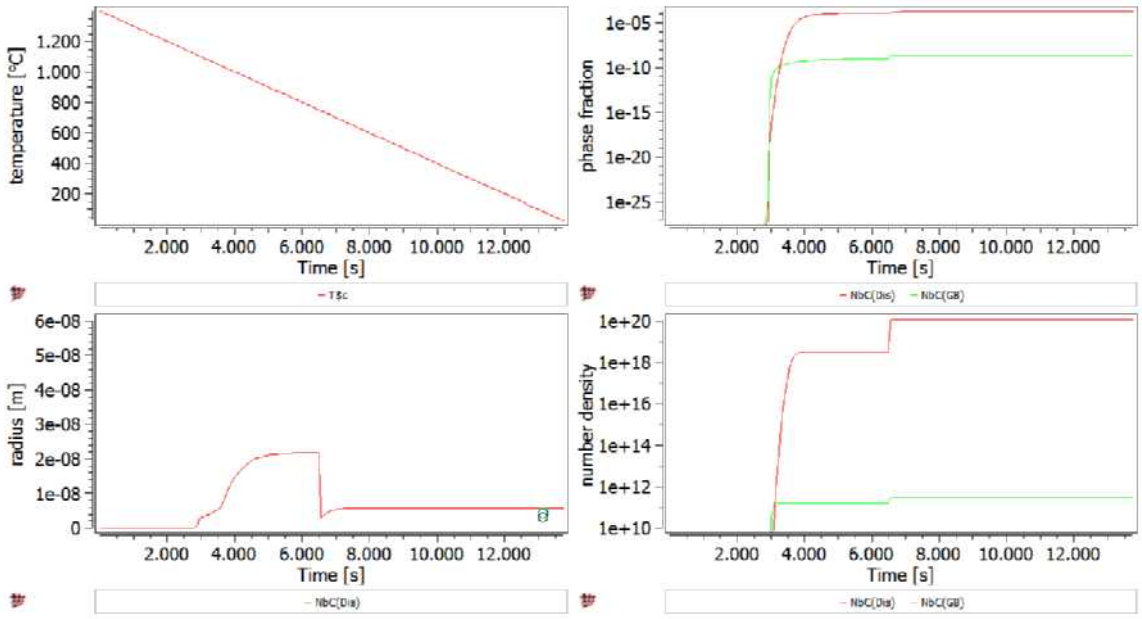


Abbildung 18: Ausscheidungskinetik des Gusszustandes Stahl A.

Abbildung 18 besteht aus vier Diagrammen, die über die Zeit aufgetragen sind. Die Temperaturen gehen von 1400°C bis Raumtemperatur. Links oben zeigt den Temperaturverlauf. Rechts oben werden die Phasenanteile an Niobcarbide NbC(Dis), die sich an den Versetzungen (engl. dislocations) und die Phasenanteile der Niobcarbide NbC(GB), die sich an den Korngrenzen (engl. grain boundaries) ausbilden dargestellt. Man sieht, dass die Ausscheidungen nur einen sehr kleinen Phasenanteil annehmen, der sich in der Größenordnung 1e-10 bis 1e-05 befindet. Der Anteil der an den Versetzungen erscheint ist um fünf Zehnerpotenzen größer als der Anteil der an den Korngrenzen auftritt. Die Dichte der NbC(Dis)-Ausscheidungen ist auch um neun Zehnerpotenzen höher als die Dichte der NbC(GB)-Ausscheidungen. Links unten ist der durchschnittliche Ausscheidungsradius dargestellt. Die Kurve steigt ab Sekunde 3000 stark an. Daraufhin bleibt der Radius eine Zeit lang beinahe konstant auf den Wert 2e-08m und stürzt nach Sekunde 6000 stark ab. Es kommt zu einem weiteren leichten Anstieg bis die Kurve einen konstanten Wert annimmt. Wie der Verlauf des Radius steigt auch der Verlauf der Dichten und bleibt eine Weile konstant. Im Gegensatz jedoch zum Radius stürzt der Wert der Dichte nicht, sondern steigt sprungartig zu höheren Werten. Auch im Diagramm der Phasenanteile der Ausscheidungen ist eine kaum zu bemerkende Erhöhung zu dieser Zeit zu finden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.2.2 Stahl B-Scheil

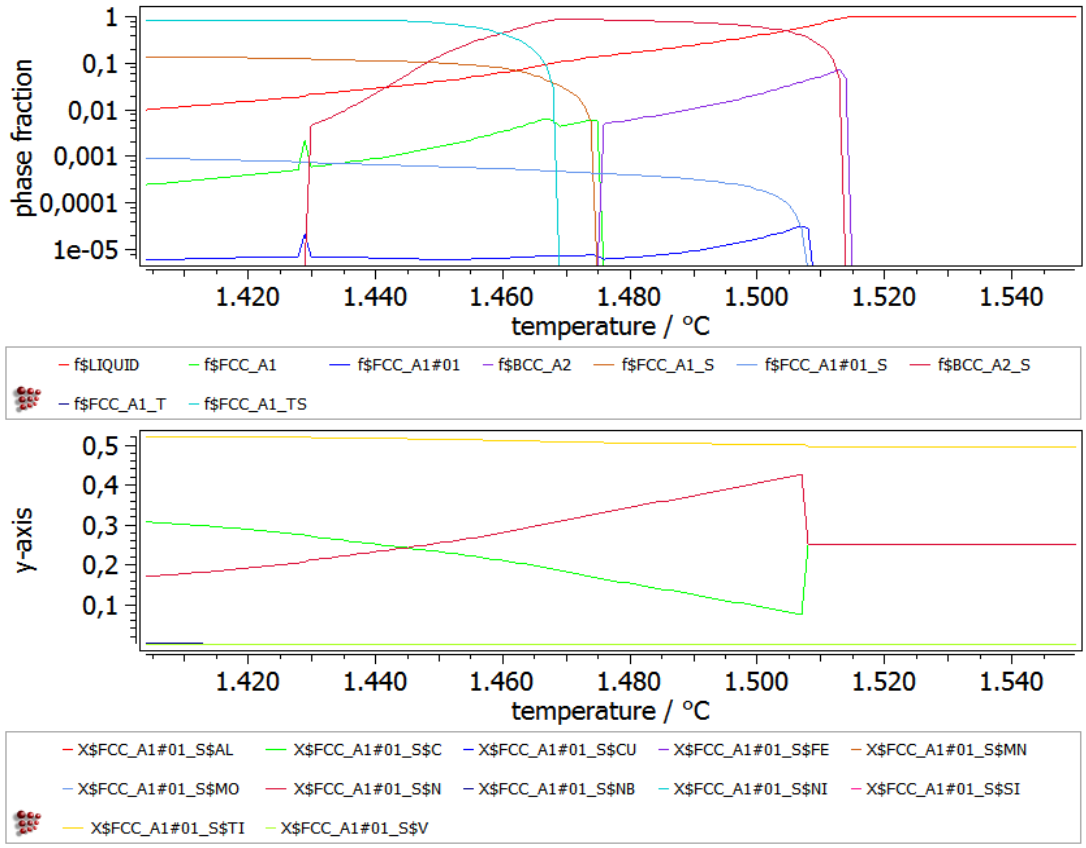


Abbildung 19: Scheil-Simulation von Stahl B (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)).

Im Vergleich zu Stahl A tritt bei Stahl B bei einer 80°C tieferen Temperatur noch ein Prozent Restschmelze auf. Stahl B enthält mehr Phasen als Stahl A. f$FCC_A1#01_S entspricht der Ausscheidungsphase. Diese entstehen bei Temperaturen unter 1510°C. Deren Stickstoffanteil (rote Line), Kohlenstoffanteil (grüne Line) und Titananteile (gelbe Linie) sind wie man im untern Teil von Abbildung 19 sehen kann temperaturabhängig. Diese keimen mit einem Massenanteil von ungefähr 0,48 an Titan, 0,42 Stickstoff und 0,1 Kohlenstoff auf. Mit abnehmender Temperatur sinkt der Stickstoffanteil bis auf etwa 0,18, der Kohlenstoffanteil wächst auf 0,32 und der Titananteil auf 0,5 an. Beim unterschreiten von 1475°C entsteht aus der Schmelze f$FCC_A1_S. Des weitern beginnt ab 1470°C f$BCC_A2_S zu sinken und es wandelt sich zu f$FCC_A1_TS um. Die Endung T steht in MatCalc für „Transformation“.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

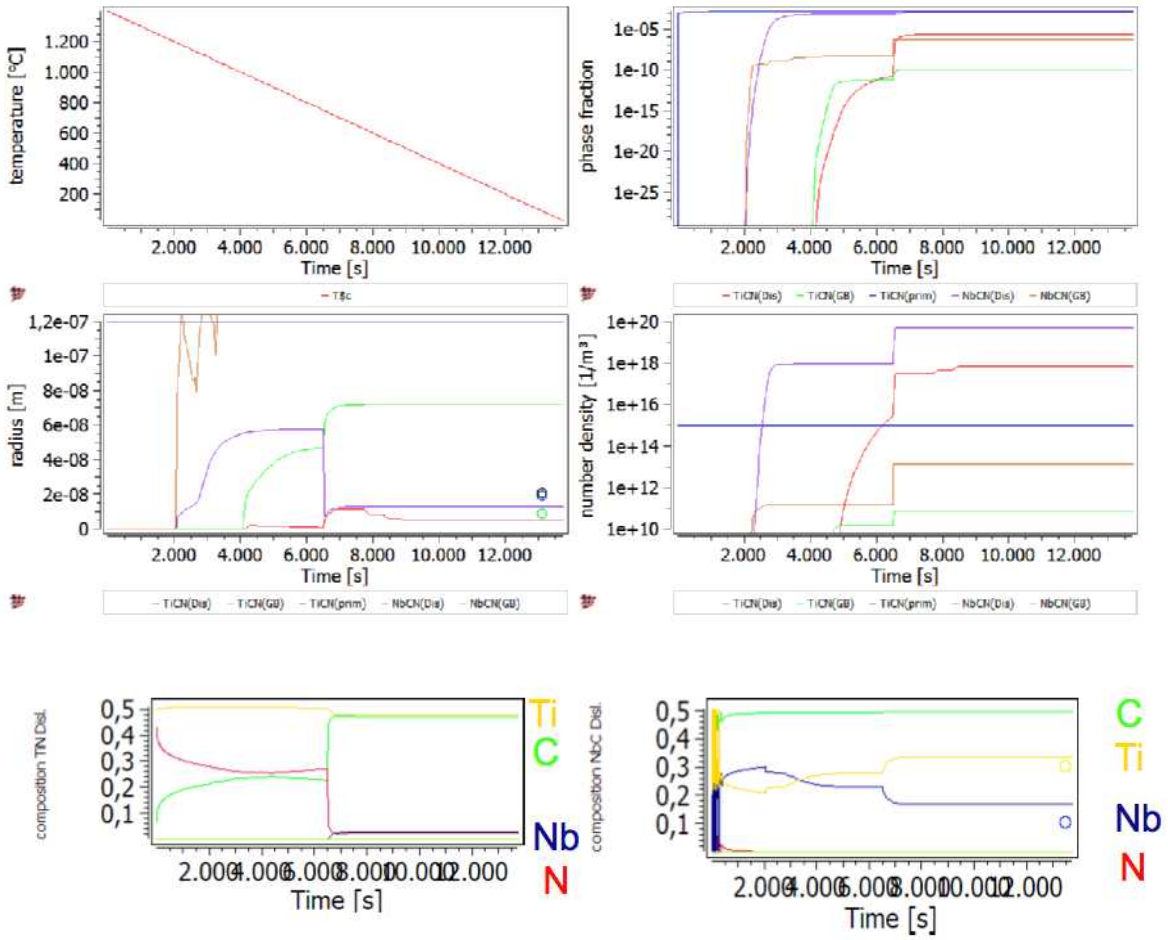


Abbildung 20: Ausscheidungskinetik des Gusszustandes Stahl B.

Im Vergleich zu Stahl A existieren in Stahl B zusätzlich zu den Niobcarbid-Ausscheidungen auch noch Titancarbid-Ausscheidungen. TiCN(prim) steht für die Primärausscheidungen die direkt aus der Schmelze aufkeimen. Deren Phasenanteil, Radien und Dichte bleiben im weiteren Verlauf konstant. Die Niobcarbide in Stahl B entstehen in Sekunde 2000, also etwas früher als in Stahl A. Darauf folgend machen sich die Titancarbide TiCN(Dis) und TiCN(GB) bemerkbar. Es sind wie in Stahl A Sprünge in den Verläufen vorhanden. Die Ausscheidungen NbCN(Dis) und TiCN(Dis) die an den Versetzungen entstehen zeigen ähnliche Radiusverläufe wie in Stahl A und haben von allen andern Ausscheidungen die höchste Dichte. Die Ausscheidungen NbCN(GB) und TiCN(GB) die an den Korngrenzen entstehen weisen stark positive Sprünge in den Radiusverläufen und um ein Vielfaches größere Radien am Ende der Diagramme auf, als die Ausscheidungen die an den Versetzungen entstehen. Die Korngrenzausscheidungen haben die niedrigsten Dichten im Material. Zusätzlich

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

sind noch die Verläufe der Zusammensetzungen der TiN-Ausscheidungen und der NbC-Ausscheidungen an den Versetzungen aufgetragen. Auch in diesen Verläufen sind zu den entsprechenden Zeiten Sprünge zu finden. In den TiN Disl.-Ausscheidungen sind positive Kohlenstoff Aufsprünge und negative Stickstoffstürzte vermerkt, wobei in den NbC Disl.-Ausscheidungen positive Titan Aufsprünge und negative Niobstürze mit zunehmender Zeit auftauchen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.2.3 Stahl C-Scheil

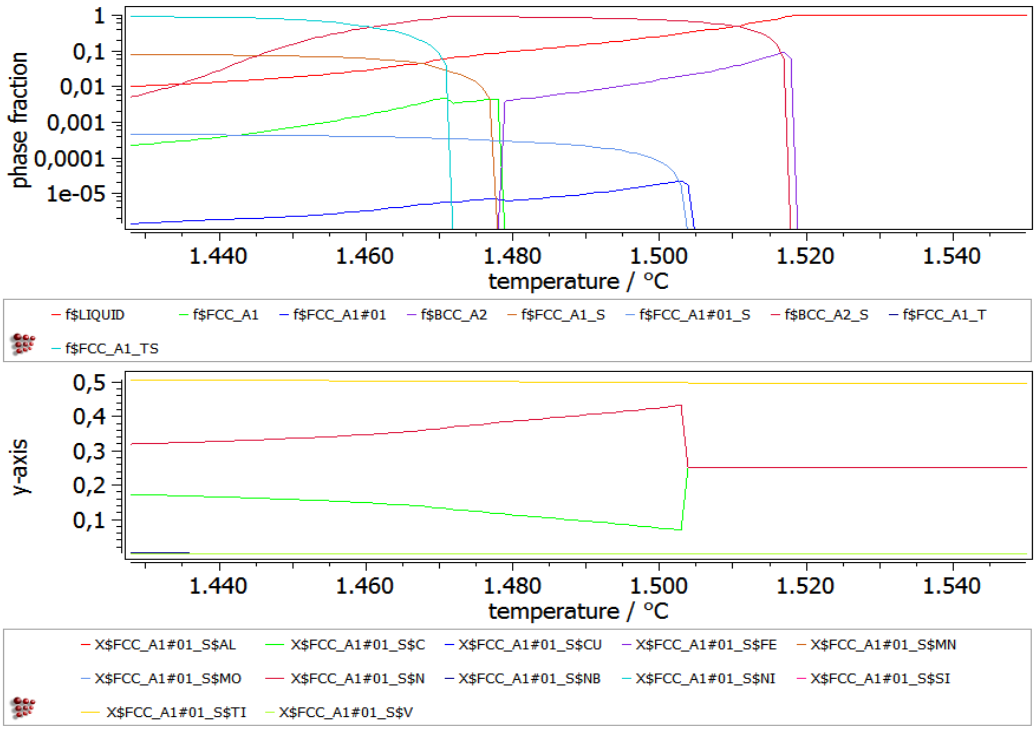


Abbildung 21: Scheil-Simulation von Stahl C (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)).

Stahl C zeigt ähnliche Verläufe wie Stahl B, jedoch bilden sich die Ausscheidungen f$FCC_A1#01_S in Stahl C bei etwas tieferen Temperaturen aus.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

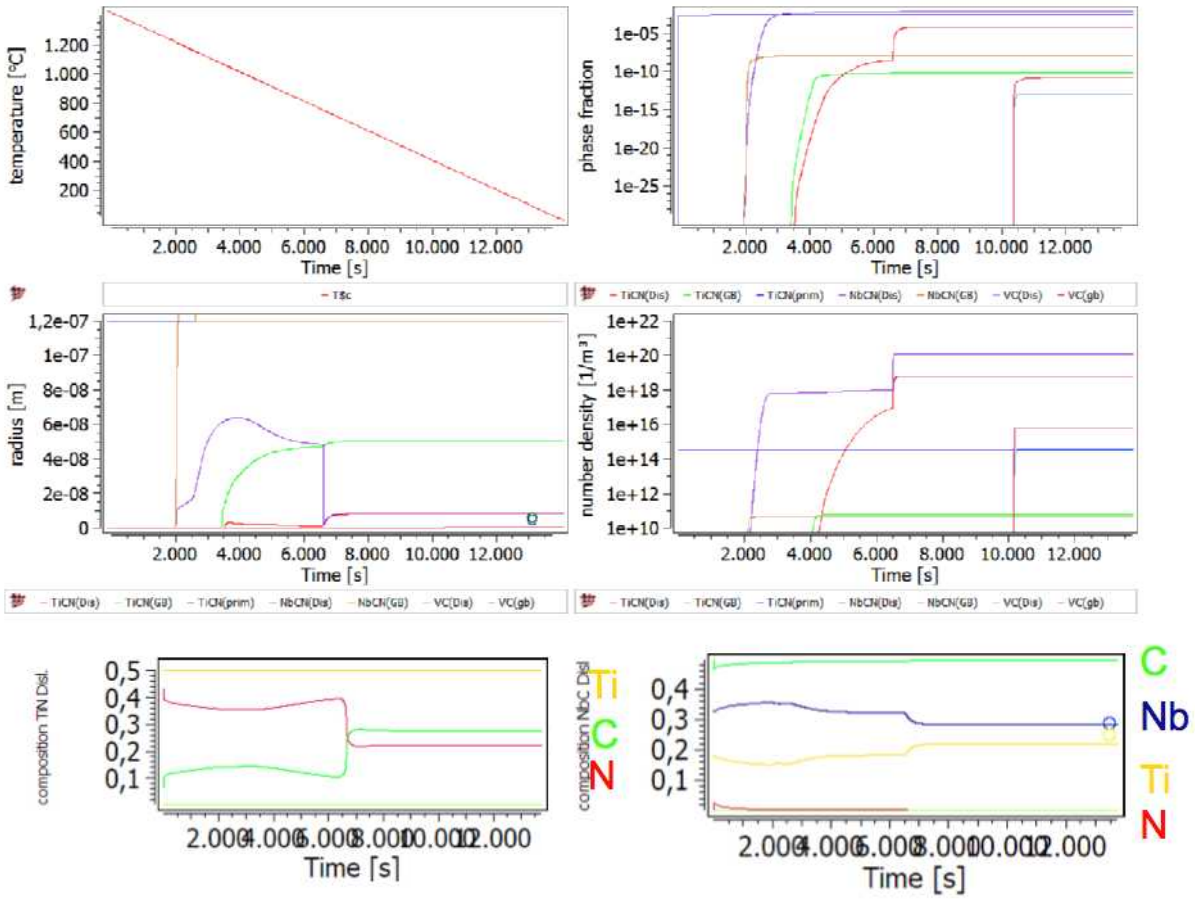


Abbildung 22: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl C.

In dieser Legierung tritt in geringen Mengen, nach Sekunde 10000 VC(Dis) und VC(gb) auf, wobei auffällt das sich an den Korngrenzen mehr Ausscheidungen bilden als an den Versetzungen. Es sind in Stahl C die gleichen Tendenzen der Sprünge für die Zusammensetzung der TiN Disl.- und NbC Disl.- Ausscheidungen wie in Stahl B zu finden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.2.4 Stahl D-Scheil

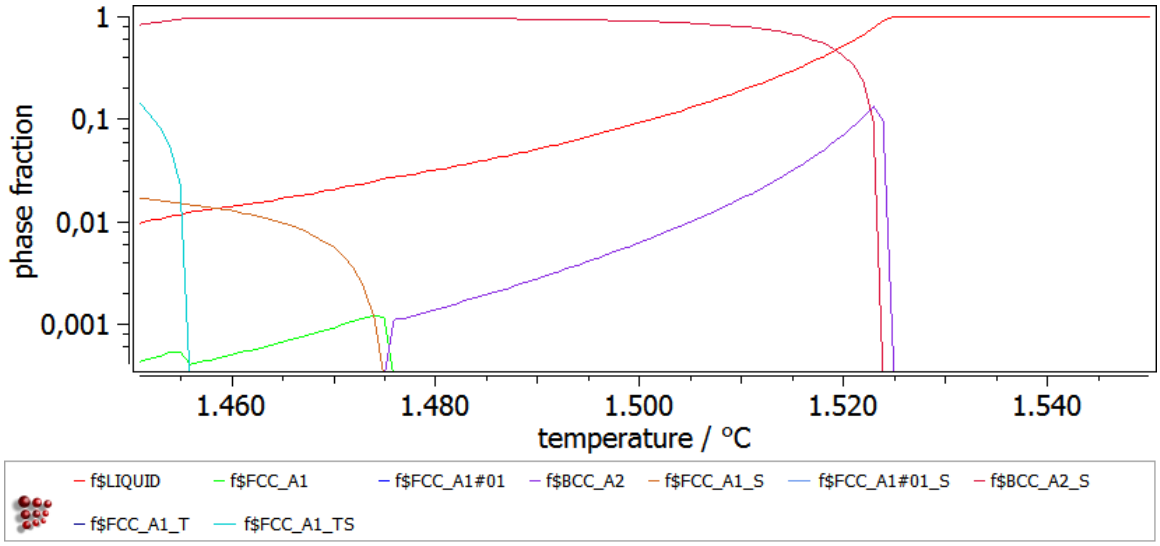


Abbildung 23: Scheil-Simulation von Stahl D.

Wie in Stahl A sind in Stahl D keine Phasen $FCC_A1#01 und f$FCC_A1#01_S vorhanden, dies bedeutet, dass auch in dieser Legierung sich keine Primärausscheidungen ausbilden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

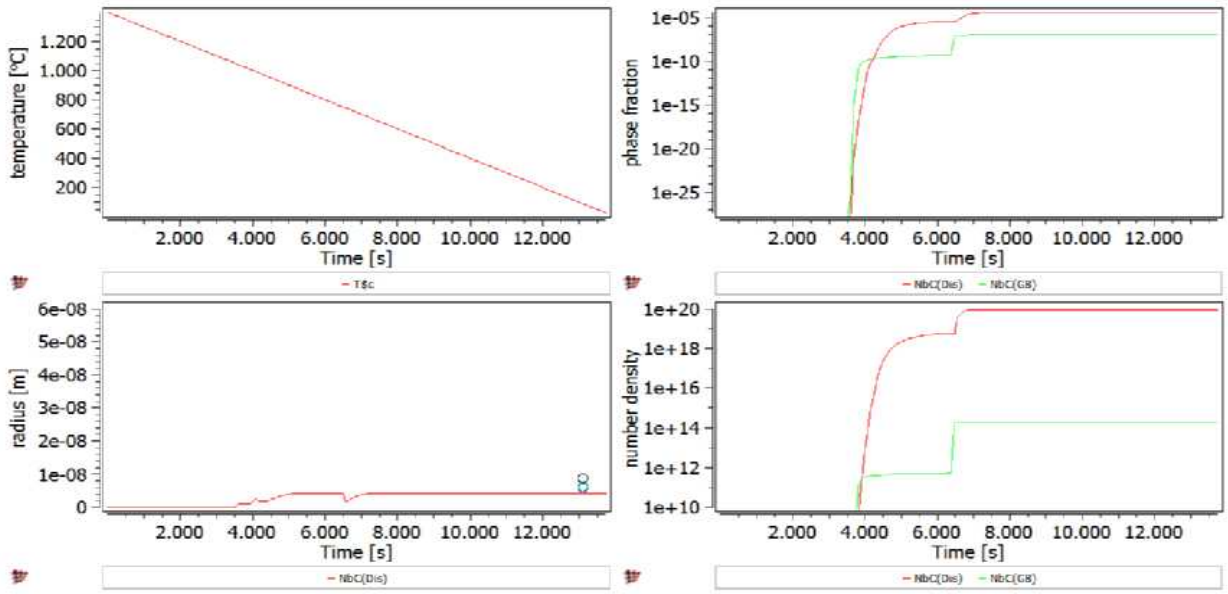


Abbildung 24: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl D.

Es bilden sich hier wie in Stahl A nur die Ausscheidungen NbC(Dis) und NbC(GB) aus. Der Wert der durchschnittlichen Radien befindet sich bei etwa 0,5e-08m vor als auch nach dem Sturz.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.1.2.5 Stahl E-Scheil

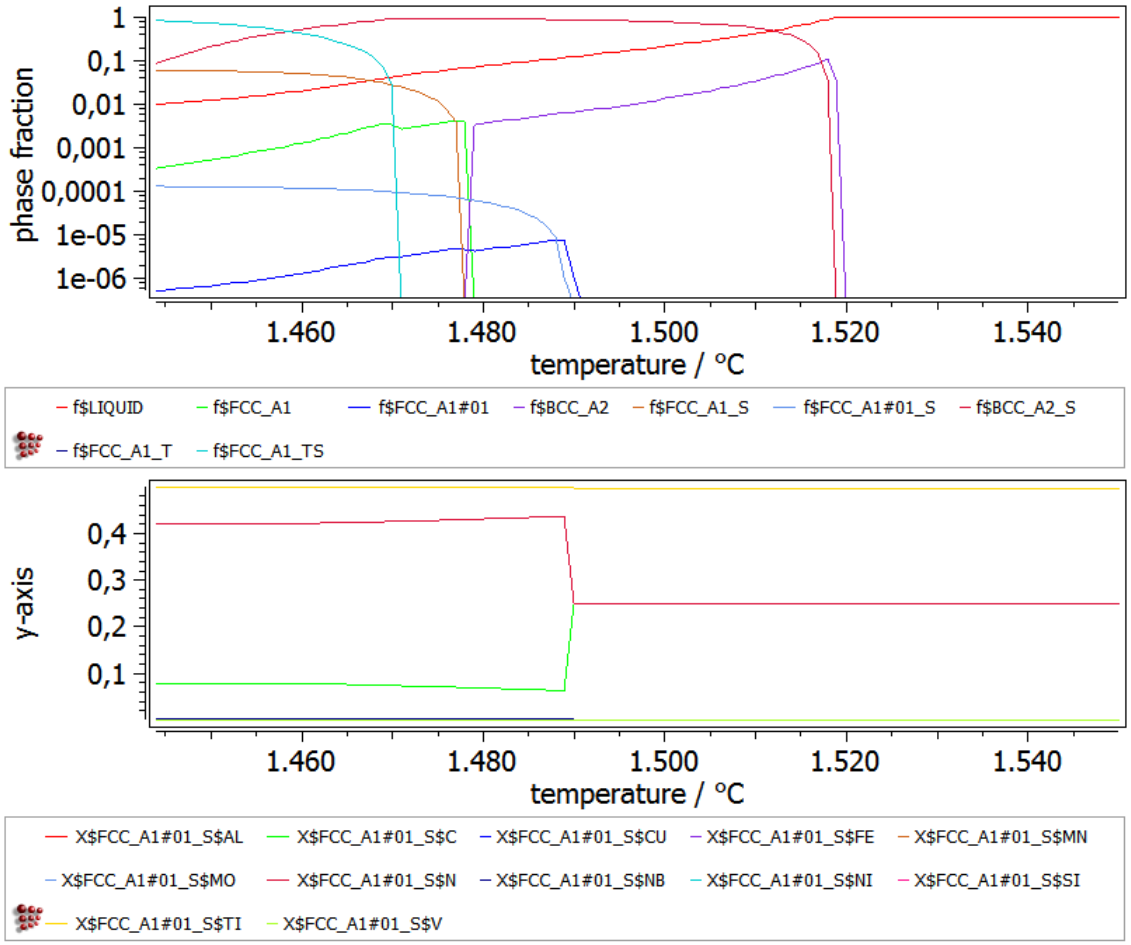


Abbildung 25: Scheil-Simulation von Stahl E (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)).

Die Primärausscheidungen der Legierung Stahl E keimen bei 1490°C auf. Dies ist wesentlich tiefer verglichen mit den anderen Legierungen, deren Primärausscheidungen schon bei circa 1510°C aufkommen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

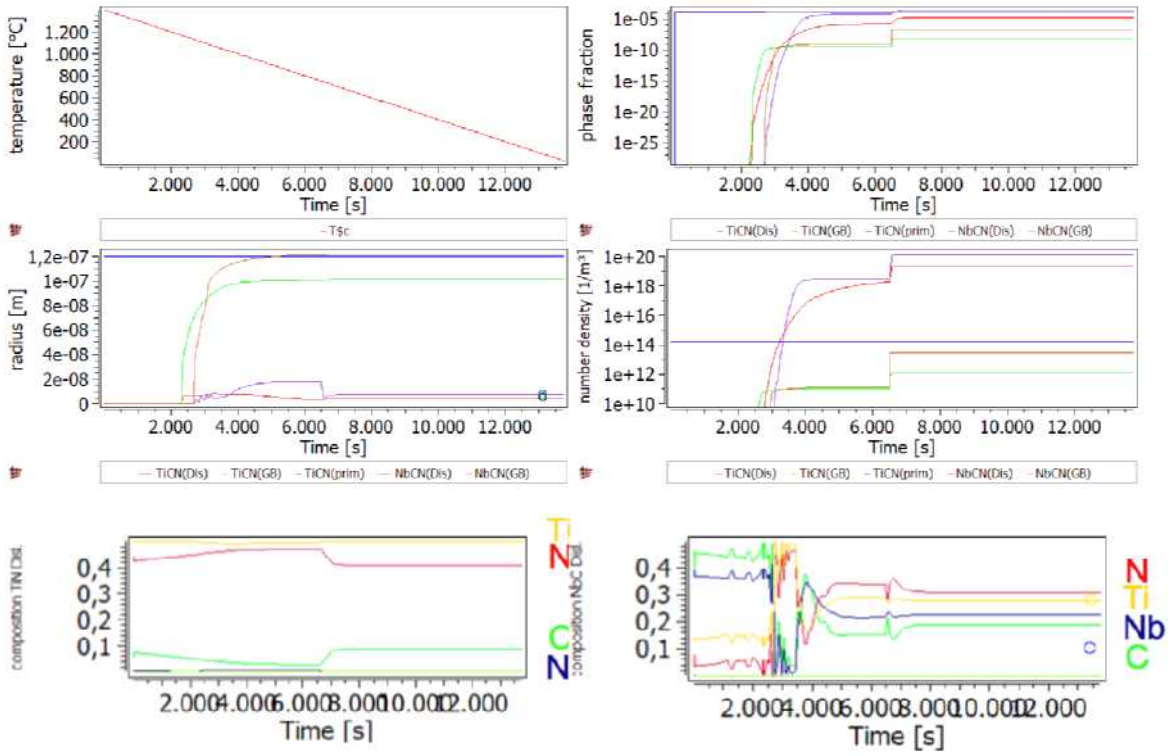


Abbildung 26: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl E.

Es ist wie bei Stahl D wieder nur ein kleiner Sturz im Verlauf der mittleren Ausscheidungsradien der Niobcarbide an den Versetzungen vorliegend. Auffällig sind die anfänglichen starken Schwankungen im Verlauf der Zusammensetzung der NbC-Ausscheidungen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2 Wärmebehandelter Zustand (Homogenisierter Zustand)

4.2.1 Laborergebnisse wärmebehandelter Zustand

Auch die wärmebehandelten Proben zeigen in den TEM-Aufnahmen Ausscheidungen mit quasi-sphärischer Form. Es wurde der Durchschnitt aller gemessenen Ausscheidungsradien und das Ti/Nb-Verhältnis jeder Probe für die jeweiligen Temperaturbehandlungen berechnet. Wie im Gusszustand zeigen die folgenden Histogramme die Anzahl der auftretenden Ausscheidungen in Größenklassen eingeteilt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.1.1 Stahl A_WB

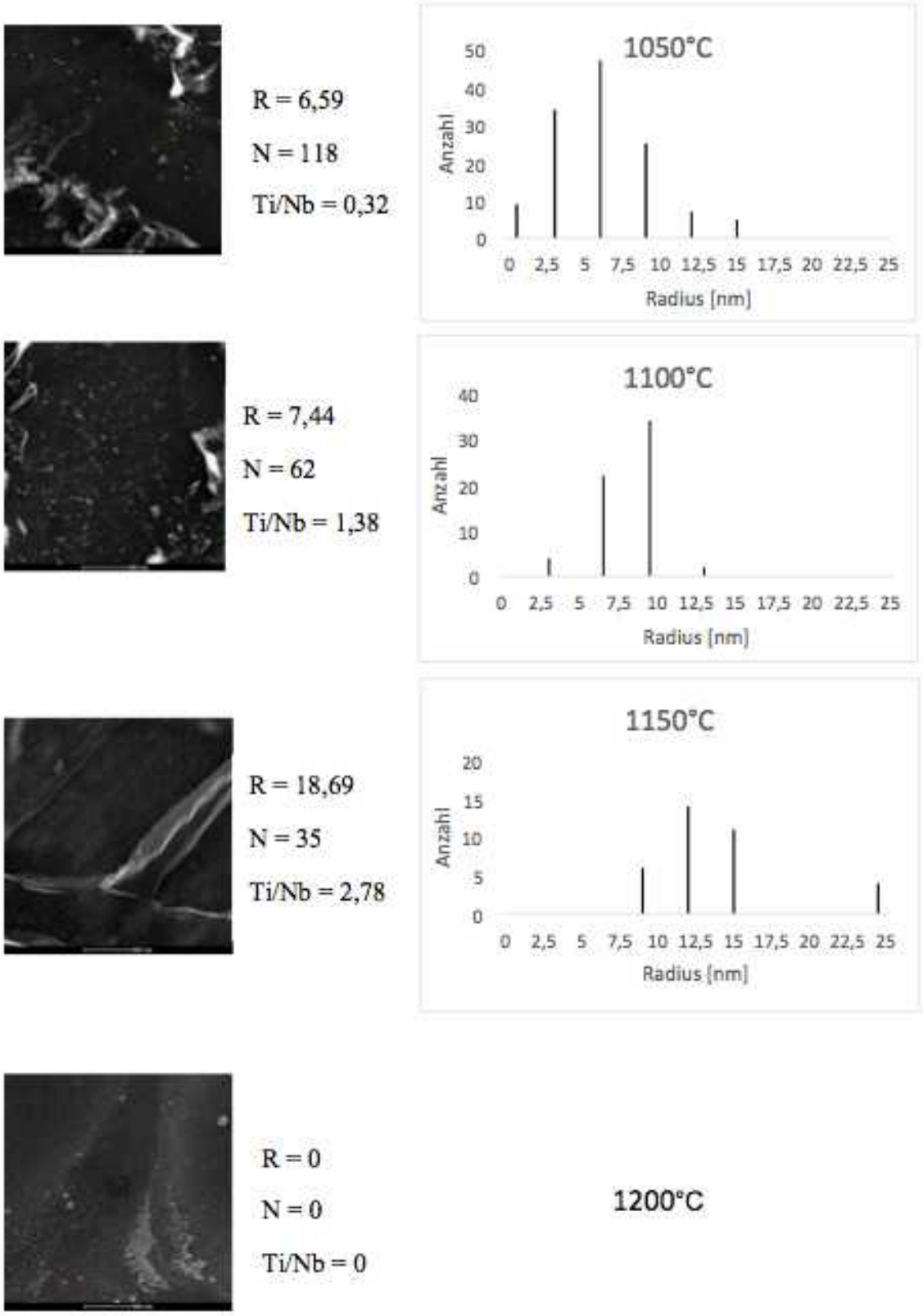


Abbildung 27: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl A.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

Stahl A zeigt bei einer Wärmebehandlung mit 1050°C einen durchschnittlichen Radius von 6,59nm und ein durchschnittliches Ti/Nb-Verhältnis von 0,32. Für 1200°C sind keine Ausscheidungen vorhanden. In den ersten drei tieferen Wärmebehandlungen bei denen sich Ausscheidungen gebildet haben, ist eine Tendenz zu größeren Radien und Ti/Nb-Verhältnissen bei wachsender Temperatur zu erkennen, wobei die Anzahl der gemessen Ausscheidungen sinkt. Es ist zu bemerken, dass Titan in den Proben gemessen wurde, obwohl die vorgesehene Zusammensetzung von Stahl A keinen Titan vorschreibt.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.1.2 Stahl B_WB

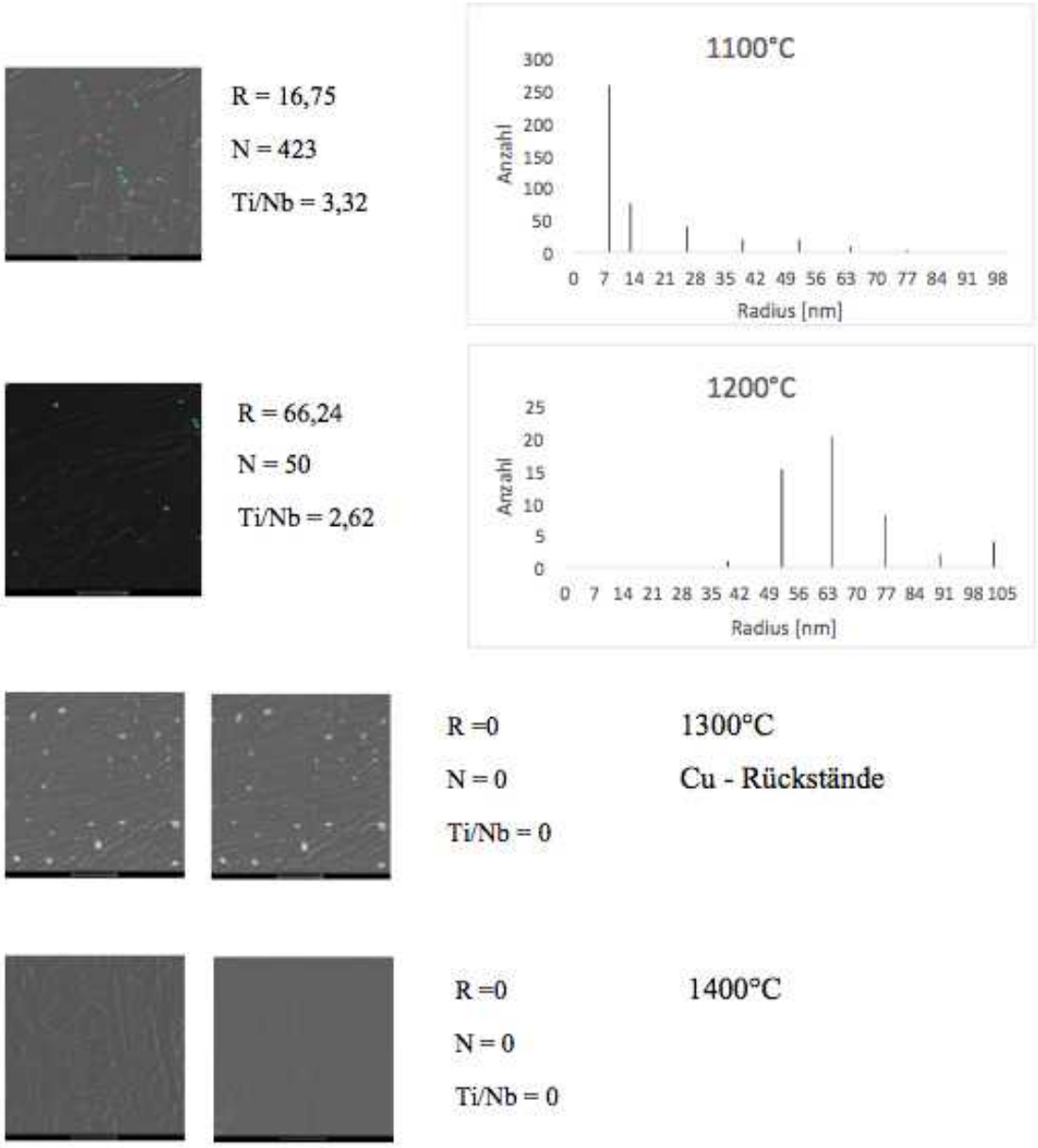


Abbildung 28: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B.

Bei den zwei Temperaturen 1100°C und 1200°C bei den sich Ausscheidungen gebildet haben sind die gleiche Tendenzen für die Radien und für die Anzahl der Ausscheidungen zu finden wie in Stahl A, während bei der vergleichbaren Temperatur von 1100°C bei Stahl B etwa zweifach größere Ausscheidungen, bei fast siebenfach größerer Ausscheidungsanzahl vorkommen als in Stahl A. Für das Ti/Nb-Verhältnisse ist bei 1100°C ein größerer Wert gemessen worden als für 1200°C. Bei 1300°C sind Kupferrückstände zu finden.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.1.3 Stahl C_WB

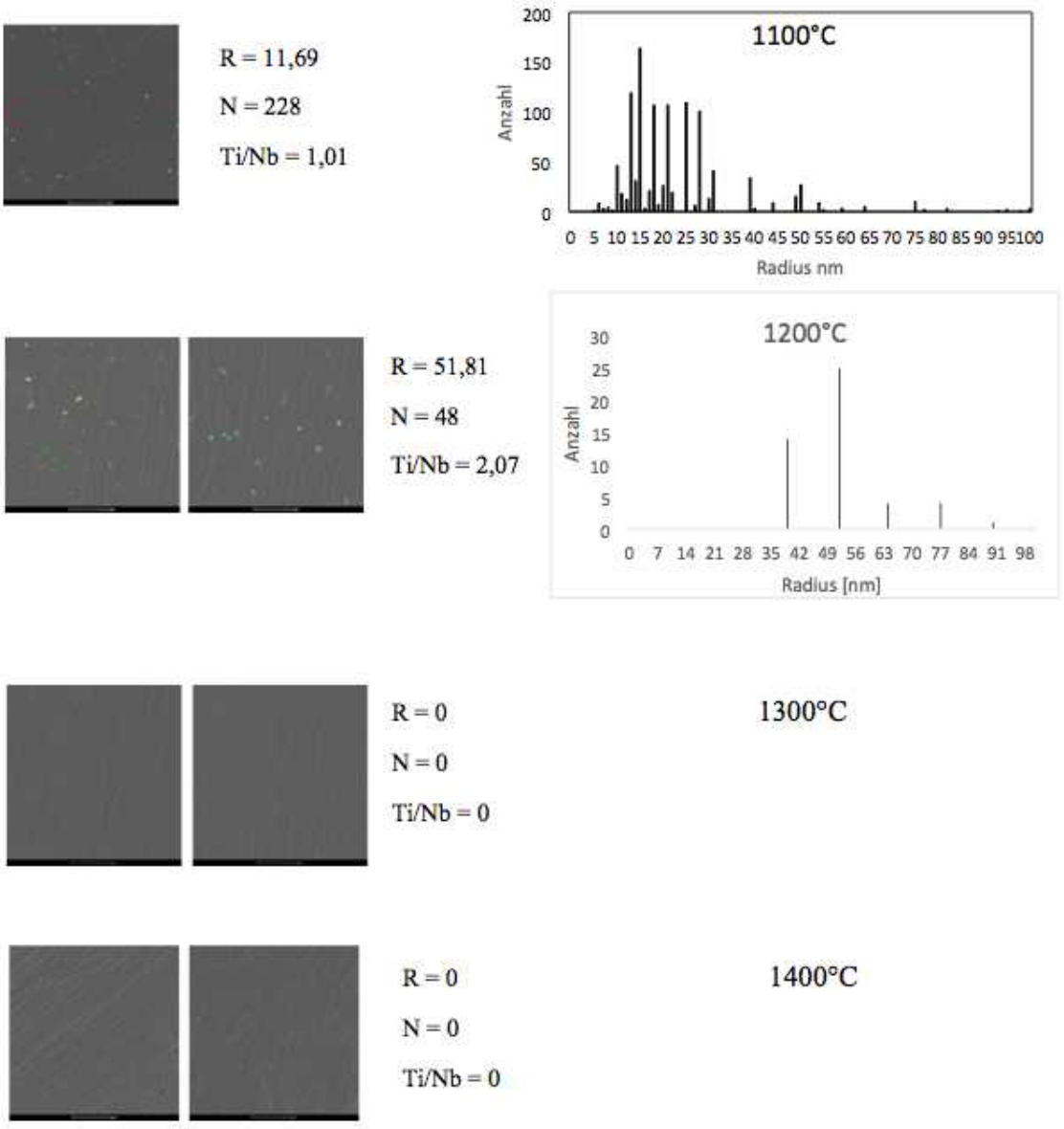


Abbildung 29: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C.

Wie Stahl B zeigt auch Stahl C bei den Temperaturen 1300°C und 1400°C keine Ausbildung von Ausscheidungen. Es haben sich für Stahl C wieder die gleichen Tendenzen für die Radien und die Ausscheidungsanzahl ergeben wie für Stahl A bzw. Stahl B. Wie für Stahl A steigt das Ti/Nb-Verhältnis bei höherer Temperatur. Es wurden für Stahl C für die je zwei Temperaturen weniger und kleinere Ausscheidungen gemessen als in Stahl B.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.2.1.4 Stahl D_WB

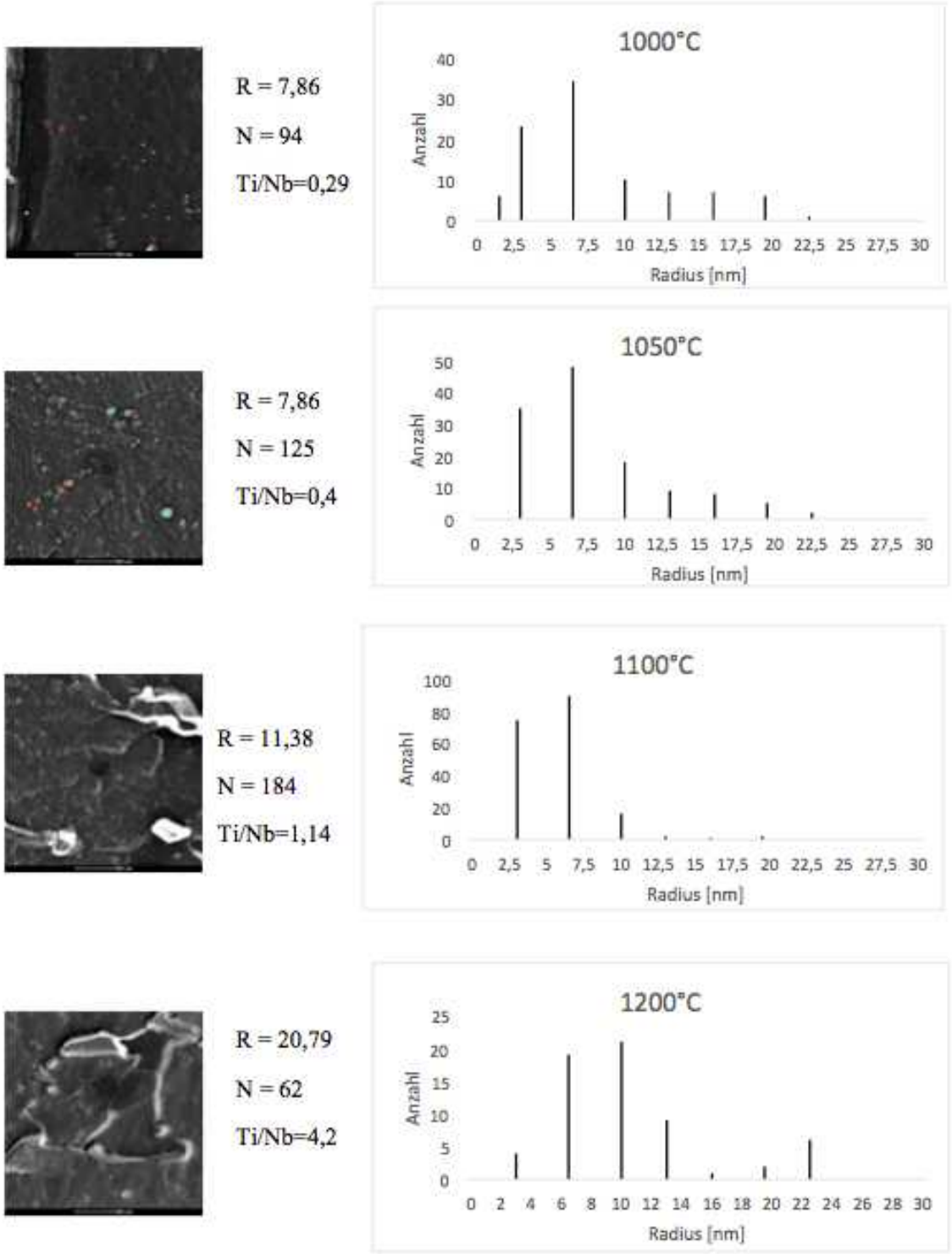


Abbildung 30: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustand von Stahl D.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

Für Stahl D wurde mit 1000°C die tiefste Wärmebehandlung durchgefahren. Hier sind die Tendenzen für R und N nicht so eindeutig, wie für die drei ersten Legierungen, da für 1000°C und 1050°C die gleichen Radien gemessen wurden und es mit zunehmender Temperatur zu erst zu einer Vermehrung und dann zu einem Abfall der Anzahl der Ausscheidungen kommt. Es sind auch hier geringe Spuren von Titan ermittelt worden, die mit zunehmender Temperatur wachsen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.1.5 Stahl E_WB

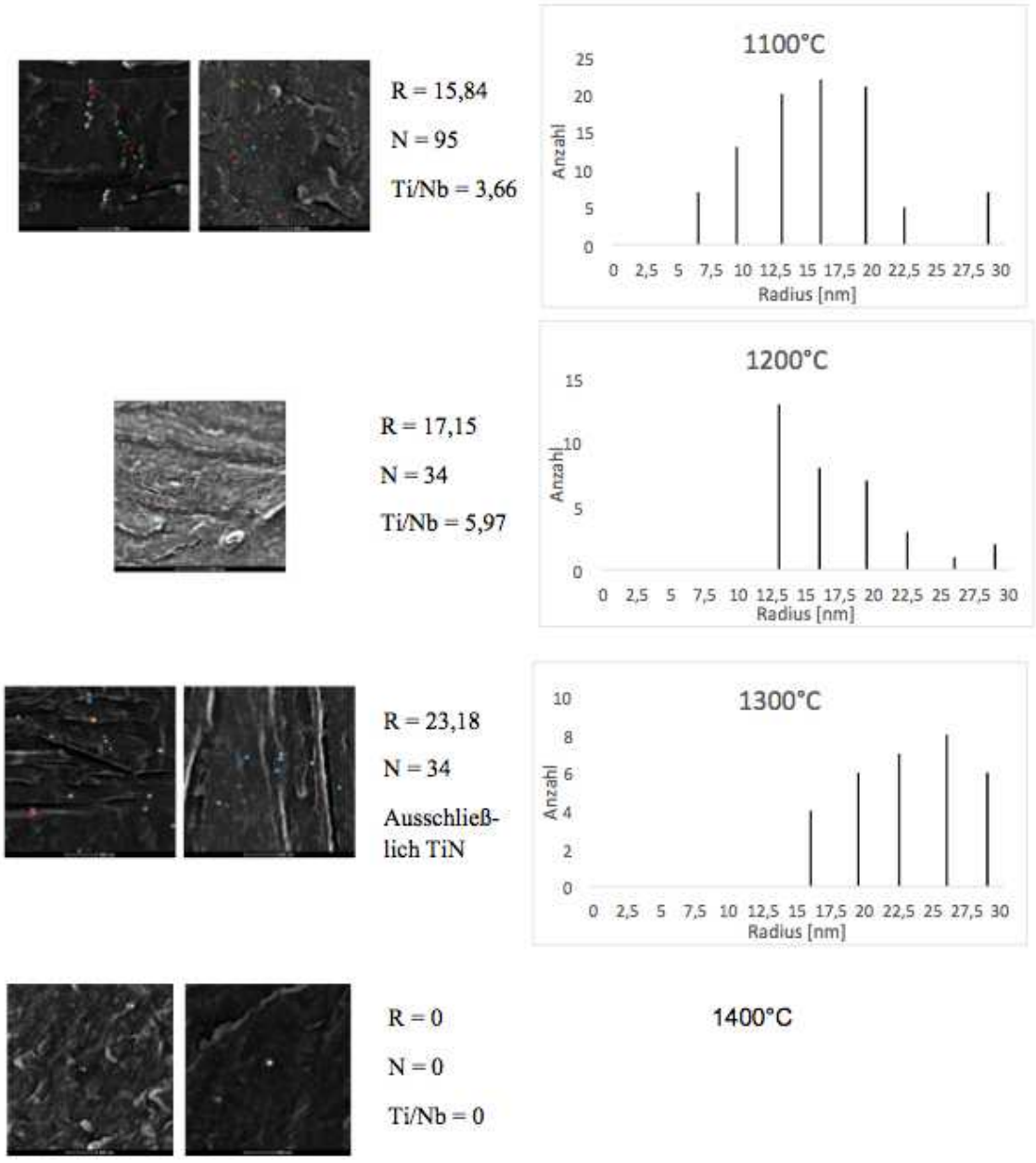


Abbildung 31: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E.

Stahl E ist die einzige Legierung die bei 1300°C noch die Ausbildung von Ausscheidungen zeigt. Für 1400°C sind keine Ausscheidungen vermerkt. Die Radien und die Ausscheidungsanzahlen zeigen wieder die gleichen Neigungen wie Stahl A, Stahl B und Stahl C, wobei für 1200°C und 1300°C gleich viele Ausscheidungen aufzutreffen sind. Das Ti/Nb-Verhältnis verhält sich direkt proportional zur Temperatur, sodass bei 1300°C nur Titan und kein Niob mehr gemessen wird.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.2 Simulationsergebnisse wärmebehandelter Zustand

4.2.2.1 Stahl A_WB

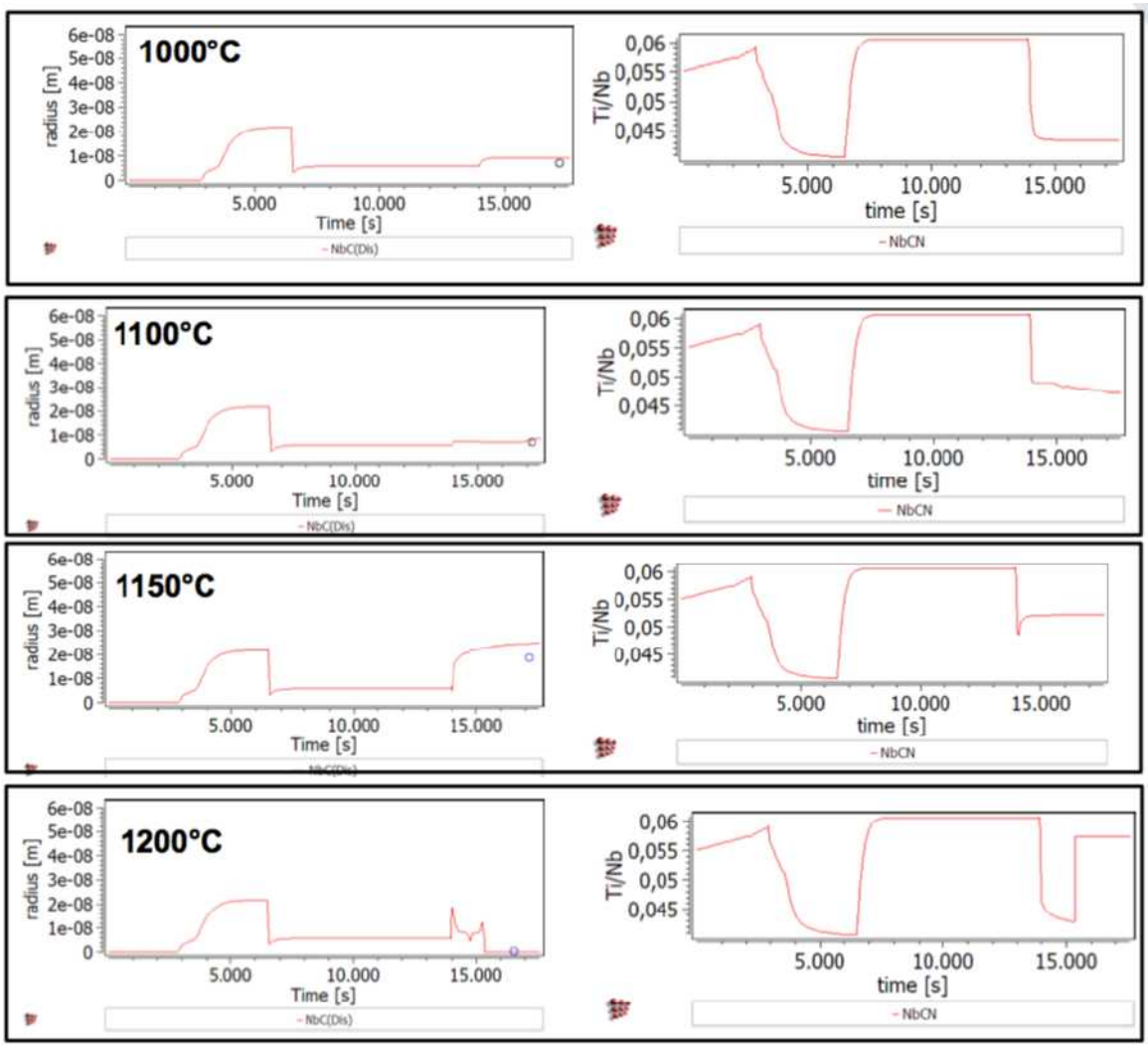


Abbildung 32: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes Stahl A.

Abbildung 32 zeigt den Verlauf der durchschnittlichen Ausscheidungsradien und deren Ti/Nb-Verhältnis für einstündige Wärmebehandlungen von 1000°C, 1100°C, 1150°C und 1200°C. Die Diagramme schließen sowohl das Urformen aus der Schmelze (bis 12000s circa 3,3 Stunden) als auch die Wärmebehandlung, also eine zusätzliche Stunde (3600s) mit ein und enden mit dem Abschrecken. Wie in den Radiusverläufen der Gusszustände in Kapitel 4.1.2 sind an Sekunde 6500 bzw. Minute 108 Stürze aufgezeichnet. Außerdem sind in Sekunde 14000 bzw. Minute 233 Unstetigkeitsstellen in Form von positiven Aufsprüngen in 1000°C,

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

1100°C und 1150°C vermerkt. Bei 1200°C stürzt der Radius auf den Wert Null. Da in den Laborergebnissen geringe Mengen an Titan entdeckt wurden, wurden diese ebenfalls mitsimuliert. Das Ti/Nb-Verhältnis verhält sich dabei indirekt proportional zur Größe der Radien.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.2.2 Stahl B_WB

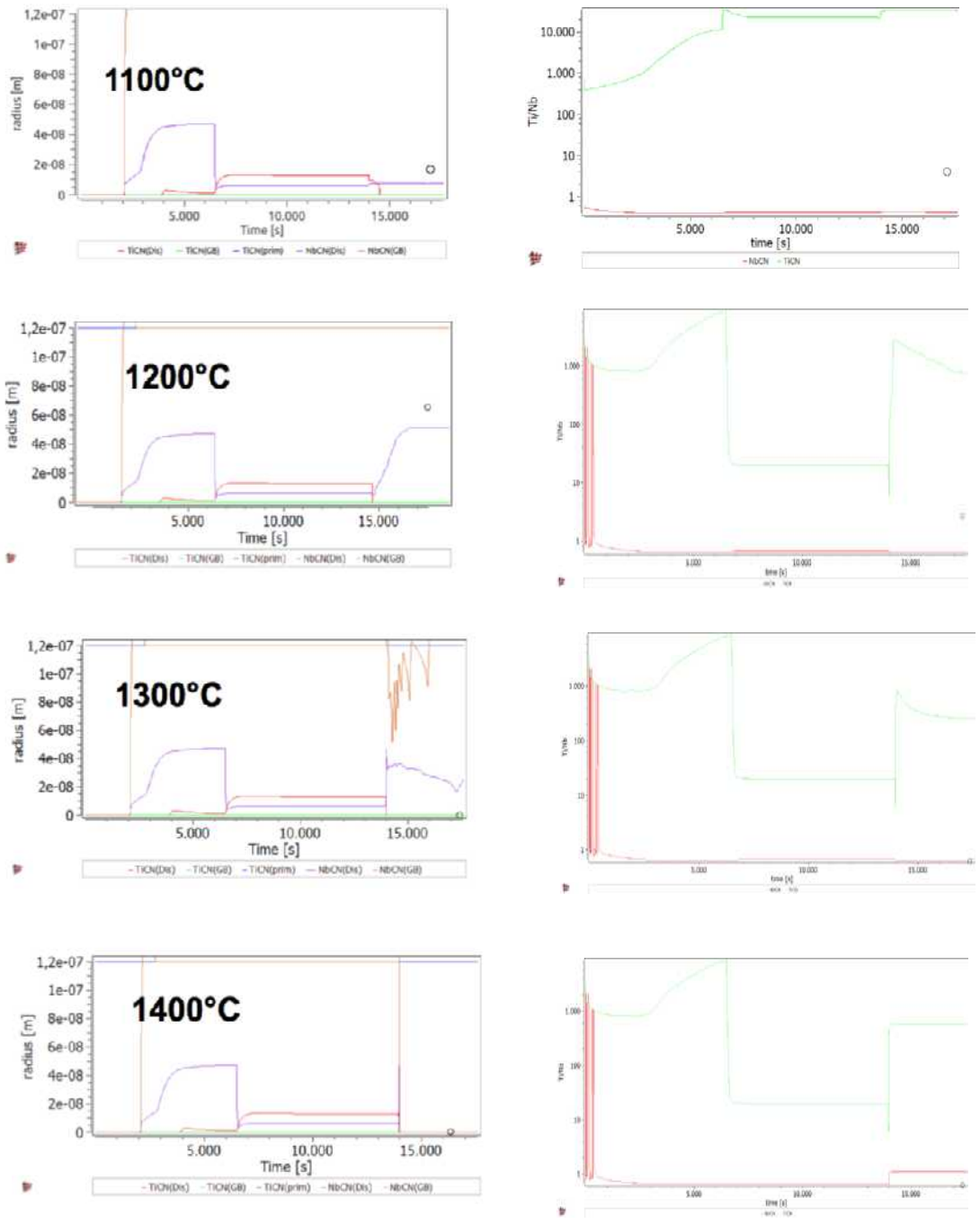


Abbildung 33: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B.

In Abbildung 33 bilden sich zusätzlich zu den NbC-Ausscheidungen noch TiC-Ausscheidungen aus. Die Ausscheidungen TiCN(Dis) und NbCN(Dis) verteilen

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

sich wie die Ergebnisse in Kapitel 4.1.2 gezeigt haben, mit hohen Dichten und kleinen Radien und haben daher den größten Einfluss auf die Materialeigenschaften. Es kommen zu gleichen Zeiten wie in Stahl A Unstetigkeitsstellen vor. Für 1100°C, 1200°C und 1300°C wachsen die NbCN(Dis)-Ausscheidungen im Laufe der Zeit an, wobei sie sich bei 1400°C auflösen. Die TiCN(Dis)-Ausscheidungsradien gehen für alle vier Temperaturen gegen Null. Das Verhältnis für Ti/Nb geht für NbC in allen vier Wärmeverläufen gegen Null oder Eins, wobei sie in den TiC-Ausscheidungen hohe Verhältnisse und starke Sprünge im Verlauf aufweisen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.2.3 Stahl C_WB

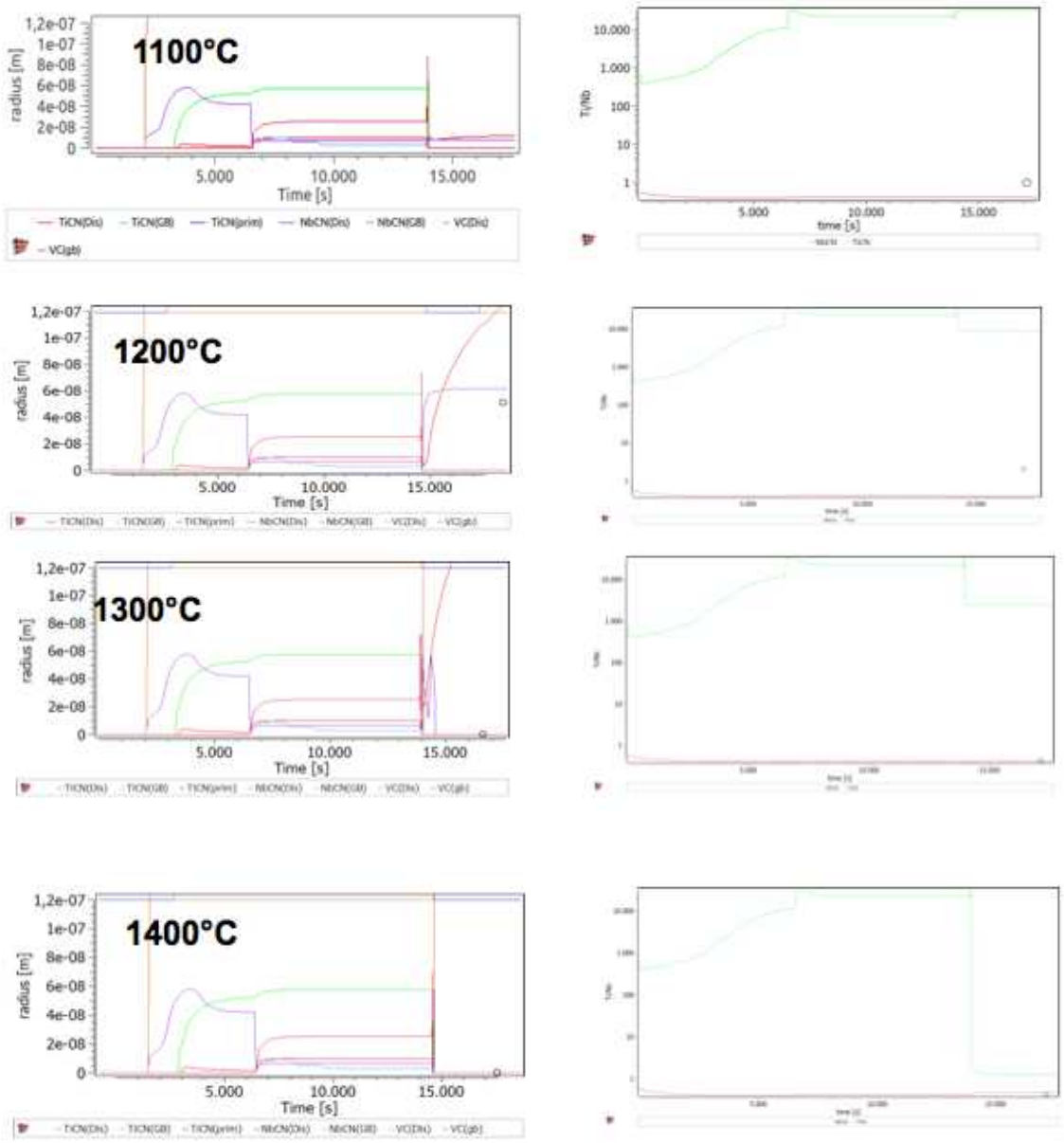


Abbildung 34: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C.

Beim aufheizen vergrößern sich die Radien der NbCN(Dis)-Ausscheidungen für 1100°C leicht und für 1200°C stark. Die Wärmebehandlungen 1300°C und 1400°C ergeben, wie auch von den Laborwerten bestätigt ein Verschwinden dieser Ausscheidungsart. Auffällig sind die starken Vergröberungen der TiCN(Dis)-Ausscheidungen bei 1200°C und 1300°C.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

4.2.2.4 Stahl D_WB

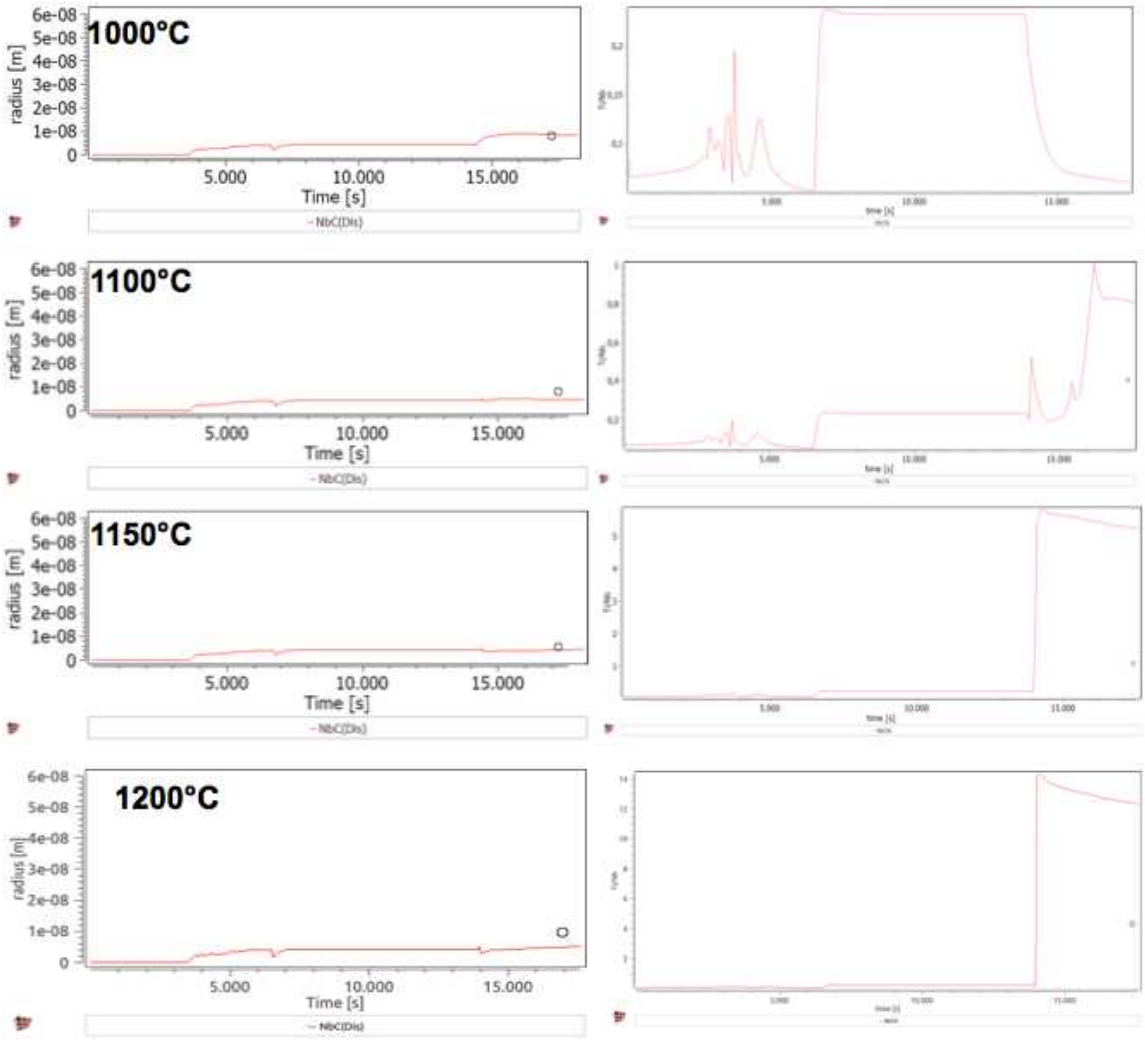


Abbildung 35: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl D.

Stahl D zeigt die Ausbildung von lediglich NbC(Dis), mit schwachen Stürzen und Sprüngen im Radius Verlauf. Ein geringer Titananteil wird in die Simulation inkludiert, da wie in den Experimentalergebnissen von Stahl A auch in Stahl D Titan in kleinen Mengen detektiert wurde.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

4.2.2.3 Stahl E_WB

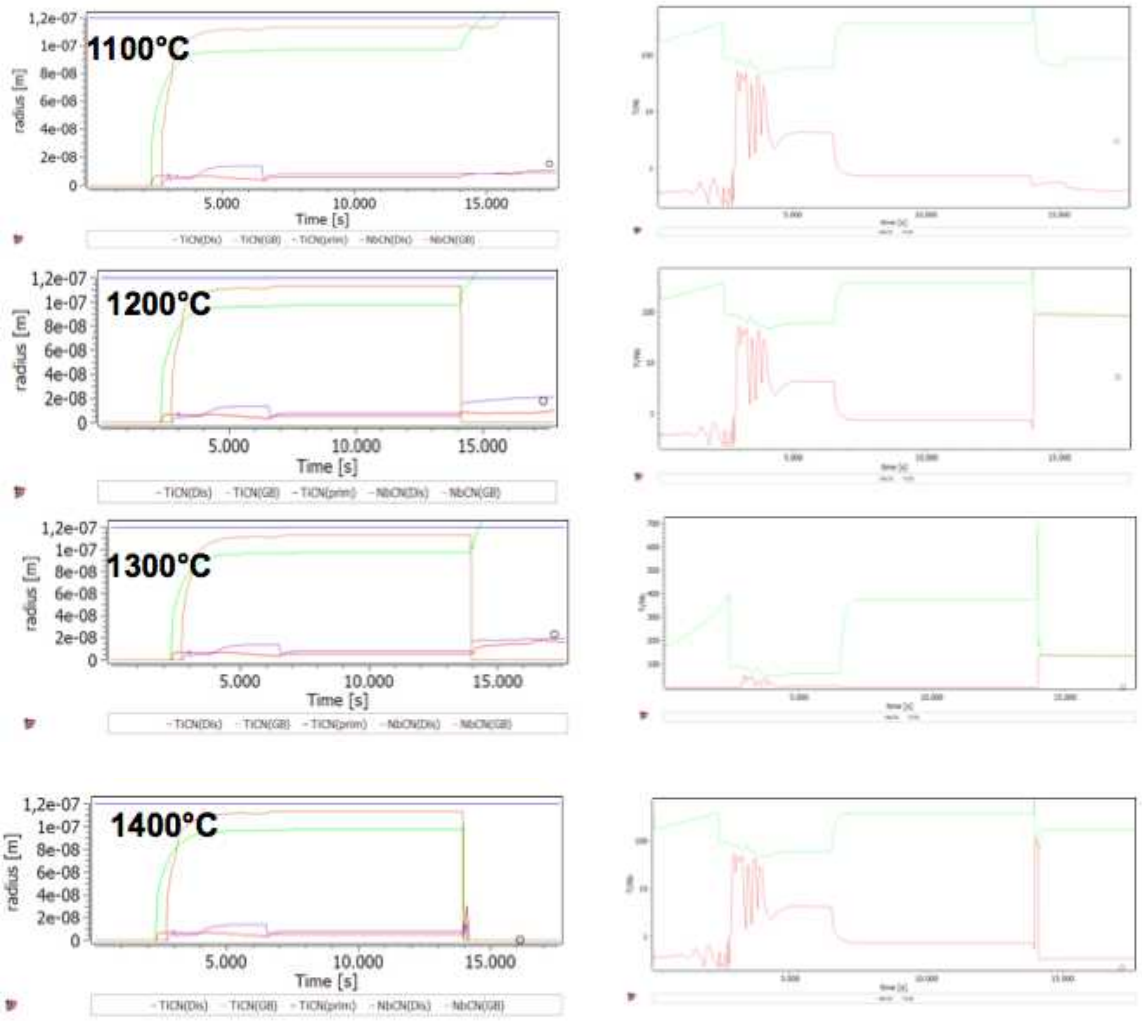


Abbildung 36: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E.

Stahl E zeigt an den gleichen Stellen wie alle anderen Legierungen Unstetigkeitsstellen. In dieser Legierung wachsen sowohl NbCN(Dis) als auch TiCN(Dis) in 1100°C, 1200°C und 1300°C durch die Wärmebehandlung an. Die Simulation erwartet für 1400°C keine Ausscheidungen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5. Diskussion

5.1 Diskussion Gusszustand

5.1.1 Keine eindeutige Richtungsabhängigkeit der gemessenen Gussgrößen

Die Legierungen Stahl C und Stahl D zeigen in den Laborergebnissen Tendenzen zu größere Ausscheidungsdurchmesser im Inneren des Gussbarrens. Dies könnte man durch die verschiedenen Abkühlbedingungen im gegossenen Rohblock erklären. Umso weiter das Material am Rand liegt umso schneller kühlt es ab. Dies macht sich durch das Vorkommen kleinerer Ausscheidungen am Rand bemerkbar, da durch das schnellere Abkühlen der Wachstumsprozess schneller stoppt. Die Behauptung ist für die Versuchsreihe jedoch nicht konsistent, da sich für Stahl A und Stahl B ein genau gegensätzliches Verhalten aufweist, bei der die größten Ausscheidungen am Rand vorkommen. Stahl E zeigt die größten Radien an Position 1/4. Auch für die Ti/Nb-Verhältnisse und der Ausscheidungsanzahlen ist keine eindeutige Richtungsabhängigkeit auszumachen. Die Titanspuren die man in Stahl A und Stahl D sowohl im Guss- als auch im wärmebehandelten Zustand misst, stammen von Legierungen deren Zusammensetzungen Titan verlangen und Rest-Titan in den Behältern und Geräten im Stahlwerk hinterließen.

5.1.2 Diskussion des Gusszustandes Stahl A

5.1.2.1 Titananteil als Hauptfaktor der Primärausscheidungsbildung

Die Simulationsergebnisse von Stahl A zeigen in der Abbildung 17 der Phasenanteile drei Phasen. Da Stahl A einen niedrigen Kohlenstoffanteil aufweist befindet sich der Plot im peritektischen Bereich und es zeigt sich beim Abkühlen ab einer Temperatur von 1528 °C eine Bildung von δ-Ferrit. Da der Titananteil als Hauptfaktor für die Primärausscheidungsbildung wirkt und Stahl A laut

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Zusammensetzung kein Titan enthält, sind in der Simulation keine Primärausscheidungen vorausgesagt.

5.1.2.2 Größerer Anteil an Ausscheidungen an Versetzungen als an Korngrenzen

Abbildung 18 von Stahl A zeigt einen linear abfallenden Temperaturverlauf mit einer Abfallrate von ungefähr 6°C pro Minute, welche der Angabe des Herstellers entspricht. Es wurde daher nicht Abgeschreckt und der Stahl hatte genügend Zeit sich zu modifizieren. Ab einer Temperatur von circa 1100° entstehen die ersten Ausscheidungsphasen an den Versetzungen und an den Korngrenzen. Der Phasenanteil der an den Versetzungen vorkommt ist um fünf Zehnerpotenzen größer als der Anteil der an den Korngrenzen erscheint, da Versetzungen dichter im Material vorhanden sind als Korngrenzen. Folglich hat der Phasenanteil an den Versetzungen auch den größeren Einfluss auf das Endgefüge als der Anteil der sich an den Korngrenzen ausbildet.

5.1.2.3 Einfluss der Kristallmodifikation auf Löslichkeiten und Ausscheidungswachstum

5.1.2.3.1 Bildung von Sekundärausscheidungen

Mit abnehmender Temperatur nehmen die Löslichkeiten der Legierungselemente ab (Kapitel 2.2.1). Wie schon in Abbildung 17 gezeigt entstehen keine Primärausscheidungen direkt aus der Schmelze. Die Ausscheidungen die also bei 1100°C entstehen sind als Sekundärausscheidungen zu interpretieren, die aus dem γ-Austenit nukleieren. Deren Radien wachsen wie man in Abbildung 18 links unten sehen kann mit einer gewissen Steigung an, die sich erhöht. Außerdem hält sich ab einer Temperatur von circa 900° ein konstanter Wert von 2e-08m.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.1.2.3.2 Bildung von Tertiärausscheidungen

Sehr markant ist der Struz der Kurven bei einer Temperatur von 750°C. Dieser lässt sich durch allotrope Umwandlung des Eisens von Austenit zu Ferrit erklären. Austenit weist eine kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur auf. Obwohl das kubisch-raumzentrierte Ferrit eine geringe Packungsdichte hat, sind die vorhandenen Gitterlücken kleiner als im Austenit. So kommt es, dass in Ferrit lediglich bis zu 0,022 Masse-% Kohlenstoff (bei 723°C) und im Austenit bis zu maximal 2,11-Masse-% Kohlenstoff (bei 1146°C) gelöst werden können [21]. Bei Erreichen der Temperatur 750°C wird dieser Löslichkeitsunterschied der Legierungselemente durch den Stutzt deutlich, da in diesem Diagramm die durchschnittlichen Größen der Radien angegeben werden und durch das neu nukleieren von Ausscheidungen aus dem Ferrit dieser Durchschnitt sprungartig nach unten fällt. Diese Ausscheidungen entsprechen in unserem System tertiären Ausscheidungen und wachsen des weiteren etwas an und halten sich dann konstant auf einen Wert von 0,5e-8 bzw. 5nm, der sich im Größenbereich der Laborergebnisse Abbildung 12 (4,2nm, 3,92nm, 4,07nm) befindet. Die Kreise zu den letzten Zeiten der Plots setzen die Laborergebnisse zum Vergleich. Die tertiären Ausscheidungen sind auch für die positiven Sprünge in der Dichte verantwortlich, wobei die Dichte der NbC-Ausscheidungen an den Versetzungen um zwei Zehnerpotenzen steigt und zeigt somit, dass wie die Sekundärausscheidungen auch die meisten Tertiärausscheidungen an Versetzungen anwachsen. Im Zeitpunkt des Sprunges sind auch im Plot der Phasenanteile fast zu übersehnende Erhöhungen in den Verläufen vorhanden. Es ist erstaunlich welch großen Einfluss Ausscheidungen im allgemeinen auf die Material Eigenschaften, trotz ihren geringen Phasenanteilen haben.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.1.3 Diskussion des Gusszustandes Stahl B/ Scheil-Simulation als Basis weiterer ausscheidungsspezifischer Rechnungen am Beispiel Stahl B

Abbildung 19, in dem die Phasenanteile von Stahl B aufgetragen sind zeigt mehr Phasen als in Stahl A auf und wird auf tieferen Temperaturen aufgetragen, da noch bei 1400°C ein Prozent Restschmelze existiert. Es zeigt sich bei 1475°C eine völlige Erstarrung der flüssigen δ-Ferritphase. Bei weiterer Senkung der Temperatur, entstehen die Phasen f$FCC_A1 und f$FCC_A1_S. Wobei f$FCC_A1 der flüssigen und f$FCC_A1_S der festen Phase des Austenits entsprechen, die sich direkt aus der Schmelze entwickeln. Unter 1470°C kommt es zu einer allotropen Wandlung des festen δ-Ferrit (f$BCC_A2_S) zu γ-Austenit (f$FCC_A1_TS). f$FCC_A1#01 und f$FCC_A1#01_S ermitteln den Verlauf der flüssigen und festen Primärausscheidungsphase die unter 1510°C vorkommt. Bei Senkung der Temperatur steigt der Primärphasenanteil bis zu $9{,}25 \cdot 10^{-4}$ Massenanteil an. Dieser Wert und die Konzentrationen der Legierungselemente (Ti 49,8%, Nb 0,2%, C 33%, N 17%) bei 1400°C sind wichtig für weitere ausscheidungsspezifische Rechnungen (Tabelle 6), da über sie eine Basis für Legierungszusatz verarmte- bzw. angereicherte Matrizen berechnet werden können. Die Legierung Stahl B enthält 0,12 Massenprozent an Titan (Tabelle 3). Titannitrid kann bei hohen Temperaturen sogar noch in der Schmelze stabil aufkommen. So kommt es, dass kurz vor der vollständigen Erstarrung Primärausscheidungen sich in Form von TiCN(prim) ausbilden, die im weiteren Verlauf konstante Werte im Phasenanteil, durchschnittlichen Radius und in der Dichte aufweisen (Abbildung 20). Wie in Stahl A entstehen auch in Stahl B Niobcarbiede, jedoch mit einem zusätzlichen Stickstoffanteil in Form von NbCN(Dis) und NbCN(GB), bei Temperaturen von etwa 1200°C. Die sekundären Ausscheidungen des Titan nukleieren bei einer tieferen Temperatur von circa 1000°C, da aufgrund der Ausbildung der Primärausscheidungen die Konzentration an Titan in der Matrix sinkt und somit auch der Titan der als Keimstellen Einfluss nehmen weniger werden. Wie in Stahl A sind auch bei einer Temperatur von 750°C Unstetigkeitsstellen vorhanden die wieder durch die Löslichkeitsunterschiede und die allotropen Kristallgitterumwandlungen der Eisenmatrix hervorgehen. Die

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Ausscheidungen an den Korngrenzen ergeben größere Radien, bei geringerer Dichte als die Ausscheidungen an den Versetzungen. Da entsprechend Gleichung 30 kleine, dicht verteilte Ausscheidungen den größten Einfluss auf die Größe der Korngrenzen haben, wird das Augenmerk mehr auf die Ausscheidungen NbCN(Dis) und TiCN(Dis) gelegt, da diese an den Versetzungen nukleieren. Des weiteren sind in die Konzentrationen der Legierungselemente in den Ausscheidungen TiN Disl. und NbC Disl. geplottet. Es zeigt sich, dass die TiN-Ausscheidungen mit einem einem Massenanteil von 0,5 an Ti , 0,4 an N und 0,1 an C aufkeimen. Im weitern Verlauf nimmt der N-Gehalt ab und der C-Gehalt zu bei einer sehr leicht sinkenden Titankonzentration. An der Temperatur bzw. am Zeitpunkt an der die tertiären Ausscheidungen auftauchen, werden die Tendenzen beibehalten, jedoch nicht mehr stetig, sondern sprungartig auf konstante Werte mit neuem Aufkommen von Niob. Die NbC-Ausscheidungen (Abbildung 20) weisen beim Aufkeimen einen Massenanteil von 0,5 C, 0,25 Nb und 0,25 Ti auf. Der Nb-Gehalt steigt zu erst stetig zu, stürzt leicht bei Sekunde 2000 beim Zuwachs der ersten Sekundärausscheidungen, nimmt des weitern stetig ab bis es zu einem weitern Sturz beim Auftauchen der tertiären Ausscheidungen kommt und hält sich dann konstant. Der Verlauf der Titankonzentration verhält sich genau umgekehrt zu zum Verlauf der Niobkonzentration. Dies kann als Verdrängung des Niobs durch das Titan interpretiert werden. Die Laborergebnisse werden über die Kreise am Ende des Plots der NbC-Konzentrationen vergleichen, da diese im Material häufiger auftreten als die TiN-Ausscheidungen und daher mehr Gewicht für ein Gesamtergebnis haben.

5.1.4 Diskussion des Gusszustandes Stahl C

Stahl C weist 0,07 Massenprozent an Nb, also mehr als in Stahl B und 0,05 an Ti daher weniger als in Stahl B auf (Tabelle 3). Es kommen in Stahl C die gleichen Phasen wie in Stahl B vor mit ähnlichen Phasenverläufen. Es sind fast alle Phasengrenzen in Stahl C im Vergleich zu Stahl B um etwa 5°C zu höheren Temperaturen verschoben, außer die obere Grenze der Ausscheidungsphase. Diese ist in Stahl C etwa 5°C tiefer anzutreffen. Wie in Stahl B erstarrt die letzte Prozent Restschmelze in einer Austenit Umgebung. Eine weitere Auffälligkeit ist, dass im Gegensatz zu Stahl B in Stahl C noch bei der tiefsten Temperatur beim

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Zustand der ein Prozent Restschmelze noch δ-Ferrit mit tausendstel Anteil vorzufinden ist. Stahl C beinhaltet mit einem Massenanteil von $3{,}08 \cdot 10^{-4}$ drei Mal weniger Phasenanteil an Primärausscheidungen als Stahl B dem ein Wert von $9{,}25 \cdot 10^{-4}$ zugesprochen wird (Tabelle 6). Die Konzentrationen der Legierungselemente in den Primärausscheidungen sind Ti 49,89%, Nb 0,11%, C 14% und N 36%. Stahl C zeigt im Vergleich zu Stahl B ähnliche Verläufe der Dichten und Radien, bei verschobenen Endwerten, auf die im Überblick näher eingegangen wird. Es tauchen bei einer Temperatur von 400°C VC(Dis) und VC(gb)-Ausscheidungen im geringen Ausmaß auf, da die Zusammensetzung von Stahl C als einzige V enthält (Tabelle 3), wobei die Rechnung ergibt dass sich mehr Ausscheidungen an den Korngrenzen ausbilden als an den Versetzungen.

5.1.4 Diskussion des Gusszustandes Stahl D

Da Stahl D wie Stahl A kein Titan enthält ist auch keine Primärausscheidungsphase im Abbildung 23 vorzufinden. Wie Stahl A erstarrt der letzte Prozent Restschmelze in einer δ-Ferrit Umgebung. Auffällig in dieser Legierung sind die im Vergleich zu Stahl A kleineren Radien der Sekundärausscheidungen , die mit am Zeitpunkt des Nukleieren der Tertiärausscheidungen, den gleichen Radius wie die Gesamtausscheidungen im stationären Bereich aufweisen. Wobei Stahl D einen fast gleich großem Phasenanteil an Ausscheidungen wie Stahl A aufweist. Dies entspricht daher einer feineren Distribution der Ausscheidungen, welches im allgemeinen für Festigkeit erwünscht ist.

5.1.5 Diskussion des Gusszustandes Stahl E

Stahl E zeigt ähnliche Verläufe der Phasenanteile wie Stahl C und Stahl B. Wesentlicher Unterschied ist die Temperatur bei der die Ausscheidungsphase entsteht. Für Stahl B liegt diese Temperatur bei 1510°C und Stahl C bei 1505°C, während für Stahl E sie signifikant tiefer bei 1490°C liegt. Im Vergleich zeigen die NbCN(disl)-Ausscheidungen in Stahl E einen markanteren Sturz im Verlauf der durchschnittlichen Ausscheidungsradien, beim Aufkommen der tertiären Ausscheidungen als die NbC(Dis)-Ausscheidungen in Stahl D.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.1.5 Überblick des Gusszustandes

5.1.5.1 Titan als Haupteinflussfaktor des Primärphasenanteils im Überblick

Tabelle 6 zeigt die Anteile der Primärausscheidungsphasen (f_prime[]) und die Konzentrationen der Elemente Ti, Nb, C und N in den Primärausscheidungen im Überblick.

Tabelle 6: Phasenanteil der Primärausscheidungen und deren Zusammensetzung (Scheil-Gulliver).

Werkstoff	f_prime[]	Ti[%]	Nb[%]	C[%]	N[%]
Stahl A					
Stahl B	9,25e-4	49,8	0,2	33	17
Stahl C	3,08e-4	49,89	0,11	14	36
Stahl D					
Stahl E	1,3e-4	49,65	0,35	8	42

Man erkennt, dass der Titananteil der Haupteinflussfaktor für die Ausbildung der Primärphase ist, da ein direkt proportionales Verhalten zwischen dem Primärphasenanteil (Tabelle 6) und dem Titananteil in der Legierungszusammensetzung deutlich vorliegt (Tabelle 3).

5.1.5.2 Überblick der Radien im Gusszustand

Abbildung 37 vergleicht die gemessenen durchschnittlichen Ausscheidungsradien jeder Legierung, ohne Einbezug der Primärausscheidungen mit den aus der MatCalc-Simulationen zu erwartenden Werten.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

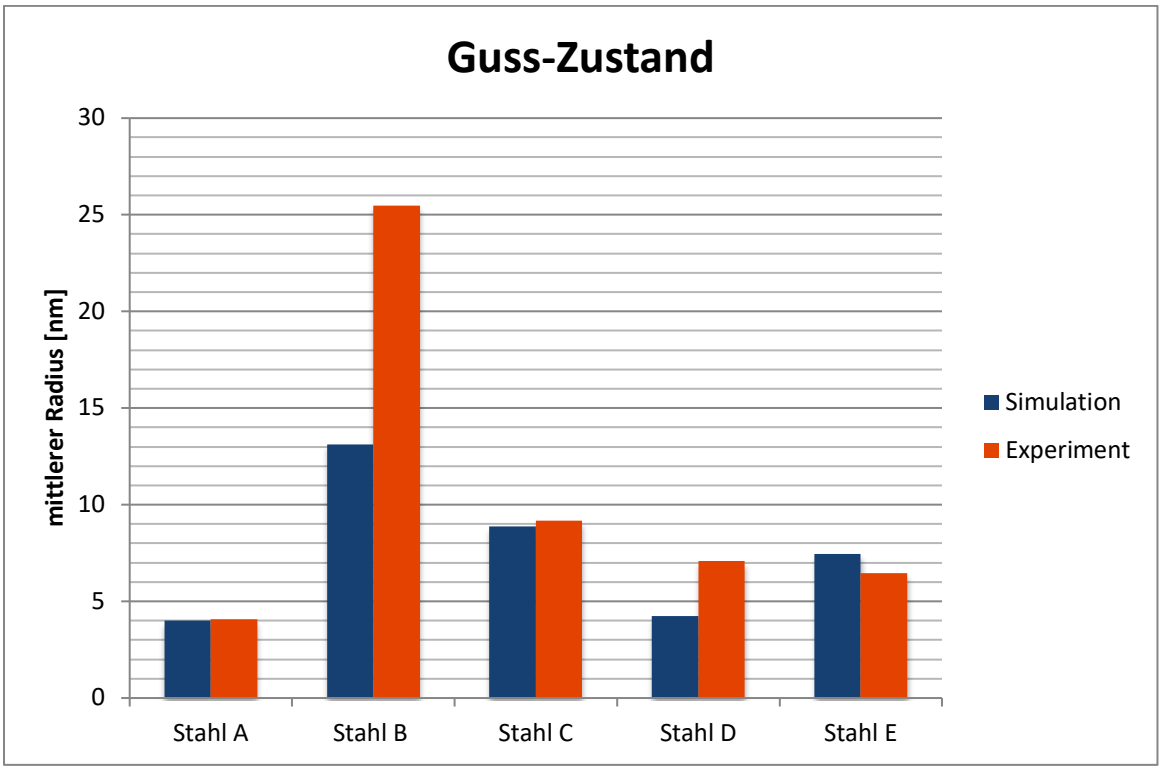


Abbildung 37: Ausscheidungsradien der Gusszustände im Überblick.

Die experimentellen Werte von Stahl B, Stahl C und Stahl D liegen über den Werten der Simulationen, wobei Stahl B von allen Legierungen mit 12nm die größte Abweichung zeigt. Der Laborwerte von Stahl E liegt unter dem simulierten Wert. Die zwei Werte von Stahl A sind beinahe ident. Wie man in den Simulationsergebnissen sehen kann, sind Versetzungsausscheidungen, aufgrund ihrer kleinen Radien und ihren hohen Dichten die ausschlaggebenden Ausscheidungen im Material. Als Simulationswert wurden in Abbildung 37 immer die Radien der Niobcarbide an den Versetzungen eingetragen. Da die Niob- und Titancarbide an den Korngrenzen, im Vergleich zu den Versetzungsausscheidungen in Vielfach größeren Radien aufkommen, die zum Teil den Größenbereich der Primärausscheidungen hineinragen, wurden sie nicht in der Auswertung der Laborwerte mitgenommen und haben keinen Einfluss auf das Ergebnis des experimentellen durchschlichen Ausscheidungsradien.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.1.5.2.1 Einfluss der Zusammensetzung der Legierungen mit den Ausscheidungsradien

Die MatCalc-Simulationen erwarteten eine deutliche Korrelation zwischen den Anteilen der Zusätze (Nb+Ti) als auch (C+N) mit Ausscheidungsgrößen, da die Ausscheidungen hauptsächlich aus diesen Elementen bestehen.

Tabelle 7: Massenprozent an Nb und Ti als auch C und N

Legierung	Massenprozent (Nb+Ti)	Massenprozent (C+N)
Stahl A	<0,06	0,06
Stahl B	1<	0,08
Stahl C	1<	0,07
Stahl D	<0,06	0,04
Stahl E	<0,06	0,06

Ein weiterer Faktor ist die Beeinflussung der Löslichkeiten über Zusatzelemente. Der Siliziumanteil in einer Legierung führt zu einer Senkung des Löslichkeitsproduktes der Niobcarbidausscheidungen [14]. Da Stahl B die höchsten Gesamtanteile an (Nb+Ti) als auch (C+N) enthält und mit einem Massenprozent von 0,4 den höchsten Siliziumanteil von allen Legierungen vorweist, sind hier die größten Radien zu erwarten. Dies wurde auch vom Laborergebnis bestätigt, wobei die Differenz zwischen Simulation und Experiment mit 12nm, im vergleich zu den anderen Legierungen heraussticht. Stahl C hat den zweitgrößten Gesamtanteil an (Nb+Ti) als auch (C+N) und weist die Hälfte des Siliziumanteils verglichen mit Stahl B auf. Aus der Simulation ist zu entnehmen, dass aus Stahl C nach Stahl B die zweitgrößten Niobcarbidausscheidungen hervorgehen sollten. Auch dies wurde vom Laborergebnis erwiesen. Wie in Matcalc berechnet kommt es in Stahl A, aufgrund des niedrigsten Gesamtanteiles an (Nb+Ti) bzw. der Absenz vom Titan, sowie dem wenigsten Gehalt an Silizium zum kleinsten mittleren Radius. Die Laborergebnisse von Stahl D und Stahl E weisen aufgrund ähnlicher Zusammensetzung ähnlich große Radien auf. Da Stahl

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

E einen größeren Gesamtanteil an (Nb+Ti) und (C+N) enthält sind hier laut Simulation größere Ausscheidungen berechnet worden, obwohl der Siliziumgehalt weniger ist. Der experimentelle Wert von Stahl E ist jedoch kleiner als von Stahl D. Laut Radis und Kozeschnik [14] erhöht Nickel- und auch der Mangan das Löslichkeitsprodukt der Niobcarbide und führt daher zu kleineren Ausscheidungen. Möglicherweise hat sich dieser Effekt im Experiment gerade durch zufällig günstigere Bedingungen besser entfalten können als von der Simulation erwartet. Auch der Kupferanteil bietet Raum für Interpretationsmöglichkeiten, da dieser alleinig in Stahl E vorkommt. Um die Reliabilität der Messergebnisse zu steigern und eine zuverlässigere Aussage über die Ausscheidungsradien von Stahl B, Stahl D und Stahl E zu bekommen, müsste man das Experiment mehrfach durchführen.

5.1.5.3 Überblick der Ti/Nb-Verhältnisse im Gusszustand

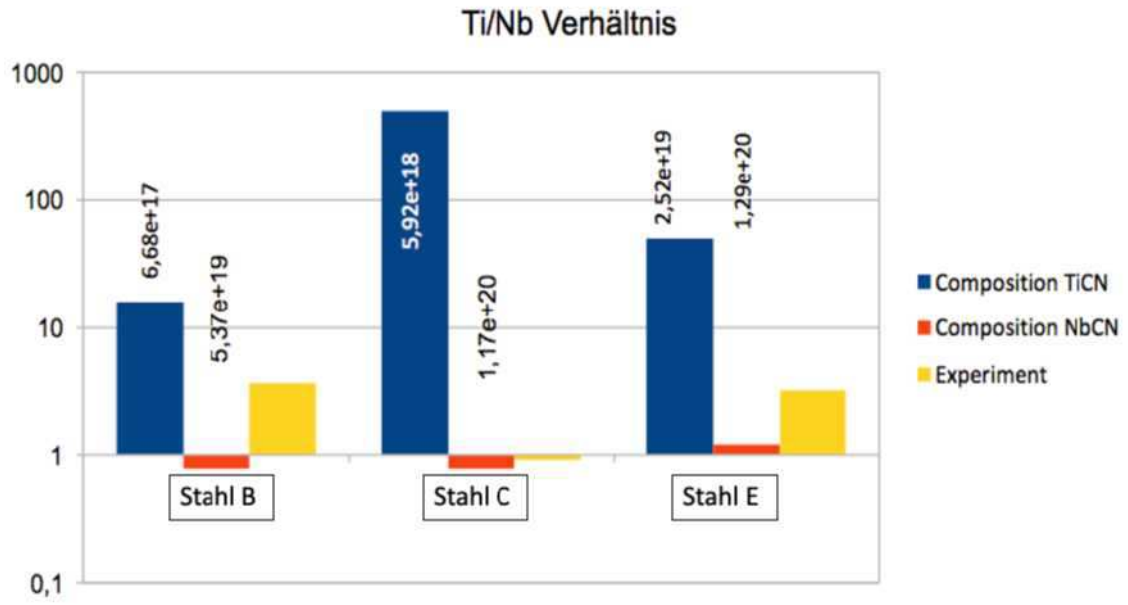


Abbildung 38: Ti/Nb-Verhältnisse der titanhaltigen Legierungen im Überblick.

Abbildung 38 stellt die Ti/Nb-Verhältnisse der Ausscheidungen TiCN, NbCN und dem Experiment, mit Angabe der Nukleationsdichte gegenüber. Es sind nur die Werte der Legierungen aufgetragen die in deren Zusammensetzung einen Titananteil vorgeschrieben haben. Da die TiCN-Ausscheidungen aus dem Titanzusatz aufkeimen, nehmen diese in allen drei Legierungen, den höchsten

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Wert ein. Das Ti/Nb-Verhältnis der NbCN-Ausscheidungen entspricht immer dem tiefsten Wert und der experimentale Wert liegt erwartungsgemäß immer als Zwischenwert vor. Wobei durch die hohen Nukleationsdichten der NbCN-Ausscheidungen, diese gewichteter in die Messung einfließen und die Laborwerte dadurch näher an den simulierten NbCN-Werten liegen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.2 Diskussion wärmebehandelter Zustand

Die jeweiligen positiven Aufsprünge bei Sekunde 14000 in den Abbildungen in Kapitel 4.2.2 sind durch Vergröberung der Ausscheidungen zu erklären und bestimmen den letztendlichen durchschnittlichen Radius.

5.2.1 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl A

Abbildung 39 vergleicht die von der Simulation erwarteten mit den experimentell gemessenen Ausscheidungsradien

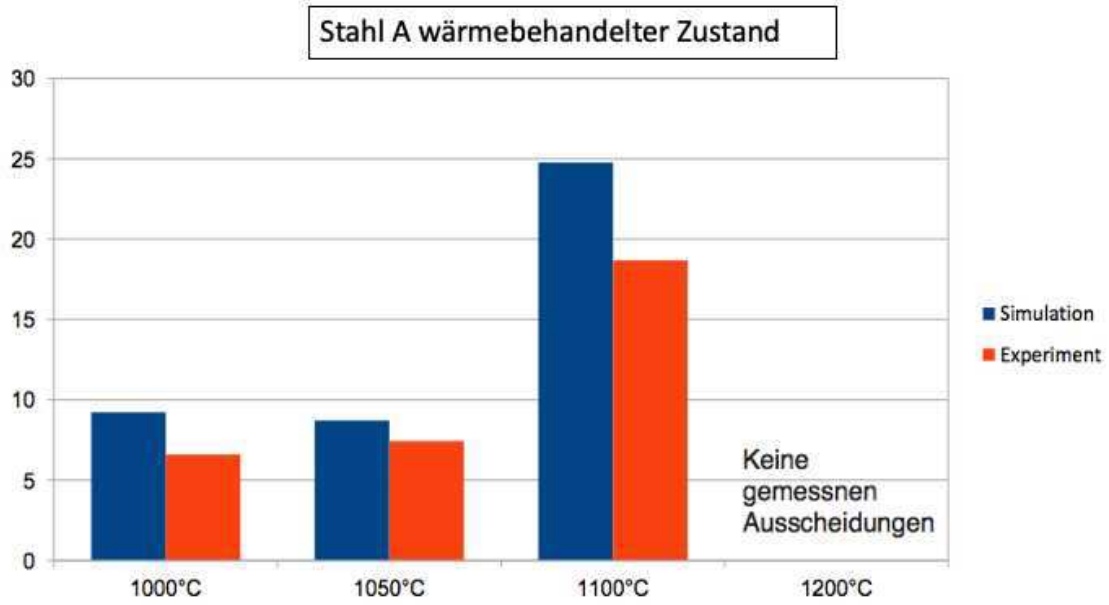


Abbildung 39: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen von Stahl A.

Alle MatCalc-Werte übersteigen die aus dem Labor ermittelten Ergebnisse. Es zeigt sich eine signifikante Vergrößerung der Radien bei 1100°C im Vergleich zu 1000°C und 1050°C. Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur verschwinden die Ausscheidungen aus der Matrix.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.2.1.2 Wachstumsmechanismus von Ausscheidungen

Der Wachstumsprozess der Ausscheidungen kann betrachtet werden als ein Bestreben zum Wachsen und den gegebenen Möglichkeiten dafür. Die Triebkraft G entspricht dem Bestreben der Ausscheidungen ihre Energie durch Abbau der Grenzflächen bzw. Grenzflächenenergie zu minimieren, welches zum Vergröbern führt [22], [23]. Die Grenzflächenenergie wird in Gleichung 18 direkt proportional zur Temperatur über die Enthalpie modelliert. Da die Enthalpie mit Erhöhung der Temperatur steigt, wächst auch die Treibkraft, da die Grenzflächenenergie im letzten Summenterm in Gleichung 14 vorkommt. Die Möglichkeit zum Wachsen wird als Mobilität bezeichnet. Diese wächst, durch die Absenz von Hindernissen mit Zunahme der Diffusion. Die Beziehung zwischen Diffusion und Temperatur ist wie in Abbildung 7 veranschaulicht direkt proportional. Die chemischen Potentiale, welche in Gleichung 14 in den ersten beiden Summentermen vorkommen nehmen mit erhöhter Temperatur ab [23]. Daher sinkt auch die Triebkraft mit zuwachsender Temperatur. Es besteht hier also ein indirekt proportionaler Zusammenhang zwischen Temperatur und Triebkraft (Tabelle 8).

Tabelle 8: Einfluss erhöhter Temperatur auf Ausscheidungsmechanismen

Aus erhöhter Temperatur ↑ folgt :
Grenzflächenenergie ↑ → Triebkraft ↑ → Ausscheidungsgröße ↑ Erhöhte Diffusion ↑ → Hindernisse ↓
chemische Potentiale ↓ ⟶ Triebkraft ↓ ⟶ Ausscheidungsgröße ↓

Die Steigung der experimentellen Ergebnisse 1000°C, 1050°C und 1100°C lässt sich mit dem Wachstum der Grenzflächenenergien und der Diffusion erklären, wobei hier das Sinken der chemischen Potentiale nicht überwiegt. Mit weiterer

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

Temperaturerhöhung sinken die chemischen Potentiale und daher die Triebkraft, sodass sich trotz erhöhter Grenzflächenenergien und Diffusion keine Ausscheidungen bilden können.

5.2.2 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B

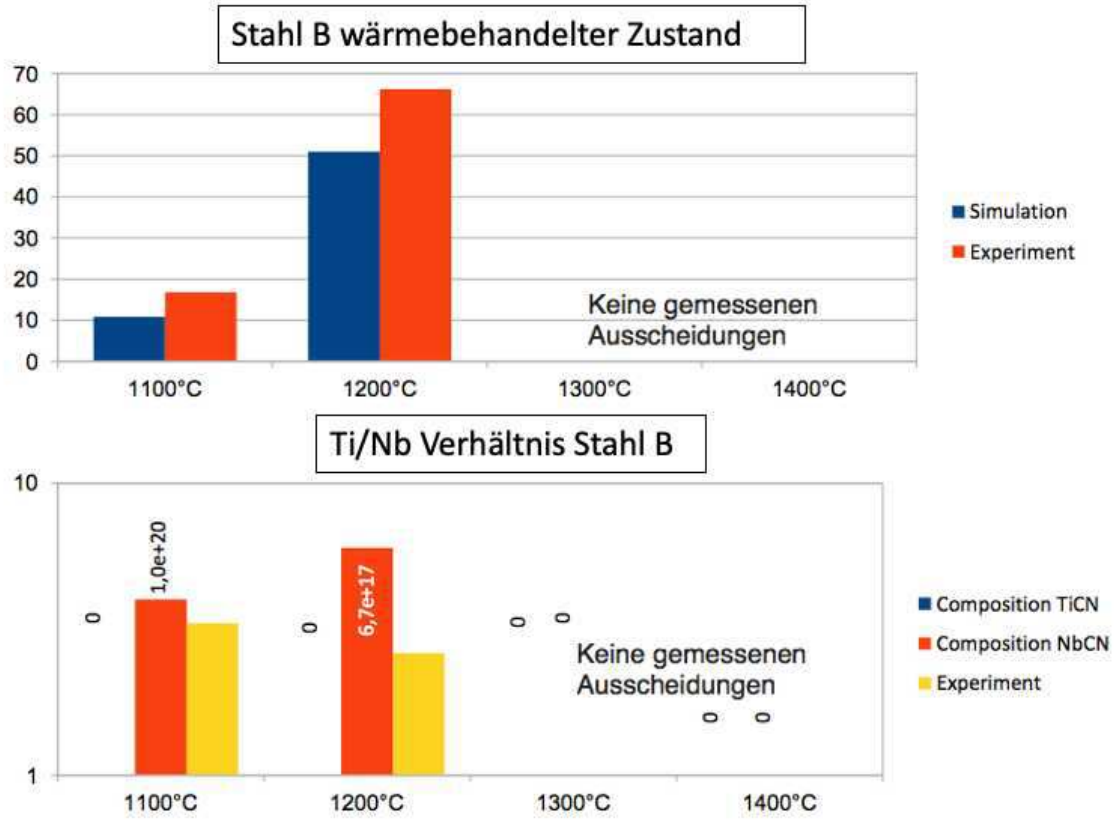


Abbildung 40: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl B.

Der Kupfer der an der Probe Stahl B 1300°C gefunden wurde (Abbildung 28), resultiert aus den Kupferplättchen, die für die Präparation verwendet wurden. Auch Stahl B ergibt ein anfänglich direkt proportionales Verhalten der Radien mit den Temperaturen, welches durch den Anstieg der Grenzflächenenergien und der Diffusion zu erklären ist, wobei bei weiterer Erhöhung der Temperatur die Triebkraft so stark absinkt, dass die Ausscheidungen verloren gehen (Tabelle 8). Im Gegensatz zu Stahl A sind jedoch bei Stahl B bei 1200°C noch Ausscheidungen vorhanden. Es verschwinden zwar die TiCN-Ausscheidungen, aber durch den Titan wird den NbCN-Ausscheidungen eine gewisse Stabilität verabreicht. Die simulierten Werte der Radien in Stahl B sind umgekehrt zu Stahl A alle kleiner als die experimentellen Werte. Bei erhöhten Temperatur sagt MatCalc eine Steigung

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

des Ti/Nb-Verhältnisses und Sinken der Anzahl der NbCN Ausscheidungen für die ersten beiden Temperaturen voraus. Der Ti/Nb-Wert nimmt jedoch laut dem Experiment ab.

5.2.3 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C

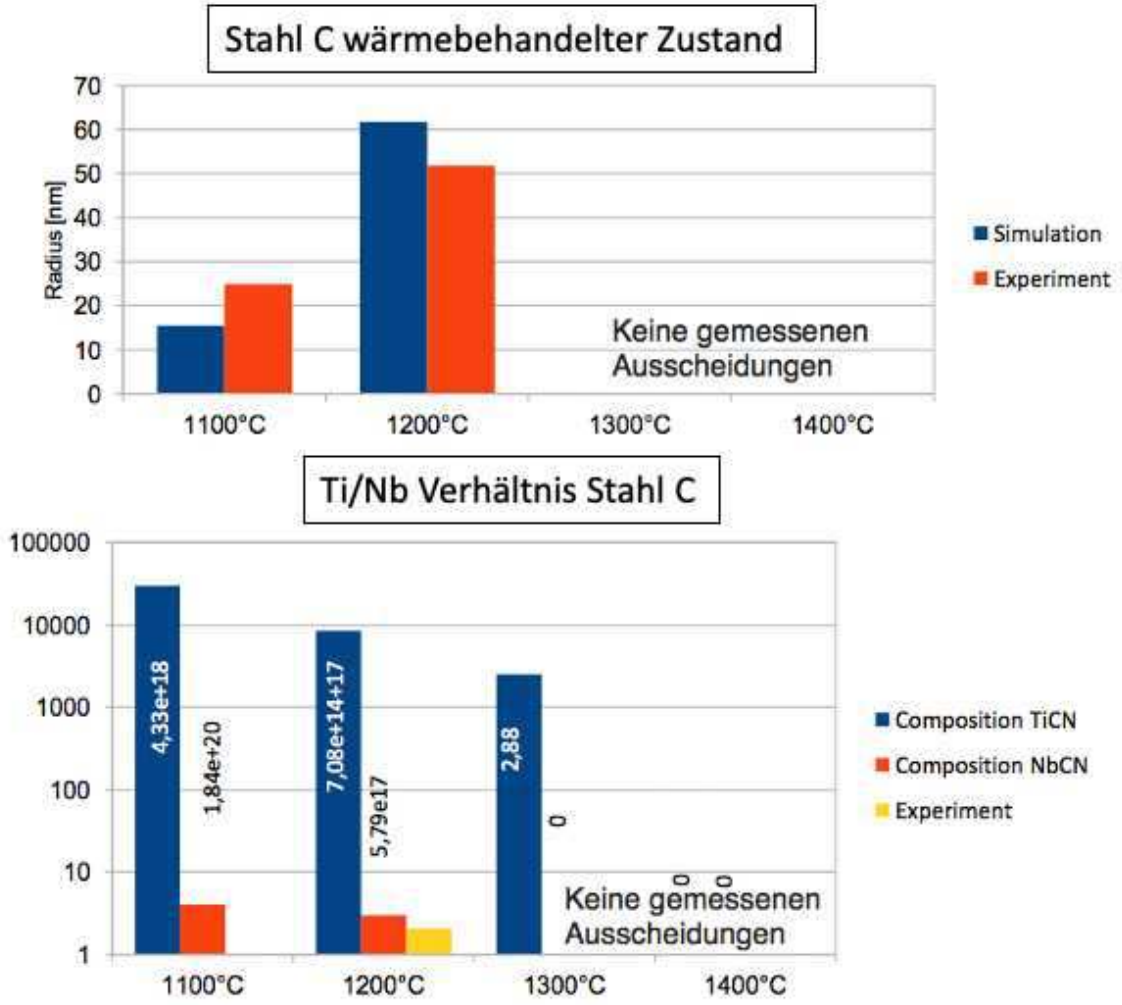


Abbildung 41: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl C.

Stahl C zeigt ähnliche Ausscheidungsgrößen wie Stahl B, da diese vergleichbare Zusammensetzungen vorweisen. In Stahl C lösen sich laut Simulation die TiCN nicht wie in Stahl B auf (Abbildung 34). Deren Anzahl und Ti/Nb-Verhältnis sinken mit wachsender Temperatur während deren Radien stark zu nehmen (Abbildung 41). Für 1300°C sind einzelne TiCN-Ausscheidungen im e-07–Bereich, also oberhalb des Nanobereiches zu erwarten und sind daher nicht im oberen Teil vom Abbildung 41 eingetragen. Obwohl für 1200°C mehr TiCN als NbCN simuliert

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

wurden nähert sich der experimentelle Wert mehr dem Ti/Nb–Wert der NbCN-Ausscheidungen.

5.2.4 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl D

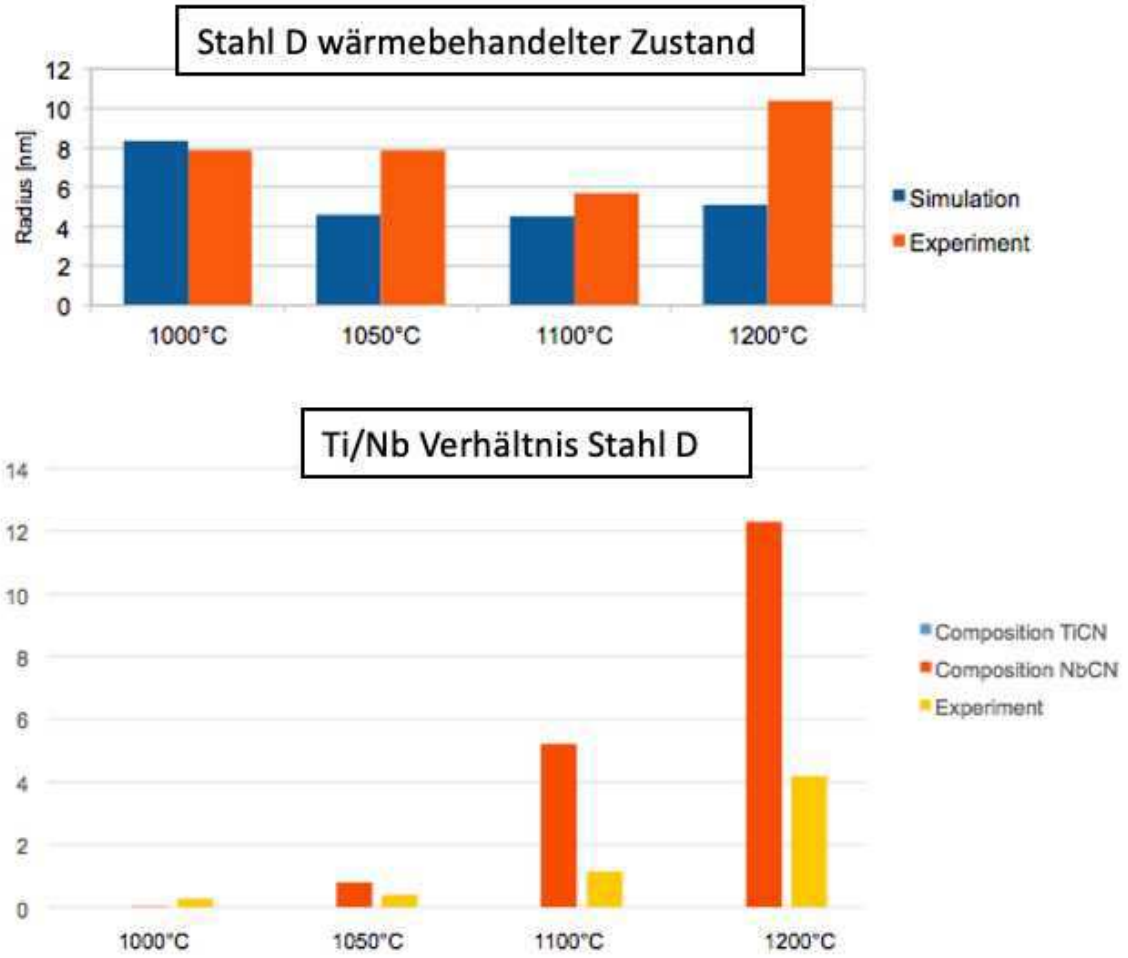


Abbildung 42: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl D.

An Stahl D wurde mit 1000°C die tiefste Wärmebehandlung durchgefahren. Bei allen Temperaturen waren Ausscheidungen zu erwarten und traten auch auf. Der simulierte Wert bei 1000 C° ist größer und die restlichen drei simulierten Werte sind kleiner als die experimentellen Werte. Die Ti/Nb-Verhältnisse zeigen sowohl in der Simulation als auch im Experiment ein zur Temperatur direkt proportionales Verhalten. Die experimentellen Ti/Nb-Verhältnisse sind exemplarisch für die Legierung die laut Zusammensetzung kein Titan vorschreiben (Stahl A und Stahl D) aufgetragen.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

5.2.5 Diskussion des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E

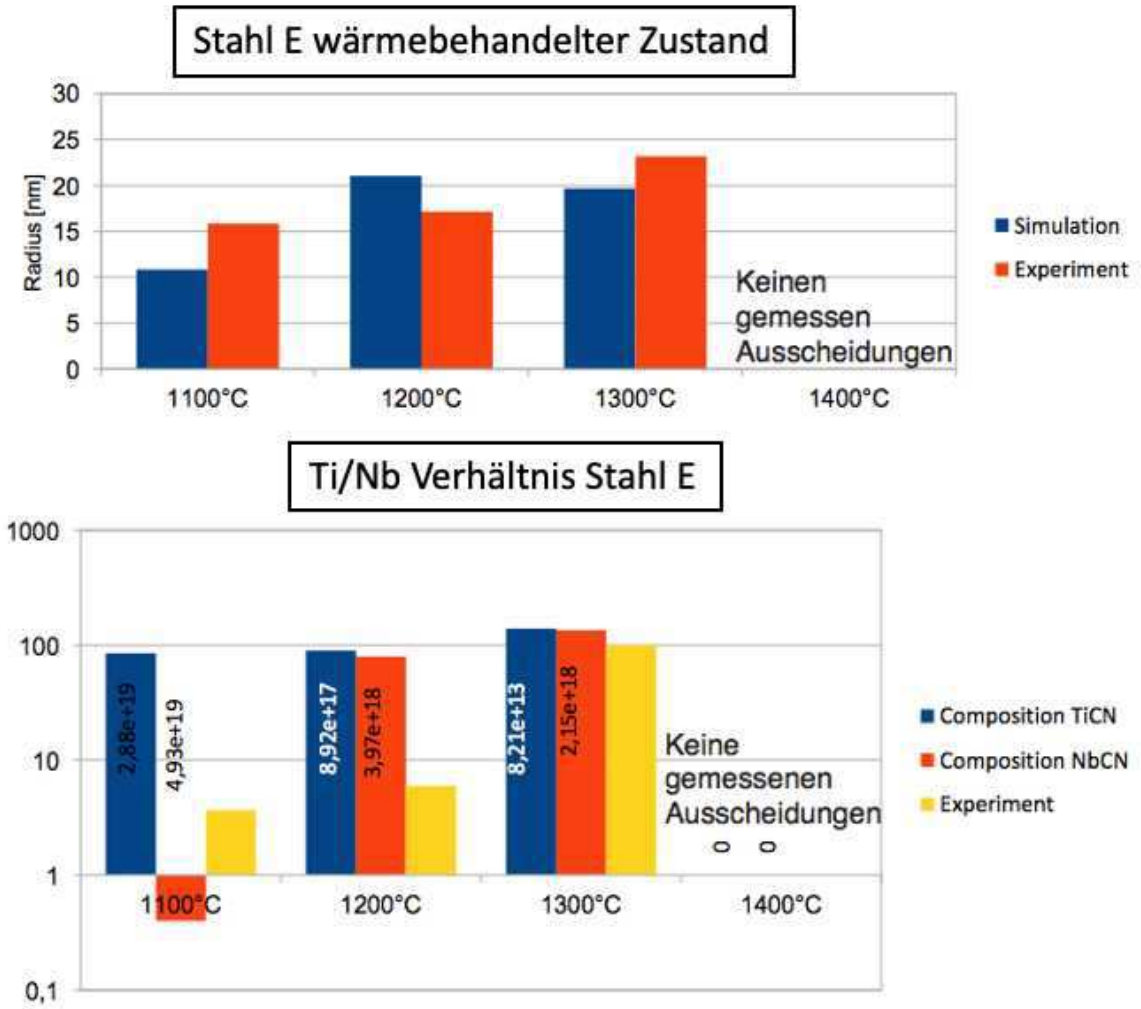


Abbildung 43: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl E.

Stahl E allein zeigt von allen fünf Legierungen bei 1300°C noch Ausscheidungen in stabiler Form. Obwohl die Simulation eine höhere Dichte für NbCN ergibt, resultiert das Experiment ausschließlich TiN Ausscheidungen, da die NbC bei diesen Temperaturen nicht mehr stabil sind und in Lösung gehen. Stahl E ist die einzige Legierung mit dem Legierungszusatz Nickel. Dies ist möglicherweise, trotz des niedrigen Titananteils von 0,015 der Grund für eine zusätzliche Stabilität bei 1300°C, da dem Element Nickel eine besondere Hochtemperaturbeständigkeit zugeschrieben wird [25].

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

6. Zusammenfassung

Es wurden der guss- und der wärmebehandelte Zustand fünf varianter Legierungen, sowohl auf experimenteller als auch simulativer Weise analysiert. Die Betrachtung der Gusszustände an je drei Stellen (Innenbereich, Mitte und Außenbereich) hat gezeigt, dass keine eindeutig, markanten Gradienten für die Ausscheidungsradien, der Ausscheidungsanzahl und dem Ti/Nb-Verhältnis an allen Legierungen vorzuweisen sind. Die Ausscheidungsradien befinden sich im ein- bis zweistelligen Nanometerbereich.

Über dem Scheil-Gulliver Modell werden die Endphasen nach dem Urformen berechnet. Es hat sich ergeben das der Primärphasenanteil mit dem Titangehalt der Zusammensetzungen steigt und Legierungen die kein Titan vorschreiben keine Primärausscheidungen ausbilden. Aus den Abbildungen 17, 19, 21, 23, und 25 lassen sich die vorkommenden Phasen bei einer einprozentigen Restschmelze ablesen. Dies sind die Ausgangszustände für weitere Simulation der Ausscheidungskinetik.

Abbildungen 18, 20, 22, 24, 26 zeigen die Verläufe der Phasenanteile, der Radien und der Dichten der Ausscheidungen nach dem Gießen. Diese entstehen aufgrund der sinkenden Löslichkeit der Legierungselemente. Da die Versetzungsausscheidungen dichter (1e+18 bis 1e+20 $[1/m^3]$) und mit höherem Phasenanteil (1e-07 bis 1e-05) im Material erscheinen als die Korngrenzausscheidungen, haben sie auch einen stärkeren Einfluss auf die Materialeigenschaften. In den Legierungen die kein Titan enthalten (Stahl A, Stahl D) entspringen an den Versetzungen ausschließlich NbC(Dis)-Ausscheidungen, während bei den titanhaltigen Legierungen (Stahl B, Stahl C, und Stahl E) sowohl NbC(Dis) bzw. NbCN(Dis) als auch TiCN(Dis) an den Versetzungen aufkeimen. In den Verläufen der durchschnittlichen Radien der Versetzungsausscheidungen ist mit dem Wachstum der Sekundärausscheidungen ein anfänglicher Anstieg vorhanden der von einem Sturz gefolgt ist, der durch die Modifikation der Eisenmatrix zu erklären ist, welche zur Bildung tertiärer Ausscheidungen führt, die die durchschnittlichen Radien zu kleineren Werten ziehen. Da die Konzentration des Titans in den Matrizen durch das Aufkommen der Primärausscheidungen

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

sinkt, bilden sich mehr NbCN(Dis)-Ausscheidungen die ein höheres Gewicht in den weitern Auswertungen haben. Es zeigt sich ein direkt proportionales Verhältnis zwischen dem Gesamtanteil an Niob und Titan und den Ausscheidungsradien.

Die jeweiligen Wärmebehandlungen welche die finalen Ausscheidungsradien bestimmen, führen entweder zu einer Vergrößerung oder zu einem Verschwinden der Ausscheidungen. Die anfänglichen Vergrößerungen der Radien durch die erhöhten Temperaturen der Wärmebehandlungen lassen sich durch den Anstieg der Grenzflächenenergien und der Diffusion erklären, welcher in allen Legierungen von einem Verschwinden der Ausscheidungen gefolgt wird, dass durch Abnehmen der chemischen Potentiale und daher der Treibkraft resultiert (Tabelle 8).

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

7. Literaturverzeichnis

[1] www.chemie.de, [Online] http://www.chemie.de/lexikon/Stahlsorte.html, 2018. Zugriff am 26.03.2018.

[2] ArcelorMittal: Webseite automotive.arcelormittal.com, [Online] http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/F_DE.pdf, 2018. Zugriff am 26.03.2018.

[3] Bilstein Gruppe: Webseite www.bilstein-gruppe.de, [Online] http://www.bilstein-gruppe.de/produkte/sorten/mikrolegierte-sorten/, 2018. Zugriff am 26.03.2018.

[4] ThyssenKrupp AG: Webseite www.thyssenkrupp-steel.com/en/, [Online] http://novastahl.ch/pdf/1276083453823.pdf, 2018. Zugriff am 26.03.2018.

[5] J.W:P Schmelzer: Nucleation Theory and Applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, ISBN-13: 978-3-527-40469-8,2005.

[6] Universität Münster: Webseite www.uni-muenster.de/de/, [Online] https://www.uni-muenster.de/Physik.TP/archive/typo3/fileadmin/lehre/teilchen/ws1112/Phasenuebergaenge.pdf, 2018. Zugriff am 27.03.2018.

[7] Kirsten Ahrenstorf : Nukleations- und Wachstumsmechanismus von Ni_xPt_{1-x}-Nanopartikeln und ihre charakteristischen Eigenschaften. Dissertation im Fachbereich Chemie der Universität Hamburg, 2007.

[8] Freie Universität Berlin: Webseite www.diss.fu-berlin.de, [Online] http://www.diss.fu-berlin.de/diss/servlets/MCRFileNodeServlet/FUDISS_derivate_000000000992/05_kap5.pdf;jsessionid=2C7DB443561DD8F209B8A3C435D8359A?hosts= , 2018. Zugriff am 27.03.2018.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

[9] Mayrhofer P. H.: Vorlesungsskriptum Werkstoffkunde metallischer Werkstoffe - 308.862, TU Wien, 2018.

[10] Matcalc: Webseite matcalc.tuwien.ac.at, [Online] http://matcalc.tuwien.ac.at/wiki/doku.php?id=howtosimulate:precipitation:primary_prec , 2018. Zugriff am 27.03.2018.

[11] Matcalc: Webseite matcalc.tuwien.ac.at, [Online] http://matcalc.tuwien.ac.at/wiki/doku.php?id=tutorials:t11 , 2018. Zugriff am 27.03.2018.

[12] Schaffnit, P.; Stallybrass, C.; Konrad, J.; Stein, F.; Weinberg, M.: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. ELSEVIER 2015 184-188.

[13] University of Cambridge: Webseite www.doitpoms.ac.uk , [Online] https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/solidification_alloys/scheil.php, 2018. Zugriff am 27.03.2018.

[14] Radis. R.; Kozeschnik, E.: Numerical simulation of NbC precipitation in mircoalloyed steel. 2012-055010.

[15] Gutzow,J; Schmelzer,J.: The Vitreos State- Thermodynamics, Structure, Rheology, and Crystallization. Beriln: Springer Verlag, ISBN: 978-3-662-03189-6.

[16] CALPHAD: Webseite: www.calphad.org, [Online] http://www.calphad.org, 2018. Zugriff am 28.5.2018.

[17] Thermocalc: Webseite: www.thermocalc.com, [Online] http://www.thermocalc.com/products-services/databases/the-calphad-methodology/, 2018. Zugriff am 28.5.2018.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

[18] Spektrum: Webseite www.spektrum.de , [Online] https://www.spektrum.de/lexikon/physik/diffusion-in-festkoerpern/3071, 2018. Zugriff am 28.03.2018.

[19] Nes, E.; Ryum, N.; Hunderi, O.: On the Zener Drag. ELSEVIER 1985-01.

[20] Leibniz Institute for Solid State and Materials Research : Webseite www.ifw-dresden.de, [Online] https://www.ifw-dresden.de/userfiles/groups/imw_folder/lectures/Physikalische_Werkstoffeigenschaften/c14-kornv.pdf , 2018. Zugriff am 28.03.2018.

[21] Riedel, E.; Janiak, C.: Anorganische Chemie. Berlin: de Gruyter, ISBN: 978-3-11-022566-2, 2011.

[22] Matcalc : Webseite www.matcalc-engineering.com, [Online] https://www.matcalc-engineering.com/images/external/PDF-Files/grain_growth_single_class.pdf, 2018. Zugriff am 04.08.2018.

[23] Lemke,F.: Untersuchung des Sinterverhaltens von SrTiO3 unter berücksichtigung der Defektchemie. Karlsruher: Scientific Publishing, ISBN: 978-3-7315-0510-5.

[24] Universität Münster: Webseite www.uni-muenster.de, [Online] https://www.uni-muenster.de/imperia/md/content/physikalische_chemie/chemisches_potential.pdf , 2018. Zugriff am 03.08.2018.

[25] Povoden-Karadeniz. E. Vorlesungsskriptum Metallische Hochtemperaturwerkstoffe 308.101, TU Wien, 2017.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

8. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Homogene/heterogene Nukleation [8]. 4
Abbildung 2: Verlauf der freien Enthalpie [7]. 5
Abbildung 3: Keimbildung von Primär-/Sekundärausscheidungen [9]. 6
Abbildung 4: Schema der Scheil-Erstarrung einer hypothetischen Fe-C Legierung [11]. 8
Abbildung 5: Gradient eines Legierungselements um eine Ausscheidung. 9
Abbildung 6: Vergleich der Löslichkeitsprodukte mit den thermodynamischen Daten von NbC [14]. 14
Abbildung 7: Temperaturabhängige "self-diffusion coefficients" von Fe in der Matrix, entlang der Versetzungen und Korngrenzen [14]. 17
Abbildung 8: Ausgangsmaterial dünne Folien. 21
Abbildung 9: Ausgangsmaterial für die Wärmebehandlungen. 23
Abbildung 10: Temperaturen die je eine Stunde gehalten wurden. 25
Abbildung 11: Beispielhafte Temperaturmessung mittels Thermoelement für die Wärmebehandlung 1000°C. 25
Abbildung 12: Laborauswertung des Stahls A. 30
Abbildung 13: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl B. 31
Abbildung 14: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl C. 32
Abbildung 15: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl D. 33
Abbildung 16: Laborauswertung des Gusszustandes Stahl E. 34
Abbildung 17: Scheil-Simulation von Stahl A. 35
Abbildung 18: Ausscheidungskinetik des Gusszustandes Stahl A. 36
Abbildung 19: Scheil-Simulation von Stahl B (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)). 37
Abbildung 20: Ausscheidungskinetik des Gusszustandes Stahl B. 38
Abbildung 21: Scheil-Simulation von Stahl C (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)). 40
Abbildung 22: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl C. 41
Abbildung 23: Scheil-Simulation von Stahl D. 42
Abbildung 24: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl D. 43
Abbildung 25: Scheil-Simulation von Stahl E (Unterer Teil Farbzuordnung: Ti (in gelb), C (in grün) und N (in rot)). 44
Abbildung 26: Ausscheidungskinetik von Gusszustand Stahl E. 45
Abbildung 27: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl A. 47
Abbildung 28: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B. 49
Abbildung 29: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C. 50
Abbildung 30: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustand von Stahl D. 51
Abbildung 31: Laborauswertung des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E. 53
Abbildung 32: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes Stahl A. 54
Abbildung 33: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl B. 56
Abbildung 34: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl C. 58
Abbildung 35: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl D. 59
Abbildung 36: Ausscheidungskinetik des wärmebehandelten Zustandes von Stahl E. 60
Abbildung 37: Ausscheidungsradien der Gusszustände im Überblick. 68
Abbildung 38: Ti/Nb-Verhältnisse der titanhaltigen Legierungen im Überblick. 70
Abbildung 39: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen von Stahl A. 72
Abbildung 40: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl B. 74
Abbildung 41: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl C. 75
Abbildung 42: Zusammenfassung: Simualation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl D. 76
Abbildung 43: Zusammenfassung: Simulation vs. Experiment der Ausscheidungsgrößen und der Ti/Nb-Verhältnisse von Stahl E. 77

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

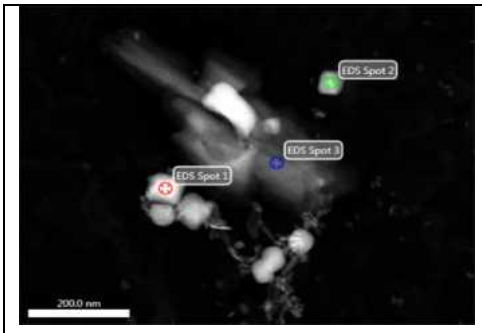
9. Anhang

In diesem Anhang wird exemplarisch für jede betrachtete Legierung, Stelle und jedem Zustand eine TEM-Analyse angeführt:

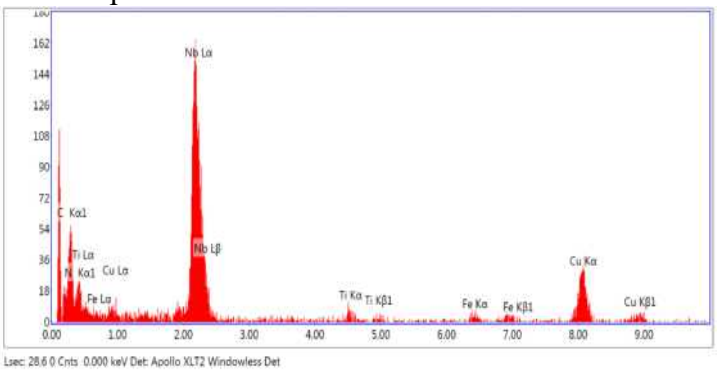
9.1 TEM-Analyse Gusszustand

9.1.1 Stahl A-Guss

9.1.1.1 Position 0



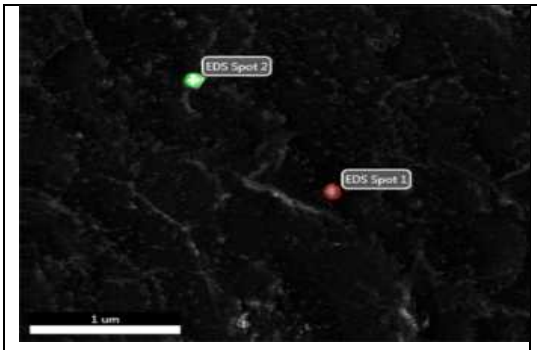
Area 1 Spot1



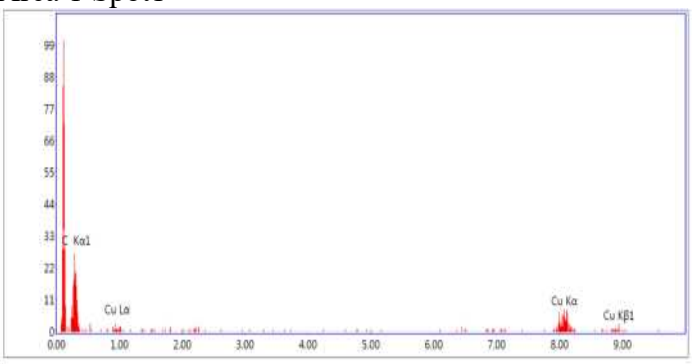
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	6.65	31.53	14.76	6.17	0.41
N K	1.18	4.78	3.01	24.07	0.36
Ti K	2.20	2.61	2.72	31.95	0.74
Fe K	2.02	2.06	2.16	24.60	0.85
Cu K	17.97	16.11	16.42	6.74	1
Nb K	69.99	42.91	15.29	7.50	4.18

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.1.2 Position 1/4

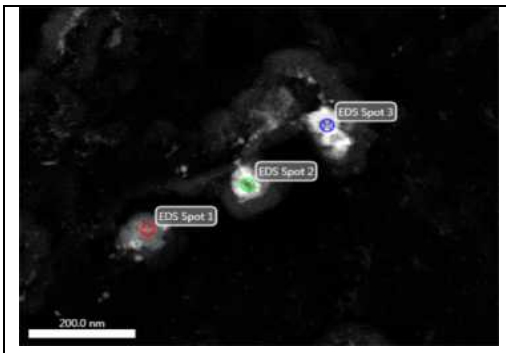


Area 1 Spot1

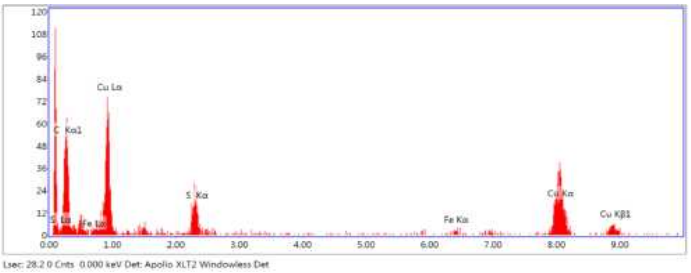


Element	Weight %	Atomic %
C K	44.34	80.82
CuK	55.66	19.18

9.1.1.3 Position 1/2



Area 1 Spot1

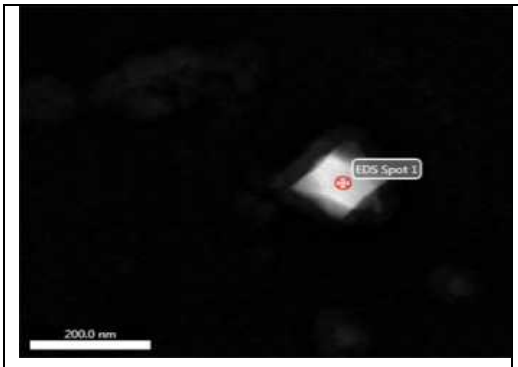


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	21.14	55.05	14.59	5.50	0.41
S K	12.28	11.98	7.30	11.42	0.48
FeK	2.98	1.67	0.99	35.83	0.85
CuK	63.60	31.30	18.06	5.51	1

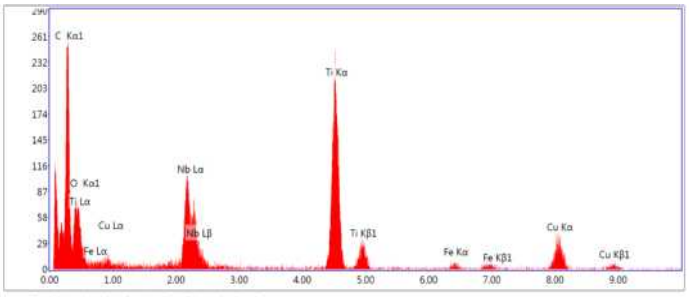
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.2 Stahl B-Guss

9.1.2.1 Position 0

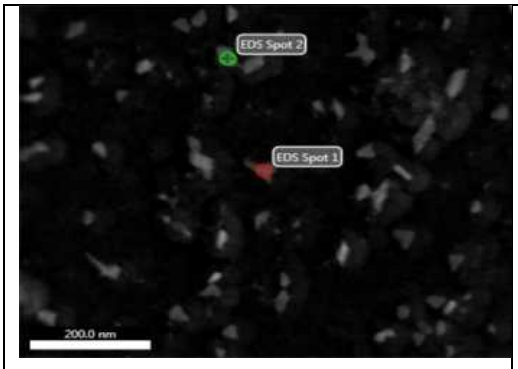


Area 1 Spot1

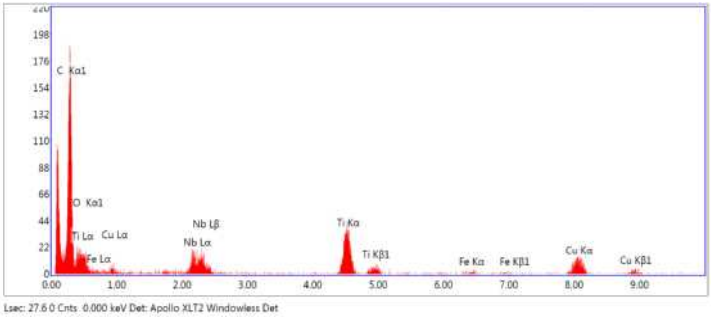


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	16.3	47.9	123.2	1.9	0.56
O K	1.1	2.5	8.7	13.6	0.55
TiK	44.2	32.6	186.5	1.8	1
FeK	1.7	1.1	6.1	15.6	1.16
CuK	11.6	6.4	35.9	5.7	1.36
NbK	25.1	9.5	18.6	10.2	5.67

9.1.2.2 Position 1/4



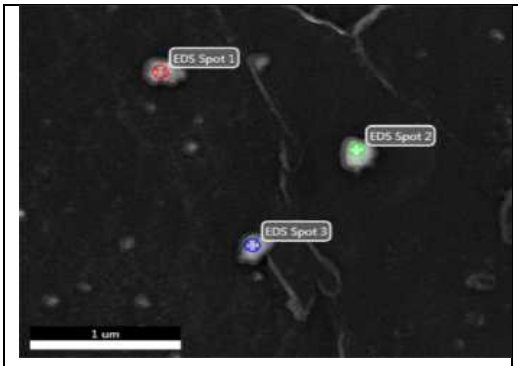
Area 1 Spot1



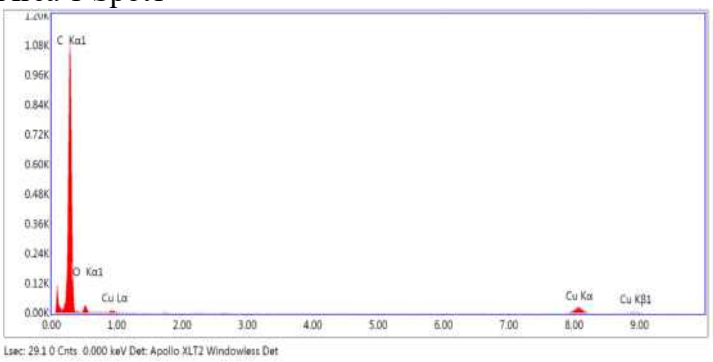
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	36.6	71.3	80.6	2.3	1
O K	3.0	4.3	6.6	11.8	0.98
TiK	28.3	13.8	34.7	4.1	1.79
FeK	2.1	0.9	2.2	32.4	2.07
CuK	17.9	6.6	16.2	6.8	2.43
NbK	12.1	3.0	2.6	27.0	10.17

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.2.3 Position 1/2



Area 1 Spot1

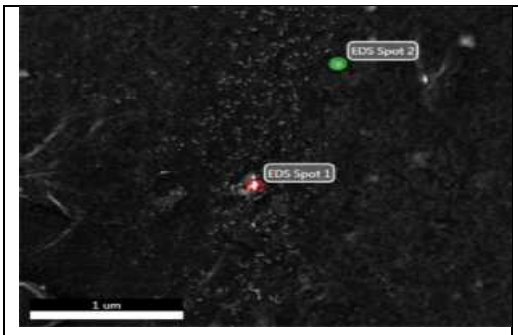


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	87.1	95.7	466.9	0.9	1
O K	2.6	2.2	14.3	6.4	0.98
CuK	10.3	2.1	22.6	7.0	2.43

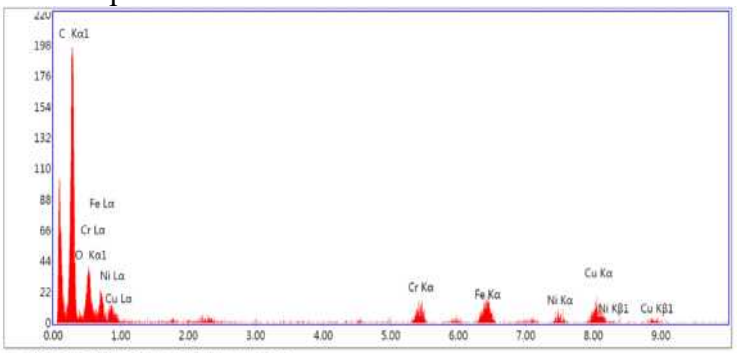
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.3 Stahl C-Guss

9.1.3.1 Position 0

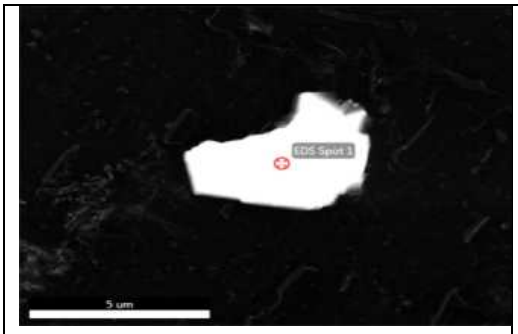


Area 1 Spot1

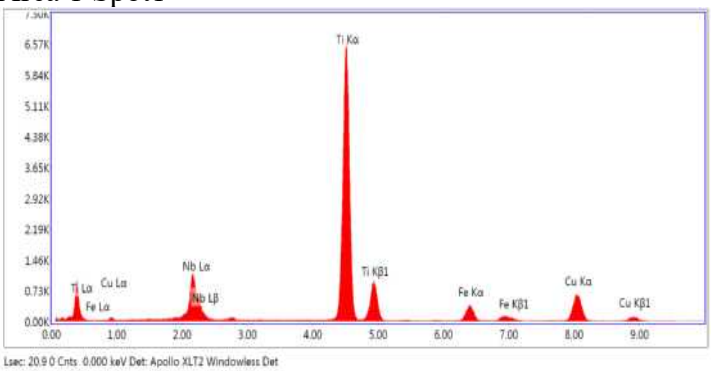


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	47.0	76.2	90.6	2.1	1
O K	6.7	8.2	13.2	8.3	0.98
CrK	9.1	3.4	9.1	18.4	1.94
FeK	16.3	5.7	15.2	12.4	2.07
NiK	4.5	1.5	4.0	32.3	2.21
CuK	16.3	5.0	12.9	14.9	2.43

9.1.3.2 Position 1/4



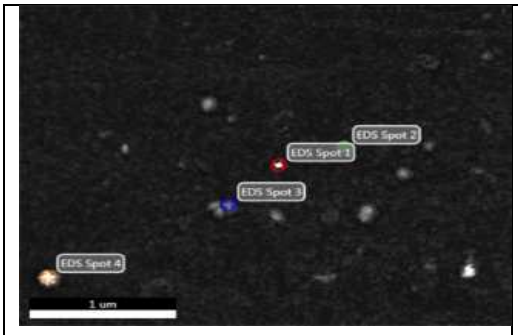
Area 1 Spot1



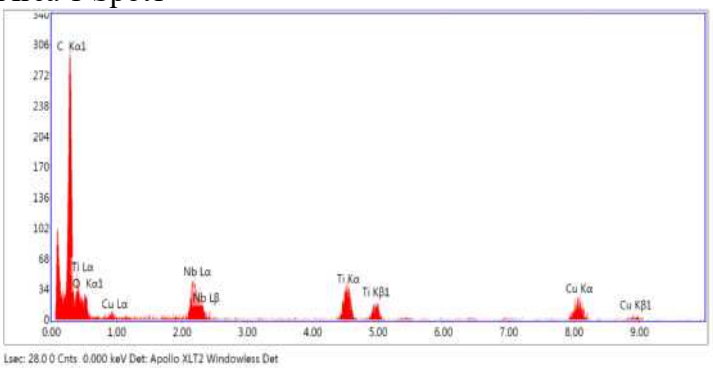
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
TiK	66.4	75.4	7712.8	0.3	1
FeK	5.0	4.9	502.9	1.6	1.16
CuK	11.4	9.7	972.4	1.1	1.36
NbK	17.2	10.0	351.6	3.1	5.67

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.3.3 Position 1/2



Area 1 Spot1

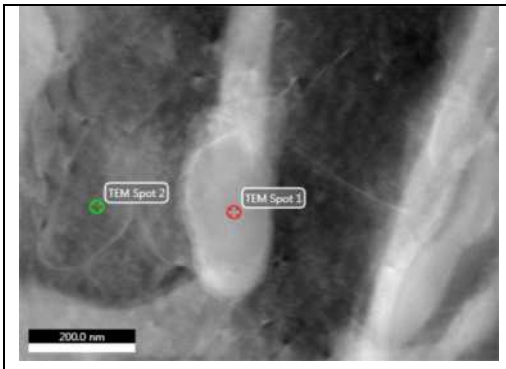


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	39.3	75.4	137.8	1.7	1
O K	3.0	4.3	10.6	9.0	0.98
TiK	17.9	8.6	34.9	3.9	1.79
CuK	16.3	5.9	23.5	6.3	2.43
NbK	23.5	5.8	8.1	15.7	10.17

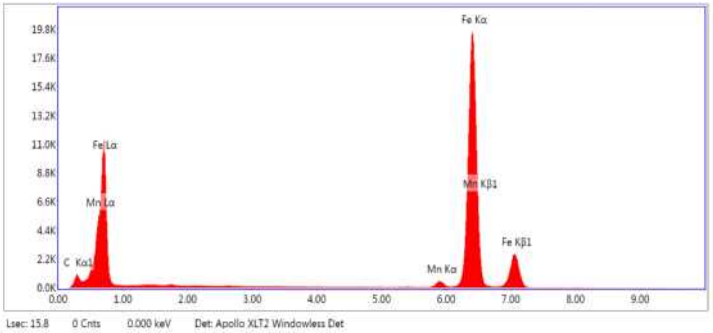
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.4 Stahl D-Guss

9.1.4.1 Position 0

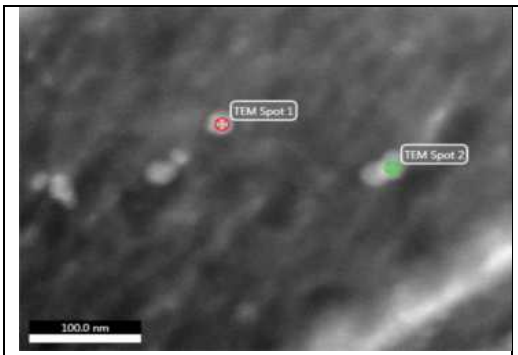


Area 1 Spot1

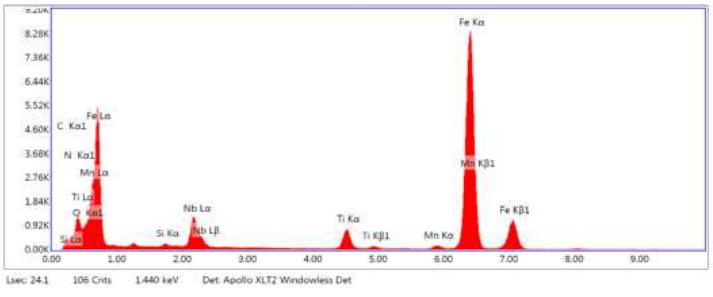


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	1.24	5.51	512.67	1.61	0.48
MnK	2.21	2.15	461.71	2.36	0.96
FeK	96.55	92.34	19307.48	0.19	1

9.1.4.2 Position 1/4



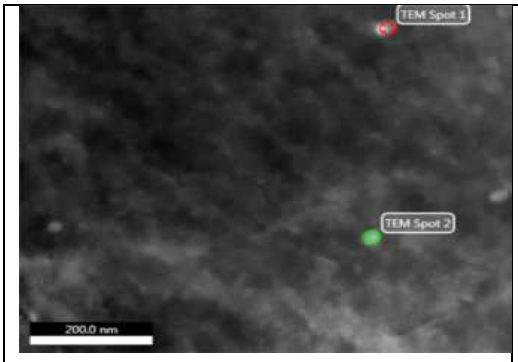
Area 1 Spot1



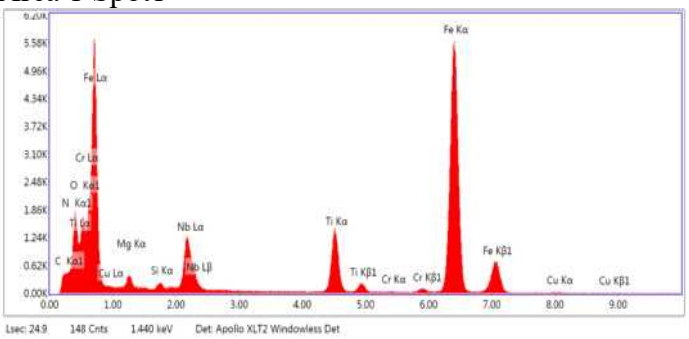
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	0.67	2.93	90.95	5.74	0.81
N K	1.33	4.98	208.02	3.52	0.71
O K	1.01	3.31	139.35	5.32	0.8
SiK	0.26	0.48	28.66	17.62	1
TiK	5.18	5.70	394.86	2.04	1.45
MnK	1.06	1.01	72.61	8.62	1.61
FeK	80.60	75.98	5302.99	0.31	1.68
NbK	9.90	5.61	133.91	3.99	8.19

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.4.3 Position 1/2



Area 1 Spot1

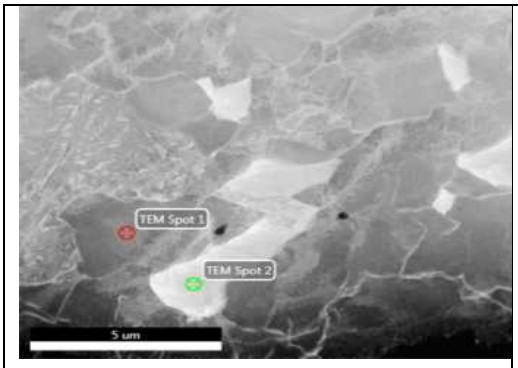


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	1.22	4.70	131.72	3.50	0.81
N K	2.49	8.25	310.82	2.22	0.71
O K	3.81	11.04	419.40	1.77	0.8
MgK	1.15	2.20	106.08	4.04	0.96
SiK	0.64	1.06	56.73	6.63	1
TiK	12.10	11.71	732.03	1.13	1.45
CrK	0.08	0.07	4.33	8.80	1.57
FeK	65.51	54.41	3425.40	0.39	1.68
CuK	0.25	0.19	11.36	33.13	1.97
NbK	12.74	6.36	137.00	3.69	8.19

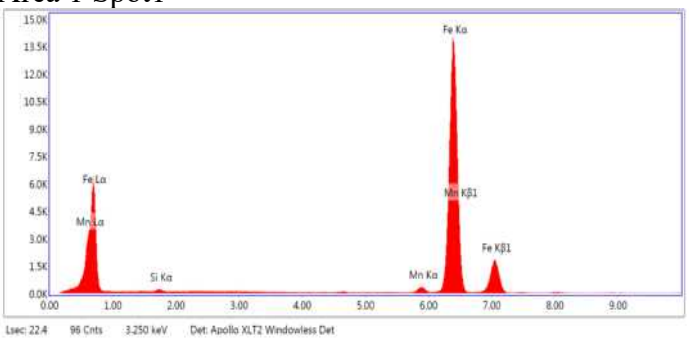
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.5 Stahl E-Guss

9.1.5.1 Position 0

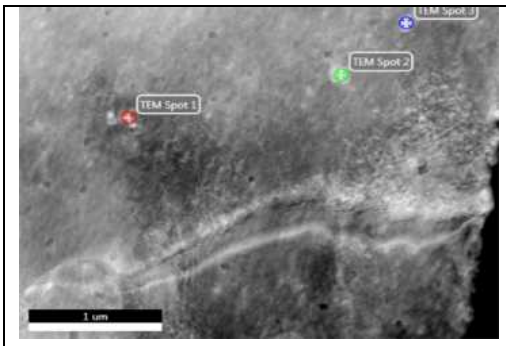


Area 1 Spot1

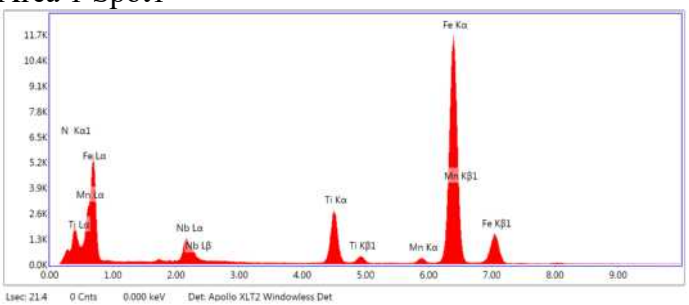


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
SiK	0.61	1.21	100.07	3.30	1
MnK	2.22	2.24	224.61	2.88	1.61
FeK	97.17	96.55	9421.10	0.23	1.68

9.1.5.2 Position 1/4



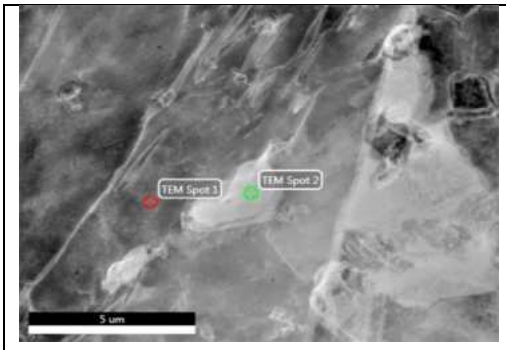
Area 1 Spot1



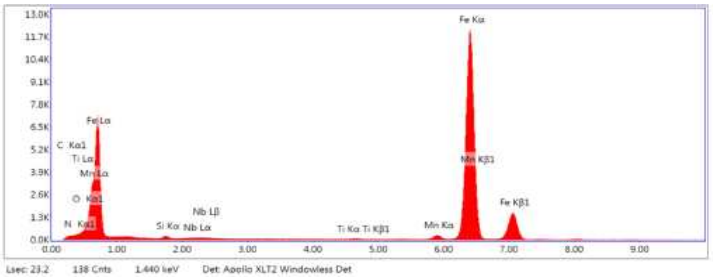
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
N K	1.67	6.38	426.35	1.96	0.42
TiK	13.33	14.91	1653.66	0.77	0.86
MnK	1.42	1.39	159.22	4.88	0.96
FeK	76.06	72.98	8153.37	0.26	1
NbK	7.53	4.34	165.91	4.36	4.86

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.5.3 Position 1/2



Area 1 Spot1



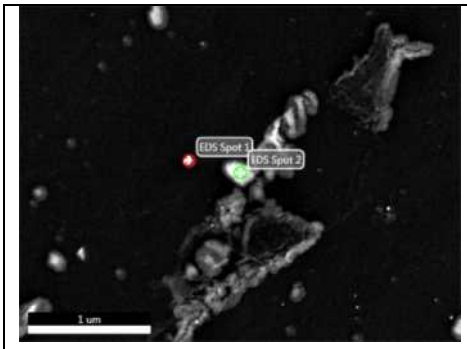
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	0.00	0.00	0.04	100.00	0.81
N K	0.00	0.00	0.04	100.00	0.71
O K	0.34	1.18	58.21	14.28	0.8
SiK	0.09	0.19	12.89	57.76	1
TiK	0.10	0.12	9.39	63.97	1.45
MnK	1.81	1.83	152.74	4.56	1.61
FeK	97.64	96.68	7875.35	0.26	1.68
NbK	0.00	0.00	0.06	100.00	8.19

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

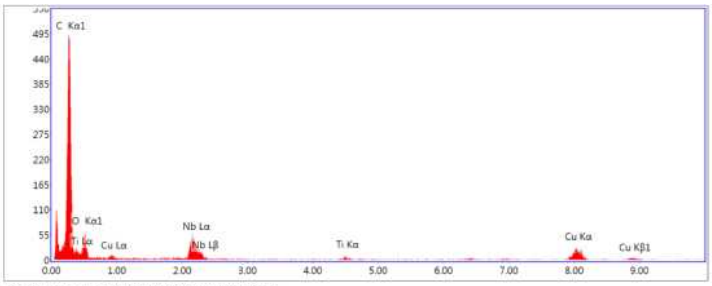
9.2 TEM-Analyse wärmebehandelter Zustand

9.2.1 Stahl A-WB

9.2.1.1 Wärmebehandlung 1050°C

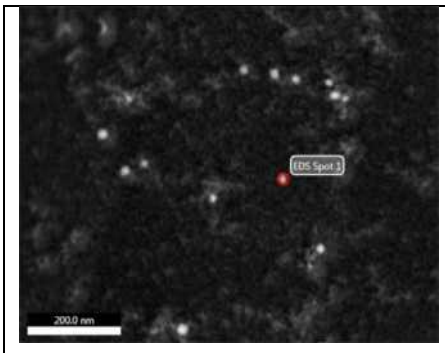


Area 1 Spot1

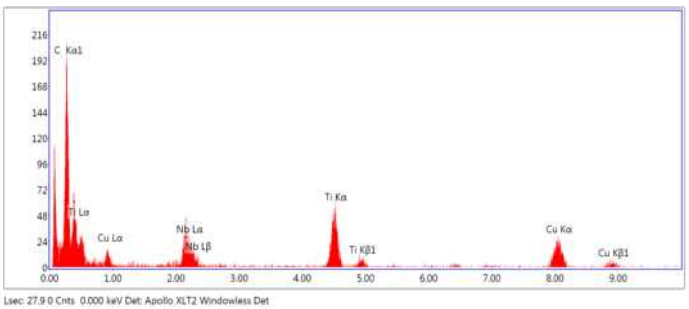


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	54.4	83.4	218.7	1.4	1
O K	6.2	7.1	25.3	5.1	0.98
TiK	1.9	0.7	4.3	25.7	1.79
CuK	14.7	4.3	24.3	5.7	2.43
NbK	22.8	4.5	9.0	11.6	10.17

9.2.1.2 Wärmebehandlung 1100°C



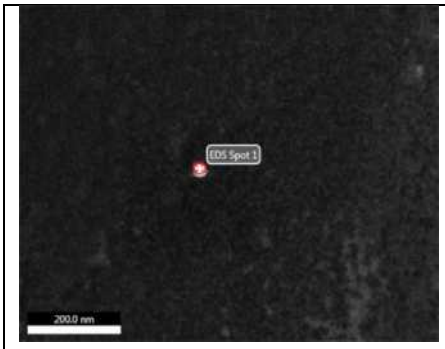
Area 1 Spot1



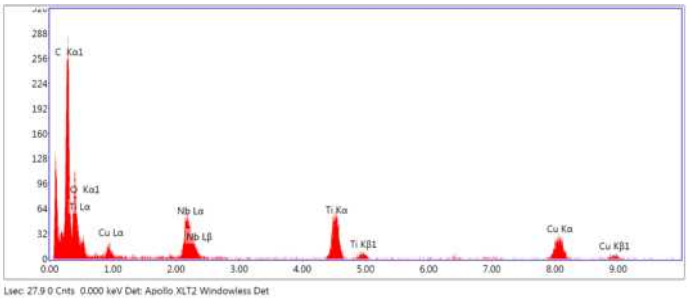
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	28.5	67.3	82.6	2.2	1
TiK	26.6	15.8	43.2	4.0	1.79
CuK	22.5	10.1	26.9	5.6	2.43
NbK	22.4	6.8	6.4	18.5	10.17

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.1.3 Wärmebehandlung 1150°C

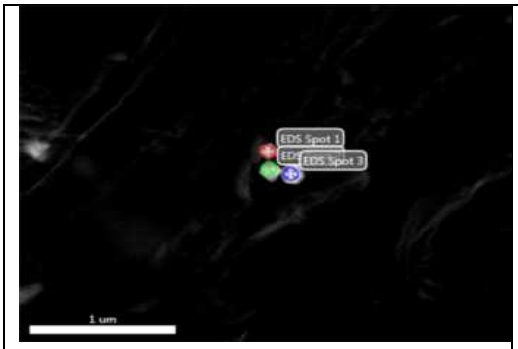


Area 1 Spot1

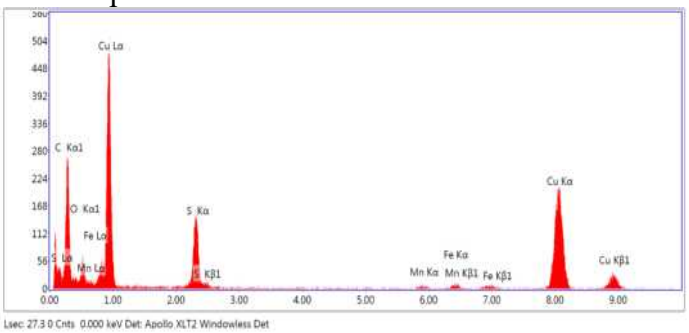


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	30.4	66.3	126.9	1.8	1
O K	1.9	3.2	8.1	11.8	0.98
TiK	23.0	13.0	53.6	3.6	1.79
CuK	19.0	8.1	32.7	4.8	2.43
NbK	25.6	7.4	10.5	13.0	10.17

9.2.1.4 Wärmebehandlung 1200°C



Area 1 Spot1

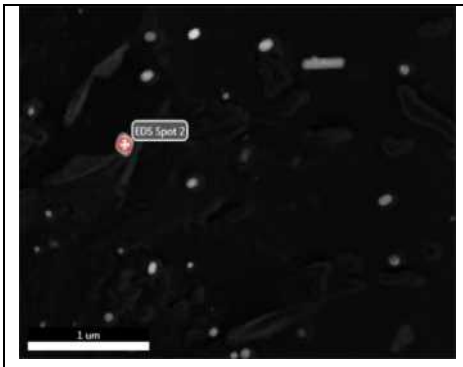


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	14.2	40.2	122.4	1.9	0.41
O K	3.9	8.4	34.5	4.7	0.4
S K	13.9	14.8	103.6	2.3	0.48
MnK	1.1	0.7	4.8	31.6	0.82
FeK	1.8	1.1	7.4	14.2	0.85
CuK	65.0	34.8	230.4	1.5	1

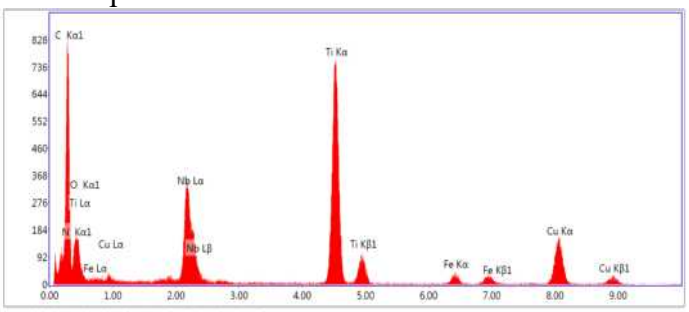
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.2 Stahl B-WB

9.2.2.1 Wärmebehandlung 1100°C

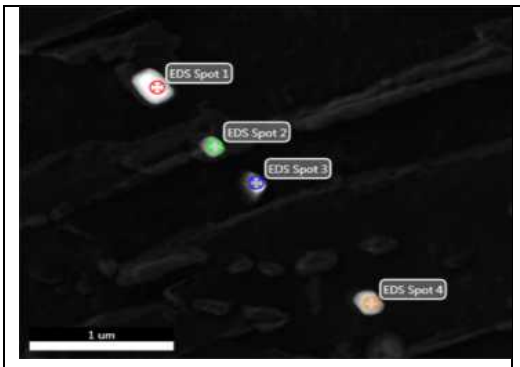


Area 1 Spot2

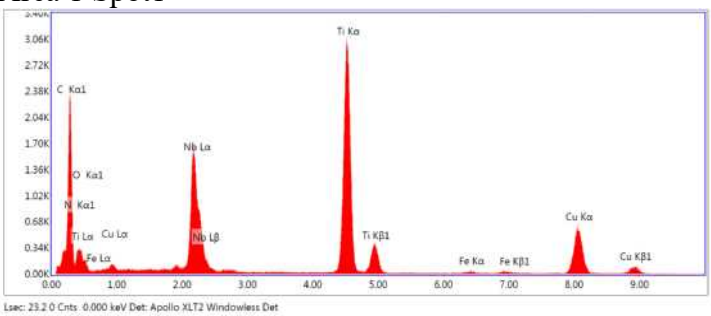


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	13.8	42.6	396.5	1.1	0.56
N K	1.0	2.8	34.7	6.0	0.48
O K	0.5	1.1	13.9	12.4	0.55
TiK	43.0	33.4	691.6	0.9	1
FeK	2.5	1.7	35.2	4.9	1.16
CuK	14.9	8.7	177.2	2.1	1.36
NbK	24.2	9.7	68.7	5.6	5.67

9.2.2.2 Wärmebehandlung 1200°C



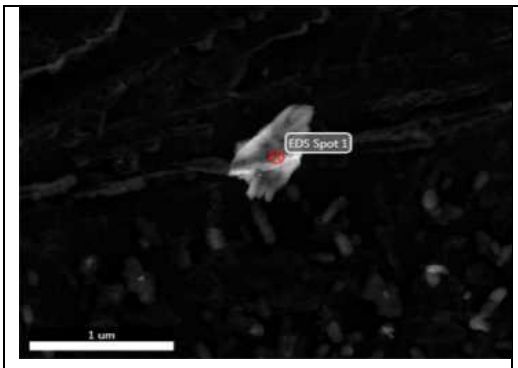
Area 1 Spot1



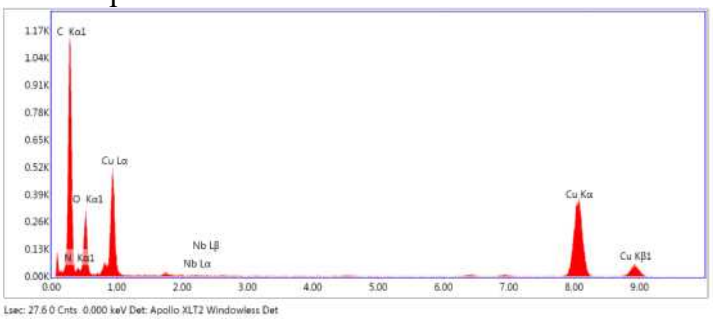
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	9.9	34.8	1307.1	0.6	0.56
N K	0.5	1.4	70.7	5.8	0.48
O K	0.5	1.4	71.9	5.4	0.55
TiK	42.7	37.8	2160.3	0.4	1
FeK	0.7	0.5	41.7	7.8	1.16
CuK	14.8	9.9	807.7	1.1	1.36
NbK	30.9	14.1	403.4	2.2	5.67

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.2.3 Wärmebehandlung 1300°C

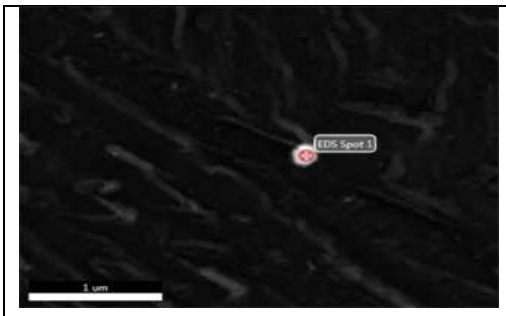


Area 1 Spot1

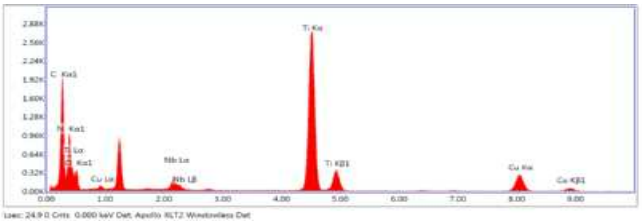


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	30.3	62.2	515.2	0.9	1
N K	1.1	2.0	22.3	5.6	0.87
O K	8.1	12.5	140.4	1.9	0.98
CuK	59.4	23.0	415.1	1.1	2.43
NbK	1.0	0.3	1.6	61.6	10.17

9.2.2.4 Wärmebehandlung 1400°C



Area 1 Spot1

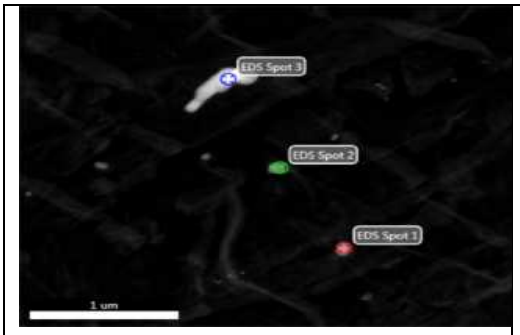


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	13.1	35.4	1008.0	0.7	0.56
N K	4.0	9.4	357.5	1.4	0.48
O K	2.0	4.0	154.0	2.4	0.55
TiK	64.7	43.8	2769.5	0.4	1
CuK	11.1	5.7	351.5	1.6	1.36
NbK	5.0	1.7	37.8	13.7	5.67

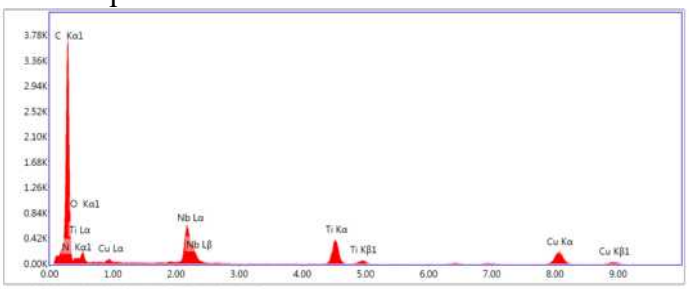
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.3 Stahl C-WB

9.2.3.1 Wärmebehandlung 1100°C

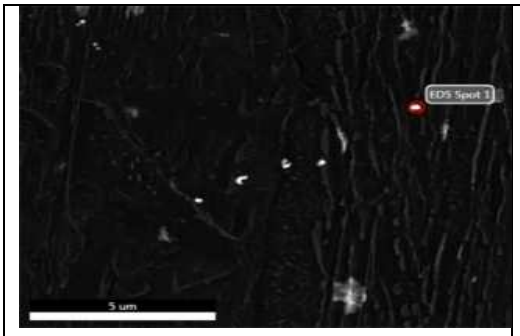


Area 1 Spot1

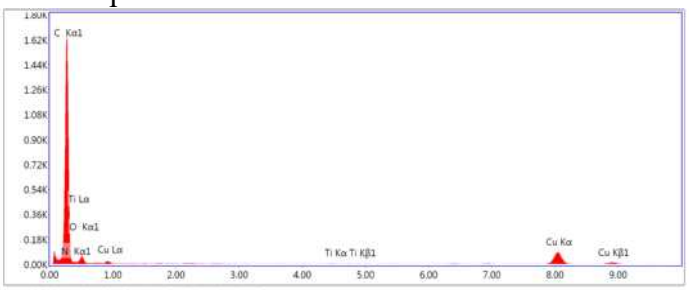


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	40.9	77.2	1799.6	0.5	1
N K	0.6	0.9	29.5	7.2	0.87
O K	2.3	3.2	102.4	2.9	0.98
TiK	14.8	7.0	362.4	1.4	1.79
CuK	13.1	4.7	236.4	2.0	2.43
NbK	28.3	6.9	122.6	3.9	10.17

9.2.3.2 Wärmebehandlung 1200°C



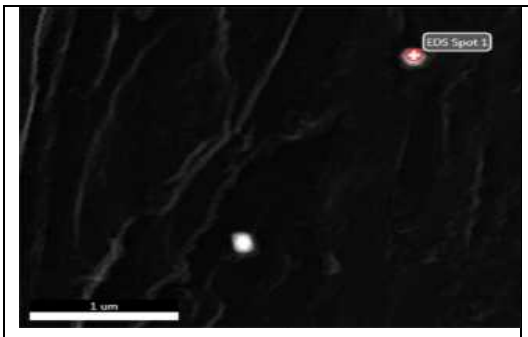
Area 1 Spot1



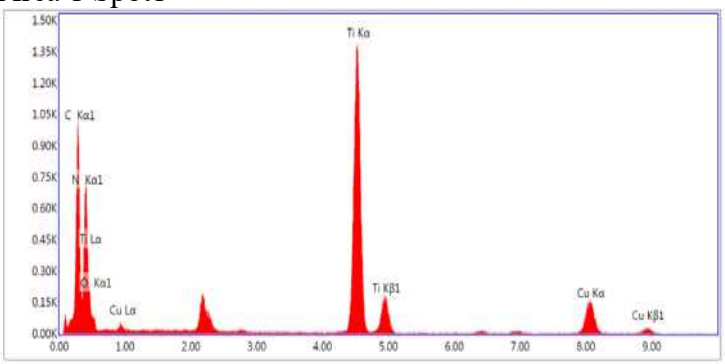
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	74.7	91.5	730.8	0.7	1
N K	0.6	0.7	7.2	11.7	0.87
O K	3.1	2.8	30.4	4.9	0.98
TiK	0.1	0.0	0.6	69.7	1.79
CuK	21.5	5.0	86.3	3.2	2.43

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.3.3 Wärmebehandlung 1300°C

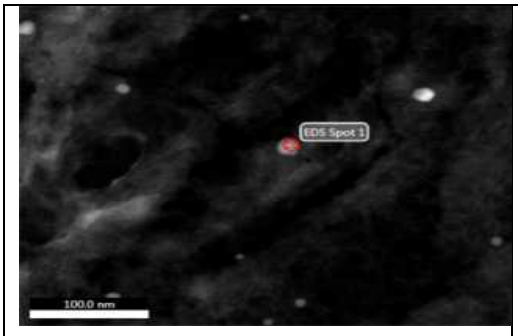


Area 1 Spot1

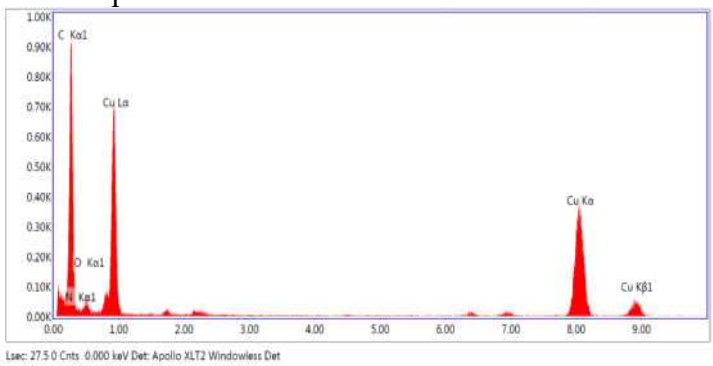


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	14.6	36.8	506.5	0.9	0.56
N K	6.9	14.9	275.9	1.5	0.48
O K	0.7	1.3	24.0	8.0	0.55
TiK	64.9	40.9	1254.8	0.6	1
CuK	12.8	6.1	182.7	2.4	1.36

9.2.3.4 Wärmebehandlung 1400°C



Area 1 Spot1

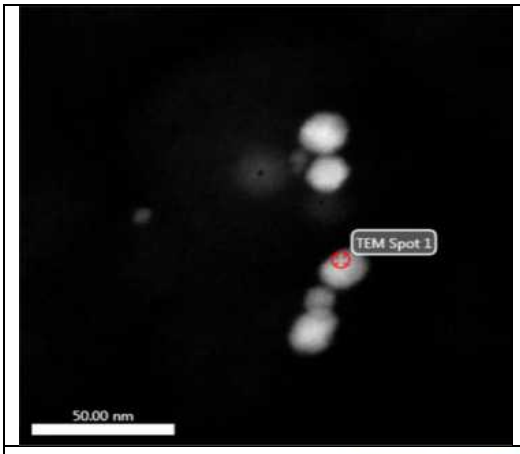


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	30.4	67.3	440.6	1.0	1
N K	0.8	1.6	13.9	9.5	0.87
O K	1.9	3.2	28.0	6.1	0.98
CuK	66.8	27.9	397.7	1.4	2.43

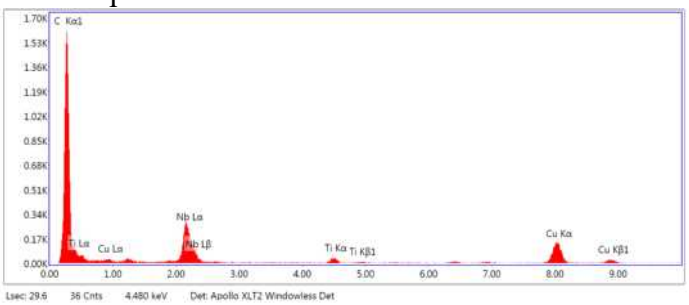
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.1.4 Stahl D-WB

9.2.4.1 Wärmebehandlung 1000°C

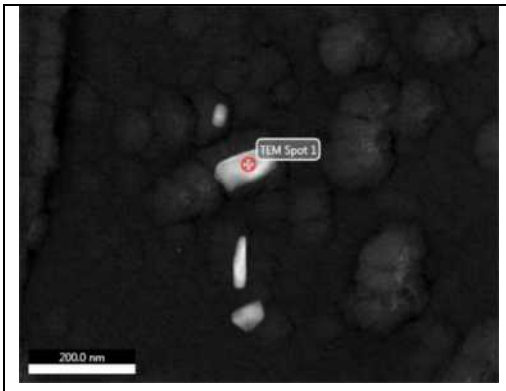


Area 1 Spot1

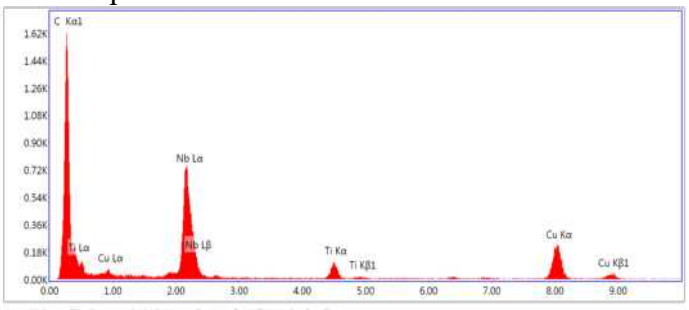


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	52.14	87.02	442.04	0.94	1
TiK	2.59	1.08	13.29	15.60	1.65
CuK	21.31	6.72	80.38	2.88	2.25
NbK	23.96	5.17	25.40	7.26	8

9.2.4.2 Wärmebehandlung 1050°C



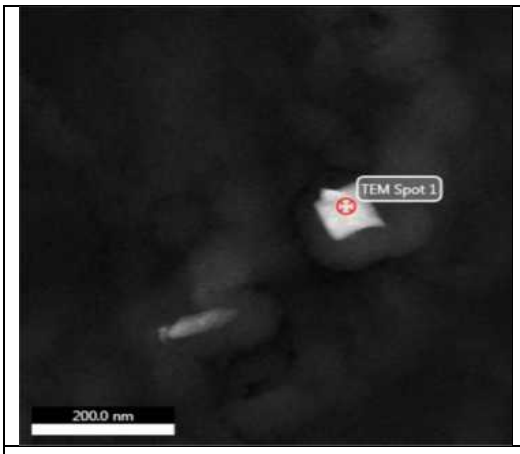
Area 1 Spot1



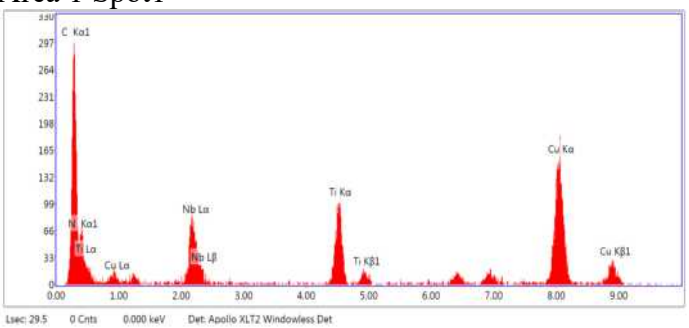
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	34.27	75.78	446.15	0.98	1
TiK	5.09	2.86	40.06	7.14	1.65
CuK	20.85	8.83	120.76	2.67	2.25
NbK	39.79	11.53	64.77	4.30	8

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.4.3 Wärmebehandlung 1100°C

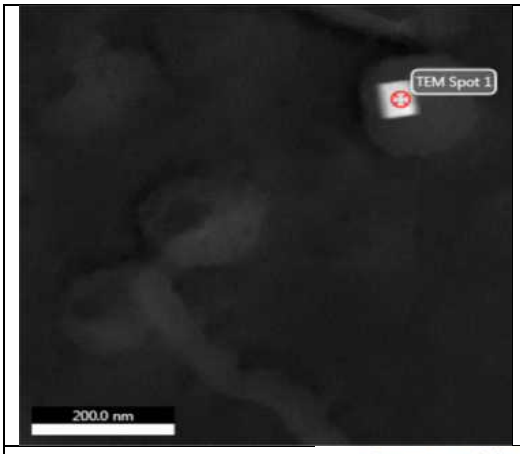


Area 1 Spot1

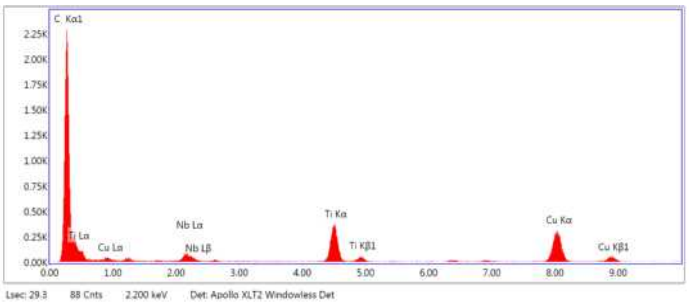


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	13.79	46.44	77.98	2.41	0.44
N K	1.56	4.51	10.63	10.38	0.37
TiK	12.66	10.69	43.32	3.70	0.74
CuK	34.89	22.21	87.76	2.26	1
NbK	37.10	16.15	26.23	5.84	3.56

9.2.4.4 Wärmebehandlung 1200°C



Area 1 Spot1

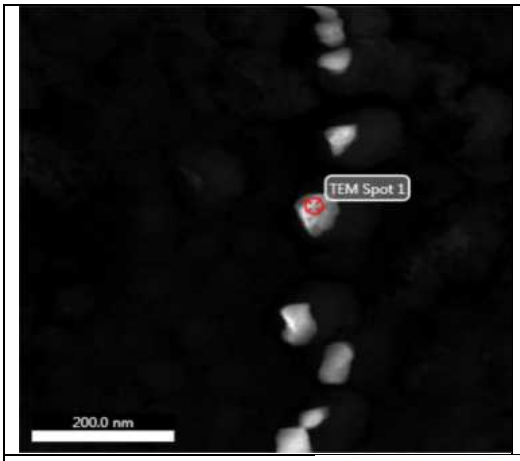


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	45.01	80.01	605.60	0.82	1
TiK	20.22	9.01	164.61	1.77	1.65
CuK	28.12	9.45	168.32	1.71	2.25
NbK	6.65	1.53	11.19	15.59	8

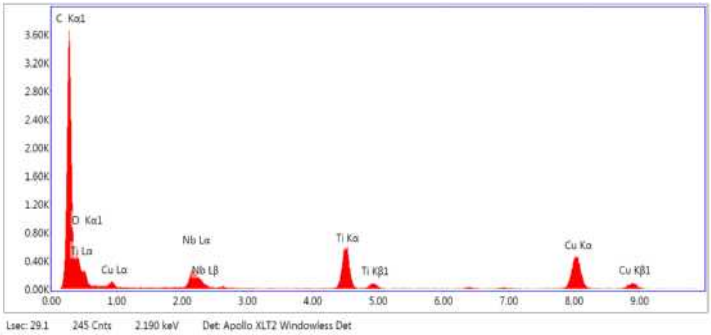
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

9.1.5 Stahl E-WB

9.2.5.1 Wärmebehandlung 1100°C

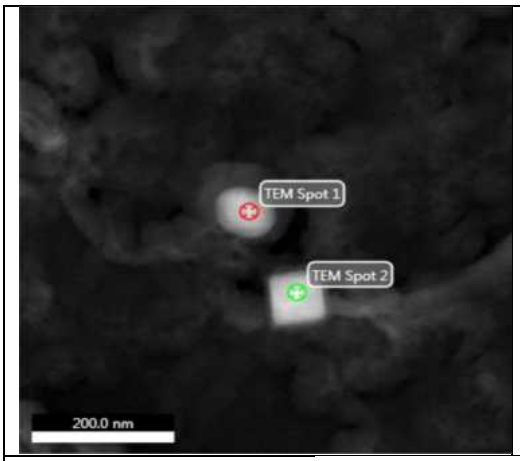


Area 1 Spot1

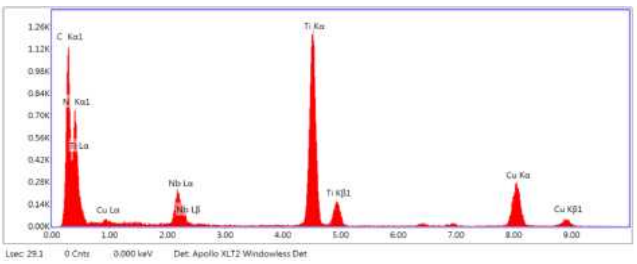


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	41.04	76.35	1000.68	0.65	1
O K	1.68	2.34	41.70	5.99	0.98
TiK	20.22	9.43	275.97	1.37	1.79
CuK	26.59	9.35	267.52	1.33	2.42
NbK	10.48	2.52	25.41	8.32	10.06

9.2.5.2 Wärmebehandlung 1200°C



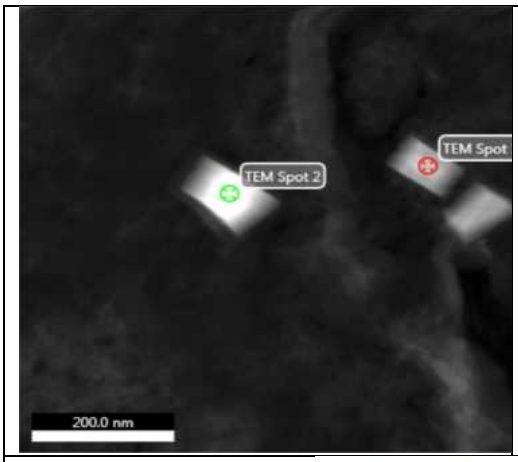
Area 1 Spot1



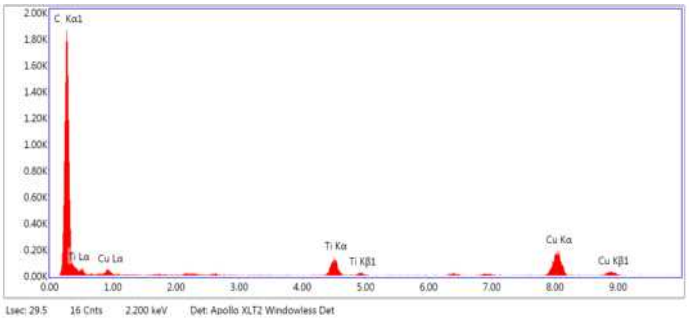
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	16.67	43.28	319.25	1.16	0.6
N K	5.55	12.35	127.75	2.40	0.5
TiK	48.94	31.85	566.89	0.88	1
CuK	18.40	9.03	156.74	1.80	1.36
NbK	10.44	3.50	24.98	8.26	4.84

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

9.2.5.3 Wärmebehandlung 1300°C

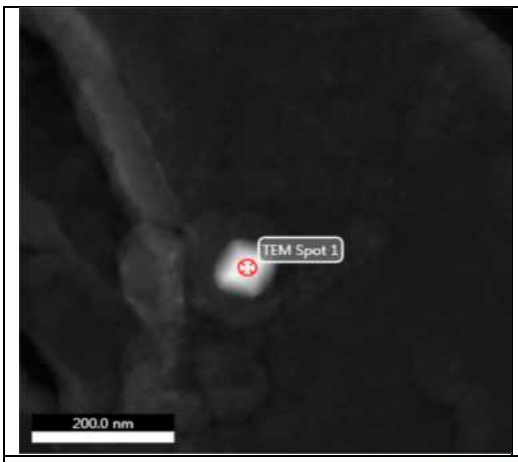


Area 1 Spot1

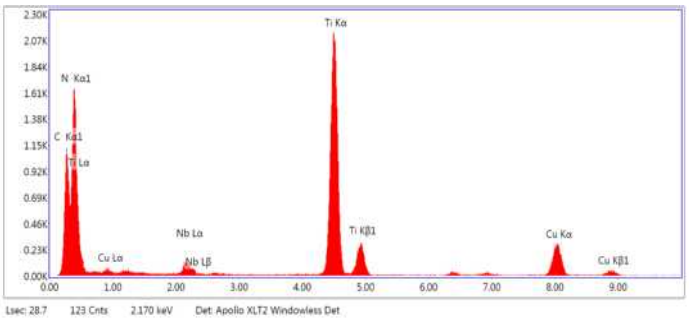


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	62.97	89.18	496.98	0.89	1
TiK	10.44	3.71	49.83	6.84	1.65
CuK	26.59	7.12	93.36	2.99	2.25

9.2.5.4 Wärmebehandlung 1400°C



Area 1 Spot1



Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Net Error%	KABFactor
C K	11.52	29.87	311.99	1.26	0.6
N K	10.13	22.53	330.04	1.44	0.5
NbL	3.89	1.30	39.42	7.59	1.62
TiK	61.16	39.78	1002.37	0.65	1
CuK	13.30	6.52	160.24	1.94	1.36

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.
TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN

TU Bibliothek Your knowledge hub WIEN
Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Diplomarbeit ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar.
The approved original version of this thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.