



Technische Universität Wien  
Dekanat für Technische Chemie  
Institut für Chemische Technologien und Analytik

# Diplomarbeit

## Magnetische Bestimmung von Restaustenit in unterschiedlich legierten Stählen

von

**Kevin Ouda**

Vorgelegt zur Erlangung des akademischen Grades Diplom-Ingenieur  
der Studienrichtung Technische Chemie

Hauptbetreuung: Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Dr.h.c.mult. Herbert Dannerer

Nebenbetreuung: Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christian Gierl-Mayer

## **Eidesstattliche Erklärung**

„Ich erkläre, dass ich die vorliegende Diplomarbeit selbst verfasst habe und dass ich dazu keine anderen als die angeführten Behelfe verwendet habe. Außerdem habe ich die Reinschrift der Diplomarbeit einer Korrektur unterzogen und ein Belegexemplar verwahrt.“

Kevin Ouda

## **Danksagung**

Hiermit möchte ich mich bei all jenen Personen bedanken, die mich im Zuge der vorliegenden Arbeit durch ihre fachliche bzw. persönliche Unterstützung begleitet haben.

An dieser Stelle möchte ich mich recht herzlich bei Univ.Prof. Dipl.-Ing.Dr.techn.Dr.h.c.mult. Herbert Danninger sowie bei Ass.Prof. Dipl.-Ing.Dr.techn. Christian Gierl-Mayer für die außergewöhnlich gute Betreuung und fachliche Kompetenz bedanken.

Ein besonderer Dank geht an meine Eltern, Doris und Kurt Ouda sowie an meine Freundin Margot Michalitsch, die mich während meines Studiums tatkräftig unterstützt haben und somit auch einen großen Anteil zur vorliegenden Arbeit haben.

## Kurzfassung

Die Quantifizierung von Restaustenit in wärmebehandelten Stählen spielt industriell eine große Rolle, da die Eigenschaften des entsprechenden Werkstoffs maßgeblich vom Anteil der beteiligten Phasen abhängig sind. Dies führt dazu, dass es für eine angepasste Einstellung der Eigenschaften des Werkstoffes notwendig ist, eine ausreichend genaue Quantifizierung des Restaustenits vorzunehmen. Hierbei stehen unterschiedliche Meßmethoden zur Verfügung, um diese Aufgabenstellung zu erfüllen. Die nachfolgende Arbeit stellt die Messung des magnetischen Sättigungsmoments in den Fokus.

Für die Bestimmung des Restaustenits in wärmebehandelten Stählen ist die Messung des magnetischen Sättigungsmoments eine einfache und schnelle Methode. Jedoch treten hierbei unterschiedliche Probleme auf. Zum einen handelt es sich um eine integrale Methode, was bedeutet, dass Gradienten mittels dieser Analyse nicht erfasst werden können. Zum anderen handelt es sich um eine relative Messung, wodurch die Wahl einer Bezugsgröße (in der Literatur: magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe) essentiell ist. Besonders auf den letzten Punkt geht die nachfolgende Arbeit vertieft ein und zeigt unterschiedliche Berechnungsmöglichkeiten aus der Literatur zur Bestimmung der Referenzwertes auf, wobei die Wärmebehandlung der Stähle berücksichtigt wird. Darüber hinaus werden die vorgestellten Modelle zur Quantifizierung des Restaustenits mittels theoretischer Berechnungen durch die Software "ThermoCalc" erweitert. Es erfolgt eine Darstellung der Fehlerquellen der verwendeten Methoden und eine Gegenüberstellung der Ergebnisse. Zur Verifizierung der erhaltenen Daten wurden Röntgenbeugungs-, Härte-, Koerzitivfeldstärkemessungen sowie metallographische Untersuchungen durchgeführt.

Dabei zeigte sich, dass die Ergebnisse für den Restaustenitgehalt bei der Anwendung der magnetischen Methode wesentlich vom verwendeten Literaturmodell abhängig sind. Des Weiteren konnte keine vollständige Übereinstimmung zwischen den Resultaten der magnetischen Methode und jenen der Röntgenbeugungen erzielt werden. Vor allem bei der Verwendung von äußerst einfachen Näherungen (magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Referenz=magnetisches Sättigungsmoment von reinem Eisen) werden zum Teil sehr hohe Differenzen erzielt. Allerdings zeigen die Ergebnisse auch, dass durch die Verwendung der beschriebenen Literaturmodelle tendenziell eine deutlich bessere Anpassung zwischen den Ergebnissen beider Methoden erzielt werden konnte.

## **Abstract**

The quantification of retained austenite in heat treated steels is of considerable industrial interest, because the properties of the material depend mainly on the volume fractions of the present phases. This leads to the point that for the adjustment of the properties of the material it is required to obtain a sufficient quantification of the retained austenite. In this case there are several methods to achieve this task. The following work is based on the measurement of the magnetic saturation to quantify the retained austenite.

Measuring the magnetic saturation to determine the amount of retained austenite is an easy and fast method. However, there are several problems when using this technique. On the one hand it is an integral measurement. Therefore it is not possible to determine gradients of the austenite content. Furthermore, magnetic saturation is a relative measurement, thus the reference is of extreme importance. This work focuses especially on the determination of the saturation of the reference material by using different models (Maurer & Schroeter, Exner and Hoselitz). In addition to that, the presented models are complemented by thermodynamic simulations using "ThermoCalc" software. The sources of errors are shown and discussed, and the results of the different models are compared. To verify the calculations, additional measurements of the phase fractions by x-ray diffraction, hardness, coercive force and metallographic analysis are done.

As a result the calculated amounts of retained austenite vary significantly when using different models. Furthermore the agreement of the results of the magnetic method and those of the x-ray measurement is not quite satisfactory. Especially when using simple approximations (magnetic saturation of the austenite free sample = magnetic saturation of plain iron) the differences are very pronounced. However it is shown that using the presented models tends to result in better agreement between the results of both methods (magnetic and x-ray diffraction).



2.3.2.2. Gesamtprofil-Analyse.....	Seite 32
3.Praktische Durchführung.....	Seite 34
3.1. Herstellungsrouten der pulvermetallurgischen Proben.....	Seite 35
3.1.1. Verwendete Basispulver .....	Seite 35
3.1.2. Herstellung der Pulvermischungen.....	Seite 36
3.1.3. Pressen.....	Seite 37
3.1.4. Entwachsungsprozess .....	Seite 37
3.1.5. Sintern.....	Seite 37
3.1.6. Bestimmung des C-Gehalts.....	Seite 38
3.2. Wärmebehandlung der Stähle .....	Seite 38
3.2.1. Härten der Stähle .....	Seite 38
3.2.2. Dilatometerversuche .....	Seite 40
3.2.3. Anlassen der Stähle.....	Seite 44
3.3. Durchführung der unterstützenden Analysen .....	Seite 47
3.3.1. Probenpräparation für die Metallographie .....	Seite 47
3.3.2. Bestimmung des E-Moduls .....	Seite 48
3.3.3. Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit .....	Seite 49
3.3.4. Bestimmung der Makrohärte .....	Seite 50
3.3.5. Bestimmung der Mikrohärtigkeit .....	Seite 51
3.3.6. Bestimmung der Koerzitivfeldstärke .....	Seite 51
3.4. Quantifizierung des Restaustenits .....	Seite 52
3.4.1. Magnetische Methode.....	Seite 52
3.4.1.1. Messung des magnetischen Sättigungsmoments.....	Seite 52
3.4.1.2. Verwendete Rechenmodelle zur Quantifizierung des Rest-	
austenits.....	Seite 54
3.4.1.2.1. Verfeinerung der Literaturmodelle zur Quantifizierung	
des Restaustenits in gehärteten Stählen mittels	
theoretischer Bestimmungen durch ThermoCalc .....	Seite 54
3.4.1.2.2. Quantifizierung des Restaustenits in geglühten Stählen	
durch Ermittlung der Gleichgewichtsphasen mittels	
theoretischer Bestimmungen durch ThermoCalc .....	Seite 57
3.4.1.2.2.1. Verfeinerung der Quantifizierung des Restaustenits	
in geglühten Stählen durch die vorgestellten	
Literaturmodelle.....	Seite 58
3.4.1.3. Theoretische Berechnungen durch ThermoCalc .....	Seite 59
3.4.1.4. Berechnung des Gehalts an Restaustenit .....	Seite 60
3.4.2. Durchführung der Röntgenbeugungsversuche .....	Seite 61
4. Ergebnisse und Diskussion .....	Seite 62
4.1. Herstellung der pulvermetallurgischen Proben .....	Seite 62
4.1.1. Gründichte .....	Seite 62
4.1.2. Entwachsungsprozess .....	Seite 62

4.1.3. Sinterdichte.....	Seite 63
4.1.4. Ergebnisse für den C-Gehalt .....	Seite 64
4.2. Ergebnisse der unterstützenden Analyseverfahren .....	Seite 65
4.2.1. Metallographische Untersuchungen .....	Seite 65
4.2.1.1. Nicht wärmebehandelte Proben.....	Seite 65
4.2.1.2. Gehärtete Proben .....	Seite 67
4.2.1.3. Angelassene Proben.....	Seite 68
4.2.1.3.1. Angelassen bei 150°C .....	Seite 68
4.2.1.3.2. Angelassen bei 300°C .....	Seite 70
4.2.1.3.3. Angelassen bei 400°C .....	Seite 71
4.2.1.4. Diskussion der Gefügebilder .....	Seite 72
4.2.2. E-Modul.....	Seite 73
4.2.3. Elektrische Leitfähigkeit .....	Seite 74
4.2.3.1. Nicht wärmebehandelte Proben.....	Seite 74
4.2.3.2. gehärtete Proben .....	Seite 75
4.2.3.3. Diskussion der Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit.....	Seite 76
4.2.4. Mechanische Härte .....	Seite 77
4.2.4.1. Makrohärte .....	Seite 77
4.2.4.1.1. Nicht wärmebehandelte Proben.....	Seite 77
4.2.4.1.2. Gehärtete Proben.....	Seite 78
4.2.4.1.3. Angelassene Proben .....	Seite 79
4.2.4.1.3.1. Angelassen bei 150°C .....	Seite 79
4.2.4.1.3.2. Angelassen bei 300°C .....	Seite 80
4.2.4.1.3.3. Angelassen bei 400°C .....	Seite 81
4.2.4.2. Mikrohärtigkeit .....	Seite 83
4.2.4.2.1. Nicht wärmebehandelte Proben.....	Seite 83
4.2.4.2.2. Gehärtete Proben.....	Seite 83
4.2.4.2.3. Angelassene Proben .....	Seite 85
4.2.4.2.3.1. Angelassen bei 150°C .....	Seite 85
4.2.4.2.3.2. Angelassen bei 300°C .....	Seite 86
4.2.4.2.3.3. Angelassen bei 400°C .....	Seite 87
4.2.4.3. Diskussion der Ergebnisse der mechanischen Härte .....	Seite 89
4.2.6. Koerzitivfeldstärke .....	Seite 92
4.2.6.1. Nicht wärmebehandelte Proben.....	Seite 92
4.2.6.2. Gehärtete Proben .....	Seite 93
4.2.6.3. Angelassene Proben.....	Seite 94
4.2.6.3.1. Angelassen bei 150°C .....	Seite 94
4.2.6.3.2. Angelassen bei 300°C .....	Seite 95
4.2.6.3.3. Angelassen bei 400°C .....	Seite 97
4.2.6.4. Diskussion der Ergebnisse der Koerzitivfeldstärke .....	Seite 98
4.3. Ergebnisse für die Restaustenit-Bestimmungen .....	Seite 101
4.3.1. Ergebnisse durch die Messung des magnetischen Sättigungs-	

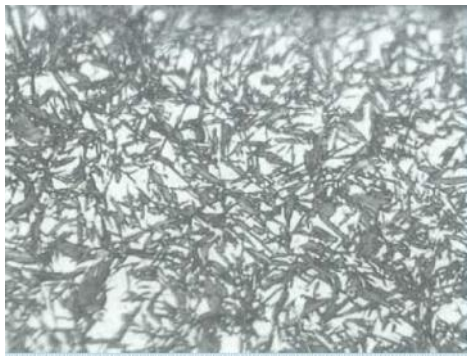


moments.....	Seite 101
4.3.1.1. Gehärtete Proben .....	Seite 101
4.3.1.1.1. Fe-Mo-C-Stähle.....	Seite 102
4.3.1.1.2. Fe-Cr-C-Stähle.....	Seite 103
4.3.1.1.3. Fe-Ni-C-Stähle.....	Seite 104
4.3.1.1.4. SM-Stähle .....	Seite 105
4.3.1.2. Bei 150°C angelassene Proben.....	Seite 106
4.3.1.2.1. Fe-Mo-C-Stähle.....	Seite 106
4.3.1.2.2. Fe-Cr-C-Stähle.....	Seite 107
4.3.1.2.3. Fe-Ni-C-Stähle.....	Seite 108
4.3.1.2.4. SM-Stähle .....	Seite 110
4.3.1.3. Bei 300°C angelassene Proben.....	Seite 111
4.3.1.3.1. Fe-Mo-C-Stähle.....	Seite 112
4.3.1.3.2. Fe-Cr-C-Stähle.....	Seite 113
4.3.1.3.3. Fe-Ni-C-Stähle.....	Seite 114
4.3.1.3.4. SM-Stähle .....	Seite 115
4.3.1.4. Bei 400°C angelassene Proben.....	Seite 117
4.3.1.4.1. Fe-Mo-C-Stähle.....	Seite 117
4.3.1.4.2. Fe-Cr-C-Stähle.....	Seite 118
4.3.1.4.3. Fe-Ni-C-Stähle.....	Seite 120
4.3.1.4.4. SM-Stähle .....	Seite 121
4.3.1.5. Diskussion der Modellierungen durch ThermoCalc.....	Seite 122
4.3.1.6. Diskussion der Ergebnisse der Restaustenit-Bestimmung .....	Seite 124
4.3.2. Ergebnisse durch die Aufnahme der Röntgen- beugungsdiagramme .....	Seite 127
4.3.2.1. Diskussion der Ergebnisse der Restaustenit-Bestimmung .....	Seite 129
4.3.3. Vergleich der magnetischen-und der Röntgenbeugungsmethode .....	Seite 130
5. Zusammenfassung.....	Seite 134
6. Literaturverzeichnis.....	Seite 136
7. Anhang .....	Seite 139
8. Abkürzungsverzeichnis .....	Seite 224

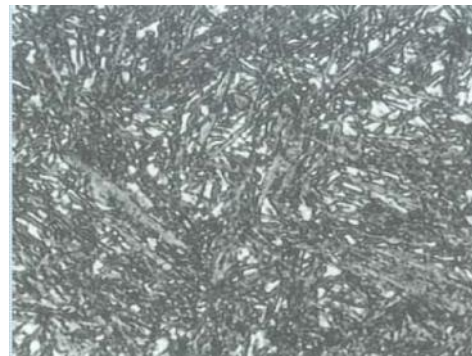
# 1. Einleitung und Aufgabenstellung

## 1.1. Einleitung

Die Wärmebehandlung von Stählen, im speziellen Fall das Härten, spielt seit langer Zeit eine große Rolle [1]. Es bilden sich dabei beim Abschrecken zwei zentrale Phasen aus, zum einen das Härungsgefüge des Stahls, der Martensit, und zum anderen bleibt metastabil vorliegende  $\gamma$ -Phase, welche als Restaustenit bezeichnet wird. Im Folgenden werden Gefügebilder von gehärteten Stählen gezeigt, welche das Vorliegen der erwähnten Phasen demonstrieren.



**Abb.1: Stahl mit 40 % Restaustenit [2]**



**Abb.2: Stahl mit 15 % Restaustenit [2]**

Für eine adäquate Einstellung der Eigenschaften des Werkstoffs ist eine ausreichend genaue Quantifizierung der vorhandenen Phasen, insbesondere des Restaustenits, essentiell. Hierbei stehen unterschiedliche Analysemethoden zur Verfügung. Die am meisten angewandten Techniken sind Röntgenbeugungsmessungen und die Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der Stähle. Während es sich bei der Aufnahme von Röntgendiffraktogrammen um eine sehr aufwendige, kostspielige Methode mit einer äußerst komplexen Auswertung handelt, erfolgt die magnetische Messung schnell und einfach. Allerdings treten auch in diesem Fall verschiedenste Probleme auf, welche zu Ungenauigkeiten in den Analyseergebnissen führen. In der vorliegenden Arbeit wurde versucht, die vorhandenen Fehlerquellen der Literaturmodelle, welche die Quantifizierung des Restaustenits durch magnetische Messungen beschreiben, durch theoretische Simulationen zu reduzieren, wobei ein Schwerpunkt die Berechnung der magnetischen Sättigungsmagnetisierung von austenitfreien Referenzmaterialien war. Zur Verifizierung der durchgeführten Berechnungen wurden Vergleichsmessungen am Röntgendiffraktometer durchgeführt.

## **1.2. Aufgabenstellung**

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, mittels der Messung des magnetischen Sättigungsmoments von ausgewählten Stahlproben eine Quantifizierung des Restaustenitgehalts im wärmebehandelten Material vorzunehmen. Die Ergebnisse aus den magnetischen Messungen sollten im weiteren Verlauf stichprobenartig mit den Daten aus Röntgenbeugungsversuchen verglichen werden.

Hierbei wurden im Zuge der praktischen Arbeit sowohl pulver- als auch schmelzmetallurgische Varianten untersucht. Die Härtung der Stähle sollte in Abhängigkeit von unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen (800°C, 850°C und 900°C) erfolgen. Des Weiteren wurden die Parameter bezüglich des Abschreckprozesses variiert. Im ersten Fall erfolgte eine Abkühlung der austenitisierten Stähle in Wasser. Bei der anderen Methode wurden die Proben der gleichen Härtungsrouten unterworfen, wobei ein anschließendes Tiefkühlen im flüssigen Stickstoff durchgeführt wurde, um eine weitere Umwandlung des Restaustenits durch diffusionsloses Umklappen zu ermöglichen.

Mittels Dilatometersversuchen an gehärteten Proben wurden die Temperaturbereiche der entsprechenden Anlasstufen untersucht. Aus diesen Ergebnissen wurden drei unterschiedliche Anlasstemperaturen gewählt, bei denen die gehärteten Proben im weiteren Verlauf wärmebehandelt wurden.

Im Mittelpunkt der Quantifizierung des Restaustenits der wärmebehandelten Stähle stand die Verfeinerung von unterschiedlichen Literaturmodellen (Maurer & Schroeter, Exner, Hoselitz) für die magnetische Sättigung von legierten Stählen mittels thermodynamischer Berechnungen durch die Software "ThermoCalc". Dabei wurde die Wärmebehandlung der Probe berücksichtigt und eine Einteilung in Modelle für gehärtete bzw. geglühte Stähle vollzogen. Darüber hinaus wurden die Fehlerquellen der Berechnungen aufgezeigt und die Ergebnisse der unterschiedlichen Modelle einander gegenübergestellt.

Für eine Verifizierung der Eigenschaften der untersuchten Stähle wurden metallographische Untersuchungen, Bestimmung der Mikro- bzw. Makrohärte, der elektrischen Eigenschaften, des E-Moduls und der Koerzitivfeldstärke durchgeführt.

## 2. Theoretischer Hintergrund

### 2.1. Werkstoff Stahl

Die Begriffsbestimmungen für die Einteilung der Stähle sind in DIN EN 10020 geregelt. Dabei wird Stahl als ein Werkstoff bezeichnet, dessen Massenanteil an Eisen größer ist als von jedem anderen Element und dessen Kohlenstoffgehalt nicht über 2 % liegt, wobei der Wert von 2 % üblicherweise als Grenze zwischen Stahl und Gusseisen definiert ist. Das Hauptlegierungselement des Stahls ist der Kohlenstoff, wobei dieses Element in vielen Fällen nicht ausdrücklich als Legierungselement erwähnt wird, auf Grund der Selbstverständlichkeit des Vorhandenseins dieses Elements.

Die Einteilung der verschiedenen Stahlsorten kann folgendermaßen durchgeführt werden [3].

#### Unlegierte Stähle

Hierbei handelt es sich um Stähle, bei denen die an Hand von Tabelle 1 angeführten Grenzwerte keinesfalls erreicht werden und der Kohlenstoffgehalt größer als 0 % bzw. kleiner als 2 % ist. Wird einer der angegebenen Grenzwerte überschritten, so gilt der Stahl als legiert.

#### Nichtrostende Stähle

Nichtrostende Stähle enthalten einen Massenanteil von mindestens 10,5 % an Chrom und von maximal 1,2 % an Kohlenstoff.

#### Legierte Stähle

Diese sind Stahlsorten, die nicht der Definition der nichtrostenden Stähle entsprechen und bei denen wenigstens einer der aus Tabelle 1 angeführten Grenzwerte erreicht wird.

**Tab.1: Grenzwerte für die Klassifikation von Stählen [3]**

<b>Legierungselement</b>	<b>Grenzwert [Masse%]</b>	<b>Legierungselement</b>	<b>Grenzwert [Masse%]</b>
Al	0,30	Ni	0,30
B	0,0008	Pb	0,40
Bi	0,10	Se	0,10
Co	0,30	Si	0,60
Cr	0,30	Te	0,10
Cu	0,40	Ti	0,05
Lanthanide	0,10	V	0,10
Mn	1,65	W	0,10
Mo	0,08	Zr	0,05
Nb	0,06	Sonstige (ohne C, P, S,N)	0,10

## 2.1.1. Das Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm

In der folgenden Abbildung ist das Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm dargestellt.

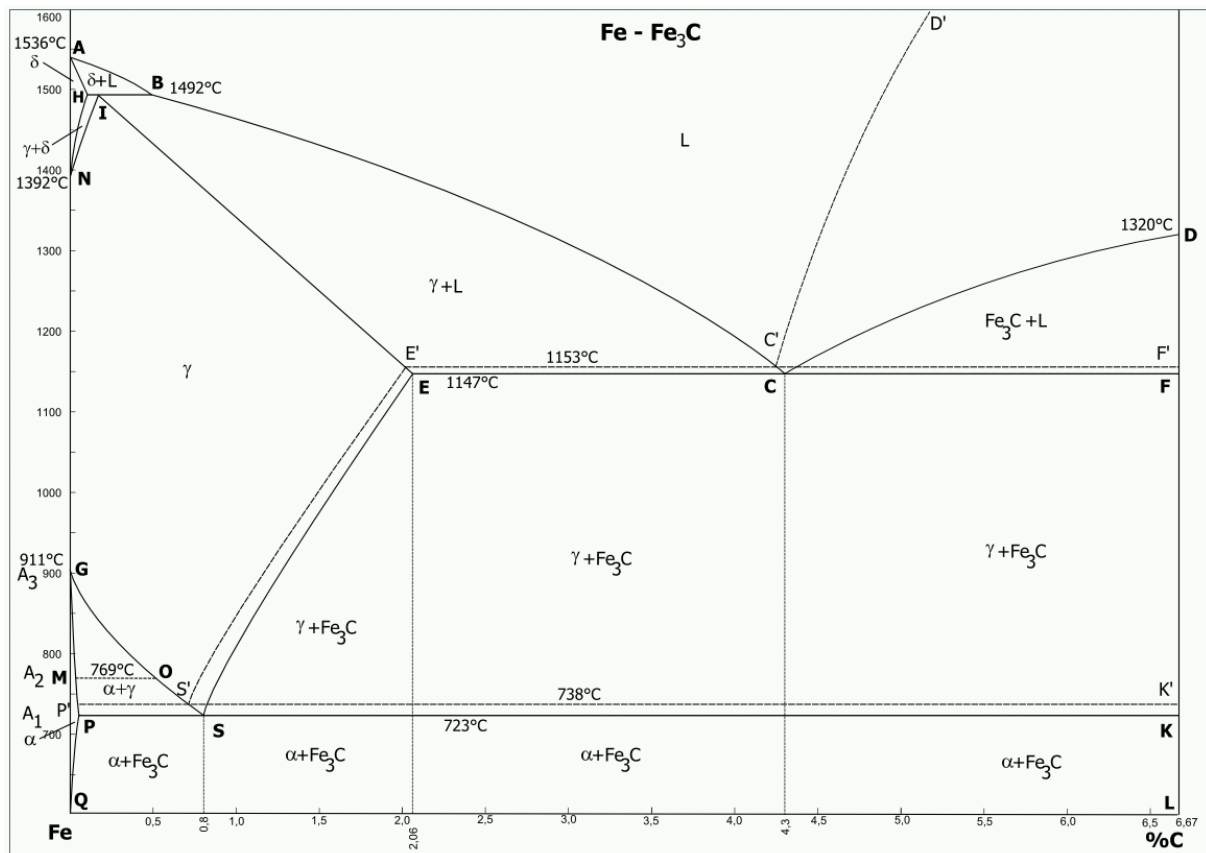


Abb.3: Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm (stabil als Eisen-Graphit- und metastabil als Eisen-Zementit-Phasendiagramm) [4]

Das Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm zeigt die vorliegenden Gleichgewichtsphasen, deren Zusammensetzungen und Phasenverhältnisse in Abhängigkeit von der Temperatur und dem Gehalt an Kohlenstoff in Massenprozent. Bei Betrachtung von Abbildung 3 wird ersichtlich, dass hierbei zwei unterschiedliche Phasendiagramme dargestellt sind. Dabei zeigen die durchgezogenen Linien das metastabile Fe-C-Phasendiagramm und die gestrichelten Linien das stabile Fe-C-Phasendiagramm. Im Fall von Stählen sowie speziellen Gusseisensystemen wird in der Praxis das metastabile System angewandt, da diese Werkstofftypen metastabil erstarren.

Das metastabile Fe-C-Phasendiagramm endet, sofern die Darstellung in Masse% erfolgt, genau bei 6,67 Masse% C, was der chemischen Zusammensetzung des Zementits entspricht, wonach es sich um ein Teildiagramm Fe-Fe<sub>3</sub>C handelt [5]. Für Stähle lässt sich das Fe-Fe<sub>3</sub>C-Teildiagramm weiter einschränken, da wie bereits unter Kapitel 2.1. erwähnt diese einen Kohlenstoffgehalt von unter 2 Masse% aufweisen müssen, woraus folgt, dass bei dieser Werkstoffklasse, im Gegensatz zum Gusseisen, kein Eutektikum, allerdings ein Eutektoid, auftritt. An Hand von folgender Tabelle sind die Phasen und deren Eigenschaften dargestellt, welche durch das Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm dargestellt werden.

**Tab.2: Die im Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm auftretenden Phasen.**

Phase	Symbol	Kristallstruktur	magn. Eigenschaften
Ferrit	$\alpha$	kubisch- raumzentriert	<769°C ferromagnetisch >769°C paramagnetisch
Zementit	Fe <sub>3</sub> C	orthorhombisch	<215°C ferromagnetisch >215°C paramagnetisch
Austenit	$\gamma$	kubisch- flächenzentriert	paramagnetisch
Delta-Ferrit	$\delta$	kubisch-raumzentriert	paramagnetisch
Schmelze	L	-	paramagnetisch

Das Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm zeigt in weiterer Folge ebenso wichtige Umwandlungstemperaturen, bei denen entsprechende Phasenübergänge stattfinden. In Tabelle 3 sind die charakteristischen Umwandlungstemperaturen des Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramms (C-Bereich von 0-2 Masse%) gezeigt.

**Tab.3: Umwandlungstemperaturen im Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm (C-Bereich 0-2 Masse%).**

Umwandlung	Phasenübergang	Temperatur[°C]	Ordnung
A <sub>1</sub> <sup>1</sup>	1) $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma + \alpha$ 2) $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$ 3) $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$	723	1.Ordnung
A <sub>2</sub>	$\alpha_{ferrom.} \rightarrow \alpha_{param.}$	769	2.Ordnung
A <sub>3</sub> <sup>2</sup>	1) $\gamma + \alpha \rightarrow \gamma$ 2) $\gamma + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$	1) 723-900 2) 723-1147	1.Ordnung
Peritektische Umwandlung <sup>1</sup>	1) $\gamma + \delta \rightarrow L + \delta$ 2) $\gamma \rightarrow \delta + L$ 3) $\gamma + L \rightarrow \delta + L$	1492	1.Ordnung

Bei 723°C liegt die eutektoide Temperatur des Systems, wobei bei dieser Temperatur im metastabilen Gleichgewicht drei Phasen ( $\alpha$ , Fe<sub>3</sub>C und  $\gamma$ ) nebeneinander vorliegen. Der eutektoide Punkt liegt bei einem Kohlenstoffgehalt von ca. 0,8 Masse%. Mittels dieser Zusammensetzung kann eine weitere Einteilung von Stählen getroffen werden. Bei einem C-Gehalt von 0-0,8 Masse% spricht man von untereutektoiden, bei einem C-Gehalt von 0,8-2,0 Masse% spricht man von übereutektoiden Systemen, wobei sich die Eigenschaften sowie die Parameter bezüglich der Wärmebehandlungen dieser unterschiedlichen Stahlklassen fundamental unterscheiden. Hierbei muss allerdings erwähnt werden, dass die Lage des eutektoiden Punktes maßgeblich von der chemischen Zusammensetzung abhängig ist und sich die oben angeführte Einteilung lediglich auf reine C-Stähle bezieht.

Bei untereutektoiden Stählen kommt es bei Unterschreiten der A<sub>3</sub>-Temperatur zu einer Ausscheidung von Ferrit (Primärferrit) aus dem Austenit, wobei sich der Anteil des gelösten Kohlenstoffs im Austenit mit weiter sinkender Temperatur immer mehr erhöht. Bei übereutektoiden Stählen hingegen kommt es bei Unterschreiten der A<sub>3</sub>-Temperatur zu einer Aus-

<sup>1</sup> Beteiligte Phasen am Phasenübergang sind von der chemischen Zusammensetzung abhängig

<sup>2</sup> Umwandlungstemperatur bzw. beteiligte Phasen sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung

scheidung von Zementit (Sekundärzementit) aus dem Austenit. Hierbei wird ersichtlich, dass zwischen diesen unterschiedlichen Stahlklassen die Art des entstehenden Gefüges unterschiedlich ist und diese an Hand einer metallographischen Analyse differenziert werden können. Bei Unterschreiten von  $A_1$  zerfällt der  $\gamma$ -Mischkristall in Ferrit sowie Zementit, wobei sich auf Grund des eutektoiden Zerfalls ein charakteristisches lamellenförmiges Gefüge ausbildet, welches Perlit genannt wird, worauf im Kapitel 2.1.2.1. noch näher eingegangen wird. Bei der Umwandlungstemperatur  $A_2$  handelt es sich um die Curie-Temperatur des Eisens, was bedeutet, dass hierbei die ferromagnetischen Eigenschaften des Ferrits verloren gehen und der Werkstoff paramagnetisch wird.

Auf die peritektische Umwandlung bei sehr hohen Temperaturen sowie die dabei beteiligten Phasen wird hierbei auf Grund der geringeren technischen Bedeutung nicht näher eingegangen.

## **2.1.2. ZTU-Diagramme**

Wie bereits im Kapitel 2.1.1. erwähnt, zeigt das Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm die vorliegenden Phasen im metastabilen Gleichgewicht, also jene Phasen, die unter gegebenen Bedingungen vorliegen, sofern die zeit- und temperaturabhängigen Diffusionsprozesse möglich sind. Wird ein im Austenitgebiet geglühter Stahl mit erhöhter Abkühlungsgeschwindigkeit abgeschreckt, so kann dies erhebliche Auswirkungen auf das gebildete Gefüge haben, und es können Phasen auftreten, welche aus dem konventionellen Fe-C- bzw. Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm nicht ersichtlich sind. Daraus folgt, dass es zur Ausbildung von Ungleichgewichten kommt. Die Darstellung der Art und Mengenanteile der Ungleichgewichtsphasen erfolgt mittels Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagrammen (ZTU-Diagramme). Unterschieden wird hierbei zwischen ZTU-Diagrammen mit isothermer Umwandlung (englisch TTT) und ZTU-Diagrammen mit kontinuierlicher Abkühlung (CCT). Es ist wichtig, dabei anzumerken, dass sich die jeweiligen ZTU-Schaubilder lediglich auf einen spezifischen Stahl mit einer bestimmten chemischen Zusammensetzung beziehen, da sich die Charakteristika des Umwandlungsverhaltens der Werkstoffe mit unterschiedlicher Legierungszusammensetzung erheblich unterscheiden [6]. Dabei wird chemische Homogenität angenommen (was z.B. bei vielen Sinterstählen nicht der Fall ist) [7].

### **2.1.2.1. ZTU-Diagramme mit isothermer Umwandlung**

Die nachfolgende Abbildung zeigt beispielhaft ein ZTU-Schaubild mit isothermer Umwandlung für einen Kohlenstoffstahl mit 0,98 Masse% C.

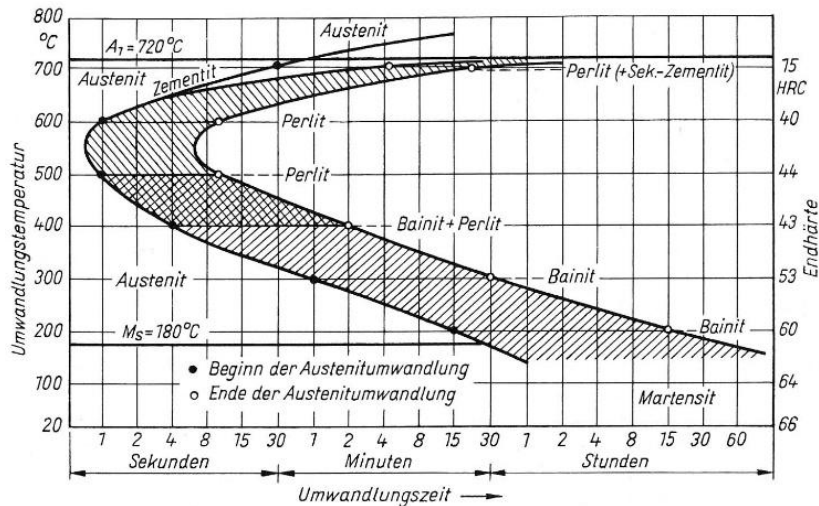


Abb.4: ZTU-Diagramm mit isothermer Umwandlung für einen Stahl mit 0,98 Masse% C [8]

Dieses Schaubild zeigt die sich nach einer bestimmten Zeit unter isothermen Bedingungen bildenden Phasen, nachdem der Werkstoff aus dem  $\gamma$ -Mischkristallbereich auf eine bestimmte Temperatur abgeschreckt und dort für längere Zeit gehalten worden ist.

### 2.1.2.2. ZTU-Diagramme mit kontinuierlicher Abkühlung

Abbildung 5 zeigt das ZTU-Diagramm mit kontinuierlicher Abkühlung für einen 105WCr6-Stahl.

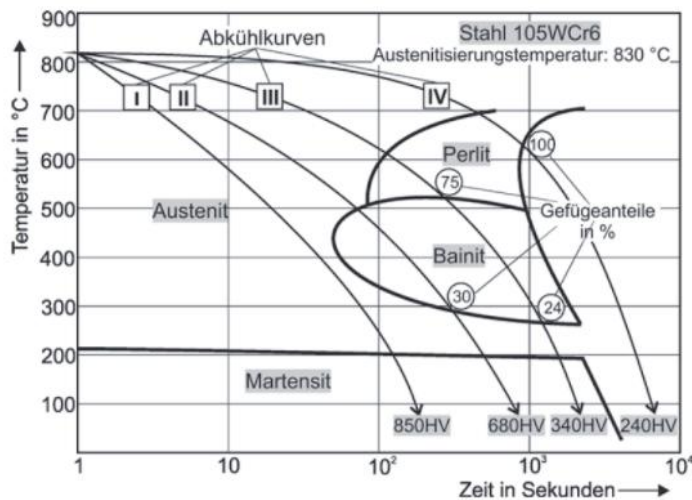


Abb.5: ZTU-Schaubild mit kontinuierlicher Abkühlung für einen 105WCr6-Stahl [6]

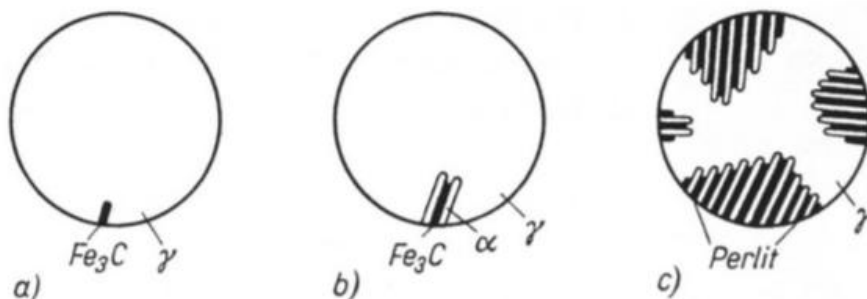
Dieses Diagramm zeigt die sich bildenden Phasen nach einer bestimmten Zeit sowie bei einer gegebenen Temperatur als Funktion einer spezifischen Abkühlungsgeschwindigkeit, nachdem die vorliegende, austenitisierte Probe abgeschreckt worden ist.

### 2.1.2.3. Perlit-Bildung

Im Fall des Perlits handelt es sich um ein lamellenförmiges Gefüge, welches von Ferrit sowie Zementit bei Unterschreiten der eutektoiden Temperatur  $A_1$  durch den Zerfall des  $\gamma$ -Mischkristalls ausgebildet wird. Aus den ZTU-Diagrammen wird allerdings ersichtlich, dass



die Voraussetzung für die Ausbildung dieses Gefüges eine nicht zu hohe Abkühlgeschwindigkeit ist, sodass durch Diffusionsprozesse die Ausbildung von C-reichen bzw. C-armen Bereichen ermöglicht wird. Unter folgender Abbildung ist schematisch die Perlitentstehung dargestellt.



**Abb.6: Perlit-Bildung [6]**

Die Perlitbildung tritt bei Unterschreiten der  $A_1$ -Temperatur ein, wobei der Umwandlungsprozess im Allgemeinen an Fehlstellen (Korngrenzen, Fehlstellen, Einschlüsse...) des Austenitgitters beginnt. Als Keim dient ein plattenförmiger Zementitkristall, welcher durch vorgeschaltete Diffusionsvorgänge gebildet wurde. Dies führt zu einer Verarmung an Kohlenstoff in der unmittelbaren Umgebung der gebildeten Zementitplatte, was die Bildung der kohlenstoffarmen Ferrit-Phase in diesen Bereichen ermöglicht. Durch diesen Mechanismus kann die charakteristische lamellenförmige Gestalt des Perlitgefüges erklärt werden [8-11,13].

#### **2.1.2.4. Martensit-Bildung**

Der Martensit ist das sogenannte Härtingsgefüge des Stahls und ist dadurch die Zielphase eines Härtingsprozesses. An Hand von Abbildung 5 wird ersichtlich, dass für die Martensitbildung hohe Abkühlungsgeschwindigkeiten erforderlich sind. Die minimale Abkühlungsgeschwindigkeit, bei der ein martensitisches Gefüge auftritt, wird als untere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bezeichnet. Bei Bedingungen oberhalb der oberen kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit treten vor der Martensitbildung keine weiteren Umwandlungsprozesse auf.

Auf Grund der für die Martensitbildung notwendigen, hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten werden sämtliche Diffusionsprozesse unterdrückt. Dies bedeutet zum einen, dass die im Austenitgitter vorhandenen Legierungselemente zwangsgelöst bleiben und zum anderen, dass die diffusionsgesteuerten Umwandlungsvorgänge behindert werden. Bei Erreichen einer bestimmten Temperatur, der sogenannten  $M_s$ -Temperatur (martensite start), im Zuge des Abkühlungsprozesses ist die vorherrschende Triebkraft des Umwandlungsprozesses von Austenit zu Ferrit ausreichend hoch, sodass dieser stattfinden kann. Wegen der Unterdrückung der Diffusionsprozesse müssen allerdings diffusionslose Vorgänge für die Austenitumwandlung verantwortlich sein, welche auch als martensitische Scherungen bezeichnet werden [12]. Hierbei kommt es in Folge eines Umklappmechanismus zu einer Umwandlung des kfz-Gitters des Austenits in das raumzentrierte Gitter des Ferrits. Auf Grund des zwangs-

gelösten Kohlenstoffs, welcher im Ferrit-Gitter eine geringe Löslichkeit aufweist, kommt es zu einer tetragonalen Verzerrung des kubisch-raumzentrierten Kristallsystems ( $\alpha$ -Martensit). Diese Gitterverzerrung führt zu hohen Kristallgitterspannungen, wodurch die hohe Härte des Martensits erklärt werden kann.

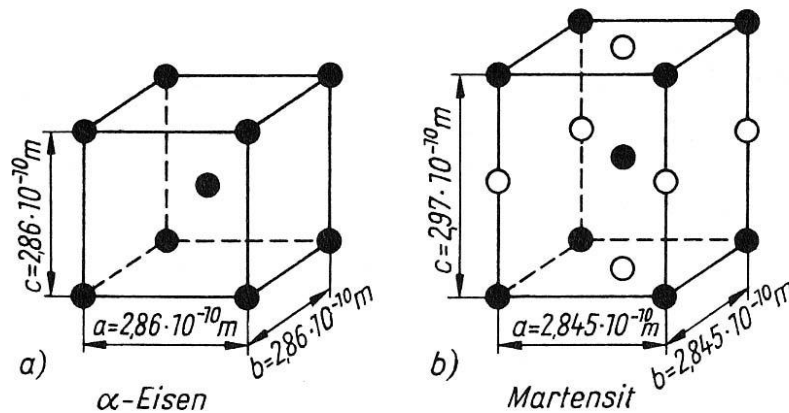


Abb.7: tetragonale Verzerrung des Ferrit-Gitters [8]

Eine vollständige Umwandlung von Austenit zu Martensit wird bei Erreichen der  $M_f$ -Temperatur (martensite finish) erreicht, wobei die chemische Zusammensetzung einen wesentlichen Einfluss auf die Lage der  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperaturen ausübt. So kommt es mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu einer Absenkung von  $M_s$  sowie  $M_f$  auf Grund der stabilisierenden Wirkung des Kohlenstoffs auf den Austenit.

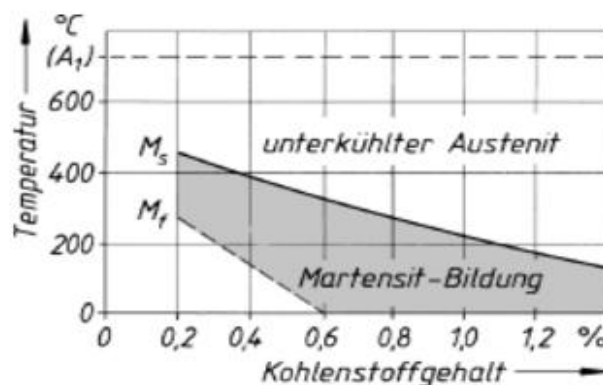


Abb.8: Veränderung der  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperatur mit steigendem Kohlenstoffgehalt [14]

In Kapitel 2.1.2.6. folgen weitere Ausführungen zu den erwähnten charakteristischen Umwandlungstemperaturen.

### 2.1.2.5. Bainit-Bildung

Der Bainit stellt das sogenannte Zwischenstufengefüge des Stahls dar und bildet sich bei Temperaturen unterhalb der Perlitstufe und oberhalb der Martensitstufe. Voraussetzung für die Ausbildung dieses Gefüges ist eine mittel-hohe Abkühlungsgeschwindigkeit und dann isothermes Halten. Grundsätzlich teilt man sie in Gefüge der oberen (höhere Umwandlungstemperatur) und der unteren (niedrigere Umwandlungstemperatur) Bainitstufe ein.

Im Allgemeinen existiert die Vorstellung, dass im Zuge der Bainit-Bildung sowohl Umklappvorgänge als auch diffusionsgesteuerte Prozesse beteiligt sind [8-10, 12-13].

#### **2.1.2.5.1. Obere Bainit-Bildung**

Für die Ausbildung des oberen Bainits müssen dem eintretenden Umklappmechanismus, welcher zu einem Umsatz des kfz-Gitters des Austenits zum krz-Gitter des Ferrits führt, Diffusionsvorgänge, welche durch die vorherrschenden höheren Temperaturen ermöglicht werden, vorgeschaltet sein. Dabei kommt es, vor allem in C-armen Bereichen, zu einem mäßigen Abtransport von Kohlenstoff, welcher sich vor allem in Korngrenzen sammelt und dadurch die Ausbildung von Zementit-Kristallen initiiert. Diese eintretende weitere Verarmung von ohnehin schon C-armen Austenitbereichen führt lokal zu einer Erhöhung der effektiven  $M_s$ -Temperatur, wodurch eine martensitische Scherung bei höheren Temperaturen ermöglicht wird. Dadurch kommt es in weiterer Folge, analog zum Mechanismus der Martensit-Bildung, zur Entstehung des Zwischenstufen-Ferrits.

#### **2.1.2.5.2. Untere Bainit-Bildung**

Im Fall der unteren Bainit-Bildung sind wegen der niedrigeren Temperaturen die Diffusionsprozesse erschwert. Daher ist ein dem Umklappvorgang vorgeschalteter Ausscheidungsprozess von Karbiden mit hoher Wahrscheinlichkeit auszuschließen. Allerdings ist die vorliegende Differenz der  $M_s$ -Temperatur und der Umwandlungstemperatur kleiner als im Fall der oberen Bainitstufe, wodurch die Ausbildung von Zwischenstufenferrit in C-armen Austenitbereichen in Folge von diffusionslosen Scherbewegungen ermöglicht wird. Im gebildeten Bainitkristall entsteht in weiterer Folge eine Anlasswirkung, die wirksamer ist als im oberen Bainit, da auf Grund der vorherrschenden geringeren Temperaturen (geringere Löslichkeit des Kohlenstoffs) sowie des höheren Kohlenstoffgehalts im Zwischenstufenferrit die entstehenden Triebkräfte für die Kohlenstoffausscheidungen höher sind [8, 12].

#### **2.1.2.6. Restaustenit**

Restaustenit bezeichnet metastabil vorliegenden  $\gamma$ -Mischkristall, welcher in Folge von Wärmebehandlungsvorgängen zurückbleibt und sich potentiell durch äußere Einflüsse mittels diffusionsloser Scherbewegungen in den Martensit umwandeln kann. Restaustenit bleibt als Gefügebestandteil zurück, sofern in Zuge von Wärmebehandlungsverfahren zum einen die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht zu gering gewählt wurde und zum anderen der Werkstoff nicht auf bzw. unter die  $M_f$ -Temperatur abgekühlt wurde.

Initiiert durch die eintretende Volumenvergrößerung aufgrund der Martensitbildung werden auf den umliegenden  $\gamma$ -Mischkristall Druckspannungen ausgeübt, wodurch der Widerstand dieser Bereiche gegenüber der martensitischen Scherung erhöht wird und eine Stabilisierung des Austenits hervorgerufen wird. Durch diesen Effekt wird bewirkt, dass bei Abkühlung auf Temperaturen zwischen  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperatur kein vollständiger Umsatz von Austenit zu Martensit erfolgt und sogenannter Restaustenit zurückbleibt. Je weiter das System unter  $M_s$  abgekühlt wird, desto mehr steigt die Triebkraft für die weitere Martensitbildung durch die

einhergehende Destabilisierung der  $\gamma$ -Phase, wodurch eine fortschreitende Reduzierung des Gehalts an Restaustenit eintritt. Die Martensitbildung erfolgt somit theoretisch zeitunabhängig, was bedeutet, dass der umgewandelte Anteil nicht von der Zeit, sondern lediglich von der Unterkühlungstemperatur abhängig ist [15].

Des Weiteren besteht die Möglichkeit, dass der Austenit nicht durch die martensitische Expansion, sondern durch den Legierungsgehalt des Werkstoffs selbst stabilisiert im Gefüge zurückbleibt. Hierbei wird durch den hohen Anteil an Legierungselementen die  $M_s$ -Temperatur unter jene Temperatur verschoben, auf welche der Stahl während des Wärmebehandlungsvorgangs abgeschreckt wird, wodurch ohne eintretende Umwandlungsprozesse (Rest)Austenit zurückbleibt. Voraussetzung für diese Erklärungen ist allerdings, dass bei der vorliegenden Temperatur Diffusionsprozesse in jenem Ausmaß gehemmt werden, dass diese nicht auftreten können.

Die Menge des vorliegenden Restaustenits sinkt mit folgenden Faktoren:

- mit zunehmender Unterkühlung (diffusionsloses Fortschreiten der Austenitumwandlung)
- mit sinkendem C-Gehalt (Erhöhung der  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperatur durch geringere Stabilisation des Austenits), geringere martensitische Expansion
- mit sinkender Austenitisierungstemperatur bzw. kürzerer Glühdauer (höhere Glühtemperaturen führen zu einer Vergrößerung des Austenits und in weiterer Folge zu einer besseren Stabilisation im Zuge der Martensitbildung)
- mit sinkender Abkühlungsgeschwindigkeit, sofern diese kleiner als die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit ist

#### **2.1.2.6.1. TRIP-Effekt**

Eine weitere Möglichkeit, eine Martensitbildung zu aktivieren und somit den Fortschritt der Austenitumwandlung einzuleiten, besteht darin, die metastabile Matrix einer äußeren mechanischen Beanspruchung zu unterwerfen. Anwendung findet dieser Mechanismus in TRIP-Stählen (transformation induced plasticity), wobei die gegenläufigen Eigenschaften von Festigkeit und Duktilität kombiniert werden sollen.

Für eine spannungsinduzierte Martensitbildung ist das Aufbringen einer Mindestspannung erforderlich. Die Höhe dieser Mindestspannung ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung des entsprechenden TRIP-Stahls bzw. von der Arbeitstemperatur. In der Literatur wird zwischen dem spannungsinduzierten Martensit (Spannung < Fließgrenze) und dem verformungsinduzierten Martensit (Spannung > Fließgrenze) unterschieden. Jede spannungs- bzw. verformungsinduzierte Martensitbildung lässt sich abhängig von der chemischen Zusammensetzung nur in einem bestimmten Spannungs-Temperatur-Bereich auslösen [16].

### **2.1.3. Wärmebehandlung von Stählen**

Die Eigenschaften von Werkstoffen sind nicht nur durch die chemische Zusammensetzung gegeben, sondern werden maßgeblich von der Art der Wärmebehandlung beeinflusst. Besonders im Fall von Stählen gibt es ein breites Repertoire an Verfahren, wodurch ein sehr breites Spektrum von Eigenschaften gewonnen werden kann. Im Folgenden werden die wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren von Stählen aufgezeigt und deren Auswirkung auf die Werkstoffeigenschaften diskutiert.

#### **2.1.3.1. Normalglühen**

Das Ziel des Normalglühens ist die Einstellung eines möglichst gleichförmigen Gefüges mit feinlamellarem Perlit. Dabei sollen unerwünschte grobkörnige Gefügebildungen, welche z.B. im Gusszustand auftreten, beseitigt werden. Um die gewünschten Gefügeeigenschaften zu erreichen, ist zweimaliges Durchfahren der  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung notwendig. Durch dieses Wärmebehandlungsverfahren werden sämtliche Gefügebestandteile sowie Werkstoffeigenschaften, welche durch Härtings-, Vergütungs-, Umformungs- oder Schweißprozesse entstanden sind, rückgängig gemacht. Die technische Umsetzung erfolgt im Allgemeinen dadurch, dass der Stahl bis ca. 600°C langsam erwärmt wird. Anschließend erfolgt eine Erhöhung der Heizrate, bis die gewünschte Temperatur, in der Regel 30-50°C über  $A_3$ , erreicht ist. Daraufhin wird der Werkstoff auf dieser Temperatur gehalten, bis eine vollständige Umsetzung zu Austenit erfolgt ist. In weiterer Folge ist ein Abkühlprozess an Luft vorgeschrieben, um zu gewährleisten, dass ein feinkörniges Gefüge entsteht. Im Fall von übereutektoiden Stählen kann die Temperatur auch so festgelegt werden, dass sich das System im Zweiphasengebiet ( $\gamma, Fe_3C$ ) befindet, wodurch zugleich ein Weichglühen des Werkstoffes erfolgt. Wesentlicher Unterschied zum Weichglühprozesses ist die wesentlich höhere Abkühlungsgeschwindigkeit [8, 17-18].

#### **2.1.3.2. Weichglühen**

Ziel dieses Verfahrens ist die Einstellung einer geringen Härte des Stahls, um optimale Bedingungen für die anschließende Weiterverarbeitung, wie z.B. Kaltumformen, Zerspanen usw., zu schaffen. Hierbei wird der Werkstoff im Fall von untereutektoiden Systemen dicht unter der  $A_1$ -Temperatur geglüht. Bei übereutektoiden Stählen ist ein Glühen dicht über der  $A_1$ -Temperatur bevorzugt, da sich die kleinen Karbide im Austenit lösen. Beim anschließenden langsamen Abkühlen (10K/h) scheidet sich der Zementit an den nicht aufgelösten Karbidphasen aus, wodurch eine Vergrößerung der Karbidphasen entsteht, welche wirksamer als die Ostwald-Reifung ist. Der Abbau der Härte ergibt sich durch folgende Faktoren [8, 17-18]:

- Abbau der Mischkristallhärte des Ferrits, durch Einbau von zunächst gelösten Legierungselementen in Karbide (z.B. V, Cr, Mo).

- Einformung von harten Karbiden, vor allem des Zementits. Es kommt dabei zur Bildung von globularem Zementit. Die treibende Kraft dieses Vorgangs ist die Verringerung der Grenzflächenenergie des Systems. Durch die entstehende geringere Oberfläche der vorliegenden Karbide werden die Laufwege der Versetzungen erhöht, wodurch eine Verringerung der Härte des Materials bewirkt wird.
- Vergrößerung der kugeligen Karbide mit steigenden Haltezeiten durch Ostwald-Reifung. Die Abnahme der Härte ergibt sich wiederum durch die längeren Laufwege der Versetzungen.
- Abbau der Kaltverfestigung des Materials durch Verringerung der Versetzungsdichte.

### **2.1.3.3. Härten**

Ziel dieses Wärmebehandlungsverfahrens ist es, die höchstmögliche Härte des Stahls zu erzielen. Es erfolgt zunächst ein Austenitisieren des Materials, und durch anschließendes Abschrecken mit einer ausreichend hohen Abkühlungsgeschwindigkeit (Erreichen der oberen kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit) soll eine weitestgehende Umwandlung des vorliegenden  $\gamma$ -Mischkristalls in den Martensit erfolgen. Gegebenenfalls kann für eine weitere Härtesteigerung ein Tiefkühlen der Probe durchgeführt werden, um vorliegenden Restaustenit umzusetzen.

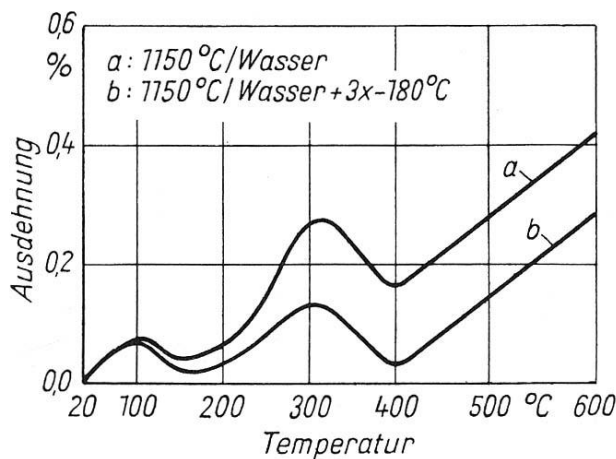
Bei untereutektoiden Stählen erfolgt das Austenitisieren dicht oberhalb der  $A_3$ -Temperatur, wodurch bei ausreichend langen Glühzeiten die gesamte  $\alpha$ -Phase in die  $\gamma$ -Phase übergehen soll. Bei unzureichenden Haltezeiten kann es allerdings vorkommen, dass zu Beginn des Abschreckvorganges noch etwas weiche Ferritphase vorliegt, was zu einer unerwünschten Verringerung der Härte des Werkstoffes führt.

Im Fall von übereutektoiden Stählen wird das Austenitisieren im Zweiphasengebiet zwischen der  $A_1$ -Temperatur und der  $A_3$ -Temperatur durchgeführt. Hierbei erfolgt der Abschreckvorgang nach einem vorangegangenen Weichglühprozess, wobei der im metastabilen Gleichgewicht vorliegende Zementit sich einformt und eine kugelige Form annimmt. Das Austenitisieren über der  $A_3$ -Temperatur wird in diesem Zusammenhang vermieden. Grund dafür ist zum einen, dass hohe Austenitisierungstemperaturen notwendig wären und zum anderen, dass sich ein hoher Restaustenitgehalt ergeben würde, wegen des höheren Anteils an gelöstem Kohlenstoff.

### **2.1.3.4. Anlassen**

Das Anlassen ist das nachgeschaltete Verfahren des Härtungsprozesses, bei dem die optimalen Eigenschaftskombinationen aus Härte und Zähigkeit eingestellt werden sollen, wobei eine geringe Festigkeitsminderung in Kauf genommen wird. Hierbei wird der abgeschreckte Werkstoff bei Temperaturen unter  $A_1$  behandelt und anschließend mit einer erhöhten Abkühlgeschwindigkeit an Luft oder Öl abgeschreckt.

Je nach gewähltem Temperaturbereich unterscheidet man zwischen unterschiedlichen Anlassenstufen, welche an Hand von Dilatometerkurven nachgewiesen werden können.



**Abb.9: Anlassdilatogramm eines von 1150°C in Wasser abgeschreckten Stahls mit 1,30 Masse% C, Aufheizgeschwindigkeit 2 K/min [8]**

### 1. Anlassstufe

Auf Grund der zunehmenden Diffusionsaktivität mit steigender Temperatur wird der Kohlenstoff mobiler und scheidet sich zum Teil aus dem tetragonalen Martensit aus, wodurch es zur Bildung von  $\epsilon$ -Karbiden ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ) kommt. Durch die Verringerung der Kohlenstoffkonzentration im Martensit kommt es zu einer Reduktion der Kristallgitterspannungen, was wiederum dazu führt, dass die tetragonale Verzerrung des Kristallsystems aufgehoben wird und sich der kubische Martensit ( $\epsilon$ -Martensit) ausbildet. Diese Anlassstufe wird an Hand von Abbildung 10 im Temperaturbereich 80-150°C durch die eintretende Kontraktion der Probe ersichtlich [8]. Des weiteren tritt bei Temperaturen über 130°C eine Reduzierung der Gitterspannungen ein, was für die Vermeidung von Härterissen essentiell ist. Auf Grund dessen werden auch nicht angelassene Stähle in diesem Temperaturbereich nach dem Abschreckvorgang wärmebehandelt.

### 2. Anlassstufe

Durch die fortschreitende Abnahme des tetragonalen Martensits kommt es vermehrt zu einer Reduktion der vorherrschenden Druckspannungen im Gefüge, wodurch die Stabilisation des Restaustenits zunehmend aufgehoben wird. Sofern die Temperaturen unterhalb der  $M_s$ -Temperatur liegen, wird ein diffusionsloses Umklappen des Austenits in den Martensit ermöglicht. Diese Anlassstufe tritt in Abbildung 10 im Temperaturbereich von 150-290°C ein und wird durch den scheinbar erhöhten thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Werkstoffs ersichtlich [8].

### 3. Anlassstufe

Dabei kommt es, initiiert durch die vorherrschenden erhöhten Temperaturen, zur beschleunigten Kohlenstoffdiffusion, wodurch die Ausbildung von Zementit ermöglicht wird. Auf Grund der Verarmung des kubisch raumzentrierten Gitters an Kohlenstoff kommt es zu einem kontinuierlichen Übergang des Martensit-Gitters in das Ferrit-Gitter. Diese Anlassstufe

wird an Hand von Abbildung 10 durch die eintretende Kontraktion im Temperaturbereich 290-400°C ersichtlich [8].

In vielen Fällen gibt es keine klare Trennung der Temperaturbereiche, in denen die jeweiligen Anlassstufen auftreten, sondern es existiert ein verlaufender Übergang.

## **2.2. Magnetismus**

### **2.2.1. Erscheinungsformen des Magnetismus**

Durch die Art der vorhandenen elektronischen Zustände der Atome einer Verbindung kann zunächst zwischen paramagnetischen und diamagnetischen Stoffen unterschieden werden, wobei es zu einem unterschiedlichen Verhalten in einem angelegten Magnetfeld kommt.

Von diamagnetischen Stoffen wird gesprochen, wenn die magnetische Kraftliniendichte durch den Stoff geschwächt wird. Dabei wird in jedem Atom ein magnetisches Moment induziert, welches der äußeren angelegten Feldrichtung entgegengesetzt ist. Diamagnetische Stoffe sind aus Atomen aufgebaut, welche abgeschlossene Elektronenschalen aufweisen. Dadurch besitzt jeweils die Hälfte der jeweiligen Elektronen einen positiven bzw. negativen Spin, wodurch die magnetischen Spinmomente der einzelnen Atome sich gerade gegenseitig kompensieren.

Bei paramagnetischen Stoffen hingegen sind die Atome so aufgebaut, dass zumindest ein ungepaartes Elektron in der äußersten Schale vorhanden ist, wodurch die magnetischen Momente der Bahn- und Spinbewegung nicht vollständig kompensiert werden. Diese Atome weisen ein resultierendes magnetisches Moment auf, welches sich aus dem magnetischen Moment des Atomkerns und dem magnetischen Bahn- und Spinmoment zusammensetzt. In Festkörpern ist sowohl das Moment des Atomkerns als auch das Bahnmoment auf makroskopischer Ebene vernachlässigbar klein, wodurch der ausschlaggebende Anteil durch das Spinmoment zustande kommt. Das Spinmoment eines einzelnen Elektrons ist etwa gleich dem Bohr'schen Magneton ( $\mu_B = 9,273 \cdot 10^{-24} \text{ Am}^2$ ) [15].

Auf Grund dessen, dass in einem paramagnetischen Stoff die magnetischen Momente der Atome in alle Raumrichtungen mit gleicher Wahrscheinlichkeit orientiert sind, kommt es zu einer vollständigen Kompensation, wodurch der Stoff nach außen magnetisch unpolarisiert vorliegt. Wirkt allerdings ein äußeres Magnetfeld, so kommt es zur Ausrichtung der magnetischen Dipole in Richtung des Feldes, und die magnetische Kraftliniendichte erfährt eine Verstärkung, welche allerdings sehr gering ist.

Eine weitere Erscheinungsform, bei der Atome mit ungepaarten Elektronen eine Rolle spielen, ist der Ferromagnetismus. Der Unterschied zum Paramagnetismus besteht darin, dass es zu einer starken Beeinflussung von benachbarten Atomen kommt, wodurch im Fall einer technischen Magnetisierung eine starke Erhöhung der magnetischen Flussdichte induziert wird.



Auf Grund der Beeinflussung von benachbarten Atomen richten sich die magnetischen Momente über einen größeren Kristallbereich spontan parallel zueinander aus, was zur Ausbildung der sogenannten Weiß'schen Bezirke führt. Dies hat zur Folge, dass über einen bestimmten Bereich des Kristallgitters lokal ein magnetisches Moment wirksam ist, welches allerdings durch die gegenläufige Orientierung eines weiteren Bezirks kompensiert wird, wonach der Stoff nach außen wiederum nicht polarisiert vorliegt.

Die Richtungsänderung der magnetischen Momente zwischen den einzelnen Bezirken erfolgt nicht unstetig, sondern allmählich über einen größeren Gitterbereich hinweg. Diese Übergangsbereiche werden Blochwände genannt, deren Dicke von der chemischen Natur des ferromagnetischen Stoffes abhängig ist.

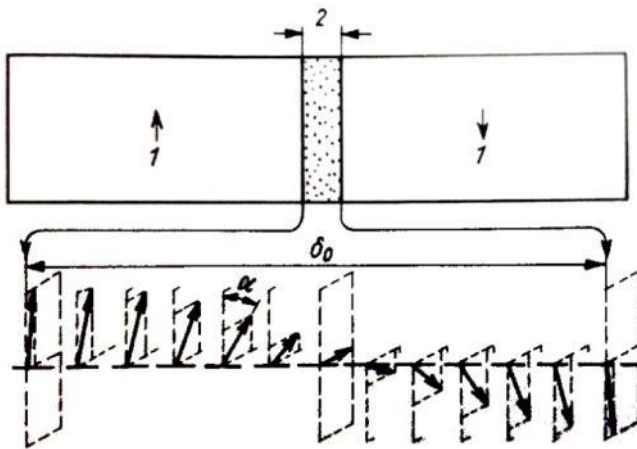


Abb.10: Änderung der Magnetisierungsrichtung innerhalb einer 180° Blochwand [15]

Unterhalb der Curie-Temperatur bildet sich in jedem Festkörper, in dem die Voraussetzungen für den Ferromagnetismus gegeben sind, die oben angesprochene Bezirksstruktur aus Weiß'schen Bezirken und Blochwänden aus. Eine optimale Parallelstellung der magnetischen Momente innerhalb eines Bezirks ist allerdings nur beim absoluten Nullpunkt  $T = 0$  gegeben. Mit zunehmender Erwärmung kommt es zu einer immer stärker wirkenden Überlagerung der Wärmeenergie, wodurch die optimale Parallelstellung der magnetischen Momente behindert wird. Bei Erreichen der Curie-Temperatur findet ein Phasenübergang zweiter Ordnung statt, und der Festkörper nimmt einen paramagnetischen Zustand ein.

Eine weitere magnetische Erscheinungsform, in der sich benachbarte Atome beeinflussen, ist der Antiferromagnetismus. Auch diese magnetische Eigenschaft tritt in Festkörpern auf, in dem die vorhandenen Atome ungepaarte Elektronen aufweisen. Allerdings ist in diesem Fall nicht die Parallelstellung der magnetischen Momente der Atome innerhalb eines Bezirks energetisch begünstigt, sondern die Antiparallelstellung. Dies führt dazu, dass zwar analog zum Ferromagnetismus eine Bezirksstruktur vorhanden ist, diese Bereiche jedoch keine spontane Magnetisierung aufweisen. Vergleichbar zum Ferromagnetismus tritt auch in diesem Fall nur beim absoluten Nullpunkt eine optimale Antiparallelstellung ein, sodass auch ein antiferromagnetischer Curie-Punkt (Néel-Punkt genannt) besteht.

Eine Zwischenform des Ferro- und Antiferromagnetismus ist der Ferrimagnetismus. Auch in dieser Erscheinungsform müssen die im Festkörper befindlichen Atome ungepaarte Elektronen aufweisen, und die magnetischen Momente benachbarter Atome müssen sich gegenseitig beeinflussen. Analog zum Antiferromagnetismus kommt es hierbei zur Antiparallelstellung der magnetischen Dipole, wobei deren Momente sich aber nur teilweise kompensieren, sodass eine spontane Magnetisierung im jeweiligen Bezirk erhalten wird. Ein Beispiel dafür ist der Magnetit ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ).

## 2.2.2. Technische Magnetisierung

Wie bereits im Kapitel 2.2.1. erwähnt liegt ein ferromagnetischer Körper nach außen magnetisch unpolarisiert vor. Allerdings ist es möglich, die bereits spontan magnetisierten Weiß'schen Bezirke durch Anlegen eines äußeren Magnetfeldes in Feldrichtung auszurichten. Mit zunehmender Stärke des äußeren Magnetfeldes kommt es durch die eintretenden Blochwandverschiebungen zu einer zunehmenden Parallelisierung der Orientierung der Weiß'schen Bezirke, wonach die magnetische Polarisation des Körpers ansteigt. Entspricht die Feldstärke  $H = H_s$  so sind die magnetischen Momente aller Bezirke parallel in Richtung des angelegten Feldes orientiert, wodurch das magnetische Sättigungsmoment  $J_s$  des Stoffes erreicht ist. Das magnetische Sättigungsmoment ist stark von der Temperatur abhängig, da eine optimale Parallelstellung der magnetischen Momente mit zunehmender Temperatur behindert wird, und wird bei Erreichen der Curie-Temperatur sehr stark reduziert durch den Verlust der ferromagnetischen Eigenschaften. Ein weiterer Einfluss ergibt sich durch die chemische Zusammensetzung und die Art der Wärmebehandlung, wie noch im Kapitel 2.3. ausgeführt wird. Die magnetische Kraftliniendichte, die Induktion  $B$ , steigt durch die magnetische Polarisation des ferromagnetischen Körpers stark an und ergibt sich durch folgende Formel:

$$B = J + \mu_0 H \quad \text{(Formel 1)}$$

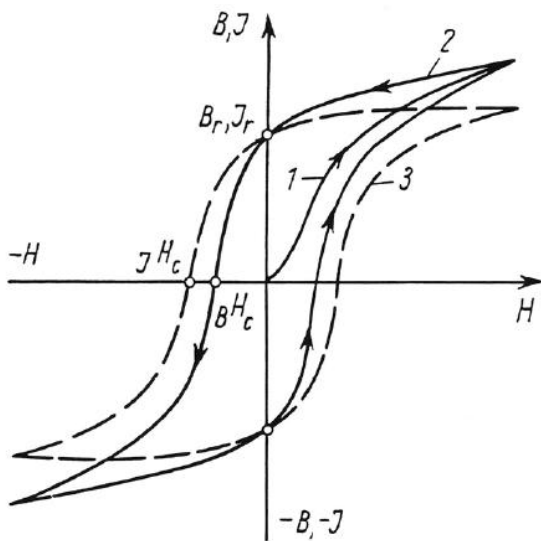
$B$  ..... Induktion [T]

$J$  ..... magnetische Polarisation [T]

$\mu_0$  ..... Induktionskonstante [ $4\pi \cdot 10^{-7} \frac{\text{Vs}}{\text{Am}}$ ]

$H$  ..... Feldstärke [A/m]

In einem bis zur magnetischen Sättigung polarisierten Festkörper bleibt nach Abschalten des äußeren Magnetfeldes auf Grund des irreversiblen Anteils der magnetischen Polarisation eine remanente Polarisation  $J_r$  ( $J$  bei  $H = 0$ ) zurück, die Remanenz. Durch das Anlegen eines Gegenfeldes kommt es zunächst durch weitere Wandverschiebungen zu einer Reduzierung der magnetischen Polarisation bzw. der Induktion, bis bei Erreichen einer bestimmten Feldstärke ( $H = H_c$ ) der Körper nach außen hin wieder magnetisch unpolarisiert vorliegt. Die dafür notwendige Feldstärke des Gegenfeldes wird Koerzitivfeldstärke genannt. Bei weiterer Erhöhung der Feldstärke des Gegenfeldes wird wiederum bei  $H = -H_s$  das magnetische Sättigungsmoment  $-J_s$  erreicht. Diese Charakteristik der technischen Magnetisierung führt zu einer Hystereseschleife, welche in folgender Abbildung dargestellt ist.



**Abb.11: Hystereseschleife eines ferromagnetischen Werkstoffes. 1 Neukurve, 2 Induktionskurve B gegen H, 3 Polarisationskurve J gegen H [15]**

### **2.2.3. Koerzitivfeldstärke**

Die Koerzitivfeldstärke  $H_c$  beschreibt die äußere Magnetfeldstärke, die notwendig ist, um die magnetische Polarisation eines ferromagnetischen Stoffes vollständig aufzuheben, nachdem er zuvor bis zum magnetischen Sättigungsmoment polarisiert worden ist. Sie beschreibt somit, ebenso wie die remanente Polarisation, die magnetische Härte eines Stoffes und ist dadurch die Grundgröße, welche weich- und hartmagnetisches Verhalten differenziert.

$H_c$  ist von einem sehr breiten Spektrum an Faktoren abhängig:

- chemische Zusammensetzung
- Textur
- Porosität
- Einschlüsse, sekundäre Phasen
- Eigenspannungen
- Korngröße

Im Allgemeinen wird die Koerzitivfeldstärke durch den Zusatz von Legierungselementen erhöht. Des weiteren kann  $H_c$  ebenso durch die Textur der Probe beeinflusst werden. Dies kann dadurch erklärt werden, dass die magnetischen Momente der Atome bevorzugt eine bestimmte Orientierung im Kristallgitter annehmen, wodurch sich bei Anlegen des äußeren magnetischen Feldes in Vorzugsrichtung signifikante Auswirkungen auf die Koerzitivfeldstärke ergeben.

Eine weitere Unterscheidung muss zwischen vordichten, schmelzmetallurgischen und porösen, pulvermetallurgischen Proben getroffen werden. Es ist bekannt, dass mit zunehmender Porosität ein Anstieg der Koerzitivfeldstärke erfolgt. Allerdings zeigten Untersuchungen, dass nicht das Porenvolumen, sondern die spezifische Porenoberfläche der entscheidende Faktor ist, welcher sich maßgeblich auf  $H_c$  auswirkt [19-21].

Weitere Untersuchungen zeigten, dass die magnetische Härte eines Materials auch wesentlich durch die Art, Menge und Korngröße von Einschlüssen bzw. Sekundärphasen beeinflusst wird. Hierbei wird durch einen zunehmenden Anteil der zusätzlichen Phasen eine Erhöhung des hartmagnetischen Verhaltens beobachtet. Ein sehr hoher Anstieg der Koerzitivfeldstärke ist besonders dann zu beobachten, wenn sich die Kristallitgröße der Einschlüsse im Größenbereich der Blochwanddicke befindet (im Fall von Fe  $d \approx 30$  nm [19]).

Eine mechanische Härtung des Stahls, induziert durch Martensitbildung, erhöht ebenso  $H_C$  durch die entstehenden Eigen- sowie Kristallgitterspannungen im Material, wodurch die Blochwandverschiebungen zunehmend behindert werden.

### **2.2.3.1. Weichmagnetisches Verhalten**

Ein weichmagnetisches Verhalten ist durch eine kleine Fläche in der Hystereseschleife, welche die für die vollständige Umpolung notwendige Arbeit beschreibt, charakterisiert, wodurch bei geringen äußeren Magnetfeldstärken bereits das Erreichen des magnetischen Sättigungsmoments des ferromagnetischen Materials beobachtet werden kann. Des Weiteren ist die remanente Polarisation bzw. Induktion sehr gering.

Die magnetische Härte eines Stoffes wird im Allgemeinen durch  $H_C$  charakterisiert, wonach weichmagnetische Stoffe eine sehr geringe Koerzitivfeldstärke und zumeist hohe Sättigung aufweisen.

### **2.2.3.2. Hartmagnetisches Verhalten**

Die Hystereseschleifen von hartmagnetischen Stoffen weisen eine sehr große Fläche unter der Kurve auf, wodurch die notwendige Arbeit für eine vollständige Umpolung des Materials sehr groß ist. Dieses Verhalten ist durch eine hohe Koerzitivfeldstärke und hohe remanente Polarisation bzw. Induktion gekennzeichnet, was dazu führt, dass nach dem Entfernen des äußeren Feldes der Körper noch sehr stark polarisiert vorliegt.

## 2.3. Quantifizierung des Restaustenits

### 2.3.1. Messung des magnetischen Sättigungsmoments

Die Messung des magnetischen Sättigungsmoments zur Quantifizierung des Restaustenits in wärmebehandelten Stählen ist eine einfache und schnelle Methode. Allerdings treten hierbei mehrere Probleme auf. Zum einen handelt es sich um eine integrale Methode, wodurch das Erfassen von Gradienten nicht möglich ist. Zum anderen erfolgt die Quantifizierung des Restaustenits über eine relative Beziehung (Formel 4) auf Grund der paramagnetischen Eigenschaften der  $\gamma$ -Phase ( $J_{S\gamma}^m = 0$ ), wodurch die Kenntnis einer Bezugsgröße essentiell ist, konkret der Sättigung einer äquivalenten austenitfreien Probe.

Ein steigender Gehalt an Restaustenit bzw. an nicht-ferromagnetischer Phase bei gleichzeitigem Verlust an ferromagnetischem Anteil bewirkt, dass es zu einer fortschreitenden Reduzierung des magnetischen Sättigungsmoments des Werkstoffes kommt. Der Sättigungswert, welcher in der Probe durch ein Ferromagnetikum  $i$  hervorgerufen wird, ist proportional zu dessen Massenanteil. Diese Beziehung wird durch die folgende Gleichung dargestellt.

$$J_{S_{F_i}}^m * x_{F_i}^m = J_{S_{x_{F_i}}}^m \quad \text{bzw.} \quad J_{S_{F_i}}^V * x_{F_i}^V = J_{S_{x_{F_i}}}^V \quad \text{(Formel 2)}$$

$J_{S_{F_i}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment des Ferromagnetikums  $i$  [ $A \cdot m^2/kg$ ]

$x_{F_i}^m$  ..... Massenbruch des Ferromagnetikums  $i$  in der Probe

$J_{S_{x_{F_i}}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment, welches durch ein Ferromagnetikum  $i$  mit einem Masseanteil von  $x_f$  hervorgerufen wird [ $A \cdot m^2/kg$ ]

$J_{S_{F_i}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment des Ferromagnetikums  $i$  [T]

$x_{F_i}^V$  ..... Volumenbruch des Ferromagnetikums  $i$  in der Probe

$J_{S_{x_{F_i}}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment, welches durch ein Ferromagnetikum  $i$  mit einem Masseanteil von  $x_f$  hervorgerufen wird [T]

Das magnetische Sättigungsmoment des gesamten Stoffes ergibt sich in weiterer Folge durch die folgende Formel.

$$J_{S_p}^m = \sum J_{S_{F_i}}^m * x_{F_i}^m = \sum J_{S_{x_{F_i}}}^m \quad \text{bzw.} \quad J_{S_p}^V = \sum J_{S_{F_i}}^V * x_{F_i}^V = \sum J_{S_{x_{F_i}}}^V \quad \text{(Formel 3)}$$

$J_{S_p}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der Probe [ $A \cdot m^2/kg$ ]

$J_{S_p}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der Probe [T]

Grundlage für die angeführte Beziehung ist, dass sich die magnetische Sättigung eines Gemenges aus der Summe der Sättigungswerte der einzelnen Bestandteile ergibt.

Bei den später dargestellten Literaturmodellen ist für die Quantifizierung des Restaustenits die Näherung des magnetischen Sättigungsmoments der austenitfreien Referenzprobe  $J_{S_0}$  von elementarer Bedeutung. Dieser Bezugspunkt berechnet sich allgemein durch die oben angeführte Formel 3, wobei die Kenntnis der Massenanteile der beteiligten Phasen in der austenitfreien Probe sowie der magnetischen Sättigungsmomente der anwesenden Ferromagnetika ein entscheidender Faktor ist.

Zuletzt erfolgt bei den folgenden Modellen die Bestimmung des Gehalts an Restaustenit allgemein über die folgende Gleichung:

$$RA^m = \left(1 - \frac{J_{SP}^m}{J_{S_0}^m}\right) * 100 \text{ bzw. } RA^V = \left(1 - \frac{J_{SP}^V}{J_{S_0}^V}\right) * 100 \quad \text{(Formel 4)}$$

$RA^m$  ..... Gehalt an Restaustenit [Masse%]

$J_{SP}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der untersuchten Probe [ $A \cdot m^2/kg$ ]

$J_{S_0}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe [ $A \cdot m^2/kg$ ]

$RA^V$  ..... Gehalt an Restaustenit [Volumen%]

$J_{SP}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der untersuchten Probe [T]

$J_{S_0}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe [T]

Von essentieller Bedeutung ist demzufolge ein exakter Wert für letztere Größe. In den folgenden Kapiteln werden unterschiedliche Modelle aus der Literatur gezeigt, wie die Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der austenitfreien Probe erfolgen kann. Auf Grund der Tatsache, dass in den Berechnungen der vorliegenden Arbeit stets das massenspezifische magnetische Sättigungsmoment verwendet wird, wird in den Literaturmodellen auf die Ermittlung des Massenanteils an Restaustenit eingegangen. Des Weiteren werden die Fehlerquellen der unterschiedlichen Berechnungsmethoden aufgezeigt.

### **2.3.1.1. Reines Eisen als Bezugsgröße**

In diesem Berechnungsmodell wird das magnetische Sättigungsmoment der austenitfreien Probe näherungsweise mit dem Sättigungswert des reinen Eisens gleichgesetzt [19]. Die Ermittlung des Gehalts an Restaustenit erfolgt daher nach der folgenden Gleichung.

$$RA_{Fe}^m = \left(1 - \frac{J_{SP}^m}{J_{S_{Fe}}^m}\right) * 100 \quad \text{(Formel 5)}$$

$RA_{Fe}^m$  ..... Gehalt an Restaustenit bei Reineisen als Bezugsgröße [Masse%]

$J_{S_{Fe}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment von Eisen [ $274 \cdot 10^{-6} A \cdot m^2/kg$  [22]<sup>3</sup>]

Bei der oben angeführten Methode handelt es sich um ein schnelles und einfaches Berechnungsmodell. Allerdings treten dabei mehrere Probleme auf, welche zu Ungenauigkeiten in den Messergebnissen führen. Folgende Fehlerquellen sind bei Verwendung dieses Relativwertes zu berücksichtigen:

- Wärmebehandlung der Probe und das Vorliegen von bestimmten Phasen wird nicht berücksichtigt (Martensit, Zementit usw.).
- Anwesenheit und Einfluss von Legierungselementen wird nicht berücksichtigt.
- Beeinflussung von Legierungselementen untereinander wird ignoriert
- Auftretende nicht-ferromagnetische Phasen neben dem Restaustenit finden keine Berücksichtigung, sondern werden als Restaustenit gewertet.

<sup>3</sup> Ermittelt gemäß:  $J_{S_{Fe}}^m \left[\frac{A \cdot m^2}{kg}\right] = J_{S_{Fe}}^m \left[218 \frac{emu}{g}\right] * \frac{4 \cdot \pi}{10^7}$

- Porosität der Probe wird vernachlässigt (nicht wegen der Hohlräume in den Proben, die wirken sich nur auf die volumenspezifische, nicht auf die massenspezifische Sättigung aus, sondern pulvermetallurgische Proben zeigen ein geringeres magnetisches Sättigungsmoment als volllichte, idente Varianten, da die Poren als Demagnetisierungsfelder wirken [19-21]).

Diese Auflistung macht klar, dass bei dieser Methode ein breites Repertoire an Fehlerquellen auftritt, wodurch die Genauigkeit der erhaltenen Ergebnisse zu hinterfragen ist. In der Regel erhält man mittels dieses Referenzwertes Ergebnisse für den Restaustenitgehalt, welche den tatsächlichen Wert deutlich übersteigen. Dies hängt damit zusammen, dass das magnetische Sättigungsmoment der Referenz normalerweise zu hoch angenommen wird, weil die angeführten Parameter die Sättigung des Materials herabsetzen.

### **2.3.1.2. Näherung der Bezugsgröße in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung**

Exner machte in seiner Arbeit darauf aufmerksam, dass die Art der Wärmebehandlung von Stählen einen großen Einfluss auf die Berechnung des magnetischen Sättigungsmoments ausübt [23]. Dabei unterschied er zwischen geglühten (Einstellung des Gleichgewichtszustandes) und gehärteten Proben (Auftreten von Ungleichgewichtsphasen).

In den folgenden Kapiteln werden gehärtete und geglühte Stähle getrennt voneinander behandelt und unterschiedliche Möglichkeiten aus der Literatur gezeigt, wie die Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der austenitfreien Probe erfolgen kann.

#### **2.3.1.2.1. Näherung der Bezugsgröße in gehärteten Stählen**

##### **2.3.1.2.1.1. Näherung der Bezugsgröße nach Maurer & Schroeter**

Zunächst ist zu sagen, dass in diesem Modell die Quantifizierung des Restaustenits mit der Annahme erfolgt, dass die austenitfreie Vergleichsprobe vollständig martensitisch vorliegt. Für die Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der raumzentrierten Phase kann man nach diesem Modell die Anwesenheit von gelösten Legierungselementen durch rechnerisch ermittelte Abschwächungskoeffizienten berücksichtigen. Der Abschwächungskoeffizient eines gelösten Elements  $i$  wird durch die folgende Gleichung bestimmt.

<p><b><u>Gaußsche Einheiten</u></b></p> $A_{iM\&S}^V = \frac{135,28}{\rho_i}$	<p><b><u>SI-Einheiten</u></b></p> $A_{iM\&S}^V = \frac{0,17}{\rho_i}$	<p><b>(Formel 6)</b></p>
---	---	--------------------------

$A_{iM\&S}^V$  ..... volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements  $i$  nach Maurer und Schroeter [ $\frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (Gauß) bzw.  $T * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (SI)]  
 $\rho_i$  ..... Dichte des Legierungselements  $i$  [ $\text{g/cm}^3$ ]

An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass die angeführte Gleichung nicht von Maurer und Schroeter selbst publiziert wurde, sondern deren Untersuchungen [24] waren die Grundlage,

dass Exner in seiner Arbeit von 1960 die Berechnung der volumsbezogenen  $A_i$ -Werte aufstellen konnte [23]. Des weiteren wurden in dieser Arbeit die Abschwächungskoeffizienten in Gaußschen Einheiten publiziert, welche hier auch in SI-Einheiten umgerechnet wurden (Tabelle 4). Die Bestimmung der Abschwächungskoeffizienten erfolgte dabei über Formel 6.

**Tab.4: rechnerisch ermittelte Abschwächungskoeffizienten nach Maurer & Schroeter in Gaußschen- und SI-Einheiten**

Legierungselement	$A_{iM\&S}^V \left[ \frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$	$A_{iM\&S}^V \left[ T * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$
C	58,85	7,40E-02
Cr	18,94	2,38E-02
Ni	15,17	1,91E-02
Mo	13,13	1,65E-02
Co	15,17	1,91E-02
Mn	18,24	2,29E-02
W	6,99	0,88E-02
Si	58,01	7,29E-02
Al	50,07	6,29E-02
V	22,17	2,79E-02

In weiterer Folge berechnet sich das volumenspezifische magnetische Sättigungsmoment der vollständig martensitischen Probe durch folgende Beziehung.

$$J_{S_{0M\&S}}^V = J_{S_{Fe}}^V - \sum A_{iM\&S}^V * x_{iM} \quad \text{(Formel 7)}$$

$J_{S_{0M\&S}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Maurer & Schroeter [emu/cm<sup>3</sup> (Gauß) bzw. T (SI)]

$J_{S_{Fe}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment des reinen Eisens [1719 emu/cm<sup>3</sup> bzw. 2,16 T]<sup>4</sup>

$A_{iM\&S}^V$  ..... volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements i nach Maurer und Schroeter  $\left[ \frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$  (Gauß) bzw.  $T * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (SI)]

$x_{iM}$  ..... Masseanteil eines Legierungselements i im Martensit [Masse%]

Da sich die in der Arbeit durchgeführten Berechnungen aus dem massenspezifischen Sättigungswert der Proben ergeben, wurden aus den angeführten Daten die entsprechenden Abschwächungskoeffizienten auf das massenspezifische magnetische Sättigungsmoment der raumzentrierten Phase berechnet. Allerdings muss hierbei im Fall des Kohlenstoffs die martensitische Expansion berücksichtigt werden, wodurch sich folgendes Rechenschema zur Ermittlung des massenspezifischen Abschwächungskoeffizienten des Kohlenstoffes ergibt.

- <sup>4</sup>Gauß: Ermittlung gemäß:  $J_{S_{Fe}}^V \left[ \frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} \right] = J_{S_{Fe}}^m \left[ 218 \frac{\text{emu}}{\text{g}} \right] * \rho_{Fe} \left[ 7,887 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \right]$
- SI: Ermittlung gemäß:  $J_{S_{Fe}}^V [T] = J_{S_{Fe}}^m \left[ 218 \frac{\text{emu}}{\text{g}} \right] * \rho_{Fe} \left[ 7,887 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \right] * \frac{4*\pi}{10^4}$



**Gaußsche Einheiten**

$$J_{S_{x_C}}^V = J_{S_{Fe}}^V - x_C * A_{C_{M\&S}}^V$$

$$J_{S_{x_C}}^m = \frac{J_{S_{x_C}}^V}{\rho_\alpha}$$

$$A_{x_{C_{M\&S}}}^m = J_{S_{Fe}}^m - J_{S_{x_C}}^m$$

**SI-Einheiten**

$$J_{S_{x_C}}^V = J_{S_{Fe}}^V - x_C * A_{C_{M\&S}}^V \quad \text{(Formel 8)}$$

$$J_{S_{x_C}}^m = J_{S_{x_C}}^V * \frac{10^{-3}}{\rho_\alpha} \quad \text{(Formel 9)}$$

$$A_{x_{C_{M\&S}}}^m = J_{S_{Fe}}^m - J_{S_{x_C}}^m \quad \text{(Formel 10)}$$

$J_{S_{x_C}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der raumzentrierten Phase, abgeschwächt durch einen C-Gehalt von  $x_C$  [emu/cm<sup>3</sup> (Gauß) bzw. T (SI)]

$x_C$  ..... Massenanteil des Kohlenstoffes [Masse%]

$A_{C_{M\&S}}^V$  ..... volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient des Kohlenstoffes nach Maurer & Schroeter [  $\frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (Gauß) bzw.  $T * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (SI)]

$\rho_\alpha$  ..... theoretische Dichte der raumzentrierten Fe-Phase bei einem C-Gehalt von  $x_C$  [g/cm<sup>3</sup>]

$J_{S_{x_C}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der raumzentrierten Fe-Phase, abgeschwächt durch einen C-Gehalt von  $x_C$  [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$A_{x_{C_{M\&S}}}^m$  ..... Abschwächung des massenspezifischen magnetisches Sättigungsmoments der raumzentrierten Fe-Phase durch einen C-Gehalt von  $x_C$  nach Maurer und Schroeter [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

Die Gitterparameter der martensitischen Phase bei entsprechender Konzentration an Kohlenstoff wurden aus Tabellenwerken entnommen [15, 43]. Aus diesen Werten konnte in weiterer Folge die theoretische Dichte der raumzentrierten Phase aus der Masse und dem Volumen der Elementarzelle bei einem gegebenen C-Gehalt bestimmt werden.

**Tab.5: Daten zur Ermittlung des massenspezifischen  $A_{C_{M\&S}}^m$  nach Maurer & Schroeter.**

C-Gehalt [Masse%]	m der EZ [g]	V der EZ [cm <sup>3</sup> ]	$\rho_\alpha$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$A_{x_{C_{M\&S}}}^m$ [emu/g]	$A_{x_{C_{M\&S}}}^m$ [A*m <sup>2</sup> /kg]
0	1,855E-22	2,352E-23	7,887	0,00	0,00
0,2	1,858E-22	2,358E-23	7,882	1,36	1,78E-06
0,4	1,862E-22	2,372E-23	7,850	1,97	2,56E-06
0,6	1,866E-22	2,388E-23	7,813	2,46	3,17E-06
0,8	1,870E-22	2,403E-23	7,780	3,05	3,92E-06
1,0	1,873E-22	2,420E-23	7,740	3,46	4,44E-06

Aus den angeführten Daten wurde ein mathematisches Modell erstellt, welche die Approximation des massenspezifischen Abschwächungskoeffizienten in SI-Einheiten nach Maurer & Schroeter darstellt.

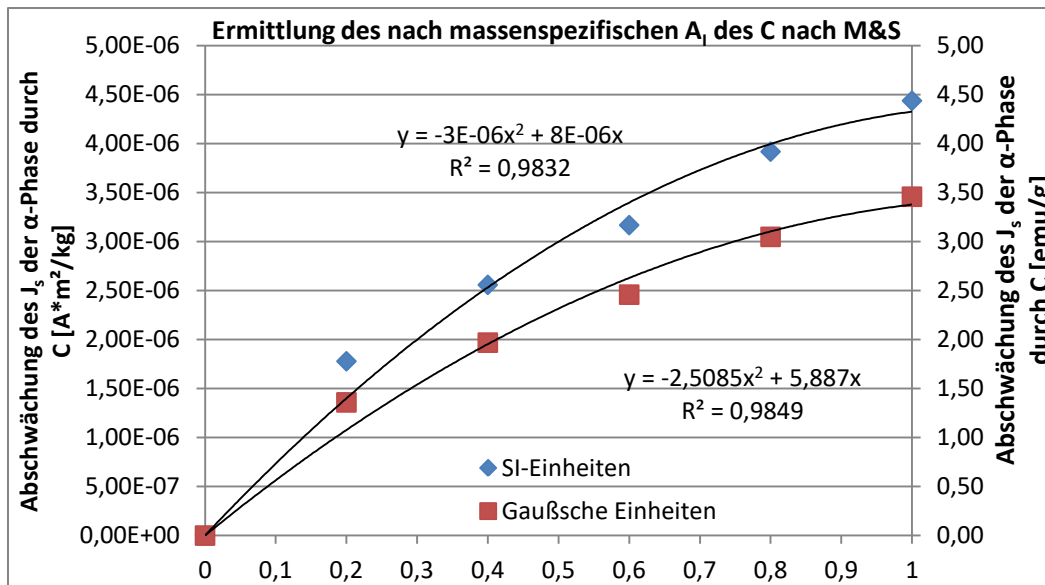


Abb.12: Ermittlung des massenspezifischen  $A_C$  nach Maurer & Schroeter.

Die Ermittlung des massenspezifischen  $A_C$  wurde lediglich bis zu einem Massenanteil von 1 % C durchgeführt, da in den analysierten Proben keine höheren Konzentrationen zu erwarten sind. Bei allen anderen Legierungselementen wurden auf Grund der geringen Auswirkungen auf das Volumen der raumzentrierten Fe-Phase die Dichte des reinen Eisens (theoretische Dichte=7,887 g/cm<sup>3</sup>) herangezogen, um die massenspezifischen Abschwächungskoeffizienten nach Maurer & Schroeter zu ermitteln, mit der Näherung, dass die gelösten Elemente keine Änderung der Dichte bewirken.

Tab.6: rechnerisch ermittelte Abschwächungskoeffizienten nach Maurer & Schroeter in Gaußschen bzw. SI-Einheiten

Legierungselement	$A_{iM\&S}^m \left[ \frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$	$A_{iM\&S}^m \left[ \frac{\text{A}\cdot\text{m}^2}{\text{kg}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$
C	$-2,5085 * x_c + 5,8772$	$-3\text{E}-06 * x_c + 8\text{E}-06$
Cr	2,40	3,02E-06
Ni	1,92	2,41E-06
Mo	1,66	2,09E-06
Co	1,92	2,41E-06
Mn	2,31	2,90E-06
W	0,88	1,11E-06
Si	7,36	9,25E-06
Al	6,35	7,98E-06
V	2,81	3,53E-06

Es ergibt sich dabei die folgende Formel für den massenbezogenen Sättigungswert des vollständig martensitischen Stoffes.

$$J_{S_{0M\&S}}^m = J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{iM\&S}^m * x_{iM} \quad \text{(Formel 11)}$$

$J_{S_{0M\&S}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, gehärteten Probe nach Maurer & Schroeter [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$A_{iM\&S}^m$  ..... massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements i nach Maurer & Schroeter  $[-\frac{emu}{g} * \frac{1}{Masse\%}]$  (Gauß) bzw.  $[\frac{A \cdot m^2}{kg} * \frac{1}{Masse\%}]$  (SI)]

Die Quantifizierung des Restaustenits erfolgt anschließend durch Formel 4. Bei dieser Methode treten bei der Bestimmung des Gehalts an Restaustenit folgende Fehlerquellen auf:

- Erfolgt die Härtung aus einem Mehrphasengebiet, kommt es nicht zur Ausbildung eines vollständig martensitischen Gefüges. Es treten dabei sekundäre Phasen, wie z.B. Ferrit, Zementit usw., auf.
- Der Effekt von verschiedenen gelösten Legierungselementen wird als additiv angesehen, wodurch mögliche Wechselwirkungen bei der Mehrfachmischkristallbildung keine Berücksichtigung finden.
- Die gelösten Legierungselemente werden im dargestellten Modell als nichtstörende Beimengungen angesehen, da die angeführten Koeffizienten lediglich durch die Reduktion der Fe-Atome pro Volumeneinheit in der ferritischen Phase zu Stande kommen. Dadurch werden mögliche abschwächende/verstärkende Wechselwirkungen der Legierungselemente auf den Sättigungswert der Probe vollständig ignoriert.
- Die Porosität der Probe wird nicht beachtet (siehe Ausführungen unter Kapitel 2.3.1.1.).

#### 2.3.1.2.1.2. Näherung der Bezugsgröße nach Exner

Analog zum Modell von Maurer & Schroeter erfolgt die Quantifizierung des Restaustenits mit der Annahme, dass die austenitfreie Referenz vollständig martensitisch vorliegt. Exner hat in seinen Untersuchungen von 1960 die Veränderung des volumsbezogenen magnetischen Sättigungsmoments von ferritischen/martensitischen Phasen in Abhängigkeit von gelösten Legierungselementen experimentell untersucht [23]. Aus den Ergebnissen wurden für die analysierten Elemente Koeffizienten eingeführt, die die Abschwächung des magnetischen Sättigungsmoments der  $\alpha$ -Phase beschreiben. Hierbei handelt es sich, im Gegensatz zu den Untersuchungen von Maurer und Schroeter, demnach um empirisch ermittelte Abschwächungskoeffizienten. Auch in diesen Darstellungen wurden die Gaußschen Einheiten in die entsprechenden SI-Einheiten umgerechnet.

**Tab.7: empirische Abschwächungskoeffizienten nach Exner in Gaußschen bzw. SI-Einheiten**

Legierungselement	$A_{iE}^V [\frac{emu}{cm^3} * \frac{1}{Masse\%}]$	$A_{iE}^V [T * \frac{1}{Masse\%}]$
C (0,0-0,7 Masse%)	157,64	19,81E-02
C (0,7-1,2 Masse%)	377,99	47,50E-02
Cr	23,71	2,98E-02
Ni	1,56	0,20E-02
Mo	7,88	0,99E-02
Co	-13,80	-1,73E-02
Mn	18,20	2,29E-02
W	7,88	0,99E-02
Si	37,91	4,76E-02
Al	43,45	5,46E-02

V	9,52	1,20E-02
---	------	----------

Es ergibt sich analog zu den vorgestellten Berechnungen nach Maurer und Schroeter die folgende Gleichung zur Ermittlung des volumenspezifischen magnetischen Sättigungsmoments der raumzentrierten Phase.

$$J_{S_{0E}}^V = J_{S_{Fe}}^V - \sum A_{iE}^V * x_{iM} \quad \text{(Formel 12)}$$

$J_{S_{0E}}^V$  ..... volumenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Exner [emu/cm<sup>3</sup> (Gauß) bzw. T (SI)]

$A_{iE}^V$  ..... volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements i nach Exner [ $\frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}}$  (Gauß) bzw. T \*  $\frac{1}{\text{Masse\%}}$  (SI)]

Im Fall von Kohlenstoff sind für die verschiedenen Konzentrationen mehrere Abschwächungskoeffizienten gegeben, wobei für jeden Bereich die sich ergebenden Werte berechnet und summiert werden müssen. Aus diesen Werten wurden analog zu dem vorgestellten Modell nach Maurer & Schroeter die massenbezogenen Abschwächungskoeffizienten ermittelt.

Tab.8: Daten zur Ermittlung des massenspezifischen  $A_{CE}^m$  nach Exner.

C-Gehalt [Masse%]	m der EZ [g]	V der EZ [cm <sup>3</sup> ]	$\rho_\alpha$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$A_{x_{CE}}^m$ [emu/g]	$A_{x_{CE}}^m$ [A*m <sup>2</sup> /kg]
0	1,855E-22	2,352E-23	7,887	0,00	0,00
0,2	1,858E-22	2,358E-23	7,882	3,86	4,93E-06
0,4	1,862E-22	2,372E-23	7,850	7,00	8,88E-06
0,6	1,866E-22	2,388E-23	7,813	10,04	12,70E-06
0,8	1,870E-22	2,403E-23	7,780	16,04	20,24E-06
1,0	1,873E-22	2,420E-23	7,740	24,77	31,20E-06

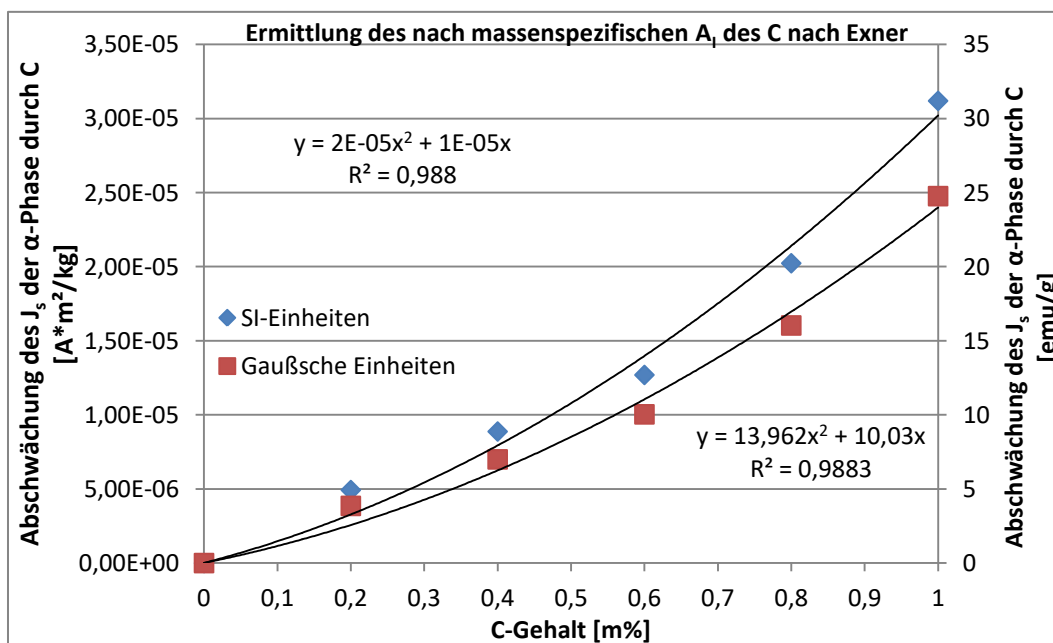


Abb.13: Ermittlung des massenspezifischen  $A_C$  nach Exner.

Die unten angeführte Tabelle zeigt diese Variablen für jedes der analysierten Legierungselemente.

**Tab.9: empirische Abschwächungskoeffizienten nach Exner in Gaußschen und SI-Einheiten**

Legierungselement	$A_{iE}^m \left[ \frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$	$A_{iE}^m \left[ \frac{\text{A}\cdot\text{m}^2}{\text{kg}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$
C	13,96*x <sub>c</sub> +10,03	2E-05*x <sub>c</sub> +1E-05
Cr	2,94	3,70E-06
Ni	0,20	0,25E-06
Mo	1,00	1,26E-06
Co	-1,69	2,12E-06
Mn	2,31	2,90E-06
W	1,00	1,26E-06
Si	4,81	6,04E-06
Al	5,51	6,92E-06
V	1,21	1,52E-06

Das magnetische Sättigungsmoment einer austenitfreien Probe ergibt sich nun nach Exner mittels folgender Beziehung:

$$J_{S_{0E}}^m = J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{iE}^m * x_{iM} \quad \text{(Formel 13)}$$

$J_{S_{0E}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien gehärteten Probe nach Exner [emu/cm<sup>3</sup> (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$A_{iE}^m$  ..... massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements i nach Exner bezogen auf den Massenanteil  $\left[ \frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$  (Gauß) bzw.  $\left[ \frac{\text{A}\cdot\text{m}^2}{\text{kg}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$  (SI)]

Die Quantifizierung des Restaustenits erfolgt anschließend wiederum durch Formel 4, wobei sich die folgenden Fehlerquellen ergeben.

- Sekundäre Phasen, welche bei einer unvollständigen Austenitisierung der Probe nach dem Härtingsprozess zurückbleiben, werden vernachlässigt.
- Der Effekt von verschiedenen gelösten Legierungselementen wird als additiv angesehen, wodurch mögliche Wechselwirkungen bei der Mehrfachmischkristallbildung keine Berücksichtigung finden.
- Porosität der Probe wird vernachlässigt (siehe Ausführungen unter Kapitel 2.3.1.1.).
- Bei der Ermittlung der gezeigten Abschwächungskoeffizienten ergibt sich der gleiche Fehler wie unter dem Modell von Maurer & Schroeter.

### 2.3.1.2.1.3. Näherung der Bezugsgröße über die Hoselitz-Gleichung

Auch in diesem Modell wird für die Quantifizierung des Restaustenits von einem rein martensitischen Gefüge der austenitfreien Probe ausgegangen. Die Hoselitz-Gleichung beschreibt die Veränderung des massenbezogenen magnetischen Sättigungsmoments einer raumzentriert Phase in Abhängigkeit vom Gehalt eines spezifischen Legierungselements in Form von

empirisch ermittelten Abschwächungskoeffizienten. An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass diese Formel nicht von Hoselitz selbst publiziert wurde, sondern im Zuge seiner Arbeit untersuchte er zusammen mit anderen Forschern den Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf das massenbezogene magnetische Sättigungsmoment des Eisens. Seine Untersuchungen waren die Grundlage für die Aufstellung der angeführten Gleichung, welche von Forschern der Firma "Sandvik" in Schweden entwickelt wurde und von der Firma "Dr. Foerster" in Reutlingen, Deutschland, zur Verfügung gestellt wurde. Diese Formel zeigt die Abschwächungskoeffizienten in Gaußsche Einheiten, woraus für die nachfolgenden Darstellungen die entsprechenden SI-Einheiten gebildet wurden.

An Hand der folgenden Formel ist die Berechnung des magnetischen Sättigungsmoments einer vollständig martensitischen, austenitfreien Probe nach Hoselitz dargestellt, wobei durch Tabelle 10 die dazugehörigen Abschwächungskoeffizienten angeführt sind. Die Massenanteile der im Martensit gelösten Elemente entsprechen der chemischen Zusammensetzung des Systems.

**Tab.10: empirische Abschwächungskoeffizienten nach Hoselitz in Gaußschen und Si-Einheiten**

Legierungselement	$A_{iH}^m \left[ \frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$	$A_{iH}^m \left[ \frac{\text{A*m}^2}{\text{kg}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$
C	12,00	15,08E-06
Si	2,40	3,02E-06
Mn	1,90	2,39E-06
Cr	3,00	3,77E-06
Mo	1,20	1,51E-06
Al	2,60	3,27E-06
P	3,00	3,77E-06
S	7,00	8,80E-06
Cu	2,30	2,89E-06
N	6,00	7,54E-06
Ni	0,75	0,94E-06

$$J_{S_{0H}}^m = J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{iH}^m * x_{iM} \quad \text{(Formel 14)}$$

$J_{S_{0H}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien gehärteten Probe nach Hoselitz [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$A_{iH}^m$  ..... massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der raumzentrierten Phase gelösten Legierungselements i nach Hoselitz  $\left[ \frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$  (Gauß) bzw.  $\left[ \frac{\text{A*m}^2}{\text{kg}} * \frac{1}{\text{Masse\%}} \right]$  (SI)

Die Berechnung des Anteils an Restaustenit wird durch die Verwendung von Formel 4 realisiert. Es müssen die folgenden Fehlerquellen beachtet werden.

- Sekundäre Phasen, welche bei einer nicht vollständigen Austenitisierung der Probe vorliegen, werden vernachlässigt.

- Der Effekt von verschiedenen gelösten Legierungselementen wird als additiv angesehen, wodurch mögliche Wechselwirkungen bei der Mehrfach-mischkristallbildung keine Berücksichtigung finden.
- Porosität der Probe wird vernachlässigt (siehe Ausführungen unter Kapitel 2.3.1.1.).

### 2.3.1.2.2. Näherung der Bezugsgröße in geglühten Stählen

Die Berechnung des magnetischen Sättigungsmoments der austenitfreien Probe im Fall von geglühten Stählen unterscheidet sich grundlegend von gehärteten Varianten, da es zur Ausbildung von Gleichgewichtsphasen kommt; die Materialien sind praktisch immer mehrphasig. Die Kenntnis der Art und Menge der vorliegenden Gleichgewichtsphasen bei einer gegebenen Temperatur ist somit essentiell um das magnetische Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Referenz zu berechnen.

Eine in der Literatur [27] angewandte Methode, um den Gleichgewichtszustand des Stahls festzulegen, ist die Anwendung des Hebelgesetzes, wobei von reinen Fe-C-Stählen ausgegangen wird und das konventionelle Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm als Grundlage dient. Allerdings wird diese Methode in der gezeigten Literatur nicht nur für reine Fe-C-Stähle, sondern auch für legierte Stähle angewandt, wodurch die Anzahl der Fehlerquellen, welche im weiteren Verlauf aufgezeigt werden, erhöht wird.

Das magnetische Sättigungsmoment der austenitfreien Referenz ergibt sich hier gemäß Formel 4 durch Verwendung von folgender Gleichung.

$$J_{S_{0L}}^m = J_{S_{Fe}}^m * x_{\alpha_{L-100^\circ C}} + J_{S_{Fe_3C}}^m * x_{Fe_3C_{L-100^\circ C}} \quad \text{(Formel 15)}$$

$J_{S_{0L}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien geglühten Referenz unter Verwendung des Hebelgesetzes zur Ermittlung der Phasenanteile [A\*m<sup>2</sup>/kg]

$x_{\alpha_{L-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch von Ferrit aus dem Hebelgesetz bei einer Temperatur von 100°C

$J_{S_{Fe_3C}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment von Zementit [163E-06 A\*m<sup>2</sup>/kg [25]]

$x_{Fe_3C_{L-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch von Zementit aus dem Hebelgesetz bei einer Temperatur von 100°C

In den Darstellungen werden stets die Phasenanteile bei einer Temperatur von 100°C angegeben, da davon ausgegangen wird, dass sich aus kinetischen Gründen die Gleichgewichtszusammensetzung bei Raumtemperatur nicht einstellt. Hierbei ist anzumerken, dass die Unterschiede der Phasenzusammensetzungen und Verhältnisse zwischen der Raumtemperatur und 100°C ohnehin vernachlässigbar klein sind.

Die Bestimmung des Gehalts an Restaustenit erfolgt anschließend durch Anwendung von Formel 4. Sind die vorliegenden Mengen an Zementit zu vernachlässigen, wie z.B. bei niedrig gekohlten Stählen, so vereinfacht sich die oben angeführten Formel, und es kann Formel 5 zur Quantifizierung des Restaustenits verwendet werden. Die folgenden Fehlerquellen müssen bei Verwendung dieser Berechnungsmethode beachtet werden.

- Veränderung des magnetischen Sättigungsmoments des Ferrits durch Legierungselemente, welche in der Phase gelöst sind, wird vernachlässigt
- Annahme von reinen Fe-C-Stählen
- Anwesenheit von begleitenden nicht-ferromagnetischen Phasen wird vernachlässigt (eigentlich erfolgt durch Verwendung von Formel 4 die Bestimmung des gesamten nicht-ferromagnetischen Anteils)
- Porosität der Probe wird vernachlässigt (siehe Ausführungen unter Kapitel 2.3.1.1.).

## **2.3.2. Röntgenbeugungsmethode**

Röntgenbeugungsversuche zur Bestimmung des Gehalts des Restaustenits werden bereits seit langer Zeit praktiziert [33-35]. Auf Grund der unterschiedlich vorliegenden Kristallstrukturen bzw. Gitterparameter werden in Röntgenbeugungsversuchen Signale bzw. Reflexpositionen generiert, welche den jeweiligen Phasen eindeutig zugeordnet werden können.

Hierzu existieren standardisierte Verfahren wie "ASTM E 975-03"[31] und "SAE-Sp-452"[32], wobei aus den integralen Intensitätsverhältnissen von speziellen Reflexgruppen des erhaltenen Diffraktogramms der Anteil der ferritischen bzw. austenitischen Phase bestimmt werden kann. Allerdings treten bei der Verwendung dieser Methoden bei Vorliegen von Texturierungen und Reflexüberlagerungen (z.B. Überlagerung der Signale des tetragonalen Martensit oder der Karbidphasen mit den Reflexen des Austenits) Probleme in der Quantifizierung auf, wodurch die erhaltenen Analyseergebnisse oft keine zuverlässigen Aussagen zulassen.

Als Alternative zu den angeführten Verfahren wurde die Gesamtprofilanalyse dargestellt, wobei in durchgeführten Untersuchungen die Ergebnisse der Einzel- und Gesamtprofil-Anpassung verglichen wurden [36]. Hierbei zeigten die durchgeführten Berechnungen, dass im Fall von Reflexüberlagerungen bei Verwendung der Gesamtprofil-Anpassung der entstehende Fehler in Abhängigkeit von der Qualität der Anpassung deutlich reduziert werden konnte.

### **2.3.2.1. Einzelprofil-Anpassung**

Durch die entsprechenden integralen Intensitäten von bestimmten Reflexgruppen, korrigiert um die Geometriefaktoren der jeweiligen Instrumentgeometrie, kann eine quantitative Phasenanalyse durchgeführt werden. Die integralen Intensitäten der Reflexe werden durch Anpassung von Profildfunktionen erhalten. Für die Erstellung der Profildfunktionen können verschiedene mathematische Modelle (Gauss, Lorentz, Pearson, Voigt, Pseudo-Voigt) verwendet werden, wobei im Allgemeinen die Anwendung von Pseudo-Voigt-Funktionen erfolgt, auf Grund der realitätsnäheren Beschreibung der Reflexformen [36].

Die Anwendbarkeit dieser Methode ist beschränkt auf untexturierte Materialien und setzt das Fehlen von Reflexüberlagerungen voraus. In der Regel werden folgende Reflexgruppen für die Analyse herangezogen:



ferritische Phase: {200}, {211}, {220}  
 austenitische Phase: {200}, {220}, {311}

Für die Berechnung der Phasenanteile muss berücksichtigt werden, dass auf Grund der unterschiedlichen Kristallgitter die Intensitäten der Reflexe mit einem Skalenfaktor R korrigiert werden müssen. Es ergibt sich folgende Formel für die Berechnung des Restaustenit-Gehalts:

$$RA_{V\%} = \left( \frac{\frac{I_Y}{R_Y}}{\frac{I_Y}{R_Y} + \frac{I_\alpha}{R_\alpha}} \right) * 100 \quad \text{(Formel 16)}$$

$RA_{V\%}$  ..... Gehalt an Restaustenit [V%]

$I_Y$  ..... integrale Intensität für einen Austenitreflex

$I_\alpha$  ..... integrale Intensität für einen Ferritreflex

$R_i$  ..... Skalenfaktor zur Berücksichtigung der Staukraft für die unterschiedlichen Netzebenen

### 2.3.2.2. Gesamtprofil-Anpassung

Bei der Anwendung der Gesamtprofil-Anpassung (Rietveld-Methode) erfolgt eine theoretische Berechnung des Diffraktogramms aus den kristallographischen Daten der enthaltenen Phasen in der untersuchten Probe. Aus dem breiten Repertoire an Eingangswerten (Raumgruppe, Gitterkonstanten, Kristallitgröße, theoretische Intensitäten beim Glanzwinkel, uvm.) können die Intensitäten der jeweiligen Datenpunkte aus ausgewählten Profildfunktionen (z.B. Gauss, Lorentz, Pseudo-Voigt, Paerson) und nach Abzug des Untergrundes berechnet werden. Die Anpassung des berechneten und des beobachteten Modells erfolgt in weiterer Folge über die Summe der kleinsten Fehlerquadrate. Für die Ermittlung des Massenanteils einer vorhandenen Phase k erfolgt das nachfolgende Rechenmodell [38-39].

$$I_i^{calc} = S_F \sum_k L_K |F_k|^2 S(2\theta_i - 2\theta_k) P_k A + I_{bg} + I_D + \sum_k S_k \quad \text{(Formel 17)}$$

$I_i^{calc}$  ..... Intensität am Profilpunkt i

$S_F$  ..... Skalenfaktor für das Gesamtprofil

$L_K$  ..... Lorentzkorrekturfaktor

$F_k$  ..... Strukturfaktor für das zugrunde gelegte Modell

$S(2\theta_i - 2\theta_k)$  Profildformfunktion

$P_k$  ..... Faktor zur Korrektur von Vorzugsorientierungen

$A$  ..... Absorptionsfaktor

$I_{bg}$  ..... Untergrund

$I_D$  ..... diffuser Intensitätsanteil

$S_k$  ..... Skalenfaktor für die einzelnen Phasen

Im Strukturfaktor  $F_{k,j}$  ist das jeweilige Strukturmodell der einzelnen Phasen berücksichtigt.

$$|F_{k,j}|^2 = S_k \left| \sum_{n=1}^N f_n e^{-B_n \frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2}} * (e^{2\pi i (hx_n + ky_n + lz_n)}) \right|^2 \quad \text{(Formel 18)}$$

$f_n$  ..... Streufaktor für das jeweilige Atom n

$B_n$  ..... isotroper Temperaturkoeffizient  
 $h, k, l$  ..... Miller'sche Indizes für einen Reflex  
 $x_n, y_n, z_n$  ..... Atomkoordinaten im direkten Raum  
 $\lambda$  ..... Wellenlänge der Strahlung [ $\text{\AA}$ ]

Aus dem Skalenfaktor der jeweiligen Phase  $k$  können anschließend mittels folgender Formel die Anteile in Massenprozenten bestimmt werden

$$x_k = \frac{S_k \cdot m_k}{\sum_{k=1}^{N_k} S_k \cdot m_k} \quad \text{(Formel 19)}$$

$x_k$  ..... Anteil der Phase  $k$  [Masse%]  
 $m_k$  ..... Masse der Einheitszelle der Phase  $k$

### 3. Praktische Durchführung

Im Zuge der praktischen Arbeit wurden pulver- und schmelzmetallurgische Materialvarianten untersucht. In der folgenden Tabelle werden die chemischen Zusammensetzungen der bereitgestellten schmelzmetallurgischen bzw. selbst hergestellten pulvermetallurgischen Ausgangsstähle gezeigt. Bei den PM-Stählen erfolgte die Herstellung von quaderförmigen Proben mit den Grundausmaßen von von 55 mm x 10 mm x 6mm . Die SM-Stähle wurden hingegen in Form von Rundstangen geliefert (100Cr6 und 42CrMo4  $\varnothing=40$  mm; S590  $\varnothing= 12$  mm).

**Tab.11: chemische Zusammensetzung der verwendeten Ausgangsstähle.**

Gesinterte pulvermetallurgische Stähle								
Stahlbezeichnung	Stahlpulver	Chem. Info. zum Pulver			Chem. Info. zum Stahl <sup>5</sup>			
Mo 0,3	Ast85Mo (vorlegiert)	0,85 Masse% Mo, Rest Fe			~0,85 Masse% Mo, ~0,30 Masse% C, Rest Fe			
Mo 0,5	Ast85Mo	0,85 Masse% Mo, Rest Fe			~0,85 Masse% Mo, ~0,50 Masse% C, Rest Fe			
Mo 0,7	Ast85Mo	0,85 Masse% Mo, Rest Fe			~0,85 Masse% Mo, ~0,70 Masse% C, Rest Fe			
Mo 1,0	Ast85Mo	0,85 Masse% Mo, Rest Fe			~0,85 Masse% Mo, ~1,00 Masse% C, Rest Fe			
Cr 0,3	AstCrA (vorlegiert)	1,80 Masse% Cr, Rest Fe			~1,80 Masse% Cr, ~0,30 Masse% C, Rest Fe			
Cr 0,5	AstCrA	1,80 Masse% Cr, Rest Fe			~1,80 Masse% Cr, ~0,50 Masse% C, Rest Fe			
Cr 0,7	AstCrA	1,80 Masse% Cr, Rest Fe			~1,80 Masse% Cr, ~0,70 Masse% C, Rest Fe			
Cr 1,0	AstCrA	1,80 Masse% Cr, Rest Fe			~1,80 Masse% Cr, ~1,00 Masse% C, ~0,50 Masse% Mo, Rest Fe			
Ni 0,3	AISI 4600 (vorlegiert)	4,00 Masse% Ni, 0,50 Masse% Mo, Rest Fe			~4,00 Masse% Ni, ~0,30 Masse% C, ~0,50 Masse% Mo, Rest Fe			
Ni 0,5	AISI 4600	4,00 Masse% Ni, 0,50 Masse% Mo, Rest Fe			~4,00 Masse% Ni, ~0,50 Masse% C, ~0,50 Masse% Mo, Rest Fe			
Ni 0,7	AISI 4600	4,00 Masse% Ni, 0,50 Masse% Mo, Rest Fe			~4,00 Masse% Ni, ~0,70 Masse% C, ~0,50 Masse% Mo, Rest Fe			
Ni 1,0	AISI 4600	4,00 Masse% Ni, 0,50 Masse% Mo, Rest Fe			~4,00 Masse% Ni, ~1,00 Masse% C, ~0,50 Masse% Mo, Rest Fe			
Schmelzmetallurgische Stähle								
Stahlbezeichnung/Werkstoff-Nr.	Chemische Zusammensetzung [Masse%]							
42CrMo4/1.7225 [40] min max	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	-
	0,38	-	0,60	-	-	0,90	0,15	-
	0,45	0,40	0,90	0,025	0,035	1,20	0,30	-
100Cr6/1.3505 [41] min max	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	-
	0,93	0,15	0,25	-	-	1,35	-	-
	1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,10	-

<sup>5</sup> gezeigt wird der eingestellte C-Gehalt, der tatsächliche C-Gehalt wird im Folgenden mittels LECO-Analysen bestimmt.

S590/1.3244 [42]	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>W</b>	<b>Co</b>
	1,20	0,60	0,30	4,20	5,00	3,00	6,30	8,40

Die Probenbezeichnung der pulvermetallurgischen Varianten erfolgte hierbei nach dem Hauptlegierungselement des für die Probenherstellung verwendeten Stahlpulvers sowie nach dem als Graphit zugesetzten Masseanteil an Kohlenstoff. Es ist an dieser Stelle darauf aufmerksam zu machen, dass der eingestellte Kohlenstoffgehalt durch den Sinterprozess verändert wird. Daher wird der Kohlenstoffgehalt der gesinterten Proben nachträglich mittels LECO-Messungen bestimmt, und die so erhaltenen Werte („combined carbon“) werden für die weiteren Berechnungen verwendet.

## **3.1. Herstellungsrouten der pulvermetallurgischen Varianten**

### **3.1.1. Verwendete Pulver**

Im Zuge der pulvermetallurgischen Herstellungsrouten wurden Fe-Mo-C-, Fe-Ni-C- und Fe-Cr-C-Stähle gefertigt, wobei der C-Gehalt über die Zugabe von Graphit variiert wurde.<sup>6</sup> Die verwendeten Metall- und Legierungspulver sowie das verwendete Presshilfsmittel sind im Folgenden zusammengefasst.

#### **Metallpulver**

- Verwendung von Ast85Mo-Pulver für die Herstellung der Fe-Mo-C-Stähle  
Ast85Mo: wasserverdüstertes, vorlegiertes Pulver mit 0,85 Masse% Mo, Rest Fe, der Fa. Höganäs, Schweden
- Verwendung von AstCrA-Pulver für die Herstellung der Fe-Cr-C-Stähle  
AstCrA: wasserverdüstertes, vorlegiertes Pulver mit 1,80 Masse% Cr, Rest Fe, der Fa. Höganäs, Schweden
- Verwendung von AISI 4600-Pulver für die Herstellung der Fe-Ni-C-Stähle  
AISI: wasserverdüstertes, vorlegiertes Pulver mit 4,00 Masse% Ni, 0,50 Masse% Mo, Rest Fe, der Fa. QMP (ehemals Mannesmann, jetzt Rio Tinto), Deutschland

#### **Legierungspulver**

- Kohlenstoff: UF4 (Naturgraphit, Kropfmühl, Deutschland)

#### **Presshilfsmittel**

- Höchst Wachs C (Ethylenbisstereamid, Höganäs, Schweden)

<sup>6</sup> Gewählte Kohlenstoffkonzentrationen der PM-Stähle: 0,3 Masse%, 0,5 Masse%, 0,7 Masse%, 1,0 Masse%

### 3.1.2. Herstellung der Pulvermischungen

Für die Ermittlung der notwendigen Einwaagen zur Herstellung der Pulvermischungen wurde der folgende Ansatz verwendet.

$$m_p^G = m_p^P * 6,5 = \rho_G^S * V_p^S * 6,5 \quad \text{(Formel 20)}$$

$$V_p^S = l_p * b_p * h_p \quad \text{(Formel 21)}$$

$$m_c^G = \frac{m_p^G}{100} * \text{Masse}\%_C \quad \text{(Formel 22)}$$

$$m_{SP}^G = m_p^G - m_c^G \quad \text{(Formel 23)}$$

- $m_p^P$  ..... notwendige Masse der Pulvermischung (Stahlpulver+Graphit) für die Herstellung eines Presslings [g]
- $\rho_G^S$  ..... geschätzte Gründichte eines Presslings [7,00 g/cm<sup>3</sup>]
- $V_p^S$  ..... geschätztes Volumen eines Presslings [cm<sup>3</sup>]
- $l_p$  ..... geschätzte Länge eines Presslings [55 mm]
- $b_p$  ..... geschätzte Breite eines Presslings [10 mm]
- $h_p$  ..... geschätzte Höhe eines Presslings [8 mm]
- $m_p^G$  ..... notwendige Gesamtmasse der Pulvermischung zur Herstellung von fünf identen Körpern [g]
- $m_c^G$  ..... notwendige Gesamtmenge an Graphit bei x Masse% C [g]
- $m_{SP}^G$  ..... notwendige Gesamtmenge an Stahlpulver bei x Masse% C [g]

Der Faktor 6,5 in dem gezeigten Ansatz wurde eingeführt, um zum einen zu berücksichtigen, dass fünf idente Proben pro Stahlvariante hergestellt werden sollen. Des weiteren wurde beachtet, dass ein Überschuss der Pulvermischung auf Grund von Verlusten beim Einfüllvorgang notwendig ist. In der angeführten Tabelle sind die verwendeten Einwaagen für die entsprechenden Varianten zusammengefasst.

**Tab.12: verwendete Einwaagen für die Herstellung der pulvermetallurgischen Varianten.**

Einstellender C-Gehalt [Masse%]	Masse des Stahlpulvers [g]	Masse an Graphit [g]	Masse an "Höchst Wachs C" [g]
0,3	199,60	0,60	1,20
0,5	199,20	1,00	1,20
0,7	198,80	1,40	1,20
1	198,20	2,00	1,20

Die Metallpulver wurden dabei mit entsprechenden Mengen Graphit gemischt, um den gewünschten C-Gehalt einzustellen. Des weiteren wurden 0,6 Masse%, bezogen auf die Summe der eingewogenen Massen an Graphit und an Basispulver, des Presshilfsmittels hinzugegeben, um beim nachfolgenden Pressschritt das Ausstoßen der Proben zu erleichtern. Die Pulvermischungen wurden anschließend in einer PE-Flasche mit Stahlkugeln und Stahlspirale für 10 min in einem Taumelmischer homogenisiert.

### **3.1.3. Pressen**

Der Pressvorgang erfolgte mit einem Druck von 600 MPa auf einer hydraulischen Presse der Fa. Jessernigg & Urban in einem Pulverpreßwerkzeug mit Schwebematrize, wodurch ein zweiseitiger Pressvorgang gewährleistet wird. Dabei ergaben sich Stahlproben mit einer rechteckigen Grundfläche von 55 mm x 10 mm. Es folgte eine Bestimmung der volumetrischen Gründichte der Rohlinge (aus Masse und Dimensionen).

### **3.1.4. Entwachsen**

Der Entwachsungsprozess wurde in einem elektrisch beheizten Durchstoßofen mit Kanthalheizung und einer Stahl-Muffel (1.4841) durchgeführt, wobei die Temperaturmessung mittels eines Ni-Ni/Cr Thermoelements erfolgte. Dabei wurden die Grünlinge zunächst in ein Sinterschiffchen aus Stahl gelegt, welches in weiterer Folge unter Ar-Gegenstrom (Durchfluss: 6 L/min, Reinheit: 99,999%) in der Heizzone des Aggregats platziert wurde. Die Temperatur der Heizzone war zuvor auf die entsprechende Entwachsungstemperatur von 600°C eingestellt worden. Der Entwachsungsprozess wurde anschließend für 45 min unter Ar-Atmosphäre (Durchfluss: 2 L/min, Reinheit: 99,999%) durchgeführt. Daraufhin wurde das Sinterschiffchen in die Kühlzone des Ofens geschoben, wo eine Abkühlung bis auf Raumtemperatur erfolgte. Um den Verlauf des Entwachsungsprozesses verfolgen zu können, wurde der prozentuelle Masseverlust der Proben bestimmt.

### **3.1.5. Sintern**

Der Sinterprozess erfolgte in einem elektrisch beheizten Durchstoßofen mit SiC-Stäben als Heizelementen und einer Kanthal APM-Muffel. Auf Grund der hohen Temperaturen des Vorgangs (1250°C) erfolgte die Temperaturmessung optisch mit einem Glühfadenpyrometer. Als Sinteratmosphäre wurde wiederum Ar (Durchfluss: 2 L/min, Reinheit: 99,999%) gewählt. Dabei wurde für die Platzierung der Proben in der Heizzone des Aggregats analog zum Entwachsungsprozess vorgegangen. Die Proben wurden daraufhin für 1 h bei den oben genannten Bedingungen gesintert. Anschließend wurde das Sinterschiffchen mit den Stahlproben in die Kühlzone des Ofens geschoben um eine Abkühlung (Kühlrate ca. 20 K/min) bis auf die Raumtemperatur zu gewährleisten.

Für die nachfolgende Bestimmung der Sinterdichte durch das Archimedische Prinzip erfolgte ein Imprägniervorgang mittels eines Nässeschutzes der Fa. Erdal durch Besprühen der Stahlproben. Die generierten gesinterten Stahlvarianten sind in Tabelle 11 zusammengefasst.

Um die Qualität der hergestellten pulvermetallurgischen Varianten, aber auch der bereitgestellten schmelzmetallurgischen Stähle, zu sichern, erfolgte die Bestimmung des E-Moduls (lediglich für die PM-Proben), der elektrischen Leitfähigkeit, der Makro- sowie der Mikrohärtete. Des Weiteren wurden metallographische Untersuchungen der jeweiligen Proben durchgeführt und die unterschiedlichen Gefügearten am Lichtmikroskop untersucht. Im Fall der pul-

vermetallurgischen Varianten erfolgte eine Bestimmung des tatsächlichen C-Gehaltes, da auf Grund der Aktivität des Graphits als Reduktionsmittel während des Sinterprozesses eine Veränderung der chemischen Zusammensetzung unausweichlich ist.

### **3.1.6. Bestimmung des C-Gehaltes**

Auf Grund der Wirkung des Kohlenstoffs als Reduktionsmittel im Zuge des Sinterprozesses, wodurch Oberflächenoxide des entsprechenden Pulvers reduziert werden, hat sich der eingestellte Kohlenstoffgehalt der Proben beim Sintern verändert. Die Bestimmung des tatsächlichen C-Gehaltes der gesinterten Proben erfolgte durch einen "CS230-Kohlenstoff-Schwefel-Determinator" der Firma "LECO". Dabei wird die Probe in einem Korund-Tiegel durch Koppelung von Mikrowellen, unterstützt durch die Zugabe von W-Pulver, unter Zufuhr von Sauerstoff sehr stark erhitzt, was zu einer vollständigen Oxidation der enthaltenen Elemente führt. Die dabei entstehenden gasförmigen Produkte ( $\text{CO}/\text{CO}_2$  und  $\text{SO}_2/\text{SO}_3$ ) entweichen, und es findet eine katalytische Umwandlung des Kohlenstoffmonoxids zu Kohlenstoffdioxid statt. Die Detektion der entstandenen Produkte erfolgt mittels Infrarotstrahlung, wobei die Quantifizierung des freigesetzten C bzw. S unterstützt durch eine vorhergehende Kalibration erfolgt.

Es wurde im Zuge der Messung repräsentativ eine Probe jeder Variante für die Messung herangezogen. Von diesen Prüfteilen wurden jeweils drei Stücke (ca. 0,5-0,7 g; ca. 6 mm x 5 mm x 3 mm) abgeschnitten, welche für die nachfolgenden LECO-Analysen herangezogen wurden. Aus den erhaltenen Daten erfolgte die Bestimmung des C-Gehaltes für jede dieser Probenstücke, und der daraus erhaltene Mittelwert wurde mit dem tatsächlichen C-Gehalt ("C-combined") der entsprechenden Variante gleichgesetzt.

## **3.2. Wärmebehandlung der Stähle**

### **3.2.1. Härten der Stähle**

Für das Härten der Stahlproben wurden drei unterschiedliche Austenitisierungstemperaturen ausgewählt. Im Fall der pulvermetallurgischen Varianten sowie des 42CrMo4 und des 100Cr6 wurden 800°C, 850°C und 900°C gewählt. Die Härtungstemperaturen für den Schnellarbeitsstahl S590 wurden aus dem Werkstoffdatenblatt (Böhler: S590) entnommen, wobei die Temperaturen 1080°C, 1130°C und 1180°C ausgewählt wurden [42].

Zunächst wurden drei PM-Probe von jeder der in Tabelle 11 gezeigten Ausgangsvarianten halbiert, wodurch quaderförmige Ausgangsstähle mit einer Probengeometrie von 27,5 mm x 10 mm x 6 mm erhalten wurden. Bei den Rundstangen der 100Cr6- und 42CrMo4-Stähle wurden jeweils sechs Scheiben mit einer Dicke von ca. 5 mm abgeschnitten. Im Fall des S590 wurden von der entsprechenden Rundstange 18 (unter Berücksichtigung der nachfolgenden Untersuchungen am Dilatometer und Anlassprozesse) Scheiben mit einer Dicke von ca. 3 mm abgeschnitten.

Das verwendete Heizaggregat für die Austenitisierung ist hierbei dem Kapitel 3.1.4. zu entnehmen. Ein Drittel der generierten Teilstücke wurden anschließend bei 800°C (1080°C für den S590) für 30 min unter Ar-Atmosphäre (Durchfluss 2 L/min, Reinheit: 99,999 %) geglüht, wobei die Platzierung der Proben in der Heizzone analog zum Entwachsungs- bzw. Sinterprozess erfolgte. Dem Glühvorgang folgte ein Abschreckprozess in kaltem Wasser, wobei davon auszugehen ist, dass das Überschreiten der oberen kritische Abkühlungsgeschwindigkeit in allen Fällen erreicht wurde. Daraufhin wurden die abgeschreckten Stähle getrocknet, woraufhin sofort jeweils bei der Hälfte dieser Proben ein Tiefkühlen im flüssigen N<sub>2</sub> angeschlossen wurde, um das diffusionslose Fortschreiten der Austenitumwandlung zu ermöglichen.

Dieses beschriebene Prozedere wurde für die beiden anderen gewählten Härtetemperaturen (850°C, 900°C bzw. 1130, 1180°C für den S590) bei jeweils einem weiteren Drittel der hergestellten unbehandelten Probenstücke analog durchgeführt. Daraus folgt, dass aus jeder Ausgangsprobe auf Grund der unterschiedlichen Glühtemperaturen sowie der unterschiedlichen Abschreckbedingungen sechs verschiedene Versionen durch den Härtungsprozess generiert wurden. In der angeführten Tabelle sind die erhaltenen gehärteten Proben zusammengefasst.

**Tab.13: Zusammenfassung der durch den Härteprozess erhaltenen Proben.**

In Wasser abgeschreckt				In Wasser abgeschreckt+tiefgekühlt in liqu. N <sub>2</sub>			
Probe	A <sub>T</sub> =800°C	A <sub>T</sub> =850°C	A <sub>T</sub> =900°C	Probe	A <sub>T</sub> =800°C	A <sub>T</sub> =850°C	A <sub>T</sub> =900°C
Mo 0,3	Mo 0,3_800	Mo 0,3_850	Mo 0,3_900	Mo 0,3	Mo 0,3_800+N <sub>2</sub>	Mo 0,3_850+N <sub>2</sub>	Mo 0,3_900+N <sub>2</sub>
Mo 0,5	Mo 0,5_800	Mo 0,5_850	Mo 0,5_900	Mo 0,5	Mo 0,5_800+N <sub>2</sub>	Mo 0,5_850+N <sub>2</sub>	Mo 0,5_900+N <sub>2</sub>
Mo 0,7	Mo 0,7_800	Mo 0,7_850	Mo 0,7_900	Mo 0,7	Mo 0,7_800+N <sub>2</sub>	Mo 0,7_850+N <sub>2</sub>	Mo 0,7_900+N <sub>2</sub>
Mo 1	Mo 1,0_800	Mo 1,0_850	Mo 1,0_900	Mo 1	Mo 1,0_800+N <sub>2</sub>	Mo 1,0_850+N <sub>2</sub>	Mo 1,0_900+N <sub>2</sub>
Cr 0,3	Cr 0,3_800	Cr 0,3_850	Cr 0,3_900	Cr 0,3	Cr 0,3_800+N <sub>2</sub>	Cr 0,3_850+N <sub>2</sub>	Cr 0,3_900+N <sub>2</sub>
Cr 0,5	Cr 0,5_800	Cr 0,5_850	Cr 0,5_900	Cr 0,5	Cr 0,5_800+N <sub>2</sub>	Cr 0,5_850+N <sub>2</sub>	Cr 0,5_900+N <sub>2</sub>
Cr 0,7	Cr 0,7_800	Cr 0,7_850	Cr 0,7_900	Cr 0,7	Cr 0,7_800+N <sub>2</sub>	Cr 0,7_850+N <sub>2</sub>	Cr 0,7_900+N <sub>2</sub>
Cr 1,0	Cr 1,0_800	Cr 1,0_850	Cr 1,0_900	Cr 1,0	Cr 1,0_800+N <sub>2</sub>	Cr 1,0_850+N <sub>2</sub>	Cr 1,0_900+N <sub>2</sub>
Ni 0,3	Ni 0,3_800	Ni 0,3_850	Ni 0,3_900	Ni 0,3	Ni 0,3_800+N <sub>2</sub>	Ni 0,3_850+N <sub>2</sub>	Ni 0,3_900+N <sub>2</sub>
Ni 0,5	Ni 0,5_800	Ni 0,5_850	Ni 0,5_900	Ni 0,5	Ni 0,5_800+N <sub>2</sub>	Ni 0,5_850+N <sub>2</sub>	Ni 0,5_900+N <sub>2</sub>
Ni 0,7	Ni 0,7_800	Ni 0,7_850	Ni 0,7_900	Ni 0,7	Ni 0,7_800+N <sub>2</sub>	Ni 0,7_850+N <sub>2</sub>	Ni 0,7_900+N <sub>2</sub>
Ni 1,0	Ni 1,0_800	Ni 1,0_850	Ni 1,0_900	Ni 1,0	Ni 1,0_800+N <sub>2</sub>	Ni 1,0_850+N <sub>2</sub>	Ni 1,0_900+N <sub>2</sub>
42CrMo4	42CrMo4 800	42CrMo4 850	42CrMo4 900	42CrMo4	42CrMo4 800+N <sub>2</sub>	42CrMo4 850+N <sub>2</sub>	42CrMo4 900+N <sub>2</sub>



100Cr6	100Cr68 00	100Cr6 850	100Cr6 900	100Cr6	100Cr6 800+N2	100Cr6 850+N2	100Cr6 900+N2
<b>Probe</b>	<b>A<sub>T</sub>=1080° C</b>	<b>A<sub>T</sub>=1130°C</b>	<b>A<sub>T</sub>=1180°C</b>	<b>Probe</b>	<b>A<sub>T</sub>=1080°C</b>	<b>A<sub>T</sub>=1130°C</b>	<b>A<sub>T</sub>=1180°C</b>
S590	S590 1080	S590 1130	S590 1180	S590	S590 1080+N2	S590 1130+N2	S590 1180+N2

Die Probenbezeichnung der gehärteten Varianten erfolgte nach der Art der Ausgangsprobe (Tabelle 11), nach der Austenitisierungstemperatur sowie nach der Art des Abschreckprozesses.

### **3.2.2. Dilatometerversuche**

Um die Anlasstemperaturen für die gehärteten Stahlproben festzulegen, wurden Dilatometerkurven mittels eines Einstabdilatometers "DIL 402 C" der Firma "Netzsch" mit Korundmeßsystem aufgenommen, wodurch gemäß der Aufgabenstellung aus den erhaltenen Signalen drei verschiedene Temperaturen ausgewählt werden sollten.

Es wurden für die Messungen jene gehärteten Varianten untersucht, welche bei 800°C (1080°C für den S590) geglüht worden waren, wobei jeweils eine wassergehärtete und eine gehärtete + tiefgekühlte Probe herangezogen wurde. Von den PM-Stählen wurde jeweils ein Stück abgeschnitten, wobei sich eine Probengeometrie von 10 mm x 6 mm x 4 mm ergab. Bei den SM-Stählen wurden die gehärteten Scheiben so zurechtgeschnitten, so dass sich ebenfalls quaderförmige Proben ergaben. Im Fall der 42CrMo4- und 100Cr6-Stähle wurde eine Geometrie von 10 mm x 6 mm x 4 mm erzeugt. Auf Grund des geringen Durchmessers der S590-Rundstange, welche als Ausgangsmaterial diente, kam eine wesentlich kleinere Probengeometrie heraus (4 mm x 3 mm x 3 mm).

Die Probenstücke wurden so im Dilatometer platziert, dass die Messung der thermischen Ausdehnung an der längsten Seite des Quaders erfolgte. Dabei wurden die Stähle einem einstellten Zeit-Temperatur-Programm (Heizrata 5 K/min) ausgesetzt. Als Schutzgasatmosphäre wurde He eingesetzt. Im Zuge der Messung wurde die Längenänderung der Probe in Abhängigkeit von der entsprechenden Temperatur aufgezeichnet, woraus in weiterer Folge aus eintretenden Veränderungen des Ausdehnungsverhaltens Informationen über die Temperaturbereiche der jeweiligen Anlassstufen erhalten werden können. Die nachfolgenden Abbildungen zeigen schematisch eine Auswahl der erhaltenen Dilatometerkurven der entsprechenden gehärteten Stahlproben; es sind sowohl die relative Längenänderung als auch die Längenänderungsraten dargestellt.

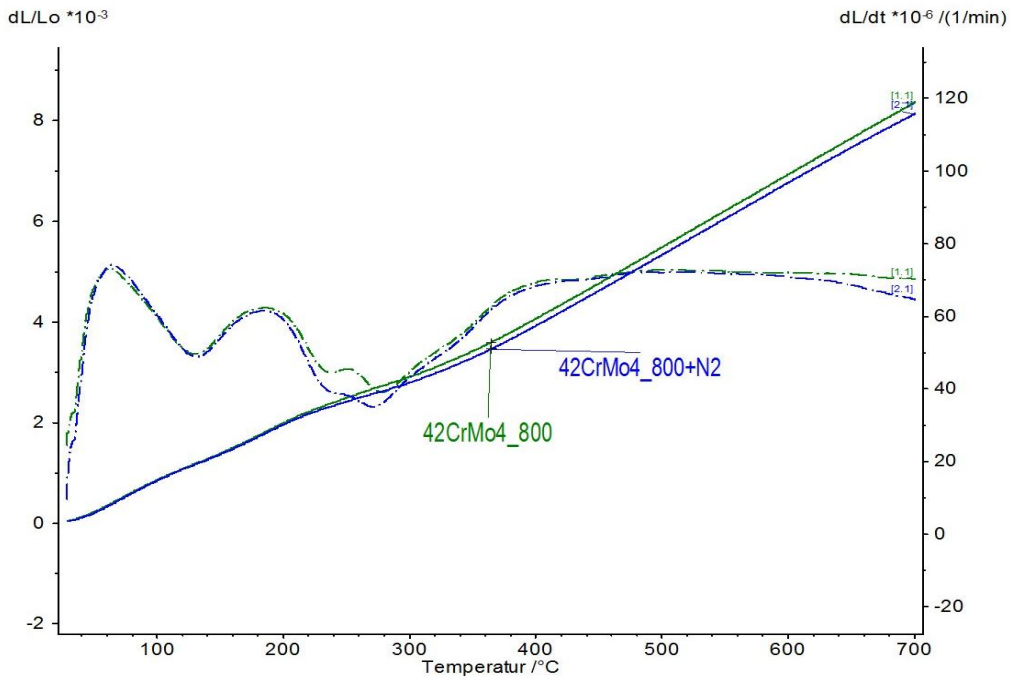


Abb.14: Dilatometerkurven, aufgenommen an wassergehärteten bzw. gehärteten und tiefgekühlten 42CrMo4-Stählen (abgeschreckt von 800°C).

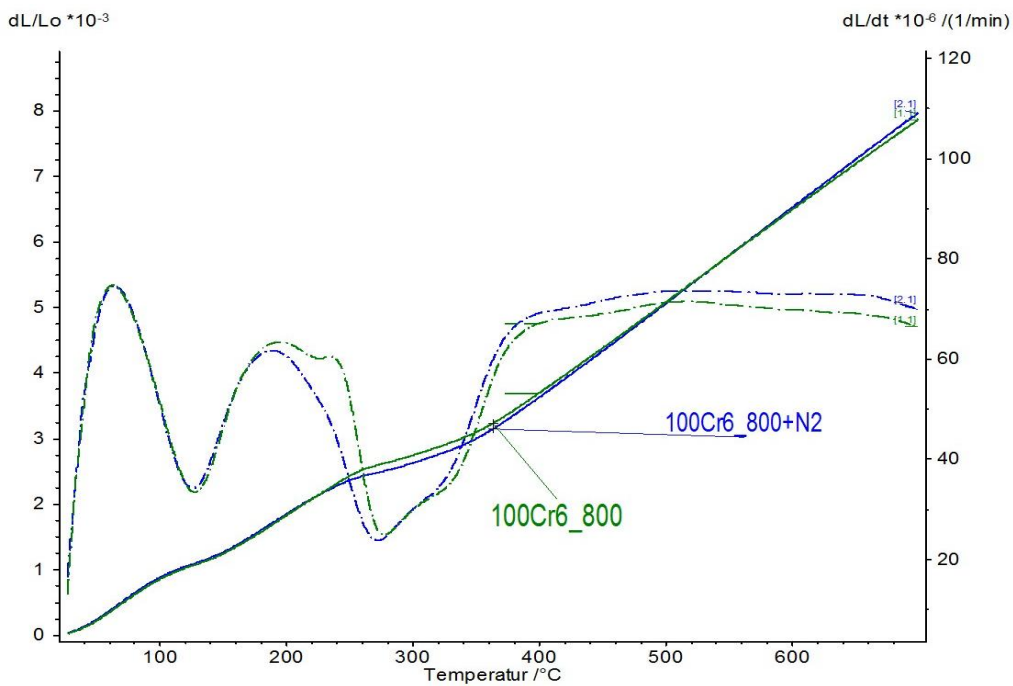


Abb.15: Dilatometerkurven, aufgenommen an wassergehärteten bzw. gehärteten und tiefgekühlten 100Cr6-Stählen (abgeschreckt von 800°C).

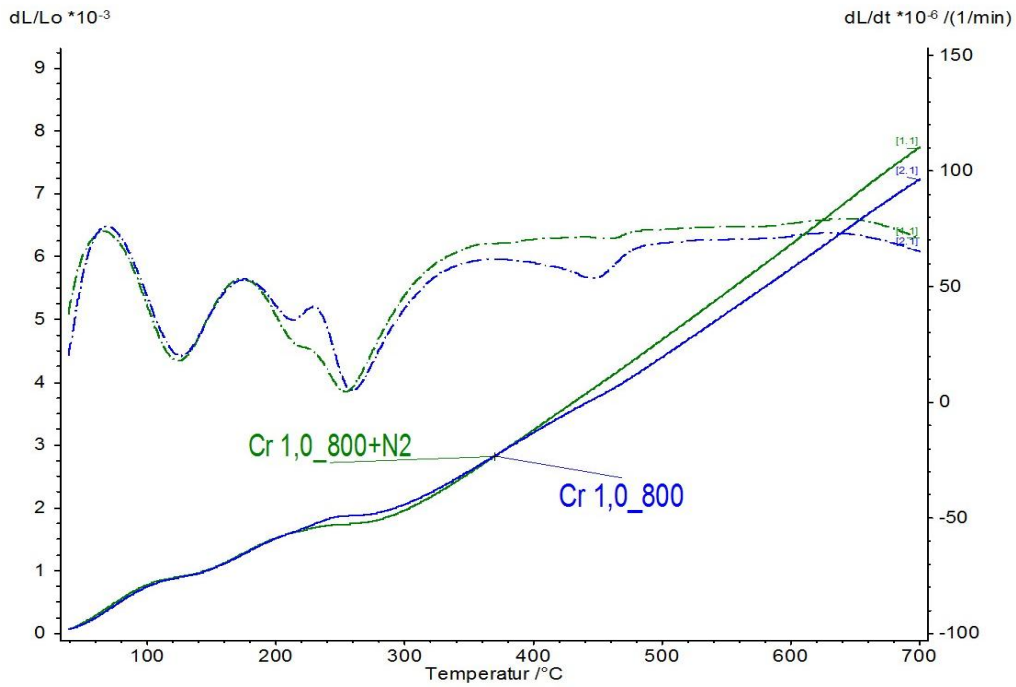


Abb.16: Dilatometerkurven, aufgenommen an wassergehärteten bzw. gehärteten und tiefgekühlten Cr 1,0-Sinterstählen (abgeschreckt von 800°C).

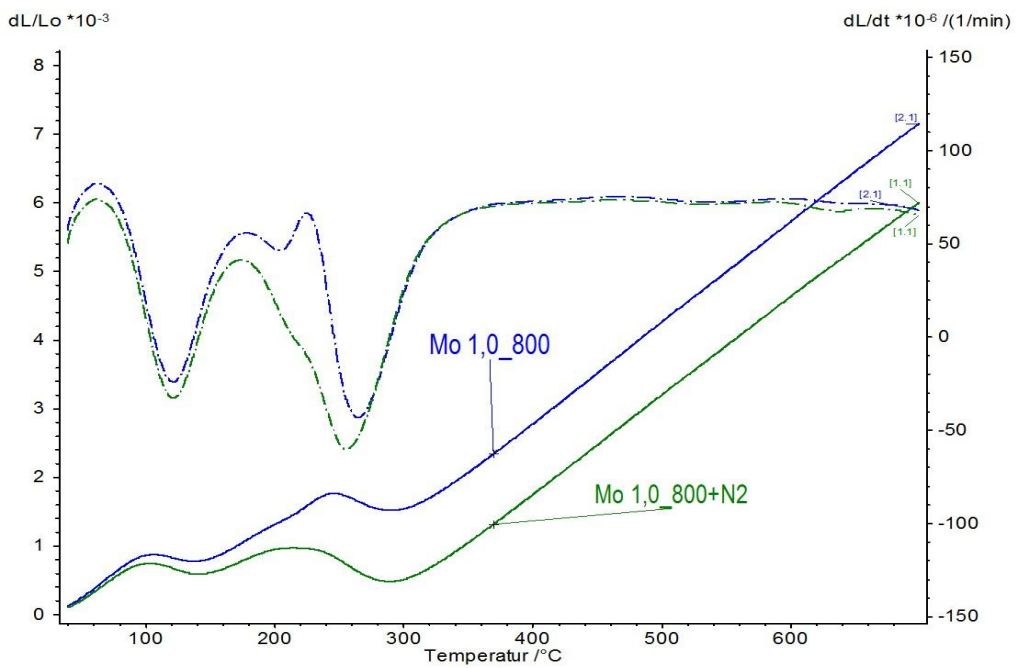
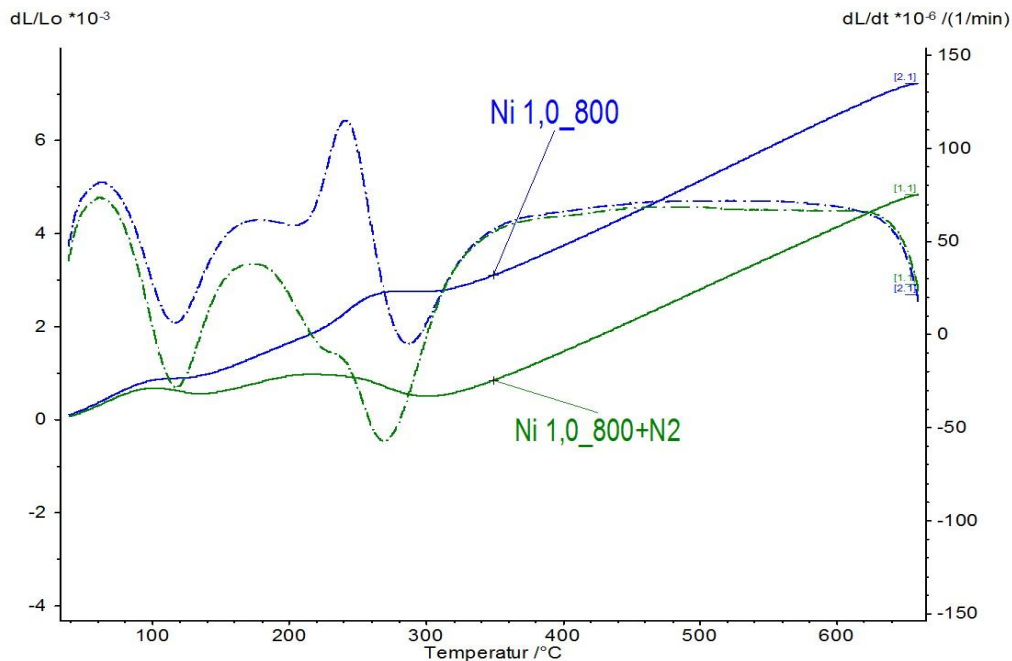


Abb.17: Dilatometerkurven, aufgenommen an wassergehärteten bzw. gehärteten und tiefgekühlten Mo 1,0-Sinterstählen (abgeschreckt von 800°C).



**Abb.18: Dilatometerkurven, aufgenommen an wassergehärteten bzw. gehärteten und tiefgekühlten Ni 1,0-Sinterstählen (abgeschreckt von 800°C).**

Aus den Ergebnissen der angeführten Dilatometerkurven erfolgte die Wahl der Anlasstemperaturen für den nachfolgenden Anlassprozess. Hierbei werden die Veränderungen des Ausdehnungsverhaltens des Materials beobachtet und deren Temperaturbereiche ermittelt, da diese Signale Hinweise auf die unterschiedlichen Anlasstufen liefern. Durch diese Temperaturbereiche können wiederum die Anlasstemperaturen so festgelegt werden, dass die gehärteten Proben im nachfolgenden Anlassprozess unterschiedliche Anlasstufen durchlaufen. Da in allen zuvor gezeigten Darstellungen die Änderungen des Ausdehnungsverhaltens in ähnlichen Temperaturbereichen lokalisiert sind, wurde entschieden, dass all diese Stähle unter den gleichen Temperaturen angelassen werden (150°C, 300°C und 400°C).

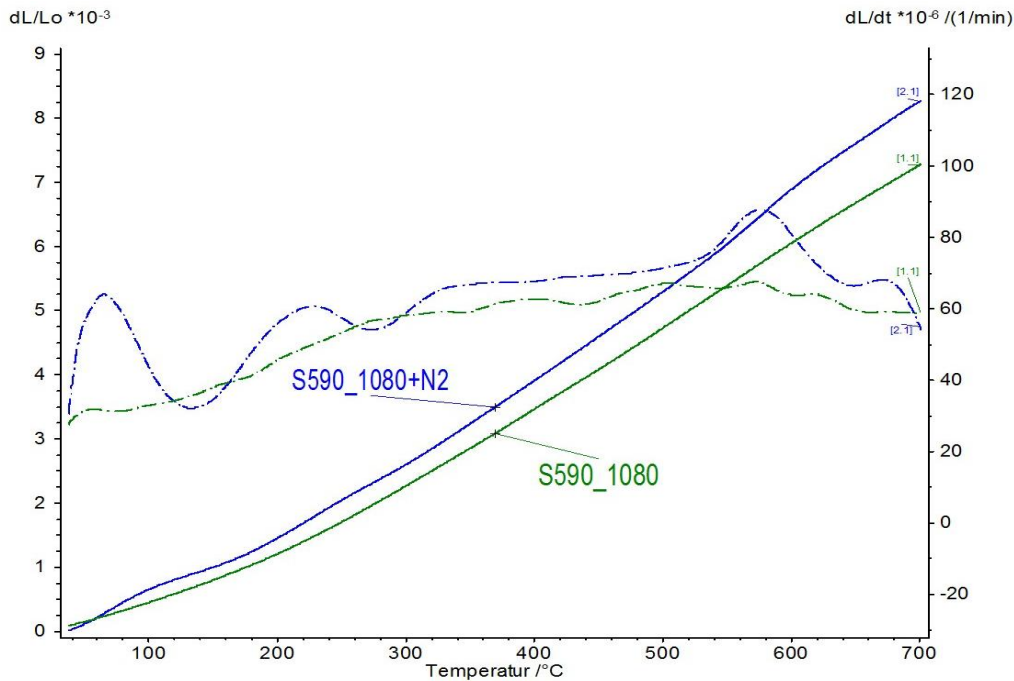


Abb.19: Dilatometerkurven der gehärteten S590-Stähle (1080°C).

Im Fall des S590 wurde entschieden, aus Gründen der einfacheren Handhabung die gleichen Anlasstemperaturen zu verwenden wie für die anderen Varianten (150°C, 300°C und 400°C). Dabei muss allerdings berücksichtigt werden, dass die gewählten Temperaturen für Schnellarbeitsstähle wie den S590 relativ niedrig sind. Gemäß dem Werkstoffdatenblatt (Böhler: S590) werden Temperaturen von 560°C sowie das mehrfache Anlassen empfohlen, um eine vollständige Umwandlung des Restaustenits zu gewährleisten. Daher ist zu erwarten, dass in den späteren Messungen bei den angelassenen S590-Stählen kein signifikanter Austenitzerfall detektiert wird.

### 3.2.3. Anlassen der Stähle

Für den Anlassprozess wurden zunächst die gehärteten Ausgangsvarianten adäquat geteilt. Dabei wurden die gehärteten PM-Stähle zunächst in drei gleich große Teile (ca. 10 mm x 6 mm x 6 mm) geschnitten. Bei den 42CrMo4- und 100Cr6-Stählen wurden pro gehärteter Variante drei quaderförmige Stücke (ca. 10 mm x 5 mm x 3 mm) geformt. Im Fall des S590 wurden halbierte, gehärtete Stahlscheiben verwendet.

Bei jeder der gewählten Anlasstemperaturen wurde pro gehärteter Variante aus Tabelle 13 eine Probe mit der oben gezeigten Geometrie wärmebehandelt. Der Anlassprozess bei 150°C wurde in einem Trockenschrank Modell 56 der Fa. Binder für 2 h durchgeführt, wobei auf Grund der niedrigen Temperaturen auf eine Schutzgasatmosphäre verzichtet wurde. Anschließend wurden die Proben bei Raumtemperatur an Luft abgekühlt.

Das für die Anlassprozesse bei 300°C bzw. 400°C verwendete Heizaggregat ist dem Kapitel 3.1.4. zu entnehmen. Dabei wurde die Heizzone zunächst auf die entsprechende Temperatur erwärmt, wonach ein Sinterschiffchen mit den gehärteten Stahlproben unter Ar-Gegenstrom

(Durchfluss: 6 L/min, Reinheit: 99,999%) dort platziert wurde. Die Proben wurden daraufhin für 2 h unter Ar-Atmosphäre (Durchfluss 2 L/min, Reinheit: 99,999%) bei der entsprechenden Temperatur angelassen. Danach wurde das Sinterschiffchen in die Kühlzone des Ofens geschoben, wo eine Abkühlung bis auf Raumtemperatur erfolgte. Durch den Anlassprozess wurden aus jeder der gehärteten Stahlproben drei weitere Versionen generiert, welche an Hand der folgenden Tabelle dargestellt sind.

**Tab.14 Zusammenfassung und Codierung der Proben nach dem Anlassprozess.**

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
Mo 0,3_800	Mo 0,3_800_150	Mo 0,3_800_300	Mo 0,3_800_400
Mo 0,5_800	Mo 0,5_800_150	Mo 0,5_800_300	Mo 0,5_800_400
Mo 0,7_800	Mo 0,7_800_150	Mo 0,7_800_300	Mo 0,7_800_400
Mo 1,0_800	Mo 1,0_800_150	Mo 1,0_800_300	Mo 1,0_800_400
Mo 0,3_800+N2	Mo 0,3_800+N2_150	Mo 0,3_800+N2_300	Mo 0,3_800+N2_400
Mo 0,5_800+N2	Mo 0,5_800+N2_150	Mo 0,5_800+N2_300	Mo 0,5_800+N2_400
Mo 0,7_800+N2	Mo 0,7_800+N2_150	Mo 0,7_800+N2_300	Mo 0,7_800+N2_400
Mo 1,0_800+N2	Mo 1,0_800+N2_150	Mo 1,0_800+N2_300	Mo 1,0_800+N2_400
Cr 0,3_800	Cr 0,3_800_150	Cr 0,3_800_300	Cr 0,3_800_400
Cr 0,5_800	Cr 0,5_800_150	Cr 0,5_800_300	Cr 0,5_800_400
Cr 0,7_800	Cr 0,7_800_150	Cr 0,7_800_300	Cr 0,7_800_400
Cr 1_800	Cr 1_800_150	Cr 1_800_300	Cr 1_800_400
Cr 0,3_800+N2	Cr 0,3_800+N2_150	Cr 0,3_800+N2_300	Cr 0,3_800+N2_400
Cr 0,5_800+N2	Cr 0,5_800+N2_150	Cr 0,5_800+N2_300	Cr 0,5_800+N2_400
Cr 0,7_800+N2	Cr 0,7_800+N2_150	Cr 0,7_800+N2_300	Cr 0,7_800+N2_400
Cr 1_800+N2	Cr 1_800+N2_150	Cr 1_800+N2_300	Cr 1_800+N2_400
Ni 0,3_800	Ni 0,3_800_150	Ni 0,3_800_300	Ni 0,3_800_400
Ni 0,5_800	Ni 0,5_800_150	Ni 0,5_800_300	Ni 0,5_800_400
Ni 0,7_800	Ni 0,7_800_150	Ni 0,7_800_300	Ni 0,7_800_400
Ni 1,0_800	Ni 1,0_800_150	Ni 1,0_800_300	Ni 1,0_800_400
Ni 0,3_800+N2	Ni 0,3_800+N2_150	Ni 0,3_800+N2_300	Ni 0,3_800+N2_400
Ni 0,5_800+N2	Ni 0,5_800+N2_150	Ni 0,5_800+N2_300	Ni 0,5_800+N2_400
Ni 0,7_800+N2	Ni 0,7_800+N2_150	Ni 0,7_800+N2_300	Ni 0,7_800+N2_400
Ni 1,0_800+N2	Ni 1,0_800+N2_150	Ni 1,0_800+N2_300	Ni 1,0_800+N2_400
42CrMo4_800	42CrMo4_800_150	42CrMo4_800_300	42CrMo4_800_400
42CrMo4_800+N2	42CrMo4_800+N2_150	42CrMo4_800+N2_300	42CrMo4_800+N2_400
100Cr6_800	100Cr6_800_150	100Cr6_800_300	100Cr6_800_400
100Cr6_800+N2	100Cr6_800+N2_150	100Cr6_800+N2_300	100Cr6_800+N2_400
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
Mo 0,3_850	Mo 0,3_850_150	Mo 0,3_850_300	Mo 0,3_850_400
Mo 0,5_850	Mo 0,5_850_150	Mo 0,5_850_300	Mo 0,5_850_400
Mo 0,7_850	Mo 0,7_850_150	Mo 0,7_850_300	Mo 0,7_850_400
Mo 1,0_850	Mo 1,0_850_150	Mo 1,0_850_300	Mo 1,0_850_400
Mo 0,3_850+N2	Mo 0,3_850+N2_150	Mo 0,3_850+N2_300	Mo 0,3_850+N2_400
Mo 0,5_850+N2	Mo 0,5_850+N2_150	Mo 0,5_850+N2_300	Mo 0,5_850+N2_400
Mo 0,7_850+N2	Mo 0,7_850+N2_150	Mo 0,7_850+N2_300	Mo 0,7_850+N2_400
Mo 1,0_850+N2	Mo 1,0_850+N2_150	Mo 1,0_850+N2_300	Mo 1,0_850+N2_400

Cr 0,3_850	Cr 0,3_850_150	Cr 0,3_850_300	Cr 0,3_850_400
Cr 0,5_850	Cr 0,5_850_150	Cr 0,5_850_300	Cr 0,5_850_400
Cr 0,7_850	Cr 0,7_850_150	Cr 0,7_850_300	Cr 0,7_850_400
Cr 1_850	Cr 1_850_150	Cr 1_850_300	Cr 1_850_400
Cr 0,3_850+N2	Cr 0,3_850+N2_150	Cr 0,3_850+N2_300	Cr 0,3_850+N2_400
Cr 0,5_850+N2	Cr 0,5_850+N2_150	Cr 0,5_850+N2_300	Cr 0,5_850+N2_400
Cr 0,7_850+N2	Cr 0,7_850+N2_150	Cr 0,7_850+N2_300	Cr 0,7_850+N2_400
Cr 1_850+N2	Cr 1_850+N2_150	Cr 1_850+N2_300	Cr 1_850+N2_400
Ni 0,3_850	Ni 0,3_850_150	Ni 0,3_850_300	Ni 0,3_850_400
Ni 0,5_850	Ni 0,5_850_150	Ni 0,5_850_300	Ni 0,5_850_400
Ni 0,7_850	Ni 0,7_850_150	Ni 0,7_850_300	Ni 0,7_850_400
Ni 1,0_850	Ni 1,0_850_150	Ni 1,0_850_300	Ni 1,0_850_400
Ni 0,3_850+N2	Ni 0,3_850+N2_150	Ni 0,3_850+N2_300	Ni 0,3_850+N2_400
Ni 0,5_850+N2	Ni 0,5_850+N2_150	Ni 0,5_850+N2_300	Ni 0,5_850+N2_400
Ni 0,7_850+N2	Ni 0,7_850+N2_150	Ni 0,7_850+N2_300	Ni 0,7_850+N2_400
Ni 1,0_850+N2	Ni 1,0_850+N2_150	Ni 1,0_850+N2_300	Ni 1,0_850+N2_400
42CrMo4_850	42CrMo4_850_150	42CrMo4_850_300	42CrMo4_850_400
42CrMo4_850+N2	42CrMo4_850+N2_150	42CrMo4_850+N2_300	42CrMo4_850+N2_400
100Cr6_850	100Cr6_850_150	100Cr6_850_300	100Cr6_850_400
100Cr6_850+N2	100Cr6_850+N2_150	100Cr6_850+N2_300	100Cr6_850+N2_400
<b>Austenitisierungstemperatur=400°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
Mo 0,3_900	Mo 0,3_900_150	Mo 0,3_900_300	Mo 0,3_900_400
Mo 0,5_900	Mo 0,5_900_150	Mo 0,5_900_300	Mo 0,5_900_400
Mo 0,7_900	Mo 0,7_900_150	Mo 0,7_900_300	Mo 0,7_900_400
Mo 1,0_900	Mo 1,0_900_150	Mo 1,0_900_300	Mo 1,0_900_400
Mo 0,3_900+N2	Mo 0,3_900+N2_150	Mo 0,3_900+N2_300	Mo 0,3_900+N2_400
Mo 0,5_900+N2	Mo 0,5_900+N2_150	Mo 0,5_900+N2_300	Mo 0,5_900+N2_400
Mo 0,7_900+N2	Mo 0,7_900+N2_150	Mo 0,7_900+N2_300	Mo 0,7_900+N2_400
Mo 1,0_900+N2	Mo 1,0_900+N2_150	Mo 1,0_900+N2_300	Mo 1,0_900+N2_400
Cr 0,3_900	Cr 0,3_900_150	Cr 0,3_900_300	Cr 0,3_900_400
Cr 0,5_900	Cr 0,5_900_150	Cr 0,5_900_300	Cr 0,5_900_400
Cr 0,7_900	Cr 0,7_900_150	Cr 0,7_900_300	Cr 0,7_900_400
Cr 1_900	Cr 1_900_150	Cr 1_900_300	Cr 1_900_400
Cr 0,3_900+N2	Cr 0,3_900+N2_150	Cr 0,3_900+N2_300	Cr 0,3_900+N2_400
Cr 0,5_900+N2	Cr 0,5_900+N2_150	Cr 0,5_900+N2_300	Cr 0,5_900+N2_400
Cr 0,7_900+N2	Cr 0,7_900+N2_150	Cr 0,7_900+N2_300	Cr 0,7_900+N2_400
Cr 1_900+N2	Cr 1_900+N2_150	Cr 1_900+N2_300	Cr 1_900+N2_400
Ni 0,3_900	Ni 0,3_900_150	Ni 0,3_900_300	Ni 0,3_900_400
Ni 0,5_900	Ni 0,5_900_150	Ni 0,5_900_300	Ni 0,5_900_400
Ni 0,7_900	Ni 0,7_900_150	Ni 0,7_900_300	Ni 0,7_900_400
Ni 1,0_900	Ni 1,0_900_150	Ni 1,0_900_300	Ni 1,0_900_400
Ni 0,3_900+N2	Ni 0,3_900+N2_150	Ni 0,3_900+N2_300	Ni 0,3_900+N2_400
Ni 0,5_900+N2	Ni 0,5_900+N2_150	Ni 0,5_900+N2_300	Ni 0,5_900+N2_400
Ni 0,7_900+N2	Ni 0,7_900+N2_150	Ni 0,7_900+N2_300	Ni 0,7_900+N2_400
Ni 1,0_900+N2	Ni 1,0_900+N2_150	Ni 1,0_900+N2_300	Ni 1,0_900+N2_400
42CrMo4_900	42CrMo4_900_150	42CrMo4_900_300	42CrMo4_900_400
42CrMo4_900+N2	42CrMo4_900+N2_150	42CrMo4_900+N2_300	42CrMo4_900+N2_400

100Cr6_900	100Cr6_900_150	100Cr6_900_300	100Cr6_900_400
100Cr6_900+N2	100Cr6_900+N2_150	100Cr6_900+N2_300	100Cr6_900+N2_400
<b>Austenitisierungstemperatur=1080°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
S590_1080	S590_1080	S590_1080	S590_1080
S590_1080+N2	S590_1080+N2	S590_1080+N2	S590_1080+N2
<b>Austenitisierungstemperatur=1130°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
S590_1130	S590_1130	S590_1130	S590_1130
S590_1130+N2	S590_1130+N2	S590_1130+N2	S590_1130+N2
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>			
<b>Gehärtete Probe</b>	<b>Anlasstemperatur=150°C</b>	<b>Anlasstemperatur=300°C</b>	<b>Anlasstemperatur=400°C</b>
S590_1180	S590_1180	S590_1180	S590_1180
S590_1180+N2	S590_1180+N2	S590_1180+N2	S590_1180+N2

Die Probenbezeichnung erfolgte nach der Art der gehärteten Ausgangsvariante sowie durch die Berücksichtigung der Anlasstemperatur.

### **3.3. Durchführung der unterstützenden Analysen**

Um zu gewährleisten, dass bei der Probenherstellung sowie dem angeschlossenen Härtings- sowie Vergütungsprozesses keine Fehler unterlaufen waren, wurden unterstützende Analyseverfahren verwendet. Diese können als eine Art Qualitätssicherung angesehen werden. Darüber hinaus dienen die dabei generierten Ergebnisse dazu, die Berechnungen sowie die Resultate der Restaustenit-Quantifizierungen nachvollziehbar zu gestalten. In den folgenden Kapiteln wird auf die praktische Durchführung der verwendeten Methoden eingegangen.

#### **3.3.1. Probenpräparation für die Metallographie**

Von den gesinterten, gehärteten und angelassenen Proben wurde je ein passendes Probenstück abgeschnitten und in Bakelit bei 180°C eingebettet. Daraufhin wurde die Oberfläche jeder Probe geschliffen, bevor die entsprechenden Polierschritte folgten, welche durch das nachfolgende Schema zusammengefasst sind.

- 1. Schritt: Schleifen mittels einer 250 µm-Schleifscheibe für 3 min unter der Zufuhr von Kühlwasser an einem TegraPol-31 der Fa. Struers
- 2. Schritt: Polieren für 10 min mittels einer 9 µm-Schleifscheibe an einem TegraPol-31 der Fa. Struers unter automatischer Dosierung von DiaPro Allegro (9 µm Diamantsuspension) mittels eines TegraDoser-5 der Fa. Struers
- 3. Schritt: Polieren mittels einer 7 µm-Diamantscheibe und 7 µm Diamantsuspension für ca. 5 min (händische Durchführung)
- 4. Schritt: Polieren für 6 min mittels einer 3 µm-Schleifscheibe an einem TegraPol-31 der Fa. Struers unter automatischer Dosierung von DiaPro-Dac3 (3 µm Diamantsuspension) mittels eines TegraDoser-5 der Fa. Struers



- 5. Schritt: Polieren mittels einer 1 µm Korundscheide und einer 1 µm Tonerde-Suspension für 3 min (händische Durchführung)

Anschließend wurden die Proben am Lichtmikroskop untersucht, wobei im Fall der pulvermetallurgischen Stähle die freigelegten Poren beobachtet werden konnten.

Als weiterer Schritt erfolgte eine Ätzung der Oberflächen mit einer 1%-Nitallösung, um die Gefüge, welche im weiteren Verlauf ebenfalls an Hand des Lichtmikroskops analysiert wurden, sichtbar zu machen. Die hierzu erhaltenen Ergebnisse sowie Auszüge aus den Aufnahmen der mikroskopischen Untersuchungen werden im Kapitel 4.2.1. aufgezeigt und diskutiert.

### **3.3.2. Bestimmung des E-Moduls**

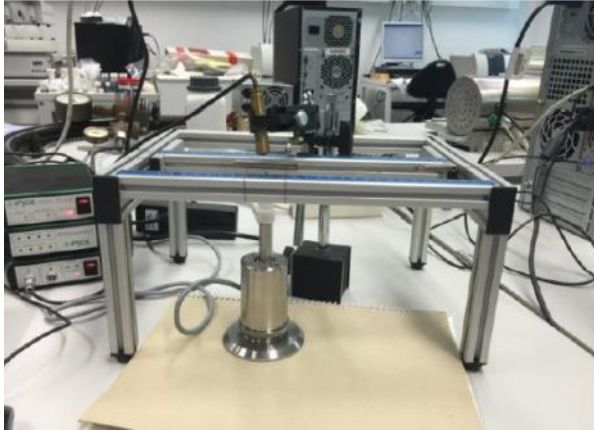
Für die Bestimmung des E-Moduls wurde die zerstörungsfreie Resonanzfrequenzmethode durch ein "IMCE RFDA PU-EX"-Gerät sowie integrierter Software verwendet. Hierbei erfolgt mittels eines Impulswerkzeugs eine automatische Probenanregung und eine Aufnahme des entstehenden akustischen Signals mittels eines Mikrophons. Durch eine Software-basierte Aufbereitung des Signals (Fourier-Transformation) wird die Berechnung des Frequenzspektrums durchgeführt. Durch die Korrelation der erhaltenen Resonanzfrequenz mit der Masse sowie Geometrie der Probe erfolgt gemäß ASTM C1548 die Bestimmung des dynamischen E-Moduls durch die angeführte Formel.

$$E = 0,9465 * \left(\frac{m * f_f^2}{b}\right) * \left(\frac{l^3}{h^3}\right) * T_1 \quad \text{(Formel 24)}$$

E ..... E-Modul [GPa]  
 f<sub>f</sub> ..... flexurale Resonanzfrequenz [Hz]  
 m ..... Masse der Probe [g]  
 b ..... Breite der Probe [mm]  
 l ..... Länge der Probe [mm]  
 h ..... Höhe der Probe [mm]  
 T<sub>1</sub> ..... Korrekturfaktor

$$T_1 = 1 + 7,4 * 10^{-2} * \frac{b^2 + h^2}{l^2} \quad \text{(Formel 25)}$$

Der verwendete gerätetechnische Aufbau ist in der folgenden Abbildung dargestellt.



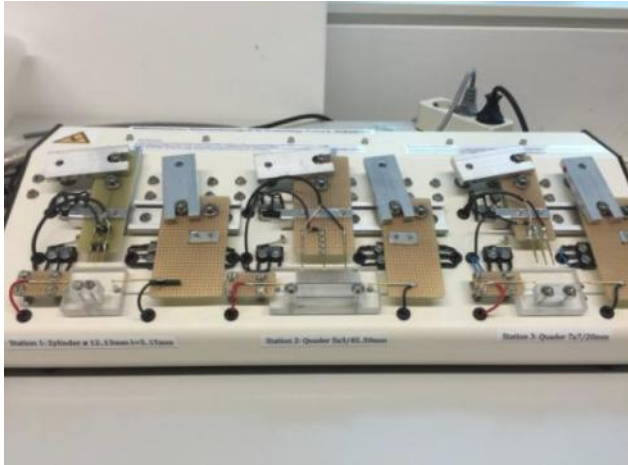
**Abb.20: Gerätetechnischer Aufbau für die Messung des dynamischen E-Moduls.**

Der Vorteil der verwendeten Methode zur Bestimmung des dynamischen E-Moduls gegenüber der Auswertung von quasi-statischen Prüfverfahren liegt in der höheren Genauigkeit, der Zerstörungsfreiheit der Methode, so daß an ein und derselben Probe die Messung praktisch beliebig oft wiederholt werden kann, sowie der schnelleren und einfacheren Durchführung.

Für die Bestimmung des E-Moduls der pulvermetallurgischen Proben wurden die gesinterten Materialien herangezogen, deren Abmessungen aus dem Kapitel 3.1 zu entnehmen sind. Auf Grund der weitgehenden Unabhängigkeit des E-Moduls von der Art der Wärmebehandlung wurde auf eine Analyse der gehärteten bzw. angelassenen Proben verzichtet. Es wurde dabei repräsentativ jeweils eine Probe einer bestimmten Variante untersucht, wobei aus fünf aufgenommenen Werten die Bestimmung des Mittelwertes erfolgte. Der E-Modul wurde lediglich für die PM-Stähle gemessen, um diese vollständig zu charakterisieren. Im Fall der SM-Stähle war diese Prüfung nicht notwendig, da dieser ohnehin aus den entsprechenden Werkstoffdatenblättern bekannt ist.

### **3.3.3. Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit**

Die Messung der elektrischen Eigenschaften der nicht-wärmebehandelten und gehärteten Proben wurde mittels eines hausintern hergestellten halbautomatischen Widerstandsmessgeräts durchgeführt, wobei der elektrische Widerstand des Materials durch die 4-Punkt-Messmethode ermittelt wird. Der verwendete gerätetechnische Aufbau ist in der folgenden Abbildung dargestellt.



**Abb.21: Halbautomatisches Widerstandmessgerät.**

Für die Bestimmung der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit aus den gemessenen Widerstandswerten werden die folgenden Beziehungen verwendet.

$$\kappa = \frac{1}{R} \quad \text{(Formel 26)}$$

$\kappa$  ..... elektrische Leitfähigkeit [ $1/\Omega$ ]  
 $R$  ..... elektrischer Widerstand [ $\Omega$ ]

$$\kappa_s = \kappa * \frac{l}{A} \quad \text{(Formel 27)}$$

$\kappa_s$  ..... spezifische, elektrische Leitfähigkeit [ $m/(\Omega * mm^2)$ ]  
 $l$  ..... Länge der Probe [m]  
 $A$  ..... Querschnitt der Probe [ $mm^2$ ]

Für die Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit der nicht wärmebehandelten und der gehärteten Stähle wurde repräsentativ jeweils eine Probe einer spezifischen Variante untersucht. Die Probengeometrie der PM-Stähle entspricht den Ausführungen unter Kapitel 3.1. bzw. 3.2.1. Bei den 42CrMo4- bzw. 100Cr6-Varianten wurden Stücke mit einer Geometrie von 20 mm x 6 mm x 5 mm durch eine Stahl-Trennscheibe geformt. Es erfolgte die Bestimmung des Widerstands in zwei unterschiedlichen Stromflussrichtungen, wobei für die Ermittlung des elektrischen Widerstands der entsprechenden Probe der Mittelwert gebildet wurde. Aus dem Widerstand der Probe konnte anschließend durch die angeführten Beziehungen die spezifische elektrische Leitfähigkeit bestimmt werden. Auf die Analyse der S590-Stähle wurde auf Grund der zu kleinen Probengeometrie der gehärteten Varianten, welche einen vollumfassenden Kontakt an den Leitstäbchen des Messgeräts nicht ermöglichte, verzichtet.

### **3.3.4. Bestimmung der Makrohärte**

Für die Ermittlung der Makrohärte der unterschiedlichen Varianten wurde ein Test-M4U-025-Gerät der Firma „Emco“ verwendet. Dabei erfolgt eine Bestimmung der Härte nach Vickers, gemäß DIN EN ISO 6507/06.

Die Ermittlung der Makrohärte der jeweiligen Proben erfolgte an den eingebetteten Probenstücken, welche für die metallographischen Untersuchungen verwendet wurden. Für die gesinterten Varianten wurde eine Bestimmung der Makrohärte nach HV10 verwendet, während bei den gehärteten und angelassenen Proben eine Ermittlung der Makrohärte nach HV30 erfolgte. Es wurden drei Eindrücke generiert, wobei durch die Vorgehensweise der entsprechenden Norm der Härtewert ermittelt wurde. Aus den aufgenommenen Ergebnissen erfolgte schließlich die Bestimmung des Mittelwertes sowie der Standardabweichung.

### **3.3.5. Bestimmung der Mikrohärt**

Die Durchführung der Mikrohärtuntersuchungen erfolgte mittels eines Werkstoffprüfgeräts "ecoHARD XM 1270 A" der Firma "Ahotec". Die praktische Ausführung sowie die Auswertung der generierten Härteeindrücke erfolgt dabei analog zur Makrohärteprüfung, wobei für die Bestimmung der Mikrohärt sehr geringe Prüflasten zum Einsatz kommen. Für die Charakterisierung der vorliegenden Proben wurde eine Bestimmung der Mikrohärt nach HV0,1 gewählt. Im Fall von pulvermetallurgischen Werkstoffen ist auf Grund der Porosität ein signifikanter Unterschied zwischen der Makro- und Mikrohärt gegeben.

Die Bestimmung der Mikrohärt erfolgte an den eingebetteten Proben, welche auch für die metallographischen Untersuchungen verwendet wurden, wobei jeweils fünf Eindrücke generiert wurden. Anschließend erfolgte die Bestimmung des Mittelwertes und der Standardabweichung.

### **3.3.6. Bestimmung der Koerzitivfeldstärke**

Die Messung der Koerzitivfeldstärke der wärmebehandelten Materialien erfolgte mittels eines "Foerster Koerzimat 1.096" der Firma Foerster. Die Analyse wird hierbei gemäß EN 10330 in einem offenen Magnetisierungskreis durchgeführt. Dabei wird das Prüfteil in einer Spule bis auf die Sättigung aufmagnetisiert. Von diesem Punkt aus wird durch das Anlegen eines Gegenfeldes die Polarisierung aufgehoben und die dafür notwendige Feldstärke aufgezeichnet [45].

Hierbei wurden alle Stahlvarianten der vorliegenden Arbeit geprüft, wobei repräsentativ je ein zurechtgeschnittenes Probenteil für die Messung herangezogen wurde. An jedem Prüfteil erfolgte eine viermalige Messung, woraus in weiterer Folge die mittlere Koerzitivfeldstärke ermittelt wurde.

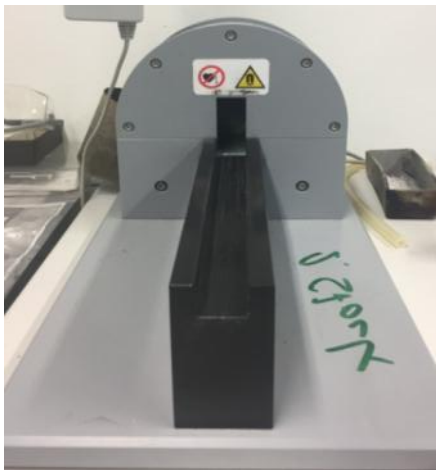
Die Probengeometrien der verwendeten Prüfteile sind dem Kapitel 3.4.1.1. zu entnehmen, da für die Messung des magnetischen Sättigungsmoments und der Koerzitivfeldstärke die selben Proben verwendet wurden.

## 3.4. Quantifizierung des Restaustenits

### 3.4.1. Magnetische Methode

#### 3.4.1.1. Messung des magnetischen Sättigungsmoments

Zur experimentellen Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der wärmebehandelten Proben wurde ein "Foerster-Koerzimat 1.096" der Firma Foerster verwendet. Des Weiteren wurde eine Analysenwaage benötigt. Durch die Waage wurde zunächst die Masse der Prüfteils bestimmt, woraufhin dieses in einem Schieber im Luftspalt des Sättigungsmagneten positioniert wurde. Beim Herausziehen des Schiebers aus dem Magneten wurde das magnetische Sättigungsmoment, gemäß der Abziehmethode nach IEC 60404-14, durch Helmholtzmessspulen und ein Fluxmeter detektiert. Das  $J_{Sp}^m$  ergab sich daraufhin durch den Bezug des gemessenen magnetischen Sättigungsmoments auf die Masse der entsprechenden Probe [45].



**Abb.22: Permanentmagnet zur Messung des magnetischen Sättigungsmoments.**

Im Zuge der praktischen Durchführung mussten zunächst adäquate Probenstücke aus den jeweiligen Varianten erhalten werden. Dabei wurde von den zu untersuchenden PM-Proben ein Stück mit ca. 0,8 g und 10 mm x 6 mm x 2 mm abgeschnitten. Die scheibenförmigen gehärteten bzw. quaderförmigen, angelassenen 100Cr6- bzw. 42CrMo4-Stähle wurden so geteilt, so dass sich eine Probenabmessung von ca. 6 mm x 5 mm x 3 mm und Masse von ca. 0,7 g ergab. Im Fall der S590-Varianten wurden Proben mit einer unregelmäßigen Geometrie und Masse von ca. 0,8 g verwendet.

Bei jedem hergestellten Probenstück wurden fünf Messungen zur Ermittlung des mittleren magnetischen Sättigungsmoments durchgeführt. Die Streuung der Masse zwischen den einzelnen Prüfteilen wurde so gering wie möglich gehalten, um massenabhängige Abweichungen des Messergebnisses auszuschließen bzw. gering zu halten. Hinzuzufügen ist, dass eine Kalibration der Analyse mit einer reinen Fe-Probe (ca. 0,8 g) durchgeführt wurde. Als Ergebnis der Kalibration ergab sich ein Korrekturfaktor für das gemessene magnetische Sättigungsmoment von 0,975.

Um einen Anhaltspunkt für die Streuung der Messungen an unterschiedlichen variantengleichen Probenstücken – Parallelproben - zu bekommen, wurden stichprobenartig von ausgewählten Stählen drei Stücke (Abmessungen siehe oben) abgeschnitten, welche jeweils nach dem oben angeführten Analyseweg untersucht wurden. Aus den mittleren Sättigungswerten der einzelnen Probenstücke einer gleichen Variante wurden daraufhin der Mittelwert und die Standardabweichung der gesamten Messreihe bestimmt. Die folgende Tabelle zeigt die Auswertungen, welche die Bestimmung der Streuung der verwendeten Analysenmethode an verschiedenen variantengleichen Probenstücken darstellen.

**Tab.15: Ermittlung der Streuung bei der Messung des magnetischen Sättigungsmoments.**

Mo 1,0_900			
Probe	$\bar{J}_S$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\bar{J}_{S_k}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\sigma_{J_S}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]
Mo 1,0_900_1	223,5	217,9	0
Mo 1,0_900_2	222,5	216,9	0,3
Mo 1,0_900_3	223,2	217,6	0,1
$\bar{J}_{S_k}$ -Gesamt	217,5		
$\sigma_{J_S}$ -Gesamt	0,5		
Ni 1,0_900			
Probe	$\bar{J}_S$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\bar{J}_{S_k}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\sigma_{J_S}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]
Ni 1,0_900_1	191,9	187,1	0,1
Ni 1,0_900_2	191,3	186,5	0
Ni 1,0_900_3	191,1	186,3	0,1
$\bar{J}_{S_k}$ -Gesamt	186,7		
$\sigma_{J_S}$ -Gesamt	0,4		
Cr 0,3_900+N2			
Probe	$\bar{J}_S$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\bar{J}_{S_k}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\sigma_{J_S}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]
Cr 0,3_900+N2_1	261,52	255,0	0,1
Cr 0,3_900+N2_2	261,12	254,6	0,1
Cr 0,3_900+N2_3	260,22	253,7	0,2
$\bar{J}_{S_k}$ -Gesamt	254,4		
$\sigma_{J_S}$ -Gesamt	0,7		
Cr 0,5_900+N2			
Probe	$\bar{J}_S$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\bar{J}_{S_k}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\sigma_{J_S}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]
Cr 0,5_900+N2_1	259,42	252,9	0,2
Cr 0,5_900+N2_2	258,96	252,5	0,1
Cr 0,5_900+N2_3	258,4	251,9	0,2
$\bar{J}_{S_k}$ -Gesamt	252,5		
$\sigma_{J_S}$ -Gesamt	0,7		
Ni 1,0_900+N2			
Probe	$\bar{J}_S$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\bar{J}_{S_k}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]	$\sigma_{J_S}$ [10 <sup>-6</sup> *T*cbm/kg]
Ni 1,0_900+N2_1	241,5	235,5	0,3

Ni 1,0_900+N2_2	241,7	235,7	0,1
Ni 1,0_900+N2_3	243,6	237,5	0,4
$\bar{J}_{S_k}$ -Gesamt	236,2		
$\sigma_{J_S}$ -Gesamt	1,13		

Es zeigt sich, dass im Fall der stichprobenartig überprüften Proben sehr gut reproduzierbare Werte gemessen wurden, was durch eine geringe Standardabweichung charakterisiert ist. Auf Grund der geringen Streuung der repräsentativen Prüfteile aus Tabelle 15 war es gerechtfertigt, dass in allen weiteren Fällen lediglich die Untersuchung an einem einzelnen Probenstück vollzogen wurde.

### **3.4.1.2. Verwendete Rechenmodelle zur Quantifizierung des Restaustenits**

Eine Fehlerquelle, welche in allen beschriebenen Literaturmodellen für die Berechnung des Gehalts an Restaustenit im Fall von gehärteten Stählen auftritt, ist, dass stets von einem rein martensitischen Gefüge ausgegangen wird. Findet jedoch eine Härtung aus einem Zwei- bzw. Mehrphasengebiet statt, so müssen signifikante Anteile von zusätzlichen Phasen (Ferrit, Zementit, andere Karbide usw.) berücksichtigt werden.

Beim Modell für geglühte Stähle ist die Kenntnis des Gleichgewichtszustandes des Werkstoffes essentiell, um das magnetische Sättigungsmoment der austenitfreien Referenz zu berechnen. Im vorgestellten Modell im Kapitel 2.3.1.2.2. wird von reinen Fe-C-Stählen ausgegangen, wodurch weitere Legierungselemente vernachlässigt werden. Dadurch werden Gleichgewichtseinstellungen, welche auf Grund der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes von den Darstellungen des Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm abweichen, ignoriert. Deswegen können sich hier sehr hohe Abweichungen zwischen dem tatsächlichen und berechneten Sättigungswert der austenitfreien Probe ergeben.

Die folgenden Kapitel beschreiben, wie versucht wurde, die gezeigten Literaturmodelle zu verfeinern, um die Genauigkeit der Quantifizierung des Restaustenits auf theoretischer Ebene zu erhöhen. Dies führt zur Präsentation von erweiterten Formeln, welche in weiterer Folge für die Berechnung des Gehalts an Restaustenit verwendet wurden.

#### **3.4.1.2.1. Verfeinerung der Literaturmodelle zur Quantifizierung des Restaustenits in gehärteten Stählen mittels Modellierung durch ThermoCalc**

Um eine durchgeführte Härtung aus einem Mehrphasengebiet und somit das mögliche Vorliegen von begleitenden Anteilen (z.B. Ferrit, Zementit, andere Karbid-Phasen usw.) sowie die Zusammensetzungen der Phasen zu berücksichtigen, kann eine theoretische Modellierung des Systems mittels der Software "ThermoCalc" erfolgen. Dieses Computerprogramm ermöglicht es, Phasendiagramme, Phasenverhältnisse und Phasenzusammensetzungen von mehrkomponentigen Systemen im Gleichgewicht unter bestimmten Bedingungen (Druck, Temperatur usw.) darzustellen. Diese theoretischen Simulationen basieren auf thermodynamischen Berechnungen, wobei die Einstellung des Energieminimums des jeweiligen Sys-

tems berechnet wird. Dabei wird die Veränderung des chemischen Potentials einer Komponente in einer bestimmten Phase untersucht. Dadurch ist es möglich, unter Verwendung dieser Software die Phasenanteile und deren Zusammensetzungen in einem bestimmten Material bei einer gegebenen Austenitisierungstemperatur zu ermitteln. Durch Kombination dieser Informationen mit den Literaturmodellen für gehärtete Stähle (Maurer & Schroeter, Exner und Hoselitz) können in weiterer Folge erweiterte Formeln für die Quantifizierung des Restaustenits eingeführt werden, wobei Härtungen aus einem Mehrphasengebiet berücksichtigt werden. Grundlage dafür sind die nachkommenen Ausführungen.

Für die folgenden Berechnungen besteht die Grundannahme, dass im Zuge der praktischen Arbeit beim Härtungsprozess die oberere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit in allen Fällen erreicht wurde. Auf Grund dessen wurde der während des Austenitisierens vorgelegene Massenanteil von begleitenden Anteilen (Ferrit, Zementit, weitere Karbide usw. ) durch das Abschrecken nicht verändert, weil durch die hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten keine Diffusionsprozesse auftreten konnten, sondern lediglich aus Austenit Martensit entsteht. Des Weiteren führt dies dazu, dass der Massenanteil der gelösten Legierungselemente in der  $\gamma$ -Phase durch das Abkühlen nicht geändert wurde. Auf Grund der Tatsache, dass die Austenitumwandlung diffusionslos stattfindet, entspricht die chemische Zusammensetzung der gebildeten Martensit-Phase jener des Austenits. Unter Berücksichtigung dieser Ausführungen erhält man das folgende Rechenmodell für die Quantifizierung des Restaustenits in gehärteten Stählen.

Das magnetische Sättigungsmoment der untersuchten gehärteten Probe ergibt sich aus Formel 3 und den erwähnten Überlegungen durch die folgende Beziehung.

$$J_{S_P}^m = x_M * J_{S_{M_x}}^m + \sum x_{F_{i_{TA}}} * J_{S_{F_i}}^m \quad \text{(Formel 28)}$$

$J_{S_P}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der untersuchten Probe [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$x_M$  ..... Massenbruch der Martensit-Phase in der untersuchten Probe

$J_{S_{M_x}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der Martensit-Phase ermittelt durch die jeweiligen Literaturmodelle; chemische Zusammensetzung bestimmt durch ThermoCalc bei der gegebenen Austenitisierungstemperatur [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (T)]

$x_{F_{i_{TA}}}$  ..... Massenbruch einer begleitenden ferromagnetischen Phase, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur [Masse%]

$J_{S_{F_i}}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der begleitenden ferromagnetischen Phase [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

Die Massenanteile sowie die chemischen Zusammensetzungen der ferromagnetischen Phasen werden durch die theoretischen Berechnungen mittels "ThermoCalc" bei entsprechender Austenitisierungstemperatur erhalten. Für die Näherung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits werden die gezeigten Literaturmodelle von Maurer & Schroeter, Exner oder Hoselitz verwendet, wie durch die folgende Beziehung gezeigt wird.

$$J_{S_{M_x}}^m = J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{i_x}^m * x_{i_{MTA}} \quad \text{(Formel 29)}$$



$A_{i_x}^m$  ..... massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines im Martensit gelösten Legierungselements i aus dem jeweiligen Literaturmodell  $\left[\frac{emu}{g} * \frac{1}{Masse\%} \text{ (Gauß)} \text{ bzw. } \frac{A * m^2}{kg} * \frac{1}{Masse\%} \text{ (SI)}\right]$

$x_{i_{M_{TA}}}$  ..... Massenanteil eines Legierungselement i im Martensit, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur [Masse%]

Durch Umformung der dargestellten Formel 26 kann auf den vorhandenen Anteil der martensitischen Phase in der untersuchten Probe rückgeschlossen werden.

$$x_M = \frac{J_{S_P}^m - \sum x_{F_{i_{TA}}} * J_{S_{F_i}}^m}{J_{S_{M_x}}^m} \quad \text{(Formel 30)}$$

Aus dem berechneten Massenanteil an Martensit kann wiederum direkt der Gehalt an Restaustenit ermittelt werden, da der ursprüngliche Gehalt der  $\gamma$ -Phase aus den "ThermoCalc"-Rechnungen bekannt ist. Zusammenfassend erhält man allgemein die nachfolgende Gleichung für die Berechnung des Restaustenit-Gehalts in untereutektoiden Stählen.

$$RA_{T_x}^H = \left( 1 - x_{nf_{TA}} - x_{\alpha_{TA}} - \left( \frac{J_{S_P}^m - J_{S_{x\alpha_x}}^m}{J_{S_{M_x}}^m} \right) \right) * 100$$

$$RA_{T_x}^H = (1 - x_{nf_{TA}} - x_{\alpha_{TA}} - x_M) * 100 \quad \text{(Formel 31)}$$

$RA_{T_x}^H$  ..... Gehalt an Restaustenit in gehärteten Proben nach dem jeweiligen Literaturmodell und theoretischen Bestimmungen mittels ThermoCalc [Masse%]

$x_{\alpha_{TA}}$  ..... Massenbruch der begleitenden Ferrit-Phase, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur

$x_{nf_{TA}}$  ..... Massenbruch an begleitenden, nicht-ferromagnetischen Phasen, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur

Der Ausdruck  $J_{S_{x\alpha_x}}^m$  wird hierbei folgendermaßen erhalten.

$$J_{S_{x\alpha_x}}^m = (J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{i_x}^m * x_{i_{\alpha_{TA}}}) * x_{\alpha_{TA}} \quad \text{(Formel 32)}$$

$x_{i_{\alpha_{TA}}}$  ..... Massenanteil des Legierungselements i in der begleitenden Ferrit-Phase, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur [Masse%]

In weiterer Folge erhält man für übereutektoiden Stähle die folgende Beziehung.

$$RA_{T_x}^H = \left( 1 - x_{nf_{TA}} - x_{Fe_3C_{TA}} - \left( \frac{J_{S_P}^m - J_{S_{xFe_3C}}^m}{J_{S_{M_x}}^m} \right) \right) * 100$$

$$RA_{T_x}^H = (1 - x_{nf_{TA}} - x_{Fe_3C_{TA}} - x_M) * 100 \quad \text{(Formel 33)}$$

$x_{Fe_3C_{TA}}$  ..... Massenbruch der begleitenden Zementit-Phase, bestimmt durch ThermoCalc bei gegebener Austenitisierungstemperatur

Der Ausdruck  $J_{Sx_{Fe_3C}}^m$  kann aus der nachkommenden Gleichung bestimmt werden.

$$J_{Sx_{Fe_3C}}^m = J_{S_{Fe_3C}}^m * x_{Fe_3C_{TA}} \quad \text{(Formel 34)}$$

Unter Verwendung der angeführten Gleichungen für die Quantifizierung des Restaustenits ergeben sich die nachkommenden Fehlerquellen.

- Die theoretischen Bestimmungen mittels ThermoCalc zeigen lediglich die Gleichgewichtsphasen und Zusammensetzungen bei einer gegebenen Austenitierungstemperatur, welche in der Realität nicht auftreten müssen. Dabei können zum Teil nicht sinnvolle Phasenvorschläge erhalten werden.
- Der Einfluß von gelösten Legierungselementen auf das magnetische Sättigungsmoment des Zementits wird vernachlässigt.
- Die Fehlerquellen, welche aus dem jeweiligen Literaturmodell hervorgehen, sind ebenfalls zu berücksichtigen.
- Die Aussagekraft des Ergebnisses hängt von der Genauigkeit ab, mit der ThermoCalc die Phasen und ihre Zusammensetzung voraussagen kann, und damit von der Zuverlässigkeit der verfügbaren Eingangsdaten bzw. der Datenbanken.

### 3.4.1.2.2. Quantifizierung des Restaustenits in geglühten Stählen durch Ermittlung der Gleichgewichtsphasen mittels Modellierung durch ThermoCalc

Für die Ermittlung des Gleichgewichtszustandes (z.B. bei 100°C) eines spezifischen Stahls, dessen Kenntnis für die Berechnung des magnetischen Sättigungsmoments der austenitfreien geglühten Referenz essentiell ist, kann ebenfalls eine theoretische Modellierung über "ThermoCalc" (siehe Kapitel 3.4.1.2.1.) durchgeführt werden, wodurch auf theoretischer Ebene der Einfluss von begleitenden Legierungselementen berücksichtigt wird. Dadurch ergibt sich die folgende Formel zur Berechnung der Bezugsgröße für geglühte Stähle.

$$J_{S_{0T-100^\circ C}}^m = J_{S_{Fe}}^m * x_{\alpha_{T-100^\circ C}} + J_{S_{Fe_3C}}^m * x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}} \quad \text{(Formel 35)}$$

$J_{S_{0T-100^\circ C}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Probe, Ermittlung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$x_{\alpha_{T-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch an Ferrit nach ThermoCalc bei einer Temperatur von 100°C

$x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}}$  .. Massenbruch an Zementit nach ThermoCalc bei einer Temperatur von 100°C

Dabei wurde 100°C als Bezugstemperatur gewählt, um die Phasenanteile und Zusammensetzungen über "ThermoCalc" zu berechnen. Dies erfolgte durch die Überlegung, dass auf Grund von kinetischen Ursachen das gegebene Gleichgewicht bei Raumtemperatur nicht erreicht werden kann.

Durch Verwendung der "ThermoCalc"-Modellierungen wird ermöglicht, dass, anders als beim beschriebenen Modell unter Kapitel 2.3.1.2.2., bei der Ausbildung von bestimmten Phasen, Phasenzusammensetzungen und Verhältnissen die chemische Zusammensetzung des Stahls berücksichtigt wird. Dies spielt vor allem deswegen eine große Rolle, da durch die

vorhandenen Legierungselemente hohe Abweichungen im Bezug auf den Gleichgewichtszustand zwischen legierten und reinen Fe-C-Stählen auftreten können.

In weiterer Folge erhält man die folgende Formel zur Quantifizierung des Restaustenits in geglähten Stählen, wobei der Faktor  $x_{nf}$  eingeführt wurde um weitere Anteile an nicht-ferromagnetischen Phasen zu berücksichtigen.

$$RA_T^G = \left( 1 - x_{nfT-100^\circ C} - \left( \frac{J_{S_P}^m}{J_{S_{0T-100^\circ C}}^m} * (x_{\alpha T-100^\circ C} + x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}}) \right) \right) * 100 \quad \text{(Formel 36)}$$

$RA_T^G$  ..... Gehalt an Restaustenit in geglähten Proben durch Bestimmung der Gleichgewichtsphasen nach ThermoCalc [Masse%]

$x_{nfT-100^\circ C}$  ..... Massenbruch an nicht-ferromagnetischer Phasen nach ThermoCalc bei einer Temperatur von 100°C

Die folgenden Fehlerquellen sind bei Verwendung von Formel 34 zu berücksichtigen:

- Einfluss von gelösten Legierungselementen im Ferrit auf das magnetische Sättigungsmoment wird nicht berücksichtigt
- Einfluss von gelösten Legierungselementen im Zementit auf das magnetische Sättigungsmoment wird nicht berücksichtigt
- Die Gleichgewichtsphasen, welche durch „ThermoCalc“ dargestellt werden, müssen in der Realität aus Gründen der Kinetik nicht auftreten.
- Porosität der Probe wird vernachlässigt (Ausführungen hierzu siehe Kapitel 2.3.1.1.)
- Zuverlässigkeit der Daenbasis für ThermoCalc (siehe oben)

Sofern die Kalkulationen mittels „ThermoCalc“ ergeben, dass im Ferrit ein signifikanter Anteil von Legierungselementen gelöst ist, kommt es zu einer Veränderung des magnetischen Sättigungsmoment der  $\alpha$ -Phase. Um die Beeinflussung der gelösten Legierungselemente zu berücksichtigen, können die vorgestellten Modelle (Maurer & Schroeter, Exner und Hoselitz) zur Näherung von dessen magnetischen Sättigungsmoment verwendet werden.

### **3.4.1.2.2.1. Verfeinerung der Quantifizierung des Restaustenits in geglähten Stählen durch die vorgestellten Literaturmodelle**

Um einen signifikanten Anteil an gelösten Legierungselementen in der Ferrit-Phase zu berücksichtigen, können die vorgestellten Literaturmodelle (Maurer & Schroeter, Exner und Hoselitz) verwendet werden, um die angeführte Gleichung 36 zu erweitern. Der Sättigungswert der austenitfreien geglähten Probe ergibt sich daraus durch die folgende Beziehung, wobei wiederum von der Einstellung des Gleichgewichts bei 100°C ausgegangen wird.

$$J_{S_{0T-100^\circ C_x}}^m = \left( J_{S_{Fe}}^m - \sum A_{i_x}^m * x_{i_{\alpha T-100^\circ C}} \right) * x_{\alpha T-100^\circ C} + J_{S_{Fe_3C}}^m * x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}} \quad \text{(Formel 37)}$$

$J_{S_{0T-100^\circ C_x}}^m$  ..... massenspezifisches magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Probe nach dem jeweiligen Literaturmodell, Ermittlung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C [emu/g (Gauß) bzw. A\*m<sup>2</sup>/kg (SI)]

$x_{i\alpha_{T-100^\circ C}}$  ..... Massenanteil des Legierungselements i in der Ferrit-Phase nach ThermoCalc bei einer Temperatur von 100°C [Masse%]

Der Gehalt an Restaustenit ergibt sich daraufhin durch die angeführte Formel.

$$RA_{T_x}^G = 1 - x_{nf_{T-100^\circ C}} - \left( \frac{J_{SP}^m}{J_{S_{0T-100^\circ C_x}}^m} * (x_{\alpha_{T-100^\circ C}} + x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}}) \right) \quad \text{(Formel 38)}$$

$RA_{T_x}^G$  ..... Gehalt des Restaustenits in geglühten Proben durch Bestimmung der Gleichgewichtsphasen über ThermoCalc und Näherung des  $J_s$  der Ferrit-Phase durch das jeweilige Literaturmodell [Masse%]

$x_{nf_{T-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch der begleitenden nichtferromagnetischen Phasen nach ThermoCalc bei einer Temperatur von 100°C

Die zu beachtenden Fehlerquellen sind hierbei dem verwendeten Modell sowie dem Kapitel 3.4.1.2.2. zu entnehmen.

### **3.4.1.3. Theoretische Berechnungen durch die Software ThermoCalc**

Die Funktionsweise der angeführten Software ist, dass basierend auf thermodynamischen Berechnungen die Anteile der Phasen sowie deren Zusammensetzungen ermittelt werden, welche zum Erreichen des Energieminimums des jeweiligen Systems führen. Dabei wird die Veränderung des chemischen Potentials einer spezifischen Komponente in einer gegebenen Phase analysiert.

Die Bestimmungen der Phasenanteile sowie der Zusammensetzungen der untersuchten Stähle über "ThermoCalc" sind durch die Darstellungen im Anhang zusammengefasst. Dabei ist es notwendig, die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs zu kennen, damit die entsprechenden Kalkulationen der Software durchgeführt werden können. Bei den pulvermetallurgischen Proben ergab sich der Gehalt an Legierungselementen aus den LECO-Analysen sowie aus der chemischen Zusammensetzung des Eisen-Basispulvers. Im Fall der schmelzmetallurgischen Stähle wurden ebenfalls LECO-Messungen, Durchführung analog zum Kapitel 3.1.6., vorgenommen, um den C-Gehalt zu ermitteln. Darüber hinaus erfolgte die Bestimmung der Massenanteile der weiteren Legierungselemente über die Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA). Die nachfolgende Tabelle zeigt die Ergebnisse für die Massenanteile der Legierungselemente in den SM-Stählen, welche für die nachfolgenden Modellierungen über "ThermoCalc" verwendet wurden.

**Tab.16: Massenanteile der Legierungselemente der SM-Stähle (ermittelt über LECO-bzw. RFA-Analysen)**

LECO-Analyse					
Stahl	1. C-Gehalt [Masse%]	2.C-Gehalt [Masse%]	3. C-Gehalt [Masse%]	Mittlerer C-Gehalt [Masse%]	Stabw. [Masse%]
100Cr6	1,010	1,010	1,010	1,010	0

<b>42CrMo4</b>	0,413	0,409	0,412	0,411	0,002
<b>S590</b>	1,250	1,250	1,250	1,250	0
<b>RFA-Analyse</b>					
<b>Element</b>	<b>Massenanteil im 100Cr6 [Masse%]</b>	<b>Massenanteil im 42CrMo4 [Masse%]</b>	<b>Massenanteil im S590 [Masse%]</b>		
<b>Mo</b>	0,02	0,20	4,39		
<b>W</b>	-	-	5,42		
<b>Cu</b>	0,06	0,06	0,05		
<b>Co</b>	-	-	8,49		
<b>Ni</b>	0,09	0,05	0,22		
<b>Mn</b>	0,31	0,86	0,19		
<b>Cr</b>	1,59	1,08	2,93		
<b>V</b>	0,01	-	2,07		
<b>S</b>	0,01	0,01	0,01		
<b>P</b>	0,01	0,01	0,09		
<b>Si</b>	0,26	0,22	0,43		
<b>Al</b>	0,03	0,02	-		

An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass die Berechnungen stets von der Einstellung des thermodynamischen Gleichgewichts ausgehen. Da Stähle allerdings metastabil durch die Bildung von Zementit erstarren, wurde bei den Kalkulationen unterstützend eingegriffen und die mögliche Bildung von Graphit sowie Diamant untersagt.

#### **3.4.1.4. Ermittlung des Gehalts an Restaustenit**

Für die Quantifizierung des Restaustenits in den wärmebehandelten Stählen wurden die Messungen der magnetischen Sättigungsmomente, die theoretischen Berechnungen der Software "ThermoCalc" sowie die vorgestellten Berechnungsmethoden benötigt. Die für die Kalkulationen herangezogenen Daten sind hierbei im Anhang zu finden.

Im Fall der gehärteten und bei 150°C angelassenen Proben wurden die vorgestellten, mittels "ThermoCalc" verfeinerten Berechnungen für gehärtete Stähle benutzt (Formel 31 bzw. 33). Die Überlegungen, warum die niedrig angelassenen Stähle nach diesen Modellen behandelt wurden, sind, dass es bei diesen Temperaturen noch zu keiner signifikanten Ausbildung von Gleichgewichtsphasen kommen sollte und diese Proben näherungsweise als gehärtet betrachtet werden können.

Auf Grund dessen, dass der Zustand der angelassenen Stähle weder dem gehärteten noch dem Gleichgewichtszustand entspricht, wurden sowohl die Modelle für gehärtete als auch die für geglühte Stähle angewandt. Sollten die "ThermoCalc"-Rechnungen ergeben, dass im Gleichgewichtszustand bei 100°C der Anteil an gelösten Legierungselementen in der Ferrit-Phase zu vernachlässigen ist, wurde bei der Anwendung des Modells für geglühte Stähle

Formel 36 verwendet. Sind hingegen die entsprechenden Anteile an gelösten Legierungselementen als signifikant zu betrachten, erfolgte hier die Verwendung von Formel 38.

Zusätzlich wurde in allen Fällen eine Berechnung des Restaustenit-Gehalts gemäß Formel 5 durchgeführt, mit der (bei den untersuchten Stählen unzutreffenden) Näherung, dass das magnetische Sättigungsmoment der Referenz mit jenem des reinen Eisens gleichzusetzen ist. Dadurch sollen die unterschiedlichen Ergebnisse zwischen den einzelnen Modellen verdeutlicht werden.

### **3.4.2. Durchführung der Röntgenbeugungsaufnahmen**

Die Röntgendiffraktions-Messungen wurden mit einem Standard Bragg-Brentano-Diffraktometer in vertikaler  $\theta - \theta$ -Geometrie (PANalytical XPert) zusammen mit einem Liniendetektor unter Verwendung einer Mo- $K_{\alpha}$ -Strahlung durchgeführt. Dabei wird die Probe unter einer Strahlengeometrie mit ca. 4x10 mm aufgeleuchtet. Der vom Detektor aufgenommene Messbereich wurde für einen Winkelbereich von 5-120  $^{\circ}2\theta$  festgelegt. Für eine ausreichende Monochromatisierung des Primärstrahles und zur Elimination von  $K_{\beta}$ -Anteilen des Mo wurde ein Ni-Filter verwendet.

Für die Phasenzuordnung der Reflexe in den aufgenommenen Diffraktogrammen wurde das Programm "HighScore" der Fa. PANalytical verwendet. Die anschließende quantitative Phasenanalyse wurde analog zu den theoretischen Beschreibungen im Kapitel 2.3.2. in der gleichen Software über die Rietveldmethode (Gesamtprofilanalyse) realisiert.

Für die Messungen wurden jene gehärteten pulvermetallurgischen Stähle (tiefgekühlt und nicht-tiefgekühlt) untersucht, welche zum einen bei 800°C austenitisiert worden waren und zum anderen einen eingestellten Kohlenstoff-Gehalt von 1 Masse% aufwiesen. Des Weiteren wurden die entsprechenden bei 300°C bzw. 400°C angelassenen Varianten für die Analysen verwendet. In diesem Kontext muss allerdings erwähnt werden, dass in diesen Fällen lediglich die nicht-tiefgekühlten Stähle herangezogen wurden, da für diese Proben, die mehr Restaustenit enthalten sollten, die signifikantesten Veränderungen durch den Anlassprozess zu erwarten waren.

Für die Durchführung dieser Analysen wurden die Probenstücke (10 mm x 6 mm x 2 mm) verwendet, welche auch für die Messung des magnetischen Sättigungsmoments herangezogen worden waren. Diese Prüfteile wurden nach dem unter dem Kapitel 3.1.1. gezeigten Schema präpariert. Für den Abbau der oberflächlichen, durch die Präparation eingebrachten Gefügespannungen erfolgte eine Ätzung mittels einer 1%-Nitallösung.

## 4. Ergebnisse und Diskussion

### 4.1. Herstellung der pulvermetallurgischen Proben

#### 4.1.1. Gründichte

Die Ermittlung der Gründichte erfolgte volumetrisch für alle der hergestellten Presslinge. Aus den einzelnen Werten für alle Proben einer Variante wurden der Mittelwert und die Standardabweichung der Gründichte gebildet. Die erhaltenen Ergebnisse sind in der folgenden Tabelle dargestellt.

**Tab.17: Gründichte der pulvermetallurgischen Proben (Pressdruck 600 MPa).**

Probe	$\bar{\rho}_G$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$\sigma_{\rho_G}$ [g/cm <sup>3</sup> ]
Mo 0,3	7,107	0,014
Mo 0,5	7,071	0,015
Mo 0,7	7,090	0,017
Mo 1,0	7,039	0,009
Cr 0,3	7,007	0,009
Cr 0,5	6,986	0,014
Cr 0,7	6,955	0,015
Cr 1,0	6,946	0,017
Ni 0,3	6,914	0,011
Ni 0,5	6,884	0,006
Ni 0,7	6,884	0,004
Ni 1,0	6,867	0,007

An Hand der Standardabweichungen, welche in Tabelle 16 angeführt sind, wird ersichtlich, dass der Pressvorgang reproduzierbar abgelaufen war, da ähnliche Werte für die Gründichte der einzelnen Proben erhalten wurden. Des weiteren zeigte sich, dass bei den Ast85Mo-Basisproben bei gegebenem Pressdruck die höchste Gründichte erzielt werden konnte, während die Fe4Ni-Basisproben eine niedrige Gründichte aufweisen. Dieser Zusammenhang kann durch die Härte der Pulverpartikel erklärt werden, da auf Grund des steigenden Legierungsgehalts die Härte des Materials durch Mischkristallverfestigung zunimmt, wodurch die plastische Verformbarkeit der Partikel im Zuge des Pressvorganges erschwert wird.

#### 4.1.2. Entwachsungsprozess

Der Entwachsungsprozess wurde durchgeführt, um sicherzustellen, dass vor dem nachfolgenden Sinterprozess das Presshilfsmittel vollständig aus dem Material entfernt worden war, sodass verhindert werden konnte, dass durch eventuelle Cracking-Prozesse die Kohlenstoffbilanz der Proben verändert wird, sodass ein unbehindertes Weiterarbeiten gewährleistet werden konnte. Hierbei wurde durch einfache Differenzrechnung der mittlere prozentuelle Masseverlust der Proben durch den Entwachsungsschritt bestimmt.

**Tab.18: Entwachsungsprozess der pulvermetallurgischen Proben.**

Probe	Gehalt an HWC (soll) [%]	Gehalt an HWC (ist) [%]	Mittlerer Masseverlust [%]	Stabw. [%]
Mo 0,3	0,599	0,601	0,592	0,019
Mo 0,5	0,599	0,632	0,625	0,015
Mo 0,7	0,599	0,590	0,579	0,004
Mo 1,0	0,599	0,600	0,594	0,011
Cr 0,3	0,599	0,550	0,538	0,012
Cr 0,5	0,599	0,597	0,593	0,009
Cr 0,7	0,599	0,580	0,571	0,012
Cr 1,0	0,599	0,595	0,585	0,011
Ni 0,3	0,599	0,547	0,538	0,010
Ni 0,5	0,599	0,575	0,561	0,017
Ni 0,7	0,599	0,630	0,616	0,019
Ni 1,0	0,599	0,625	0,618	0,010

Die angeführten Daten machen deutlich, dass der Entwachsungsprozess zufriedenstellend verlaufen war, wodurch der Sinterprozess angeschlossen werden konnte.

### **4.1.3. Sinterdichte**

Die Bestimmung der Sinterdichte erfolgte nach dem Archimedischen Prinzip, der Auftriebsmessung in Wasser nach Imprägnierung. Die berechneten Daten sind in der folgenden Tabelle zusammengefasst. Auch in diesem Fall erfolgte die Bestimmung der Sinterdichte für alle hergestellten Sinterstahlproben, woraus in weiter Folge die mittlere Sinterdichte einer spezifischen Variante berechnet wurde.

**Tab.19: Sinterdichte der pulvermetallurgischen Proben.**

Probe	$\bar{V}_{Grünling}$ [cm <sup>3</sup> ]	$\bar{V}_{Stahl}$ [cm <sup>3</sup> ]	Längenänderung [%]	$\bar{\rho}_S$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$\sigma_{\rho_S}$ [g/cm <sup>3</sup> ]
Mo 0,3	3,86	3,80	-1,55	7,233	0,013
Mo 0,5	3,79	3,72	-1,85	7,200	0,003
Mo 0,7	3,59	3,54	-1,40	7,191	0,007
Mo 1,0	3,88	3,81	-1,80	7,166	0,008
Cr 0,3	3,54	3,47	-1,98	7,103	0,009
Cr 0,5	3,50	3,43	-2,00	7,084	0,005
Cr 0,7	3,52	3,44	-2,27	7,095	0,006
Cr 1,0	3,46	3,38	-2,31	7,072	0,011
Ni 0,3	3,77	3,65	-3,18	7,143	0,009
Ni 0,5	3,80	3,68	-3,16	7,136	0,007
Ni 0,7	3,87	3,74	-3,36	7,125	0,006
Ni 1,0	3,85	3,73	-3,12	7,107	0,012

Die Sinterdichten zeigen, dass eine zu erwartende Schrumpfung der Proben durch den Sinterprozess stattgefunden hat, was durch eine Erhöhung der Dichte gezeigt wird. Darüber



hinaus wird ebenfalls deutlich, dass die Dichten der Fe4Ni-Basisproben sehr stark angestiegen sind, was durch die Erhöhung der Sinteraktivität durch das Ni erklärt werden kann.

#### **4.1.4. C-Gehalt der Sinterproben**

Die erhaltenen Ergebnisse für den C-Gehalt der gesinterten Stähle sind in der folgenden Tabelle dargestellt.

**Tab.20: C-Gehalt der pulvermetallurgischen Proben**

<b>Probe</b>	<b>1. C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>2. C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>3. C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>
Mo 0,3	0,290	0,291	0,294	0,292	0,002
Mo 0,5	0,471	0,478	0,485	0,478	0,006
Mo 0,7	0,689	0,680	0,641	0,670	0,021
Mo 1,0	0,953	0,935	0,950	0,946	0,008
Cr 0,3	0,230	0,240	0,241	0,237	0,005
Cr 0,5	0,419	0,408	0,417	0,415	0,005
Cr 0,7	0,587	0,598	0,587	0,591	0,005
Cr 1,0	0,907	0,893	0,901	0,900	0,006
Ni 0,3	0,271	0,26	0,265	0,265	0,004
Ni 0,5	0,475	0,47	0,469	0,471	0,003
Ni 0,7	0,661	0,659	0,642	0,654	0,009
Ni 1,0	0,95	0,973	0,987	0,970	0,015

Die angeführten Ergebnisse machen deutlich, dass, wie zu erwarten war, der C-Gehalt der einzelnen Varianten nach dem Sintern niedriger war als ursprünglich eingestellt. Des Weiteren ist anzumerken, dass besonders im Fall der AstCrA-Basisproben der C-Verlust durch den Sinterprozess vergleichsweise hoch war. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das verwendete Basispulver auf Grund des Chroms einen höheren Sauerstoffgehalt aufweist, wodurch ein höherer Verbrauch an Kohlenstoff für die carbothermische Reduktion der Oxide festzustellen war. Für alle weiteren Berechnungen gelten die in Tabelle 19 angeführten Werte als der tatsächliche C-Gehalt der jeweiligen Proben, wobei angenommen wird, dass dieser im Zuge der späteren Härtings- und Anlassprozesse unverändert bleibt. Dies wurde stichprobenartig geprüft (Durchführung analog zu den Ausführungen unter Kapitel 3.1.6.), und die erhaltenen Ergebnisse sind durch die folgende Tabelle dargestellt.

**Tab.21: stichprobenartige Überprüfung des C-Verlustes durch den Härtingsprozess**

<b>Mo 1</b>		<b>Mo 1_900</b>	
<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>	<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>
0,946	0,008	0,944	0,002
<b>Cr 1</b>		<b>Cr 1_900</b>	
<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>	<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>

0,900	0,006	0,896	0,005
<b>Ni 1</b>		<b>Ni 1_900</b>	
<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>	<b>Mittlerer C-Gehalt [Masse%]</b>	<b>Stabw. [Masse%]</b>
0,970	0,015	0,968	0,005

Aus den angeführten Ergebnissen wird ersichtlich, dass der C-Gehalt durch den Härtingsprozess nicht signifikant verändert wurde, wodurch die oben angeführte Annahme als berechtigt erscheint.

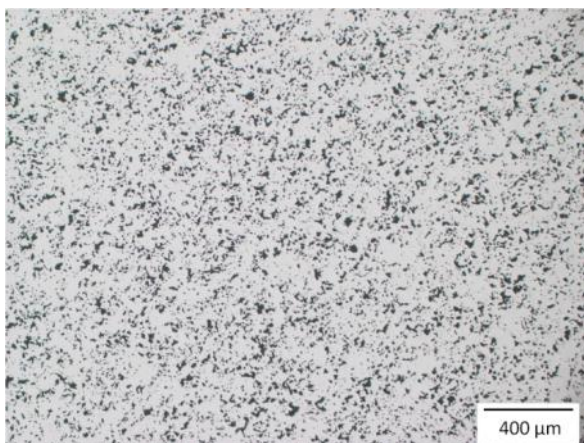
## **4.2. Ergebnisse der unterstützenden Analyseverfahren**

In den folgenden Kapiteln werden die graphischen Auswertungen aus den unterstützenden Analyseverfahren dargestellt. Auf Grund der Tatsache, dass im Zuge dieser Verfahren eine große Menge an Datensätzen generiert wurde, befinden sich die dazugehörigen Rohdaten sämtlicher Methoden im Anhang. Bei den PM-Proben wird die Abhängigkeit der jeweiligen Eigenschaft vom C-Gehalt gezeigt. Die Benennung der Datenreihen erfolgte bei den gehärteten und angelassenen Proben nach der verwendeten Austenitisierungstemperatur des Härtingsprozess. Andererseits werden bei den SM-Stählen die gemessenen Kennwerte gegen die Härtungstemperatur aufgetragen, weil hier der C-Gehalt einheitlich war.

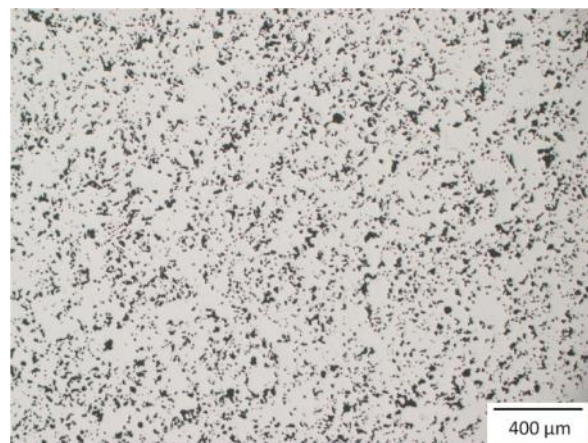
### **4.2.1. Metallographische Untersuchungen**

#### **4.2.1.1. Nicht wärmebehandelte Proben**

Bei den metallographischen Untersuchungen der unterschiedlichen Varianten erfolgte zunächst in den pulvermetallurgischen Proben das Freilegen der Poren sowie anschließende Aufnahmen am Lichtmikroskop. Durch die folgenden Abbildungen werden beispielhaft Auszüge aus den erhaltenen Aufnahmen gezeigt.



**Abb.23: Schliffbild der Poren, Cr 1,0 bei 50-facher Vergrößerung.**

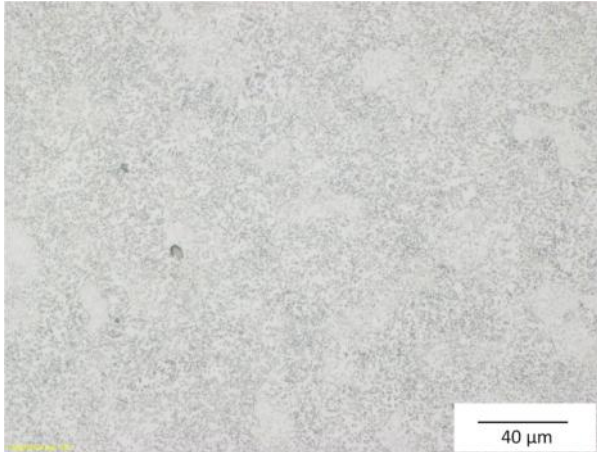


**Abb.24: Schliffbild der Poren, Mo 1 bei 50-facher Vergrößerung.**

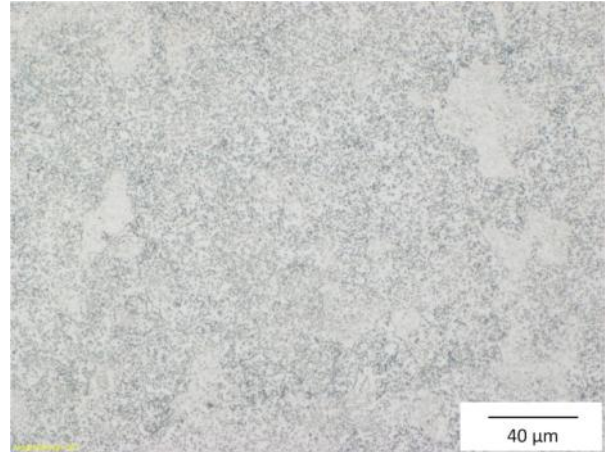
Auf Grund dessen, dass bei allen Proben der gleiche Pressdruck gewählt wurde, sind lediglich die Schliffbilder von zwei verschiedenen Stählen angeführt. Im Fall der gehärteten sowie der

angelasenen Proben wird auf die Demonstration der Porenbilder verzichtet, da auch in diesen Fällen keine nennenswerten Veränderungen eintraten.

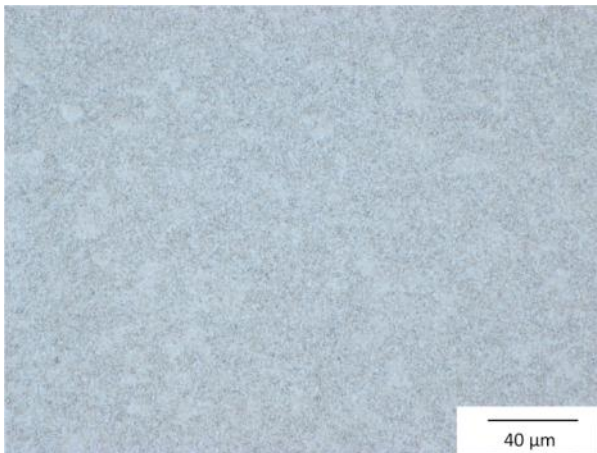
In den folgenden Abbildungen werden beispielhaft einige Gefügebilder der unterschiedlichen Proben im gesinterten bzw. wie angelieferten Zustand nach Nitalätzung gezeigt.



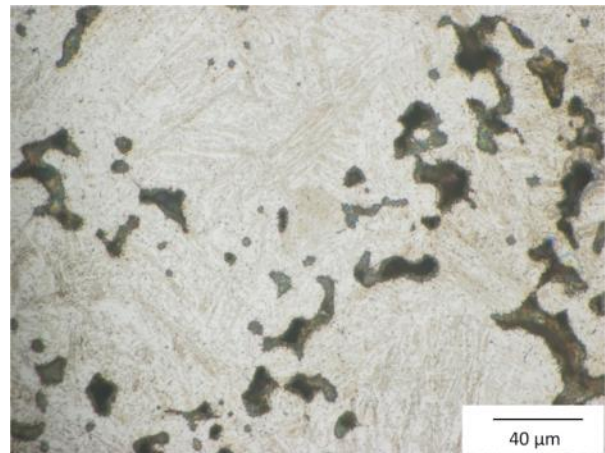
**Abb.25:** Schliffbild des Gefüges von 42CrMo4, wie angeliefert, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.



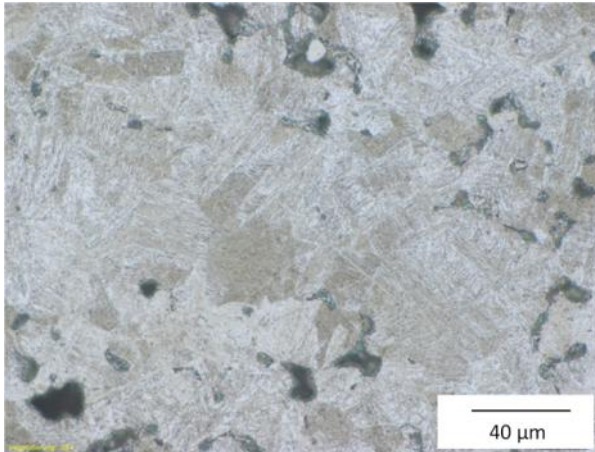
**Abb.26:** Schliffbild des Gefüges von 100Cr6, wie angeliefert, geätzt mit 1%Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.



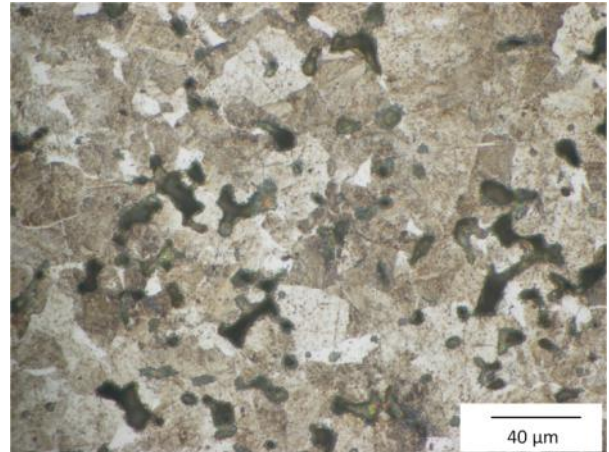
**Abb.27:** Schliffbild des Gefüges von S590, wie angeliefert, geätzt mit 1% Nitallösung, 1000-fache Vergrößerung.



**Abb.28:** Schliffbild des Gefüges von Mo 1,0, Sinterzustand, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

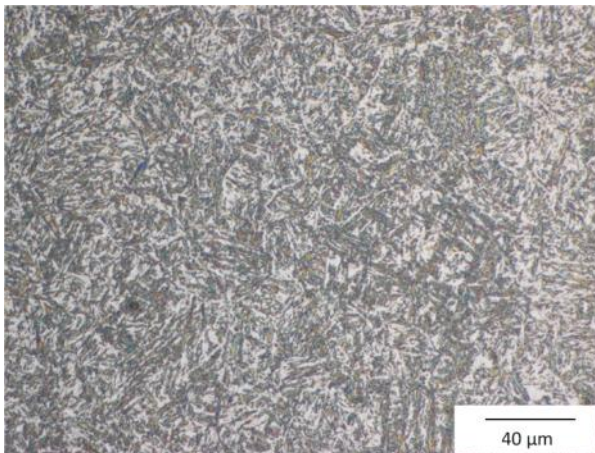


**Abb.29:** Schliffbild des Gefüges von Ni 1,0, Sinterzustand, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung

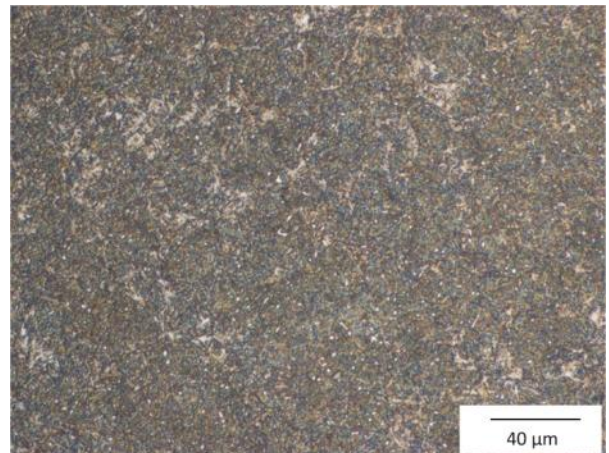


**Abb.30:** Schliffbild des Gefüges von Cr 1,0, Sinterzustand, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

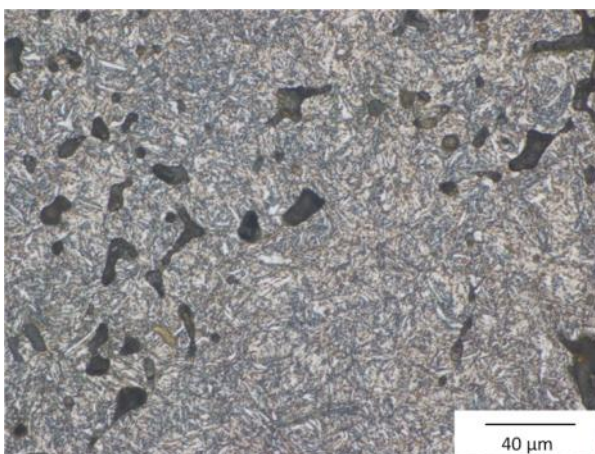
#### 4.2.1.2. Gehärtete Proben



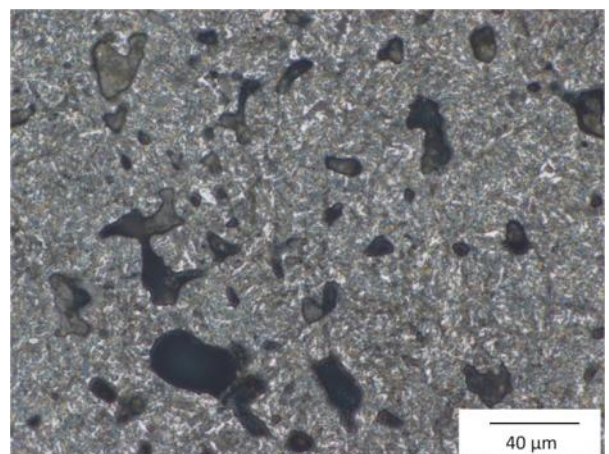
**Abb.31:** Schliffbild des Gefüges von 42CrMo4\_900, von 900°C in Wasser abgeschreckt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.



**Abb.32:** Schliffbild des Gefüges von 100Cr6\_900, von 900°C in Wasser abgeschreckt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.



**Abb.33:** Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900, von 900°C in Wasser abgeschreckt, geätzt mit 3% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.



**Abb.34:** Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900+N2, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

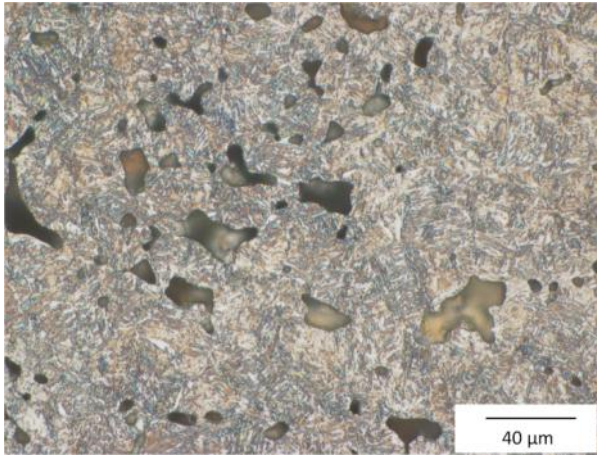


Abb.35: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_850, von 850°C in Wasser abgeschreckt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

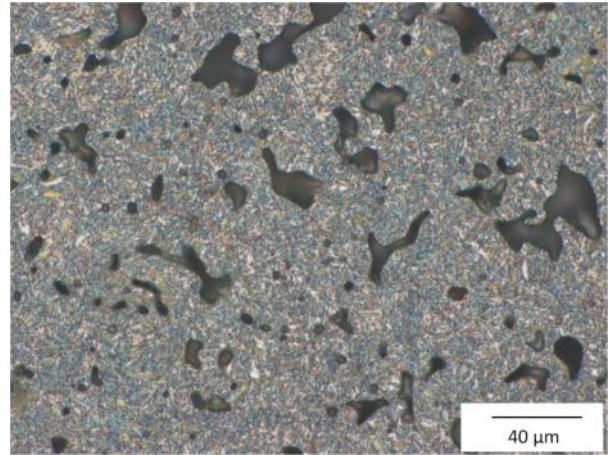


Abb.36: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_850+N2, von 850°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

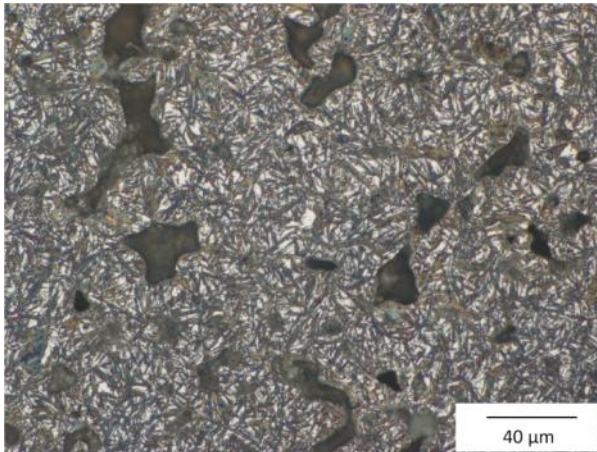


Abb.37: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_850, von 850°C in Wasser abgeschreckt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

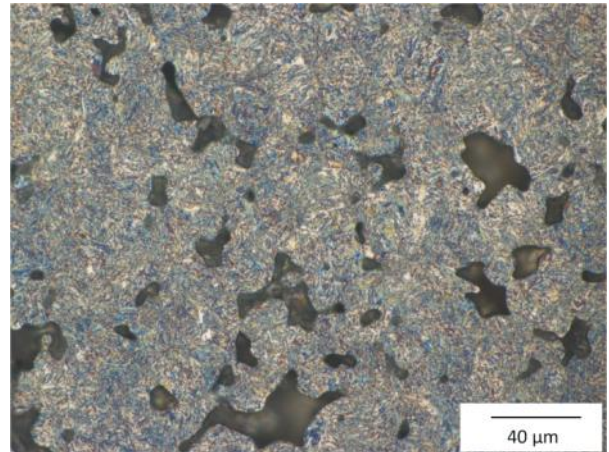


Abb.38: Schliffbild de Gefüges Ni 1,0\_850+N2, von 850°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, geätzt mit 1% Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

### **4.2.1.3. Angelassene Proben**

#### **4.2.1.3.1. Angelassen bei 150°C**

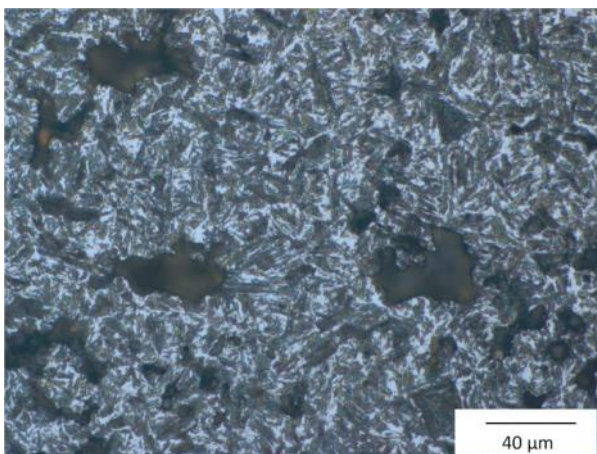


Abb.39: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900\_150, von

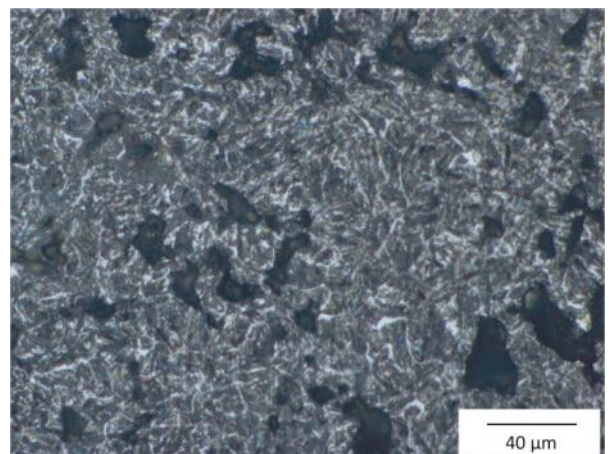


Abb.40: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900+N2\_150,

900°C in Wasser abgeschreckt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

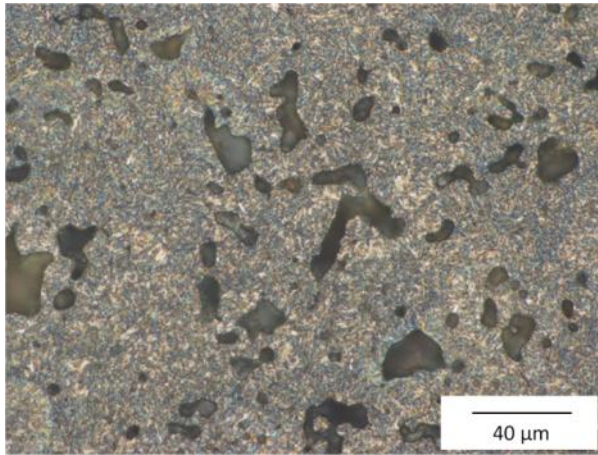


Abb.41: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900\_150, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

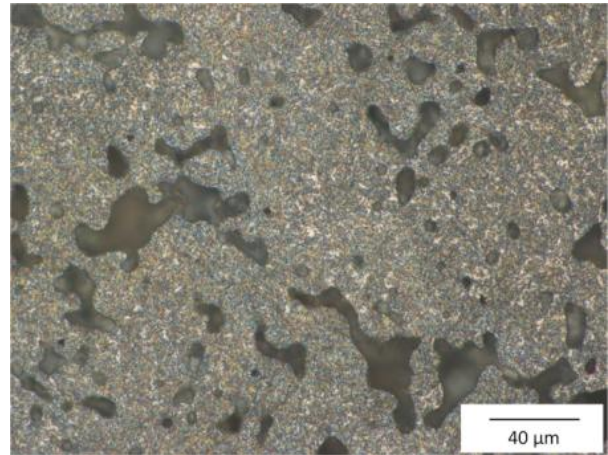


Abb.42: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900+N2\_150, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

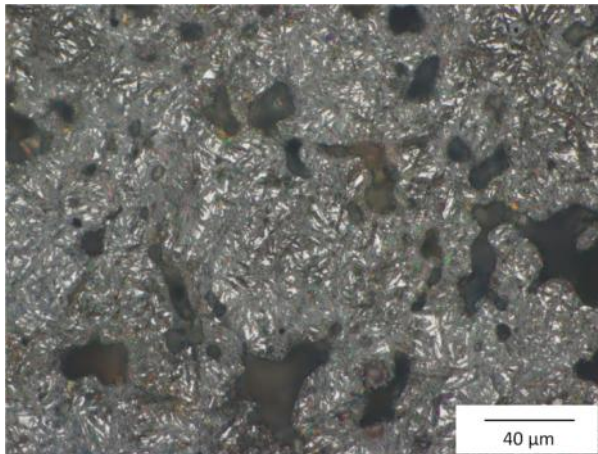


Abb.43: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900\_150, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

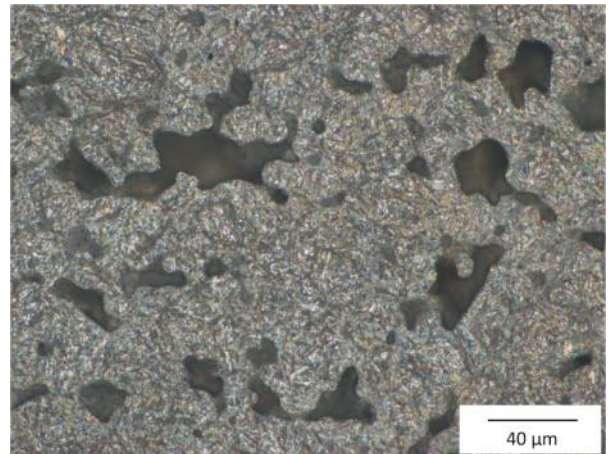


Abb.44: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900+N2\_150, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 150°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

#### 4.2.1.3.2. Proben bei 300°C angelassen

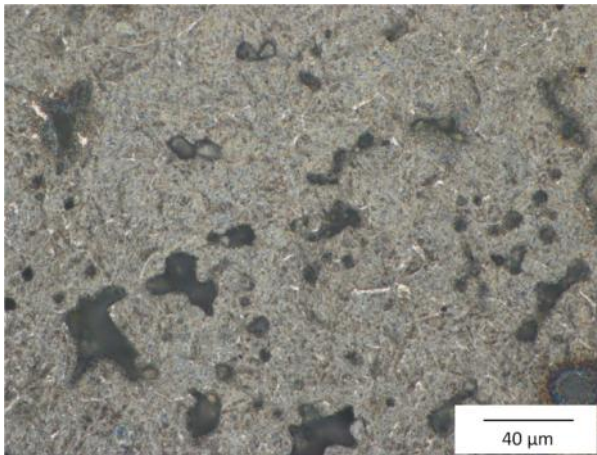


Abb.45: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

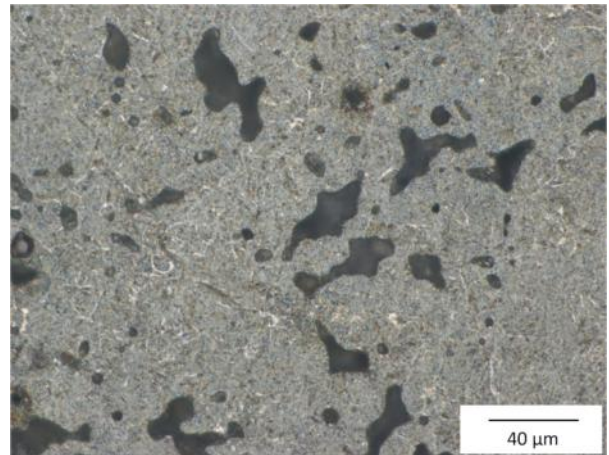


Abb.46: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900+N2\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

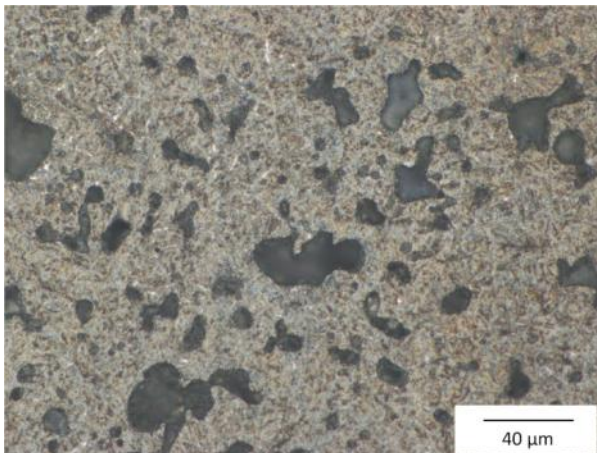


Abb.47: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

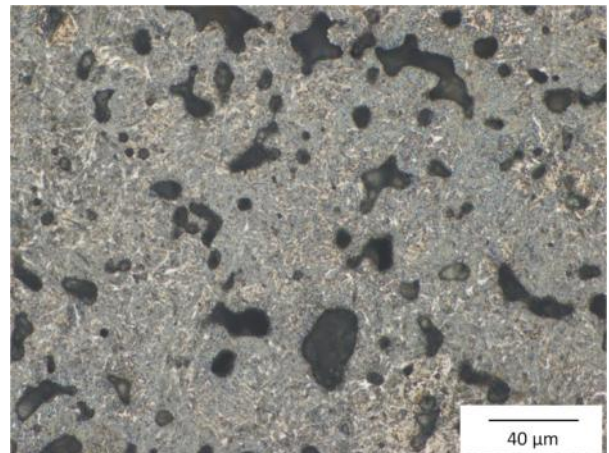


Abb.48: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900+N2\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

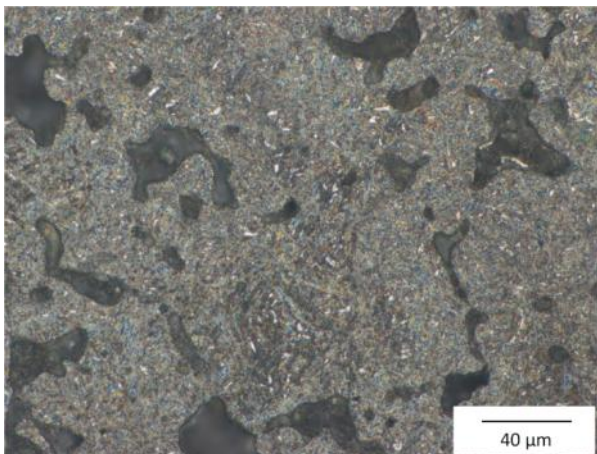


Abb.49: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

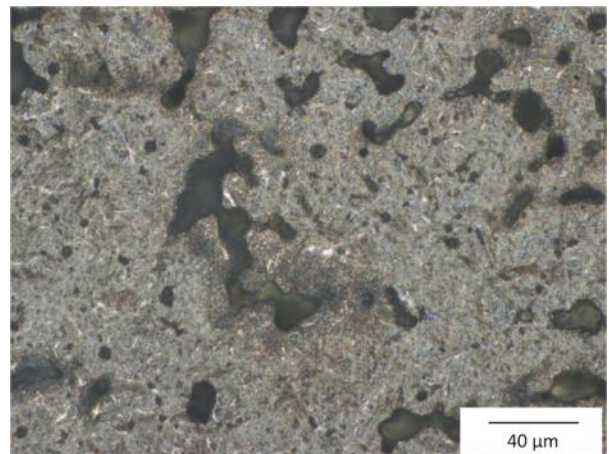
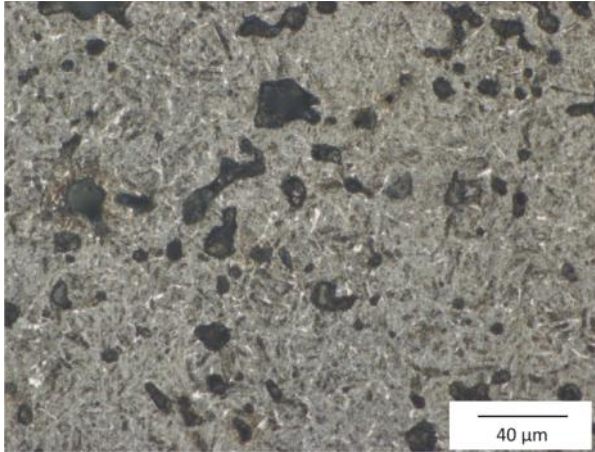


Abb.50: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900+N2\_300, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

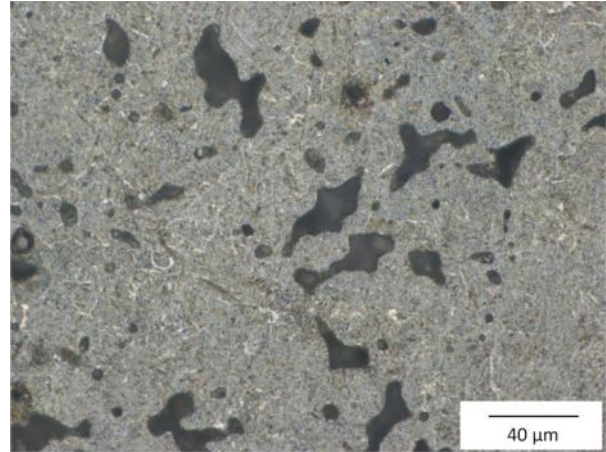
900°C in Wasser abgeschreckt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 300°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.

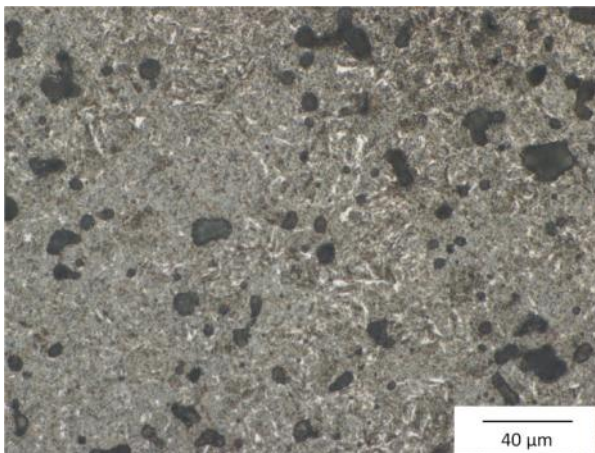
#### **4.2.1.3.3. Proben bei 400°C angelassen**



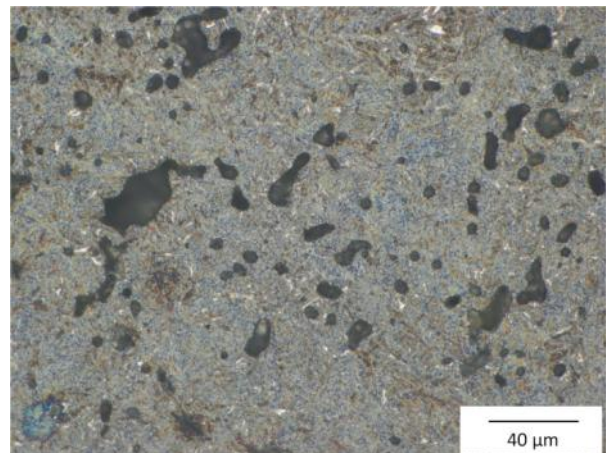
**Abb.51: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**



**Abb.52: Schliffbild des Gefüges Mo 1,0\_900+N2\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**

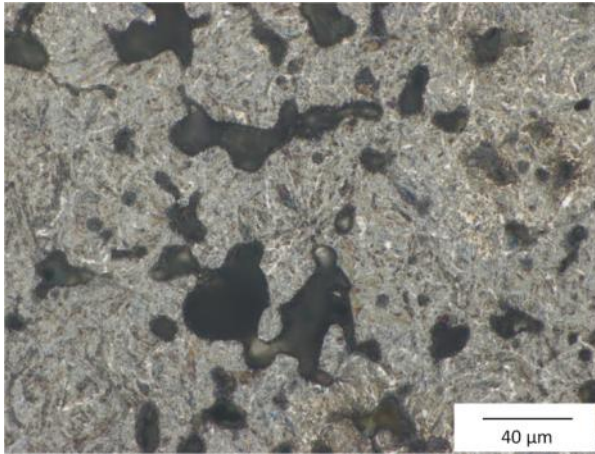


**Abb.53: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**

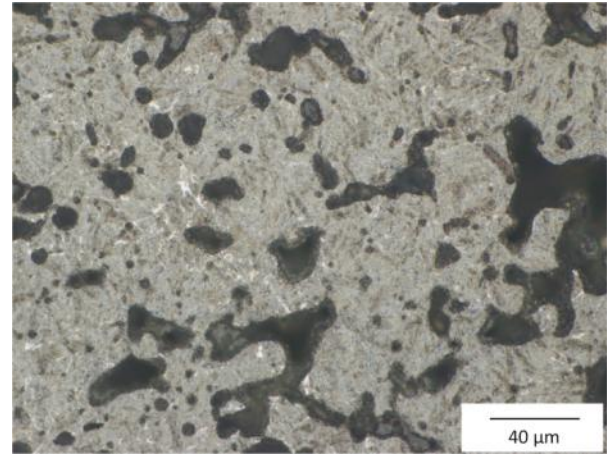


**Abb.54: Schliffbild des Gefüges Cr 1,0\_900+N2\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**





**Abb.55: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**



**Abb.56: Schliffbild des Gefüges Ni 1,0\_900+N2\_400, von 900°C in Wasser abgeschreckt und tiefgekühlt, bei 400°C angelassen, geätzt mit 1%-Nitallösung, 500-fache Vergrößerung.**

#### **4.2.1.4. Diskussion der Gefügebilder**

Die Gefügebilder der unbehandelten 42CrMo4-bzw. 100Cr6-Stähle machen deutlich, dass die Stähle vor der Anlieferung durch entsprechende Wärmebehandlungsverfahren weichgeglüht worden waren. Diese Behandlung wird durch die sphärisch vorliegende Zementit-Phase ersichtlich. Das Schliffbild des Schnellarbeitsstahls S590 verdeutlicht die Herstellungsrouten des Werkstoffs. Auf Grund der pulvermetallurgischen Fertigung wurde ein äußerst gleichmäßiges Gefüge generiert, wodurch der Werkstoff isotrope Eigenschaften erhält. Die hohe Qualität des S590 macht ihn somit sehr wertvoll für Anwendungen mit komplexen Anforderungen.

An Hand der gezeigten Gefügebilder kann man die im Zuge des Härtungsvorgangs gebildeten Martensitnadeln erkennen. Des Weiteren lässt sich auf das Vorliegen von Restaustenit auf Grund der hellen Phase zwischen den Martensitnadeln schließen. Es zeigt sich beim Vergleich der tiefgekühlten mit den nicht-tiefgekühlten Stählen, dass auf Grund der unterschiedlichen Abkühlungsmethoden auch unterschiedliche Ergebnisse bezüglich des Restaustenit-Gehalts erzielt wurden. Dabei weisen die Schliffbilder der tiefgekühlten Varianten deutlich weniger Anteile der metastabilen  $\gamma$ -Phase auf (vgl. Abb.35 und 36 bzw. Abb.41 und 42). Für den 100Cr6-Stahl erkennt man des Weiteren das Vorliegen einer sphärischen Zementit-Phase. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei der entsprechenden Austenitisierungstemperatur eine Härtung aus einem Mehrphasengebiet, und zwar  $\gamma + (\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , erfolgt war.

Durch den Anlassprozess bei 150°C wurde keine signifikante Änderung des Gefüges generiert. Zum einen zeigen sich noch deutlich die vorliegenden Martensitnadeln sowie der Restaustenit. Im Gegensatz dazu machen die Schliffbilder der bei 300°C bzw. 400°C angelassenen Varianten deutlich, dass durch Umwandlungsvorgänge die Charakteristik des Gefüges wesentlich verändert wurde. Hierbei stellt sich heraus, dass im Zuge des Vergütungsprozesses

ses bei diesen Temperaturen offenbar ein weitestgehender Zerfall des Restaustenits stattgefunden hat.

### 4.2.2. E-Modul

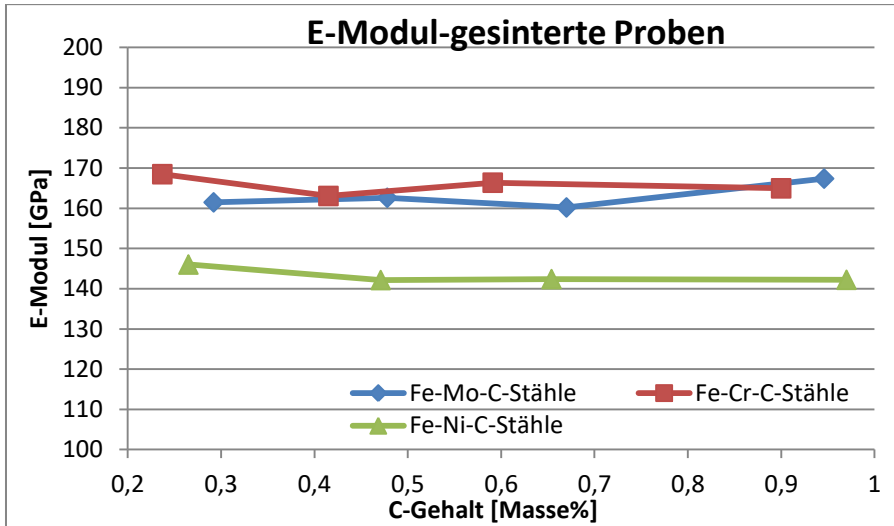


Abb.57: E-Modul der pulvermetallurgischen Proben als Funktion des C-Gehaltes (C-combined).

Der E-Modul von pulvermetallurgischen Proben wird maßgeblich durch die Dichte des Werkstoffes beeinflusst. Auf Grund dessen, dass die Ergebnisse aus Tabelle 18 zeigten, dass tendenziell mit steigendem C-Gehalt eine Reduzierung der Sinterdichte detektiert wurde, war ebenso ein leichter Abfall des E-Moduls zu erwarten. Dennoch zeigen die angeführten Ergebnisse, dass in keinen Fällen eine fortschreitende Reduzierung des E-Moduls gemessen wurde. In den folgenden Diagrammen wird die Abhängigkeit des E-Moduls von der Dichte der entsprechenden Proben gezeigt.

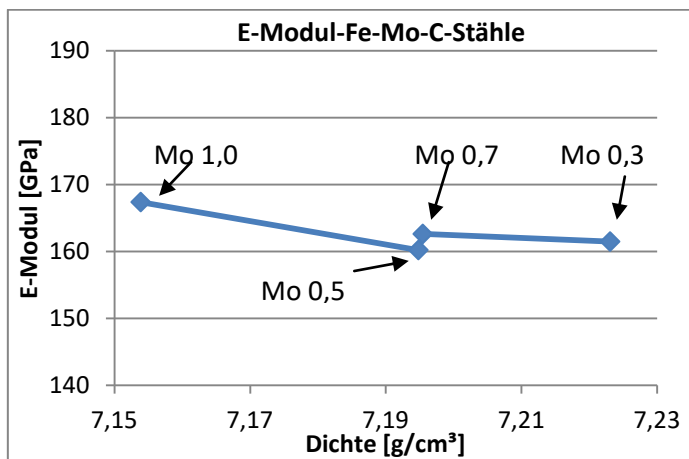


Abb.58: E-Modul der Fe-Mo-C im gesinterten Zustand als Funktion der Dichte

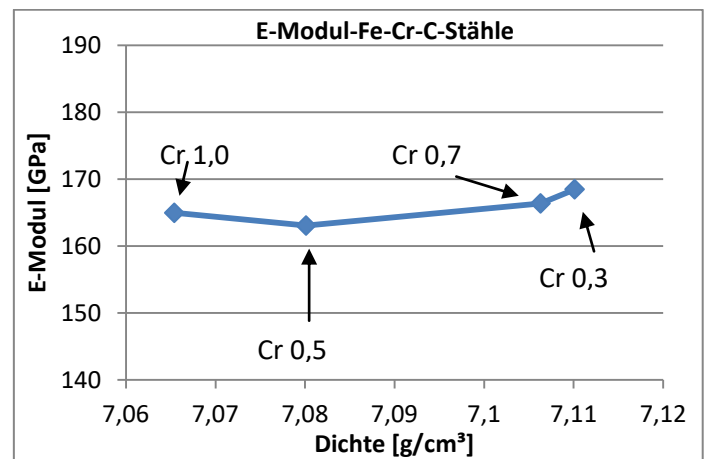


Abb.59: E-Modul der Fe-Cr-C-Stähle im gesinterten Zustand als Funktion der Dichte

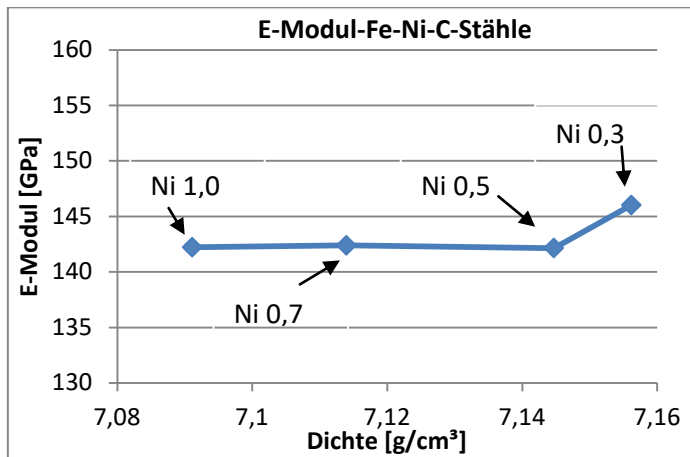


Abb.60: E-Modul der Fe-Ni-C-Stähle im gesinterten Zustand als Funktion der Dichte

Durch die angeführten Diagramme werden die vorigen Ausführungen bestätigt, dass kein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem E-Modul und der Dichte gegeben ist. Eine mögliche Erklärung könnte sein, dass mit steigendem C-Gehalt zwar die Dichte des Körpers sinkt, aber der Anteil des Zementits steigt, wodurch zum Teil die reduzierte Dichte kompensiert oder sogar überkompensiert wird.

### 4.2.3. Elektrische Leitfähigkeit

#### 4.2.3.1. Nicht wärmebehandelte Proben

Im nachfolgenden Diagramm sind die Ergebnisse für die spezifische elektrische Leitfähigkeit der nicht wärmebehandelten PM-Stähle zusammengefasst. Die Resultate für die SM-Proben sind hierbei im Anhang zu finden.

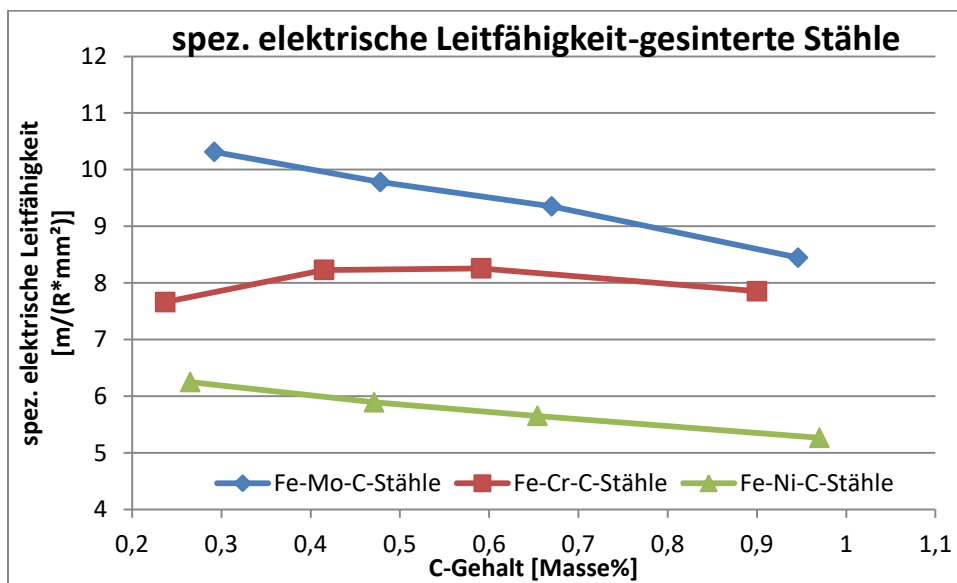


Abb.61: spezifische elektrische Leitfähigkeit der PM-Proben als Funktion des C-Gehalts (C-combined).

### 4.2.3.2. Gehärtete Proben

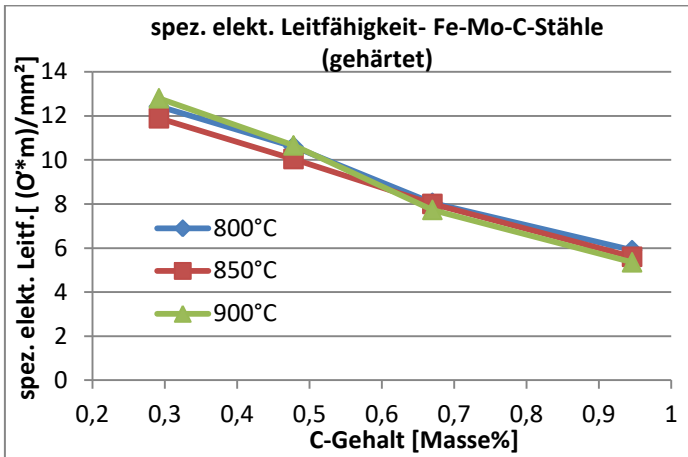


Abb.62: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-C-Mo-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

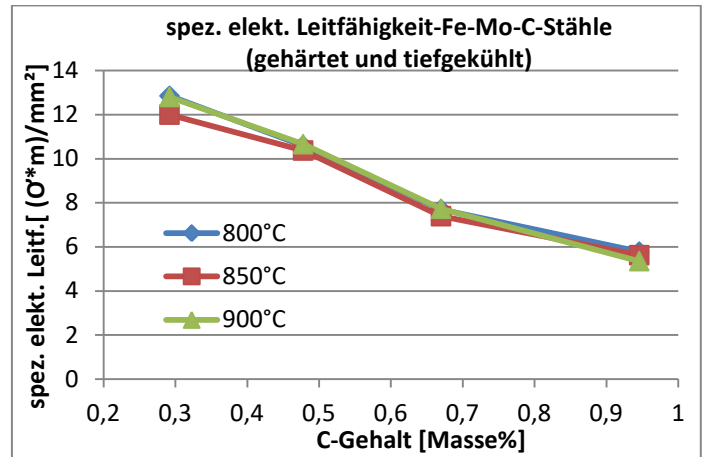


Abb.63: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

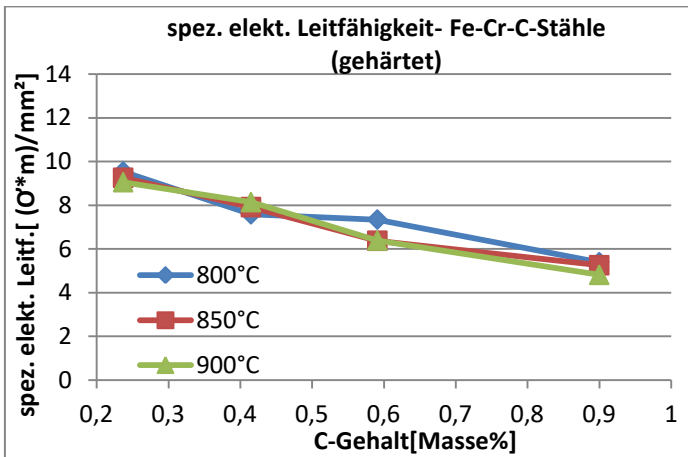


Abb.64: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-Cr-C-Stähle(gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

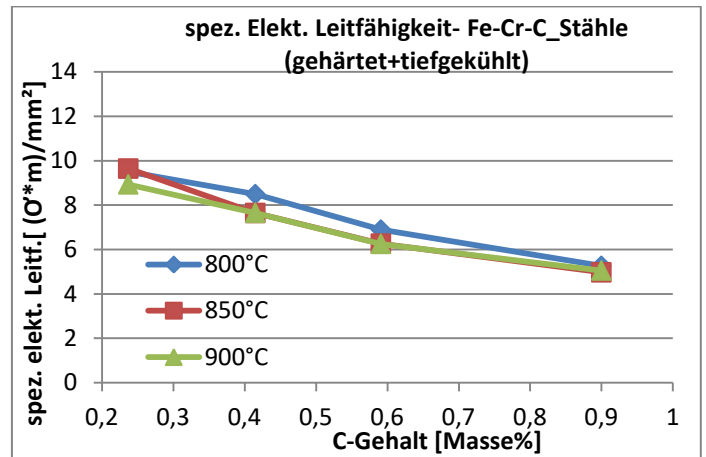


Abb.65: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-Cr-C-Stähle(gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

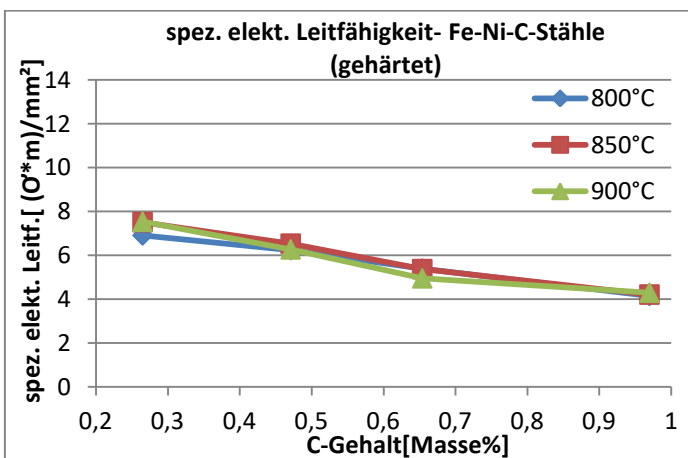


Abb.66: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-Ni-C-Stähle(gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

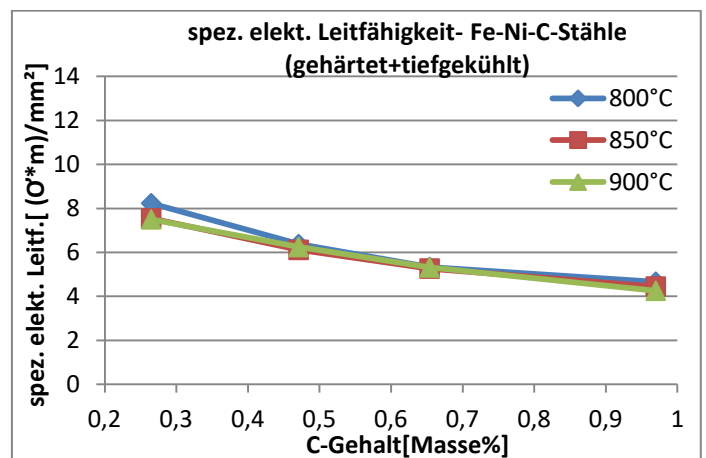


Abb.67: spezifische elektrische Leitfähigkeit der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

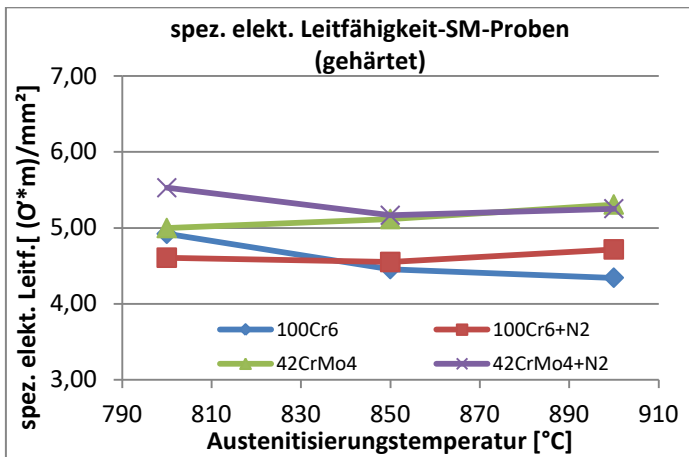


Abb.68: spezifische elektrische Leitfähigkeit der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet).

#### 4.2.3.3. Diskussion der Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit

Die angeführten Ergebnisse zeigen, dass im Fall der nicht wärmebehandelten Ast85Mo- und der Fe4Ni-Basisproben ein zu erwartendes Ergebnis erzielt wurde, indem es mit steigendem C-Gehalt zu einer Reduzierung der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit kommt, auf Grund der Zunahme des Massenanteils an Karbiden. Im Gegensatz dazu wird im Fall der AstCrA-Basisproben ein anderer Verlauf detektiert. Eine mögliche Erklärung könnte sein, dass durch den steigenden C-Gehalt eine Ausfällung des im Ferrit gelösten Chroms stattfindet, wodurch die Leitfähigkeit der Ferrit-Matrix verbessert wird. Dieser Effekt ist so lange zu beobachten, bis ein Maximum, initiiert durch die Kompensation der Ferrit-Reinigung durch den steigenden Anteil an Karbiden, erreicht wird, wobei ab diesem Punkt mit zunehmendem C-Gehalt auf Grund der Reduktion des Phasenanteils des Ferrits eine Verschlechterung der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit beobachtet werden kann.

Des Weiteren kommt man zum Ergebnis, dass die spezifischen elektrischen Leitfähigkeiten der Ast85Mo-Basisproben am höchsten sind, während die Werte der Fe4Ni-Basisproben am niedrigsten sind. Die Ursache dieser Erscheinung ist der Gehalt des Hauptlegierungselements des entsprechenden Eisenbasispulvers, wobei mit zunehmendem Anteil der Legierungselemente eine Reduzierung der Leitfähigkeit auftritt. Hier ist auch zu berücksichtigen, dass Cr und Mo tendenziell in Karbiden gebunden vorliegen, während Ni im Fe gelöst ist und durch den Mischkristalleffekt die Leitfähigkeit besonders stark beeinflusst. Beim Vergleich von Cr und Mo ist auch zu berücksichtigen, dass für die Leitfähigkeit der Gehalt in at% und nicht in Masse% relevant ist, wodurch der Unterschied in den Gehalten von Cr (m52) und Mo (m95) noch größer wird.

Die angeführten Diagramme der gehärteten Proben zeigen, dass durch einen steigenden C-Gehalt der Proben eine Reduzierung der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit eintritt, was durch die Erhöhung der Gitterdefekte verursacht wird. Vergleicht man die Diagramme der gehärteten und der nicht gehärteten PM-Stähle, so erkennt man, dass im Fall der gehärteten Varianten die Abhängigkeit der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit vom C-Gehalt höher

ist. Diese Erscheinung hängt damit zusammen, dass hier die Leitfähigkeit der martensitischen Phase durch den höheren C-Gehalt aufgrund des Mischkristalleffekts durch C und metallische Legierungselemente deutlich abnimmt, während bei den gesinterten Stählen lediglich der Masseanteil der Ferritphase verändert wird, dessen Leitfähigkeit aber nahezu konstant bleibt.

## **4.2.4. Mechanische Härte**

In den folgenden Kapiteln werden die erzielten Ergebnisse der Makro- bzw. Mikrohärtebestimmungen zusammengefasst. Vor allem durch diese Methode kann eine einwandfreie Verfolgung der Härtungs- und Anlassvorgänge sichergestellt werden. Darüber hinaus bieten die Resultate auch die Möglichkeit, Ergebnisse aus den Restaustenitbestimmungen zu unterstützen.

### **4.2.4.1. Makrohärte**

#### **4.2.4.1.1. Nicht wärmebehandelte Proben**

Im nachfolgenden Diagramm sind die gemessenen Härtewerte der gesinterten PM-Stähle gezeigt. Die Daten der SM-Proben sind aus dem Anhang zu entnehmen.

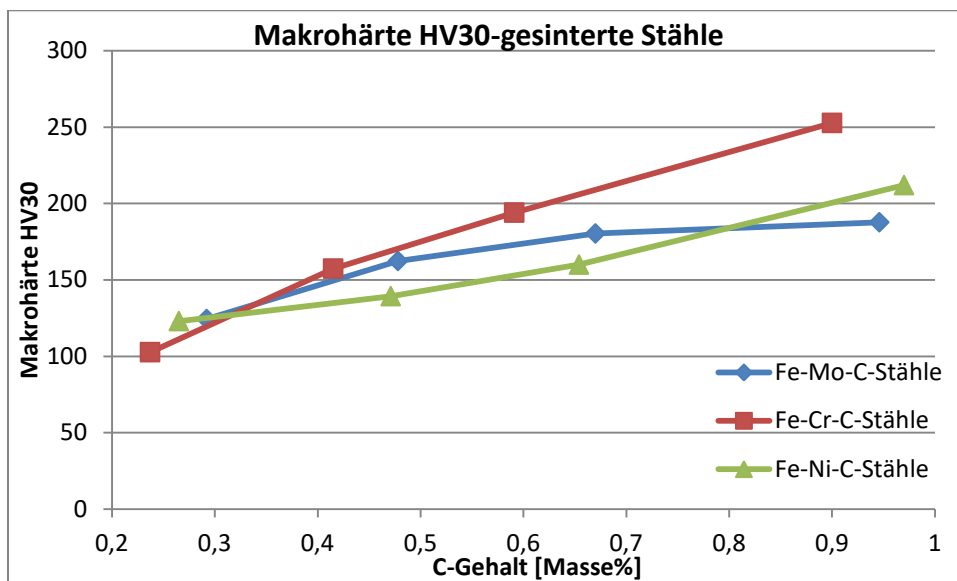


Abb.69: Makrohärte der nicht wärmebehandelten Stähle in Abhängigkeit vom C-Gehalt (C-combined)

#### 4.2.4.1.2. Gehärtete Proben

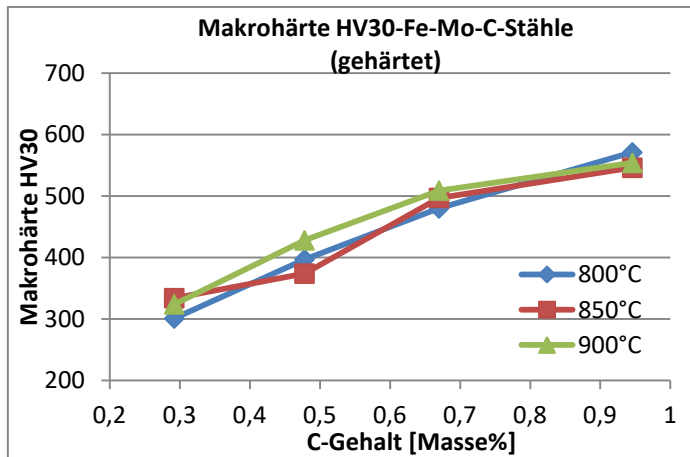


Abb.70: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

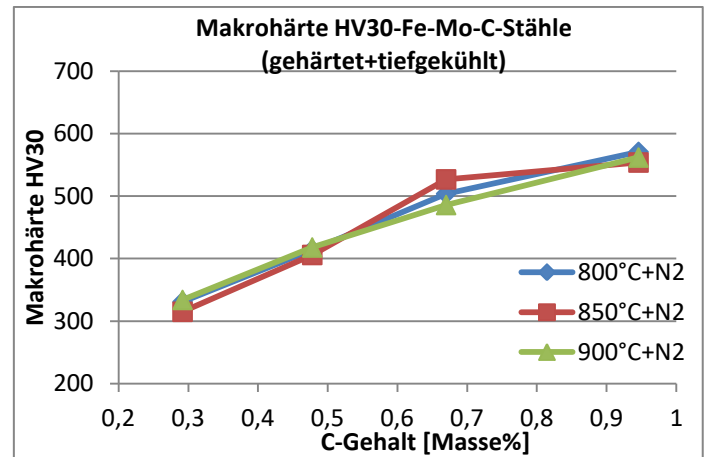


Abb.71: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

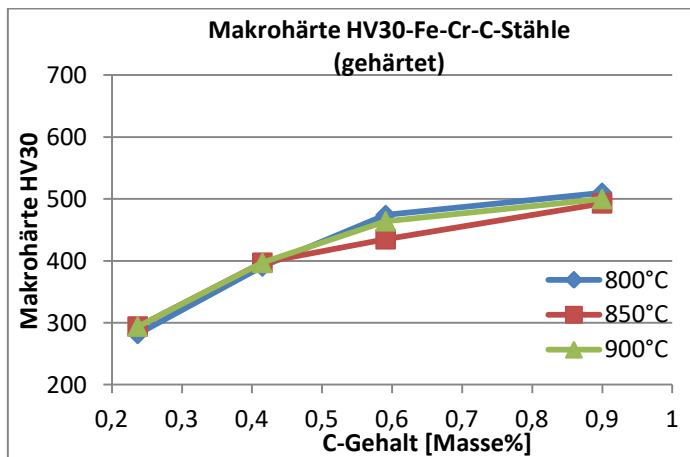


Abb.72: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

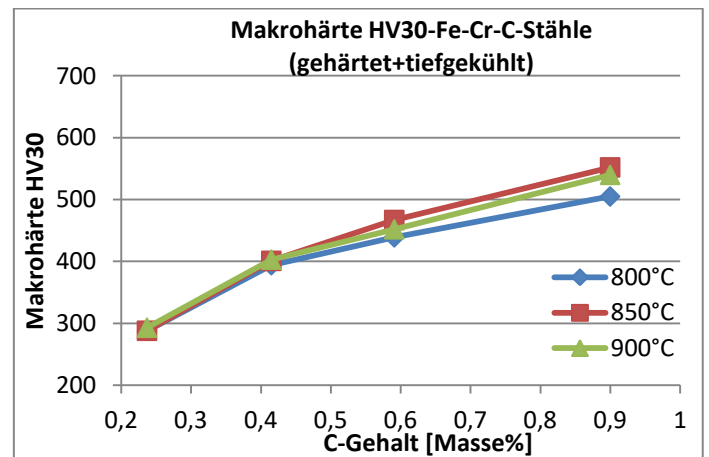


Abb.73: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

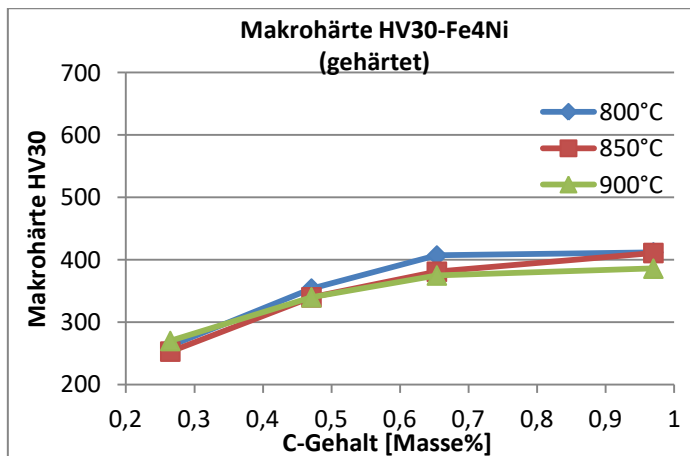


Abb.74: Makrohärte HV30 der Fe4Ni-Basisproben (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

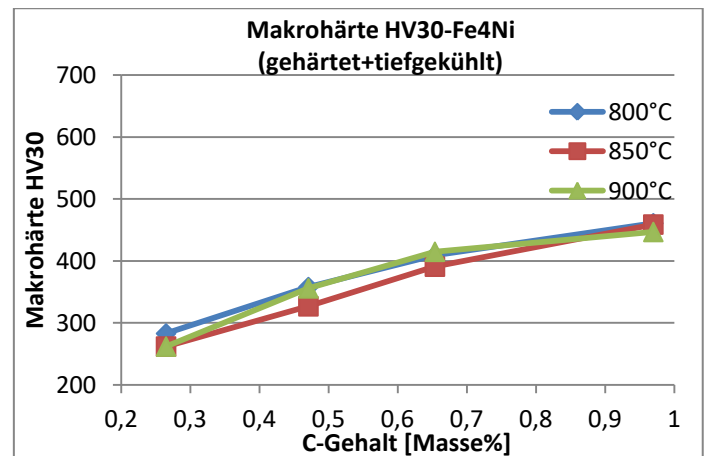


Abb.75: Makrohärte HV30 der Fe4Ni-Basisproben (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

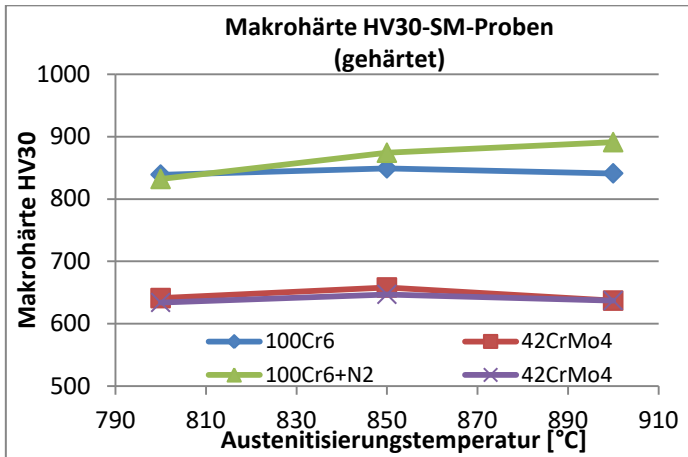


Abb.76: Makrohärte HV30 der SM-Proben (100Cr6 und 42CrMo4) als Funktion der Austenitierungstemperatur (gehärtet).

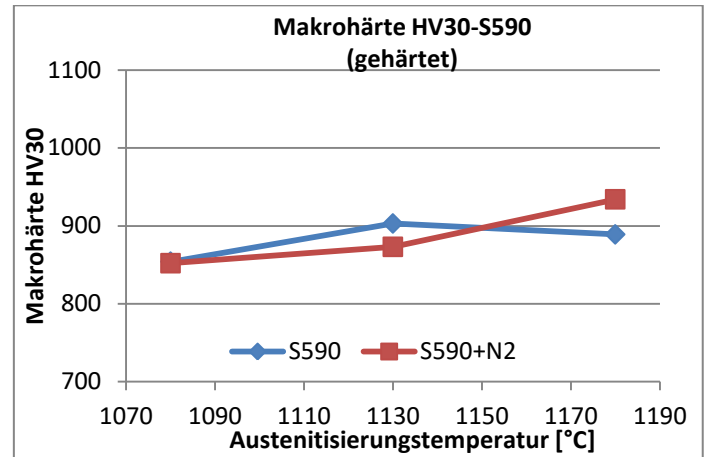


Abb.77: Makrohärte HV30 des S590 als Funktion der Austenitierungstemperatur (gehärtet).

#### 4.2.4.1.3 Angelassene Proben

##### 4.2.4.1.3.1. Angelassen bei 150°C

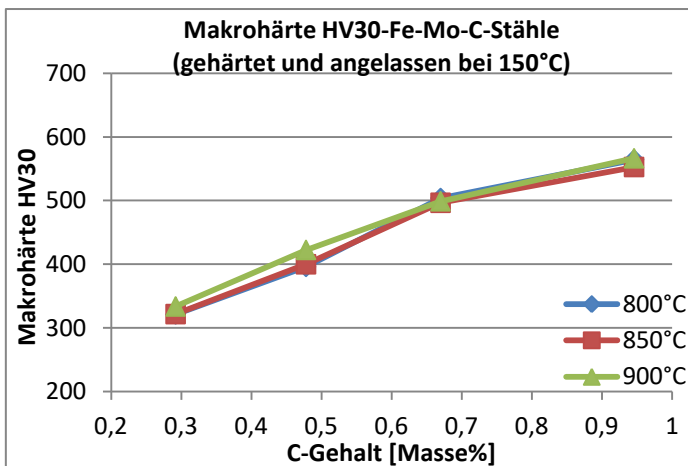


Abb.78: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

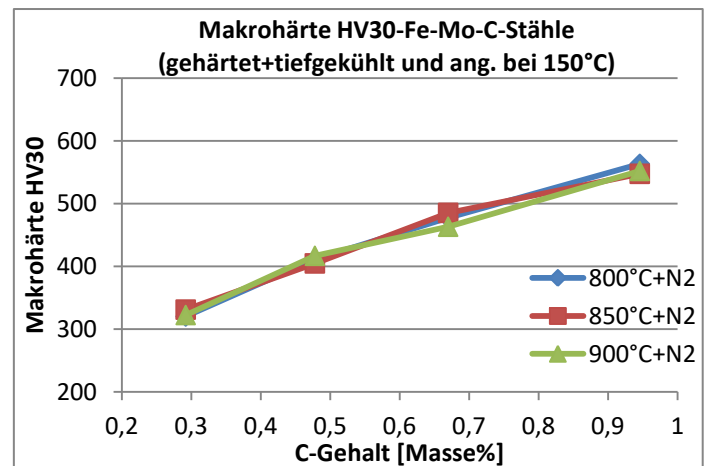


Abb.79: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

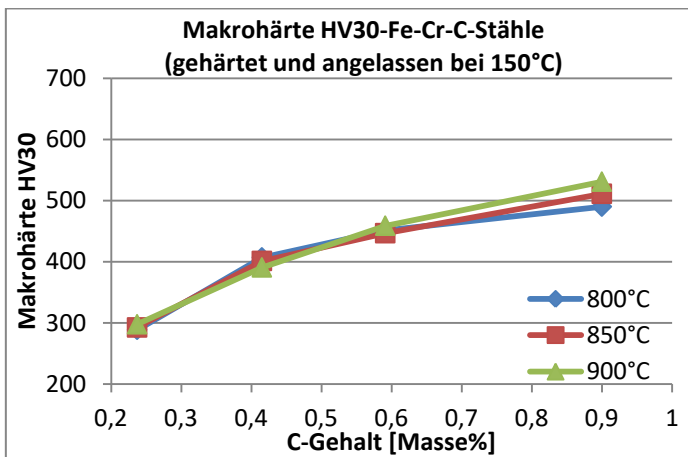


Abb.80: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

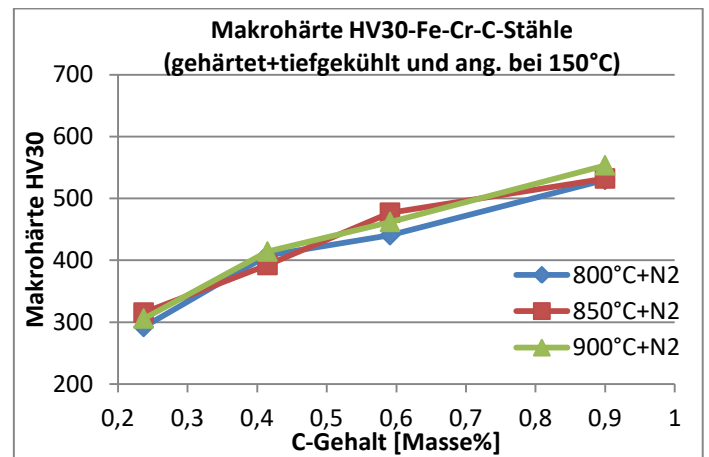


Abb.81: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)



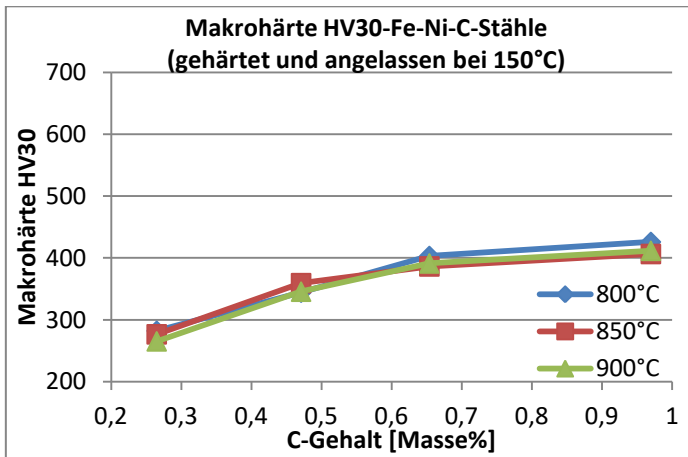


Abb.82: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

Gehalts(C-combined)

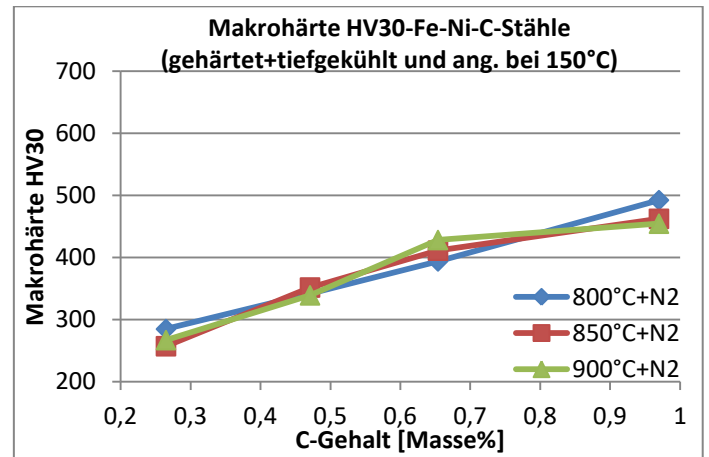


Abb.83: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

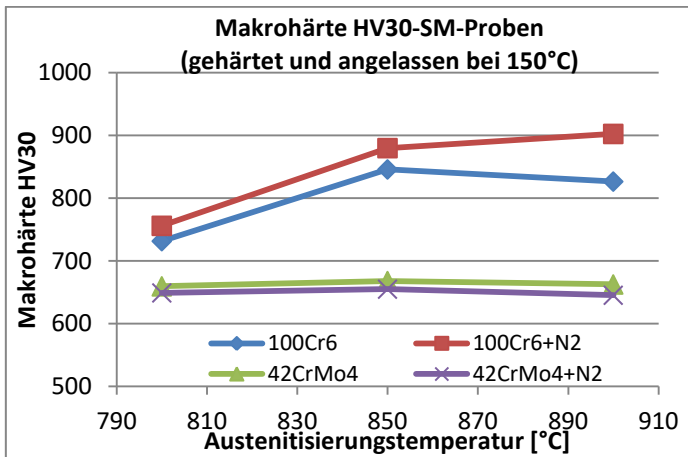


Abb.84: Makrohärte HV30 der SM-Stähle als Funktion der Austenitierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet und angelassen bei 150°C).

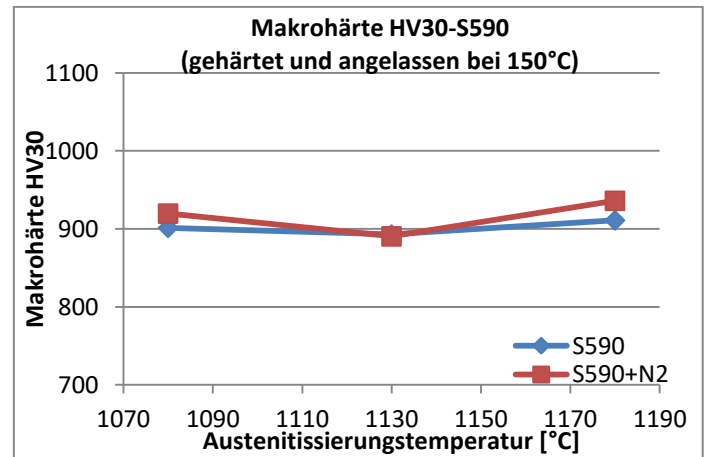


Abb.85: Makrohärte HV30 der S590-Stähle als Funktion der Austenitierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 150°C)

#### 4.2.4.1.3.2. Angelassen bei 300°C

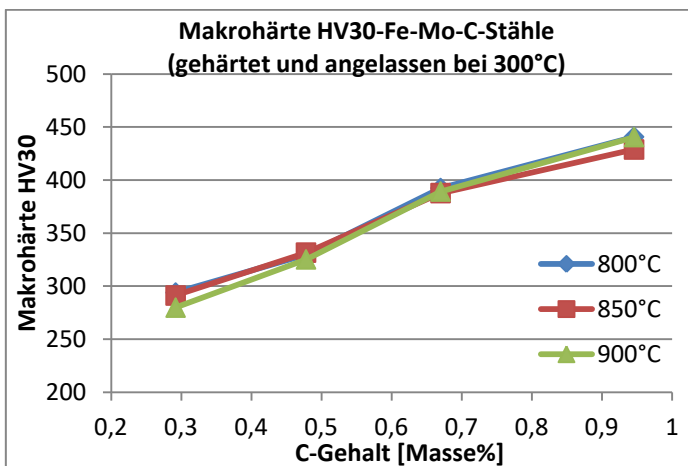


Abb.86: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und

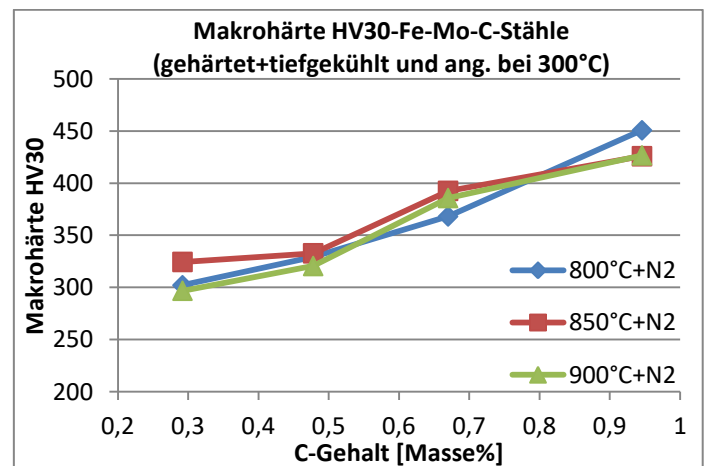


Abb.87: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehär-

angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

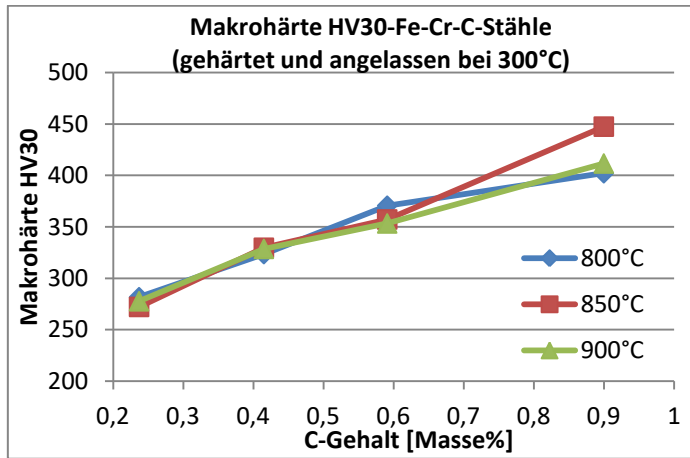


Abb.88: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

tet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

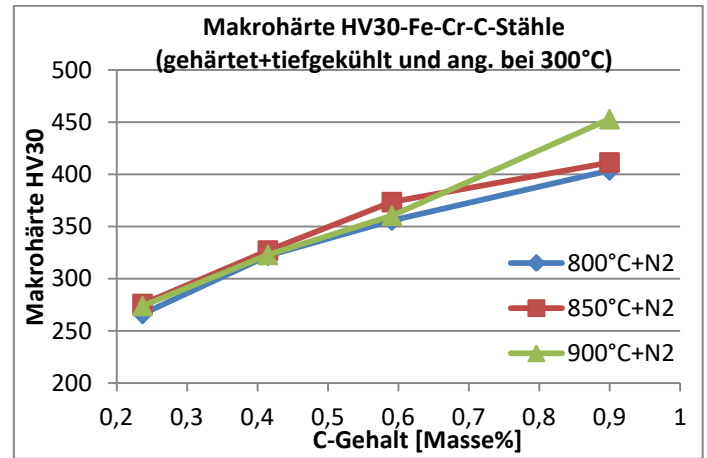


Abb.89: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

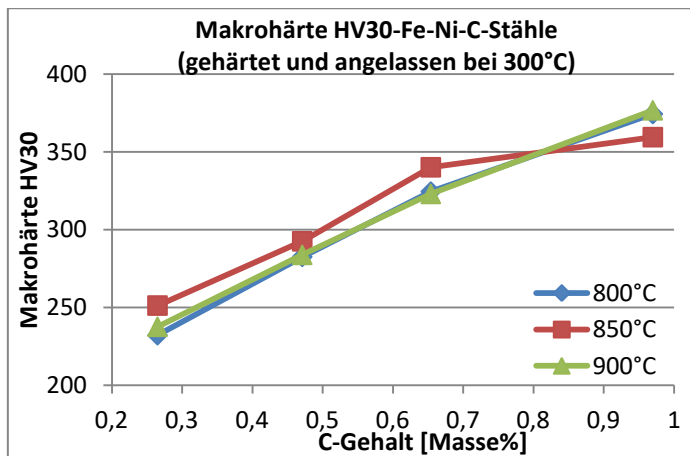


Abb.90: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

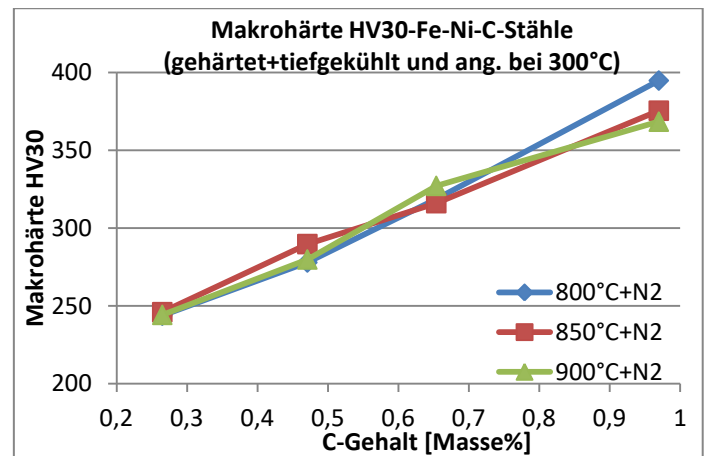


Abb.91: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

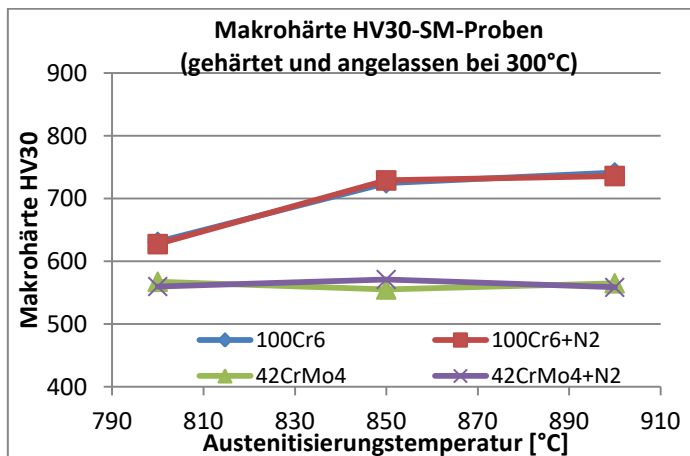


Abb.92: Makrohärte HV30 der SM-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet

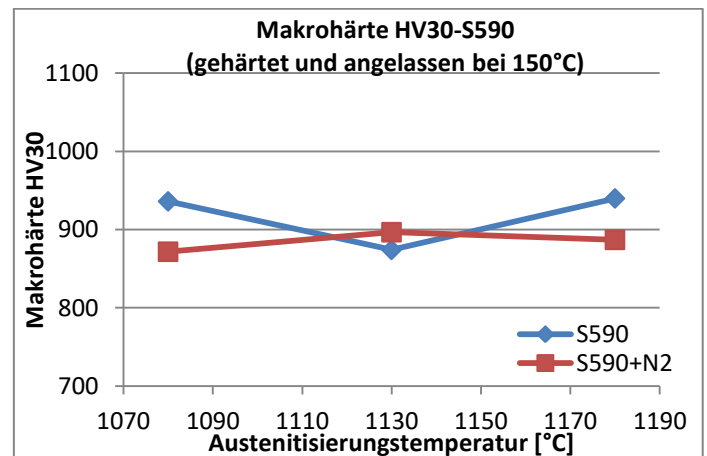


Abb.93: Makrohärte HV30 der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei

und angelassen bei 300°C).

300°C)

#### 4.2.4.1.3.3. Proben bei 400°C angelassen

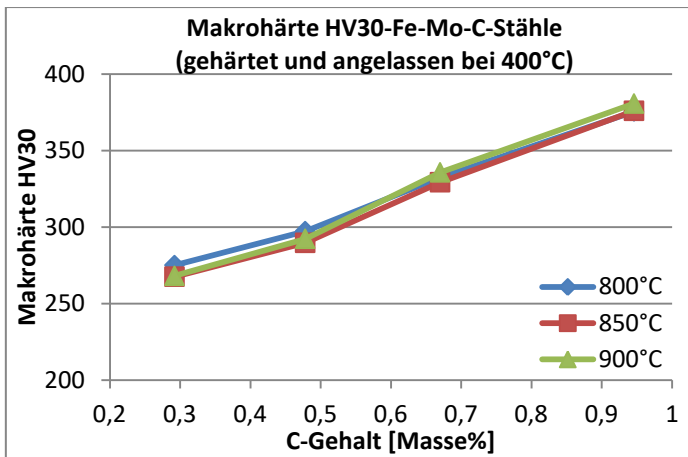


Abb.94: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

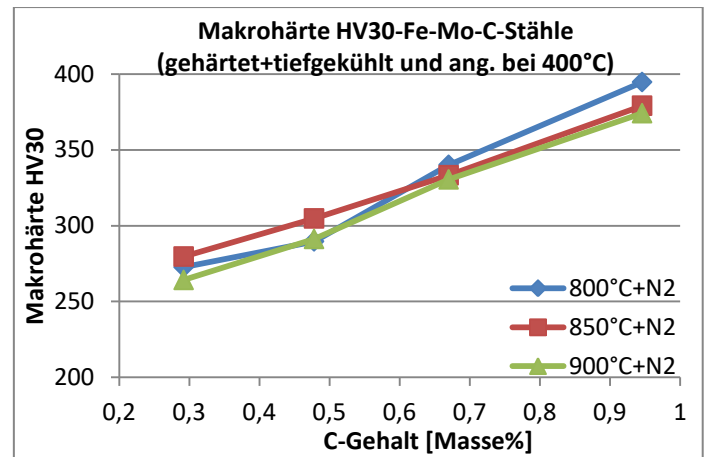


Abb.95: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

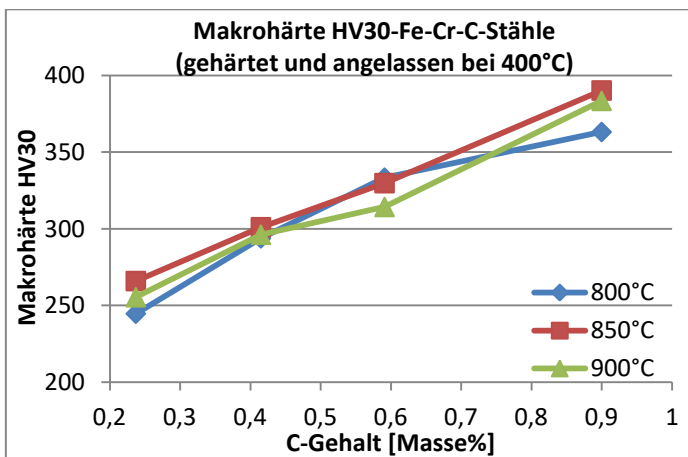


Abb.96: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

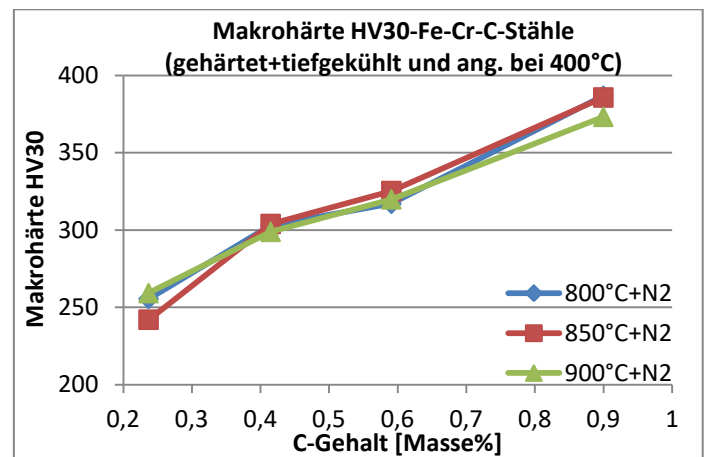


Abb.97: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

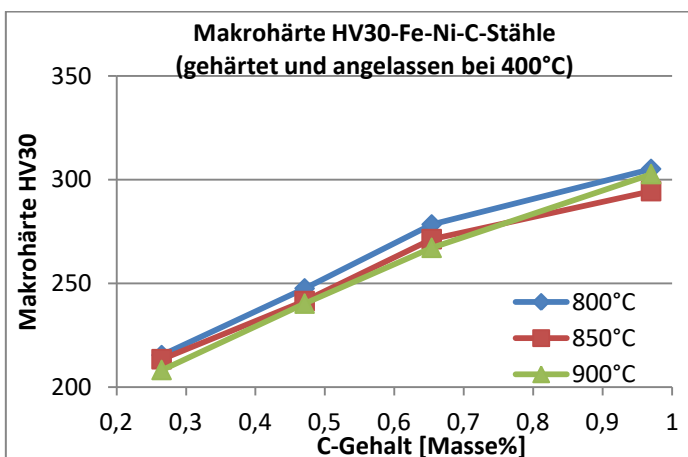


Abb.98: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und

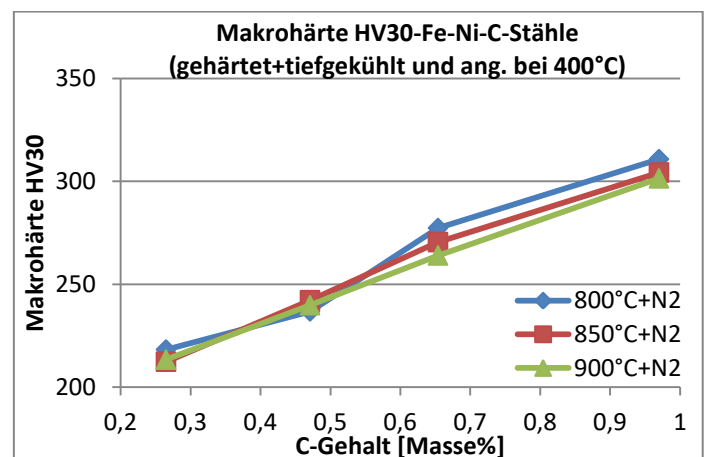


Abb.99: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärt-

angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

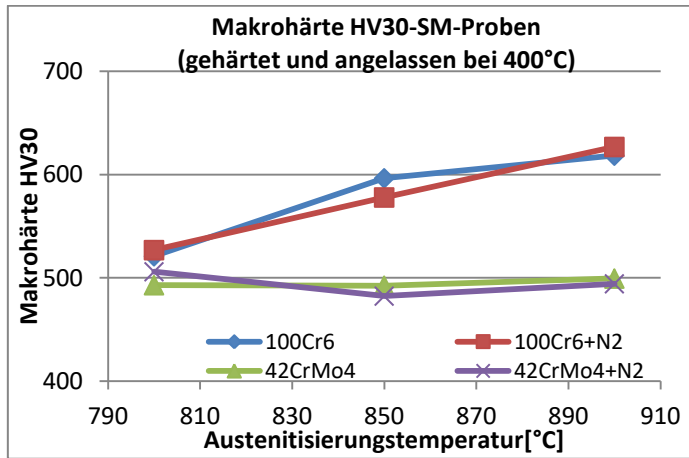


Abb.100: Makrohärte HV30 der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet und angelassen bei 400°C).

tet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

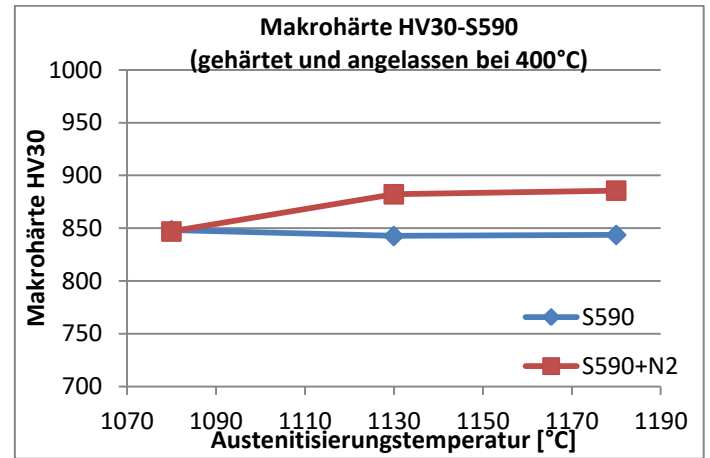


Abb.101: Makrohärte HV30 der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 400°C)

## 4.2.4.2. Mikrohärte

### 4.2.4.2.1. Nicht wärmebehandelte Proben

In der nachfolgenden Abbildung wird die Härte der gesinterten PM-Proben in Abhängigkeit vom C-Gehalt gezeigt. Die entsprechenden Ergebnisse der SM-Stähle sind im Anhang angeführt.

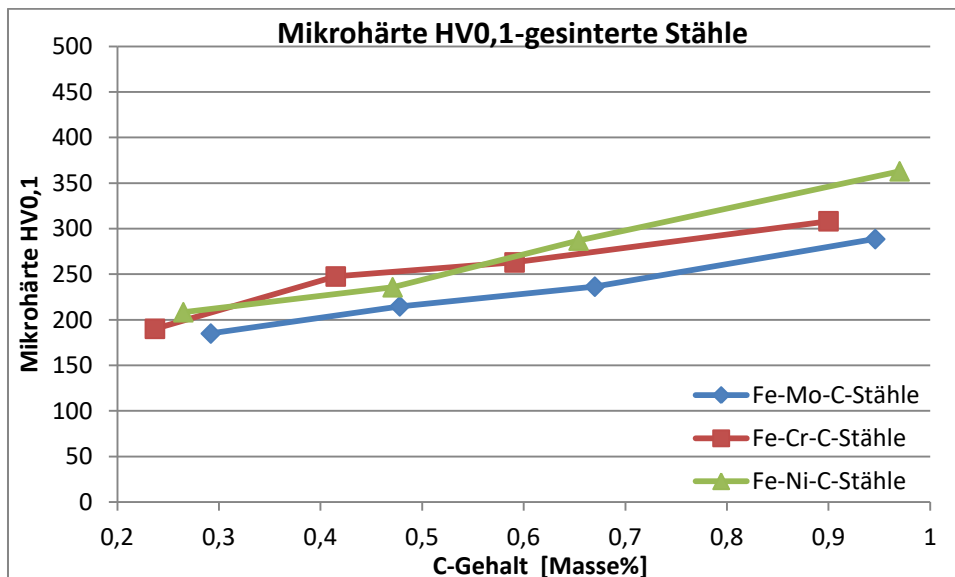


Abb.102: Mikrohärte der pulvermetallurgischen Proben als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

#### 4.2.4.2.2. Gehärtete Proben

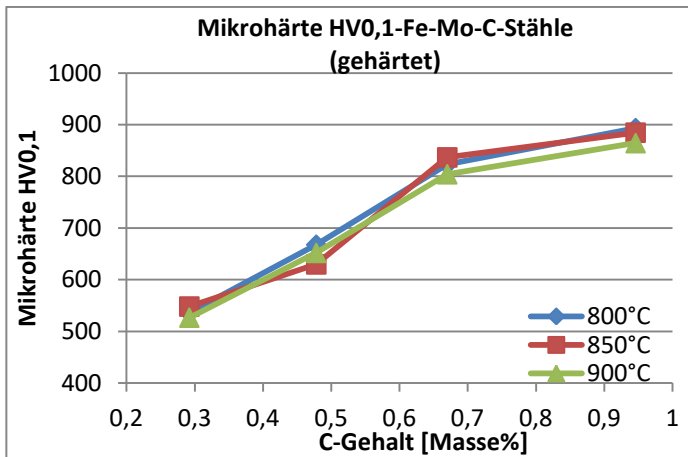


Abb.103: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

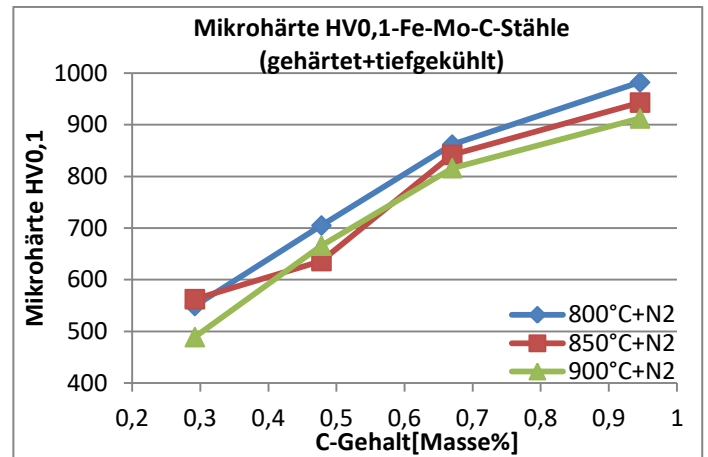


Abb.104: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

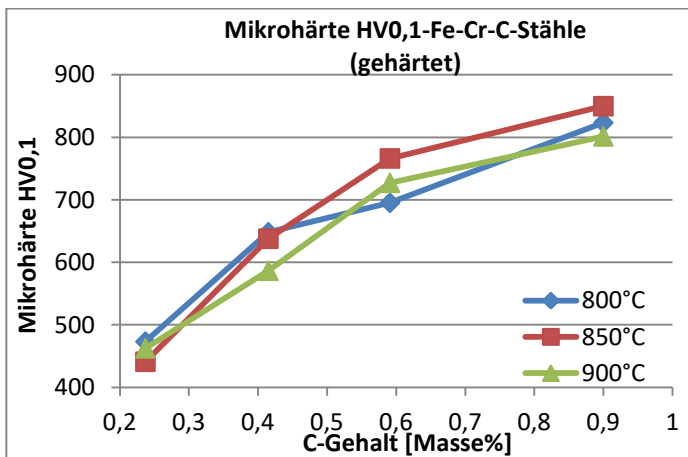


Abb.105: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts(C-combined)

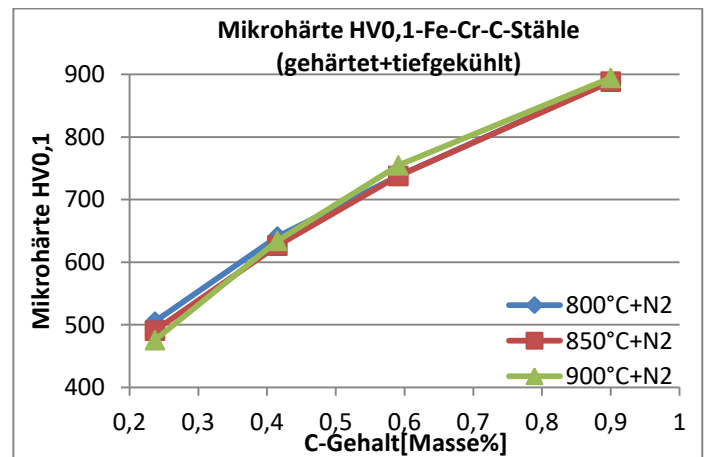


Abb.106: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

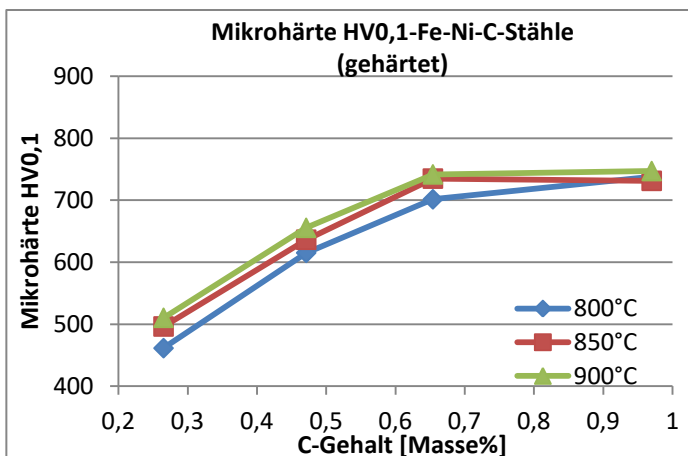


Abb.107: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

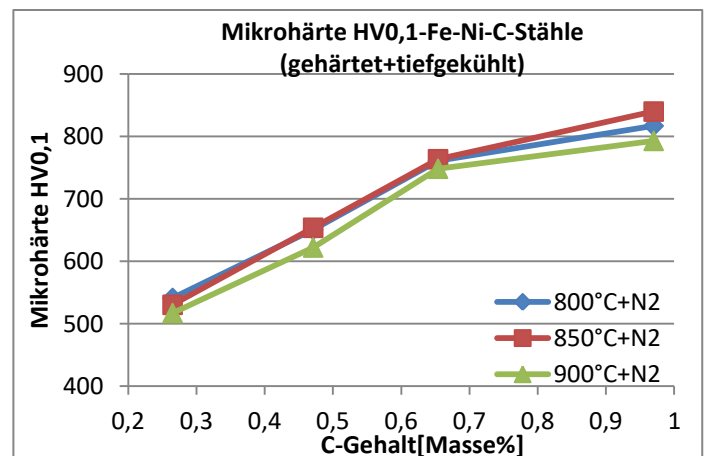


Abb.108: Mikrohärte HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

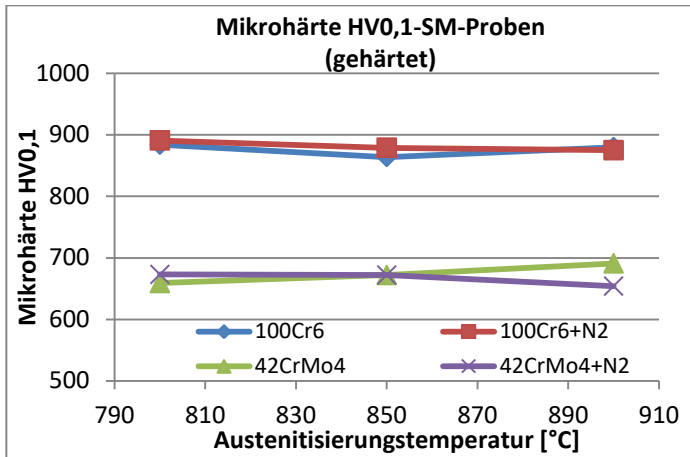


Abb.109: Mikrohärtete HV0,1 der SM-Proben als Funktion der Austenitierungstemperatur (42CrMo4 und 100Cr6, gehärtet).

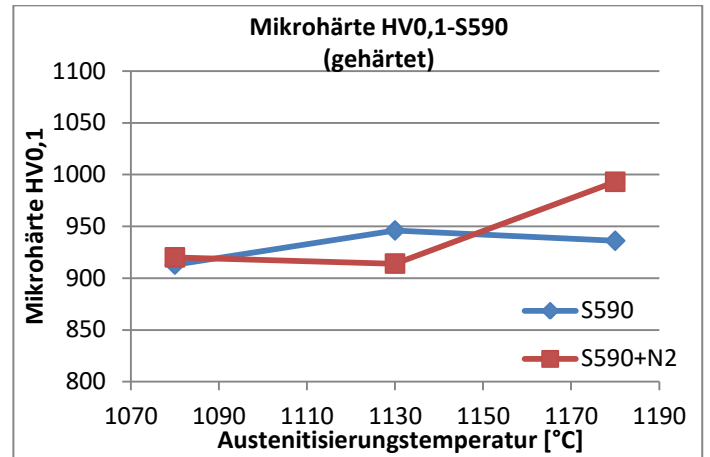


Abb.110: Mikrohärtete HV0,1 des S590 als Funktion der Austenitierungstemperatur (gehärtet).

#### 4.2.4.2.3. Angelassene Proben

##### 4.2.4.2.3.1. Angelassen bei 150°C

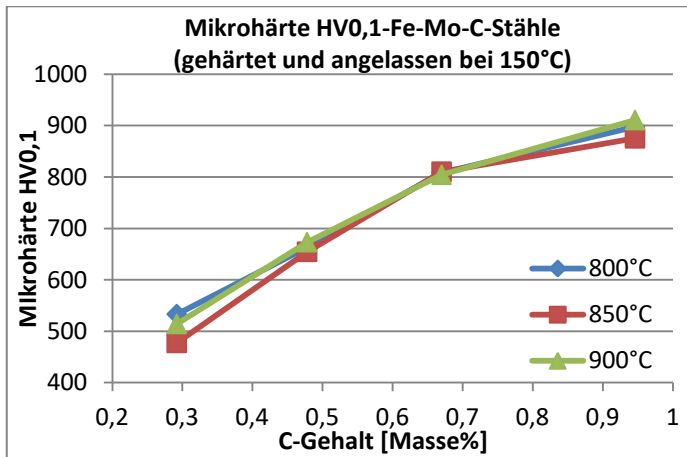


Abb.111: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

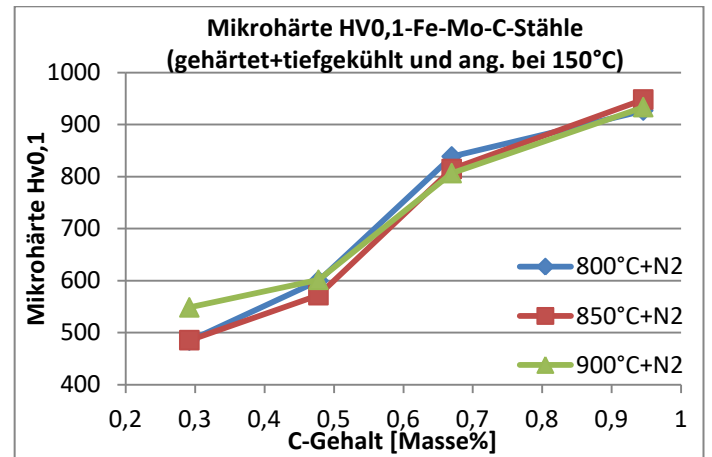


Abb.112: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

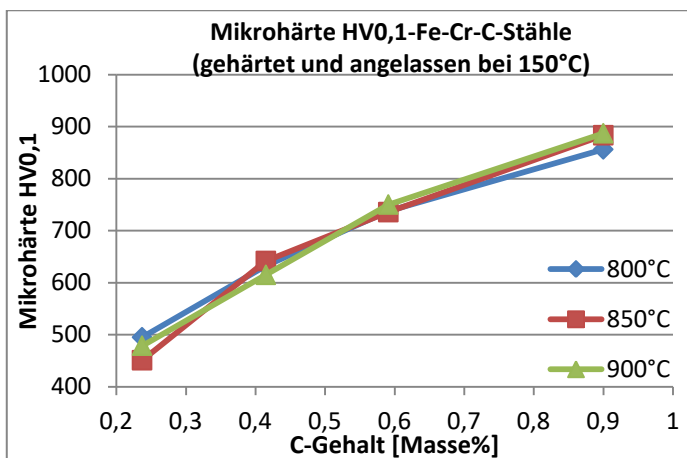


Abb.113: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

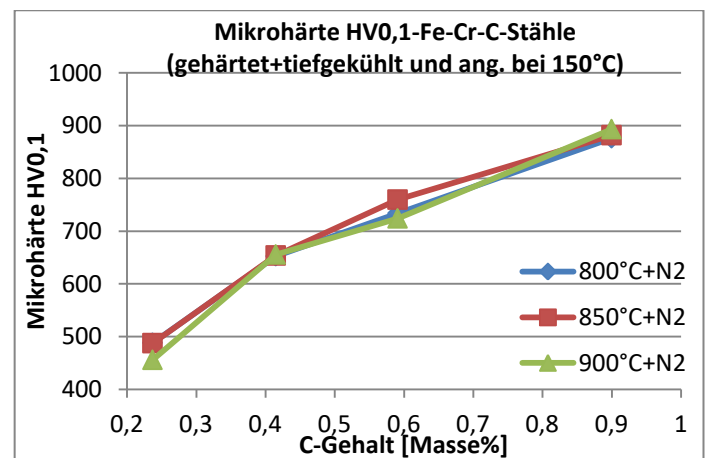


Abb.114: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

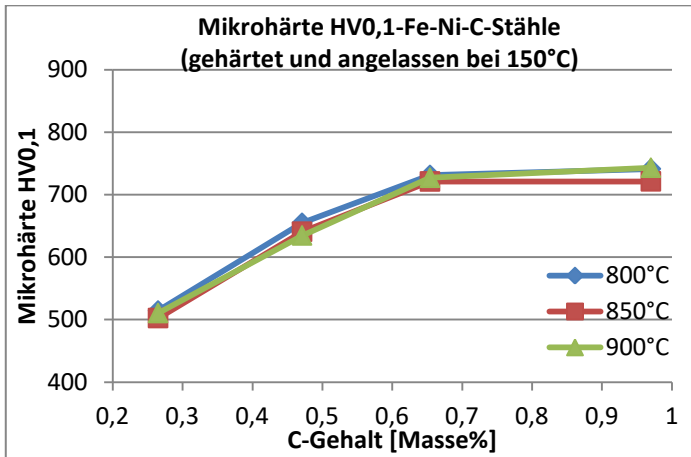


Abb.115: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

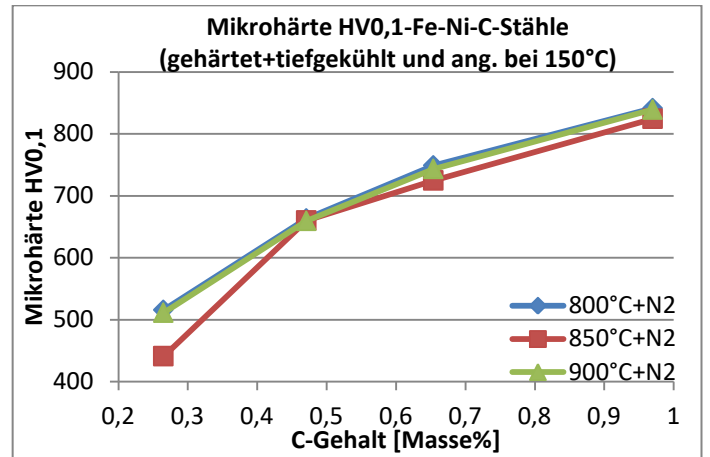


Abb.116: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

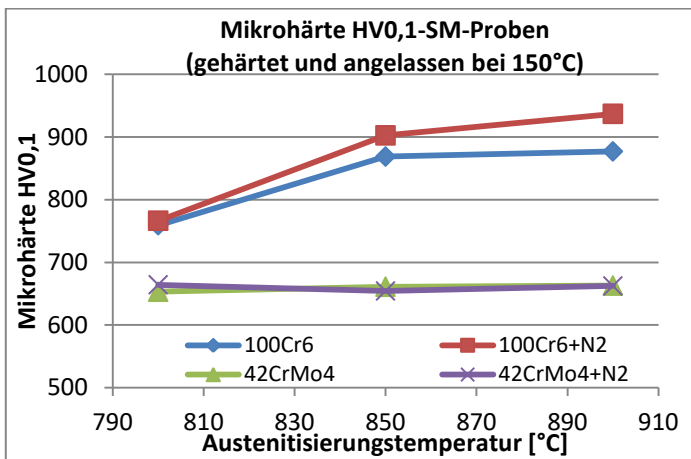


Abb.117: Mikrohärtete HV0,1 der SM-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet und angelassen bei 150°C).

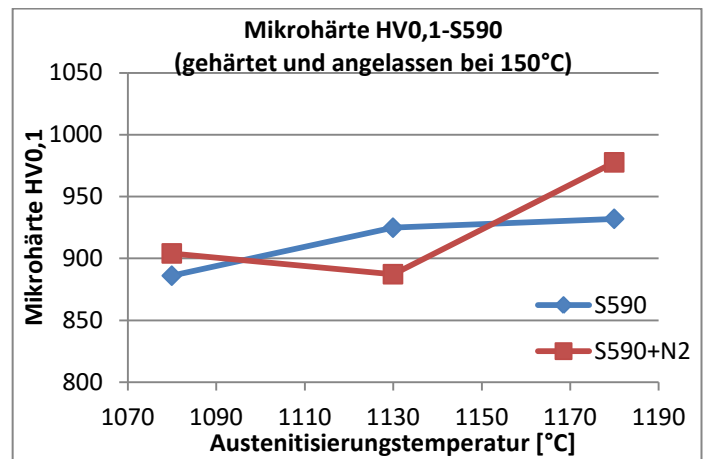


Abb.118: Mikrohärtete HV0,1 der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 150°C).

#### 4.2.4.2.3.2. Angelassen bei 300°C

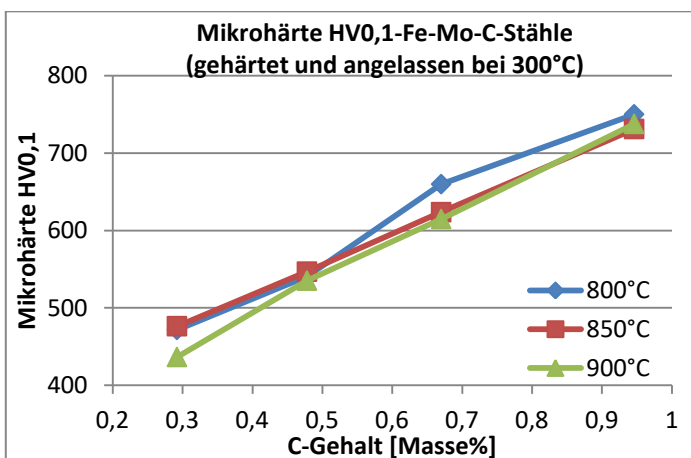


Abb.119: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

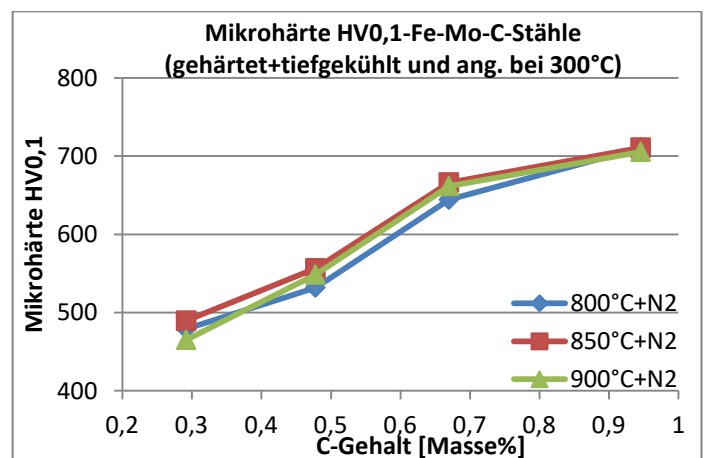


Abb.120: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

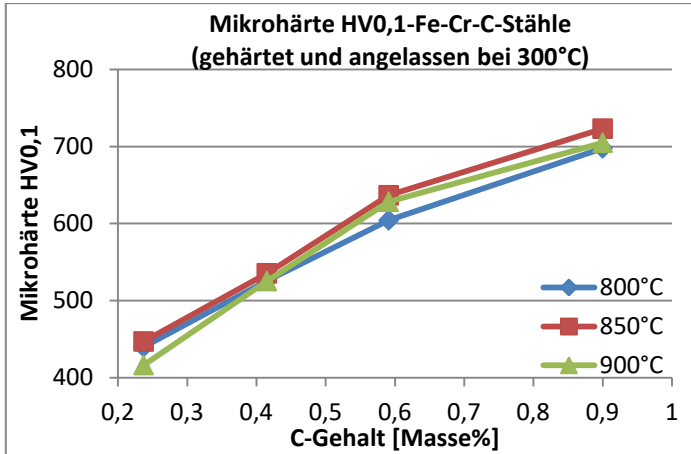


Abb.121: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

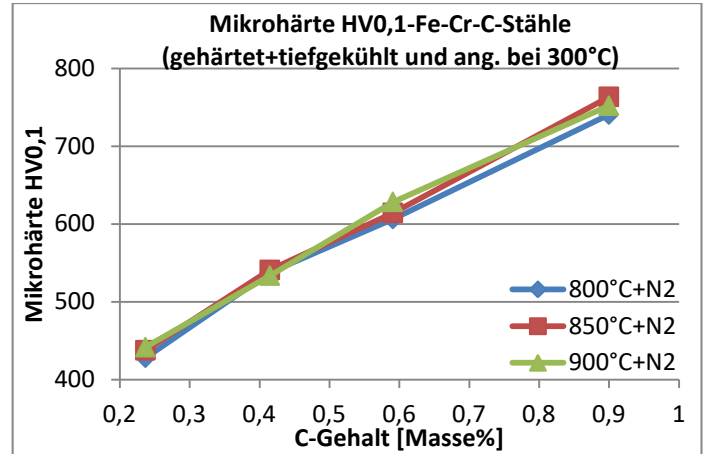


Abb.122: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

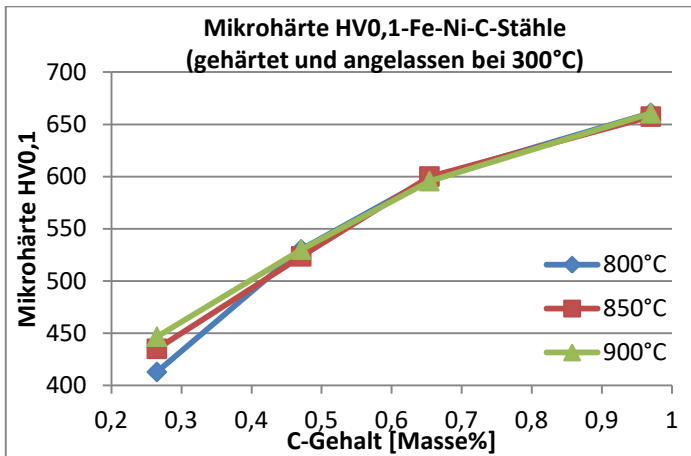


Abb.123: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

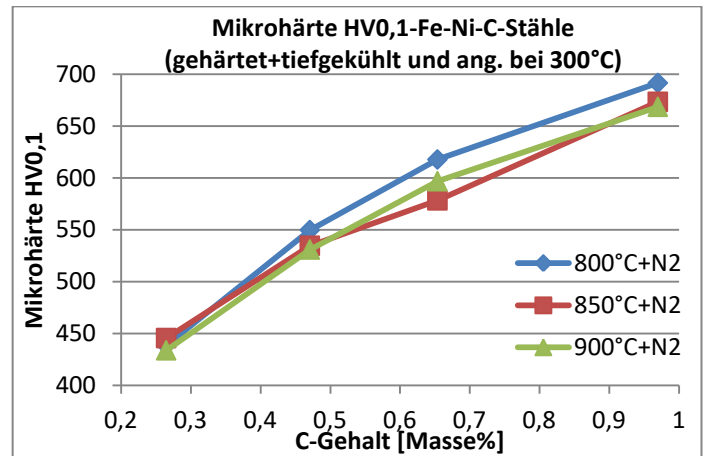


Abb.124: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

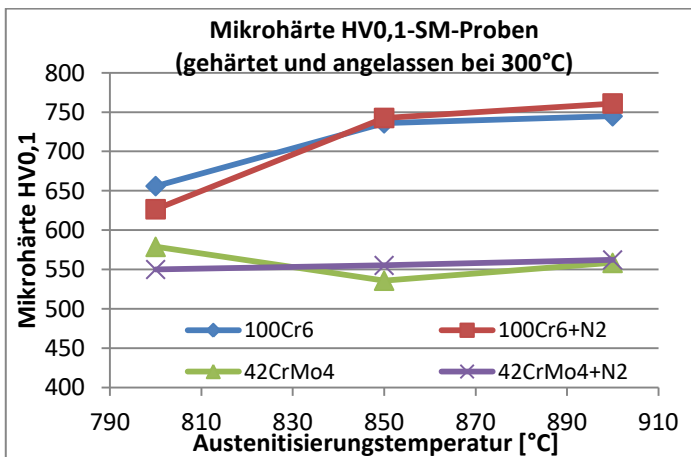


Abb.125: Mikrohärtete HV0,1 der SM-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet und angelassen bei 300°C)

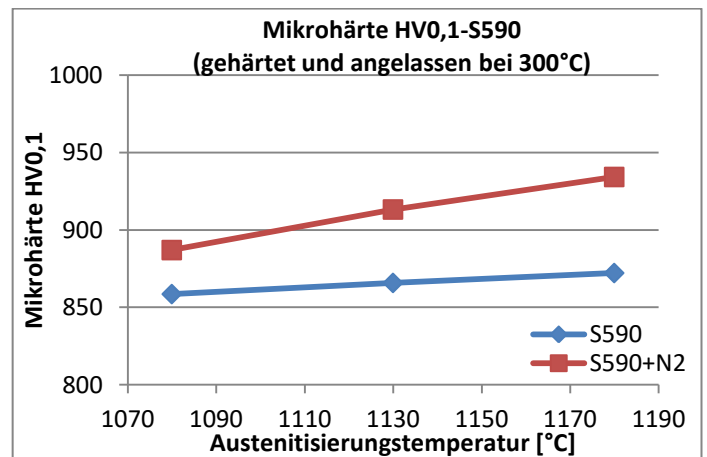


Abb.126: Mikrohärtete HV0,1 der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 300°C)



#### 4.2.4.2.3.3. Angelassen bei 400°C

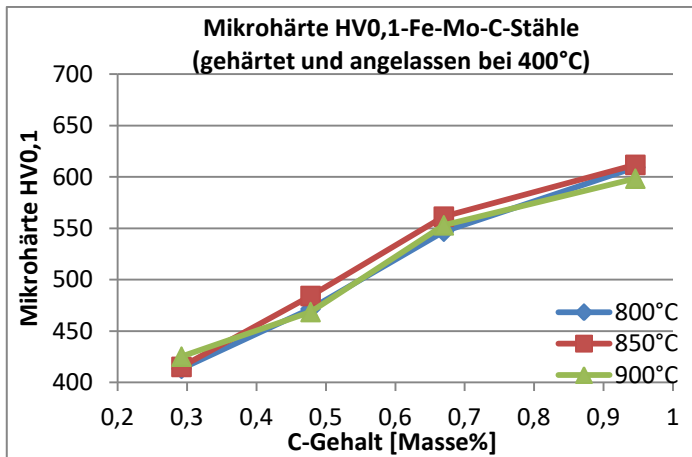


Abb.127: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

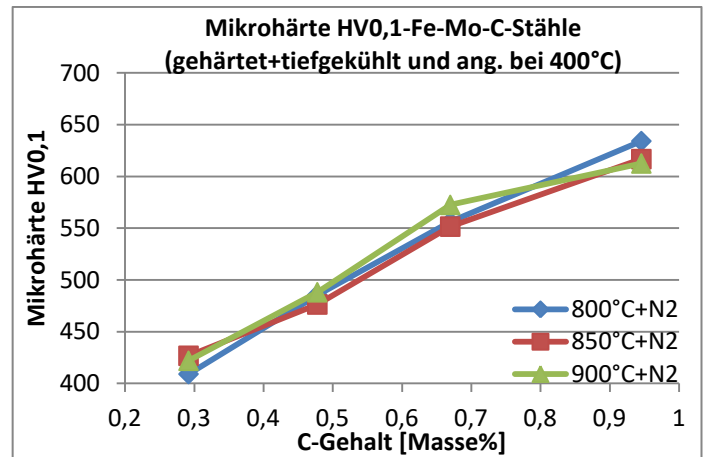


Abb.128: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

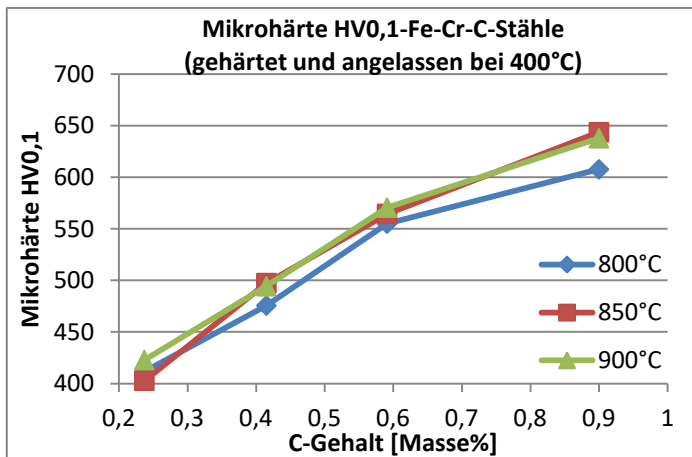


Abb.129: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

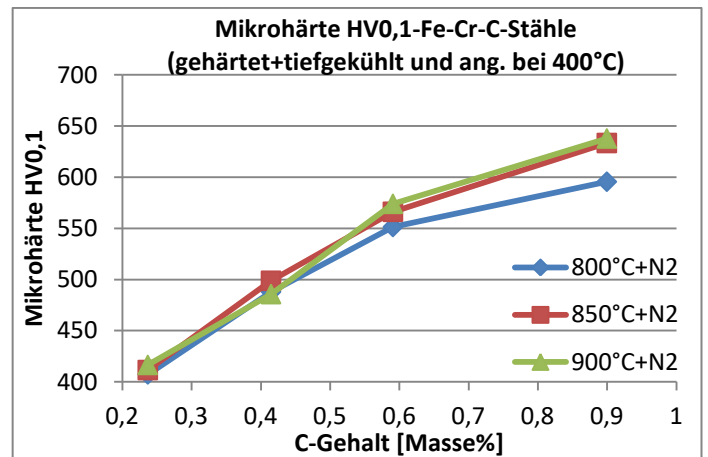


Abb.130: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

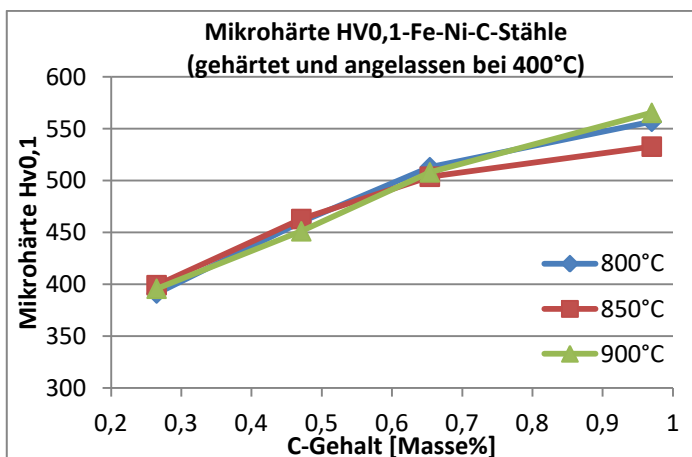


Abb.131: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

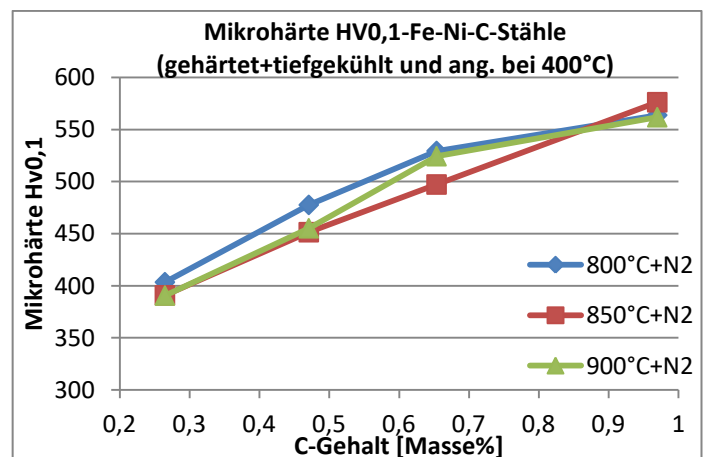


Abb.132: Mikrohärtete HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

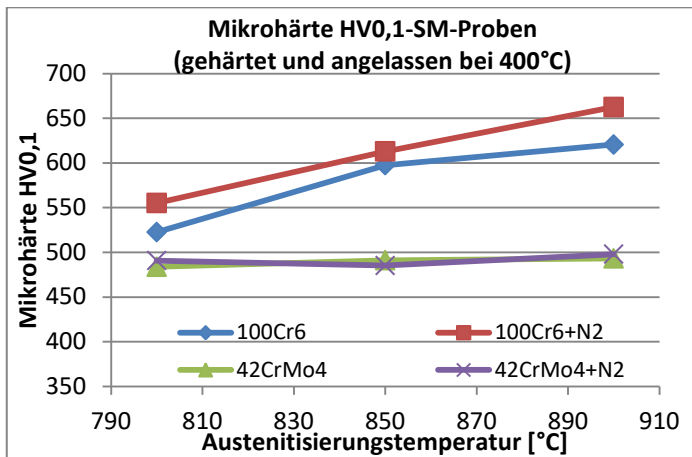


Abb.133: Mikrohärtete HV0,1 der SM-Stähle als Funktion der Austenitierungstemperatur (100Cr6 und 42CrMo4, gehärtet und angelassen bei 400°C).

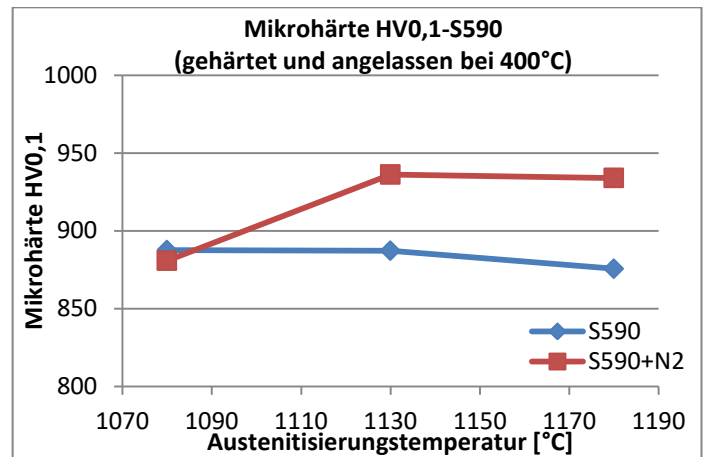


Abb.134: Mikrohärtete HV0,1 der S590-Stähle als Funktion der Austenitierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 400°C).

#### 4.2.4.3. Diskussion der Ergebnisse der mechanischen Härte

Für die nicht wärmebehandelten pulvermetallurgischen Proben wurde sowohl für die Mikro- als auch für die Makrohärte ein ähnlicher Verlauf der Härtewerte in Abhängigkeit vom C-Gehalt der Stähle detektiert. Es kommt hierbei zu einer erwarteten Zunahme der Härte mit steigendem C-Gehalt. Die durchgeführten Analysen zeigten in den Fällen des 42CrMo4 und des 100Cr6 vergleichsweise niedrige Härtewerte, was auf den weichgeglühten Charakter der jeweiligen Gefüge zurückzuführen ist.

An Hand der Ergebnisse der gehärteten Proben ist zu erkennen, dass bei allen Varianten eine beträchtliche Steigerung der Härte detektiert wurde. Hier ist auf Grund der zunehmenden Kristallgitterspannungen eine Erhöhung der Härte mit steigendem C-Gehalt beobachtbar, wobei deren Abhängigkeit größer ist im Vergleich zu den nicht gehärteten Stählen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die vorherrschenden Kristallgitterspannungen überproportional mit der Kohlenstoffkonzentration ansteigen.

Bei den bei 150°C angelassenen Stählen kann allgemein keine Abnahme der Härte in Relation zu den gehärteten Varianten beobachtet werden. Andererseits wird bei den höher angelassenen Proben (300°C und 400°C), mit Ausnahme des S590 (Erklärungen siehe unten) eine deutliche Verringerung der Härte detektiert. Dieser Zusammenhang wird beispielhaft durch die nachfolgenden Abbildungen an Hand der Fe-Mo-C-Stähle gezeigt.

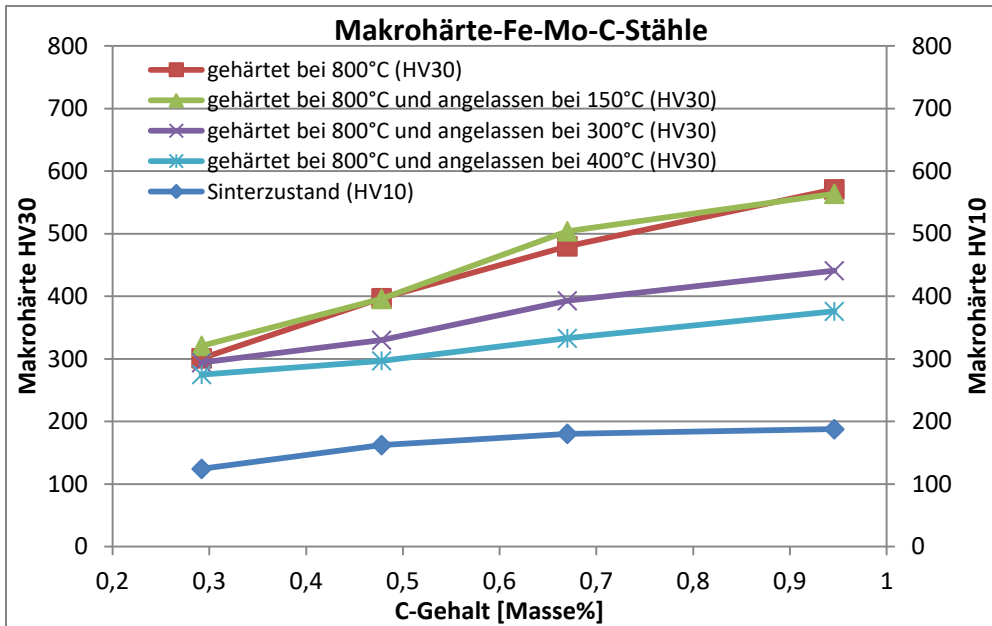


Abb.136: Makrohärte der Fe-Mo-C-Stähle in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

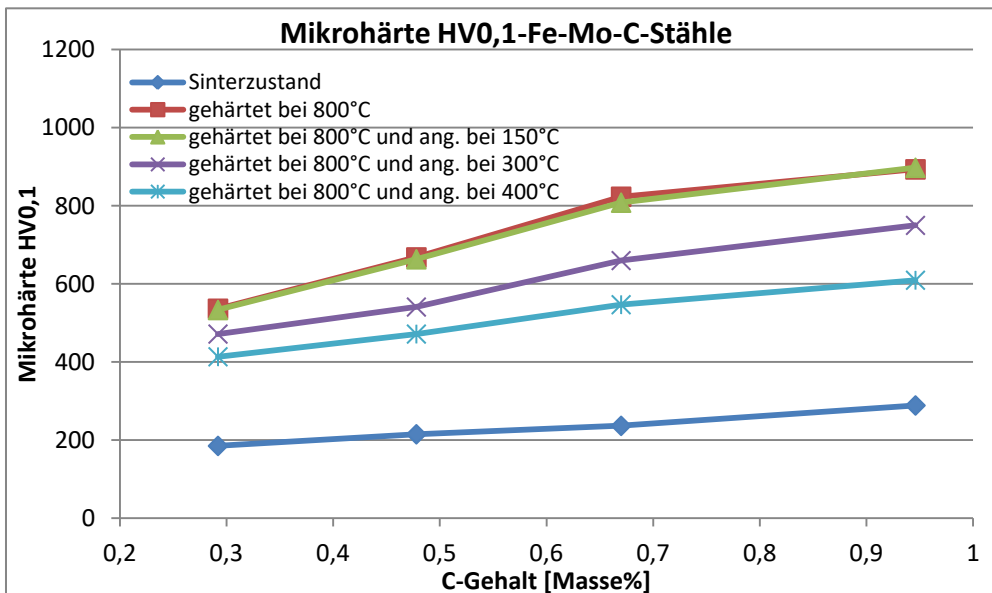


Abb.137: Mikrohärte der Fe-Mo-C-Stähle in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

Grund für dieses Verhalten ist, dass bei den niedrigen Anlasstemperaturen die Ausscheidungsprozesse des Kohlenstoffs aus dem Martensit noch deutlich gehemmt sind, wodurch die Auswirkungen auf die mechanische Härte des Materials noch nicht erfasst werden können. Im Gegensatz dazu ist bei den höheren Temperaturen die Mobilität des Kohlenstoffs schon sehr stark aktiviert, was wiederum zu einer vermehrten Ausscheidung des C aus dem raumzentrierten Gitter und damit zu stärkerer Abnahme der Kristallgitterspannungen führt. Durch die Messung der mechanischen Härte konnte letztendlich der Anlassprozess der Stähle bei 150°C nicht eindeutig dokumentiert werden. Allerdings zeigen die späteren Resultate der Koerzitivfeldstärke, dass auch bei diesen Temperaturen bereits Ausscheidungsprozesse stattgefunden haben.

Bei den hochgekohten, gehärteten und den bei 150°C angelassenen Varianten (1 Masse% C-admixed) kann man, vor allem bei den Fe4Ni-Basisproben, eine Erhöhung der Härte durch das Tiefkühlen im flüssigem N<sub>2</sub> detektieren, wie durch die nachfolgenden Diagramme gezeigt wird.

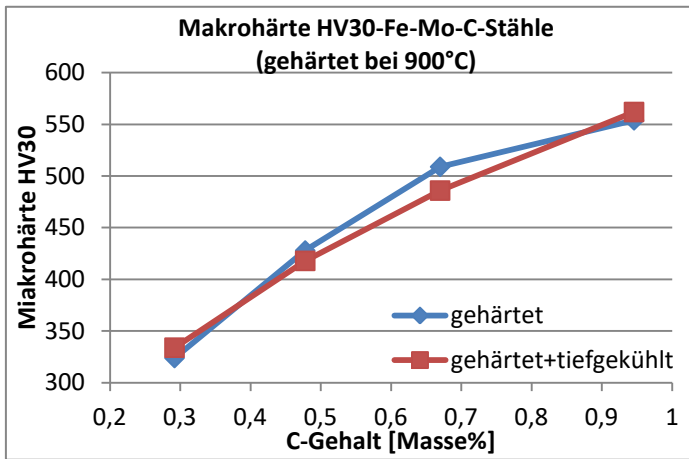


Abb.138: Makrohärte HV30 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

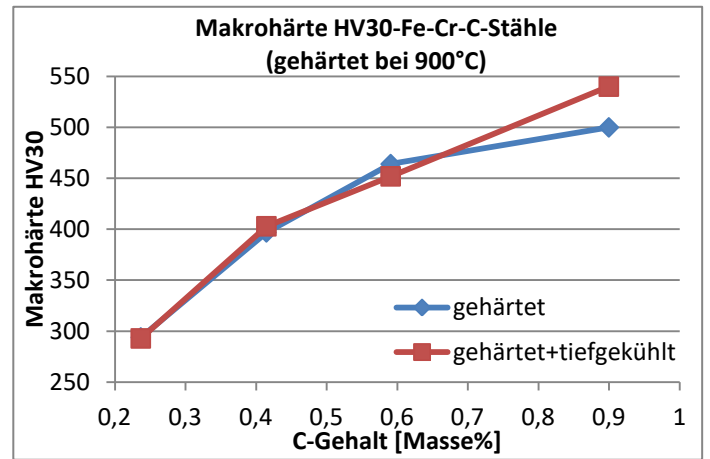


Abb.139: Makrohärte HV30 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

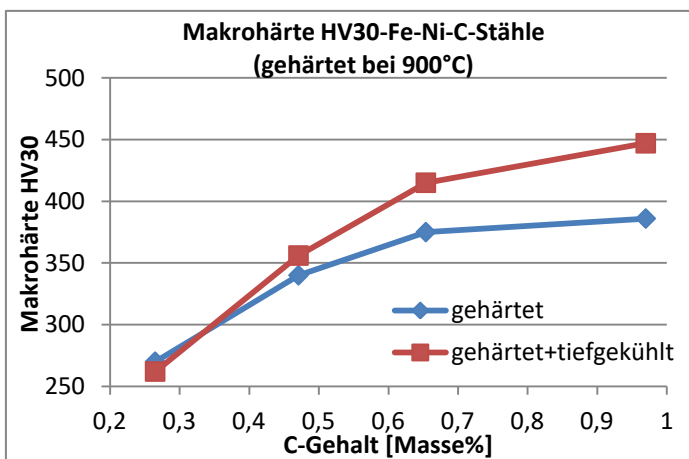


Abb.140: Makrohärte HV30 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

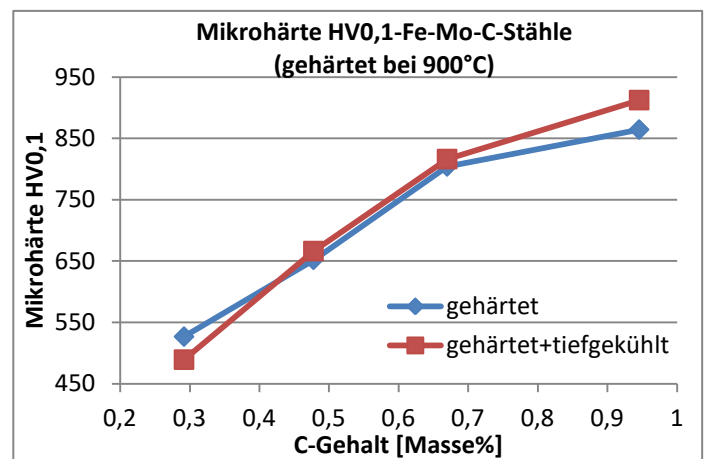


Abb.141: Mikrohärt HV0,1 der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

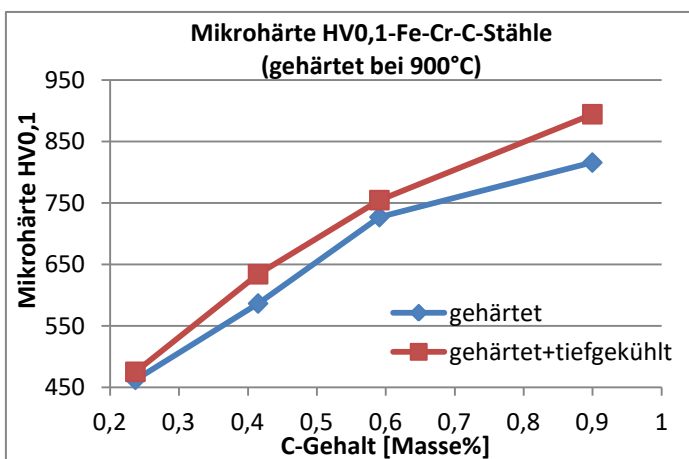


Abb.142: Mikrohärt HV0,1 der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

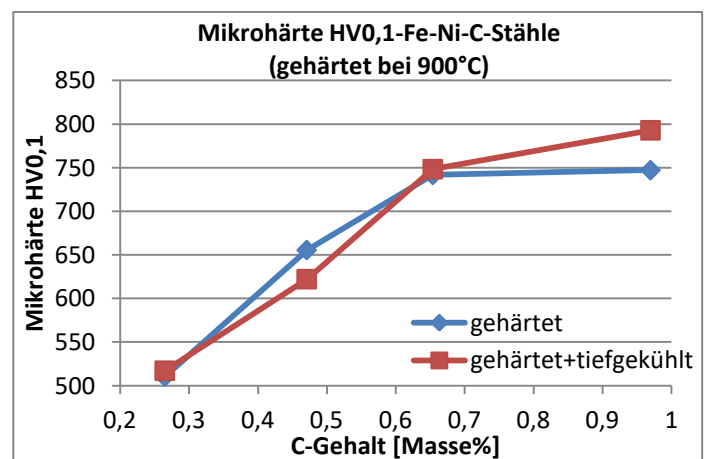


Abb.143: Mikrohärt HV0,1 der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

Dieses Ergebnis könnte auf einen erhöhten Restaustenit-Gehalt zurückzuführen sein. Dieser Zusammenhang geht des weiteren bei den bei 300°C bzw. 400°C angelassenen Stählen verloren, was durch einen Zerfall des Restaustenits erklärt werden kann.

Bei den angelassenen Varianten des 100Cr6-Stahls ist anzumerken, dass eine Zunahme der Härtewerte mit steigender Austenitisierungstemperatur eintritt. Dies kann dadurch begründet werden, dass sich bei den höher geglühten Varianten mehr C im Austenit löst, wodurch ein härterer Martensit im Zuge des Härtungsprozesses resultiert. Im Fall der gehärteten Proben hingegen ist keine Abhängigkeit der Härte des Werkstoffes von der Austenitisierungstemperatur gegeben. Dieser Zusammenhang kommt dadurch zu Stande, weil die höher geglühten Varianten neben der härteren Martensitphase zugleich einen höheren Anteil an Restaustenit aufweisen. Des weiteren könnte sich auch eine gröbere Martensitphase, welche sich durch höhere Austenitisierungstemperaturen ausbildet (siehe Kapitel 4.2.5.4.), negativ auf die Härte des Stahls auswirken. Bei den angelassenen Stählen allerdings kommt es zu einem Zerfall des Restaustenits, wodurch die härtere Martensitphase in den höher geglühten Stählen zur Geltung kommt. Zusätzlich könnte durchaus ein Sekundärhärteeffekt durch die Ausscheidung von feinsten Karbiden auftreten.

Im Fall des S590-Schnellarbeitsstahls konnte durch sämtliche verwendete Anlasstemperaturen keine Veränderung der Härte detektiert werden. Dieses Verhalten ist aus der Literatur gut bekannt [43-44]. Dabei kommt es im Fall von Schnellarbeitsstählen, wie dem S590, dazu, dass mit steigender Anlasstemperaturen zunächst keine signifikante Änderung der Härte eintritt, bis bei der Verwendung von Temperaturen >500°C ein Härtemaximum durch die Ausscheidung von feinsten Sekundärkarbiden beobachtet wird (Sekundärhärte).

#### **4.2.5. Ergebnisse für die Koerzitivfeldstärke**

In den nächsten Kapiteln werden die Ergebnisse zur Koerzitivfeldstärke für die unterschiedlichen Stahlvarianten gezeigt. Durch die Ergebnisse dieser Meßmethode ist es möglich, den Härtungs- und den Anlassprozess zu verfolgen sowie die späteren Ergebnisse der Restaustenitbestimmungen zu untermauern.

##### **4.2.5.1. Nicht wärmebehandelte Proben**

Im folgenden Diagramm ist die Koerzitivfeldstärke der nicht wärmebehandelten Proben dargestellt. Die entsprechenden Werte der SM-Stähle sind dem Anhang zu entnehmen.

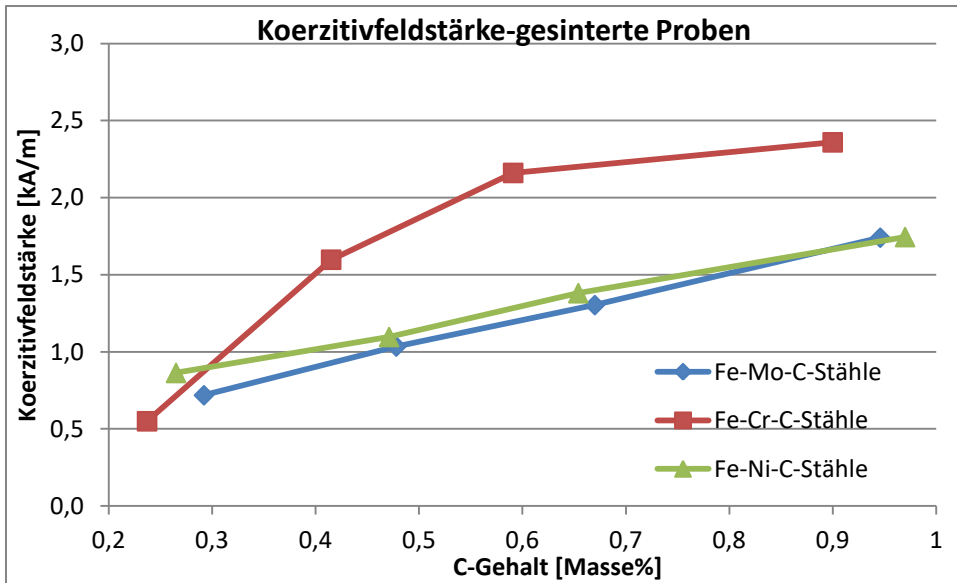


Abb.144: Koerzitivfeldstärke der nicht wärmebehandelten Proben.

#### 4.2.5.2. Gehärtete Proben

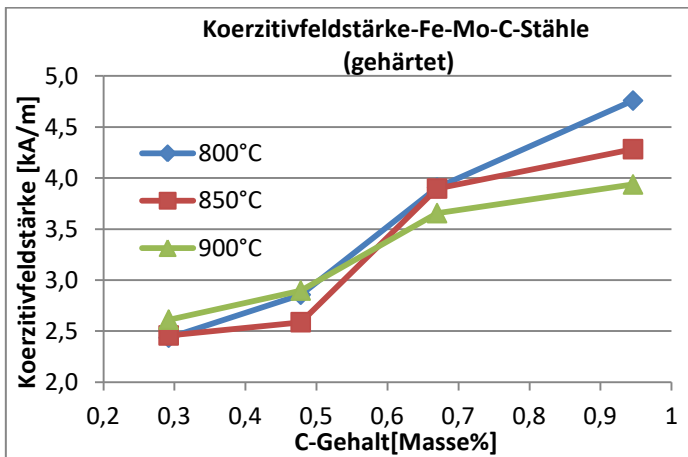


Abb.145: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

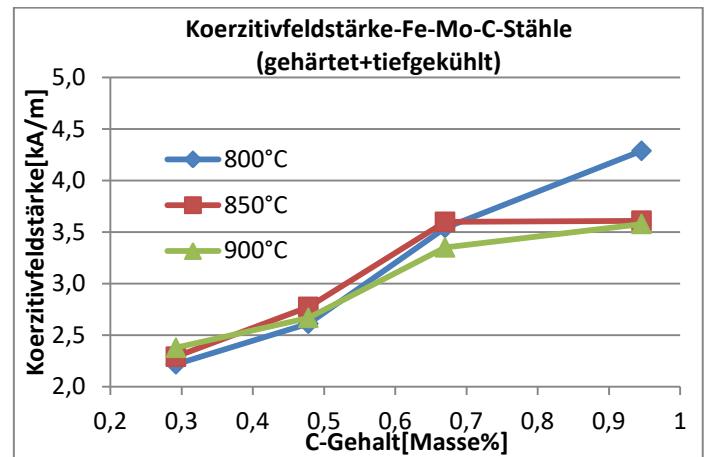


Abb.146: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

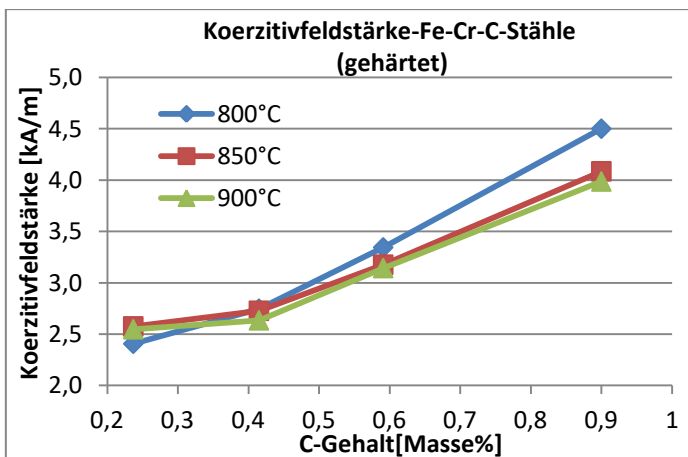


Abb.147: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

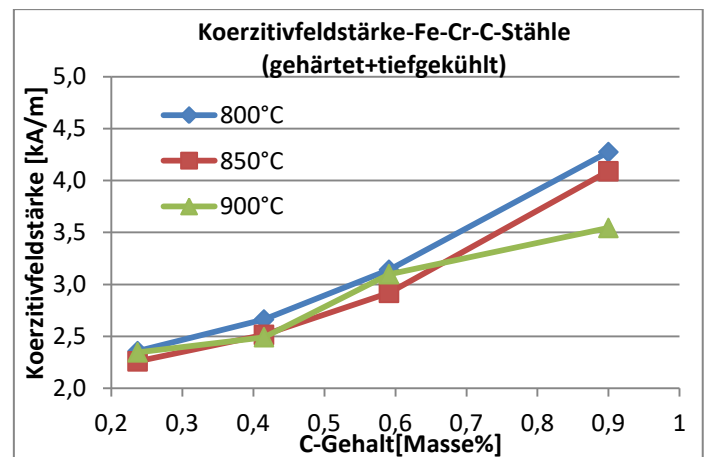


Abb.148: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

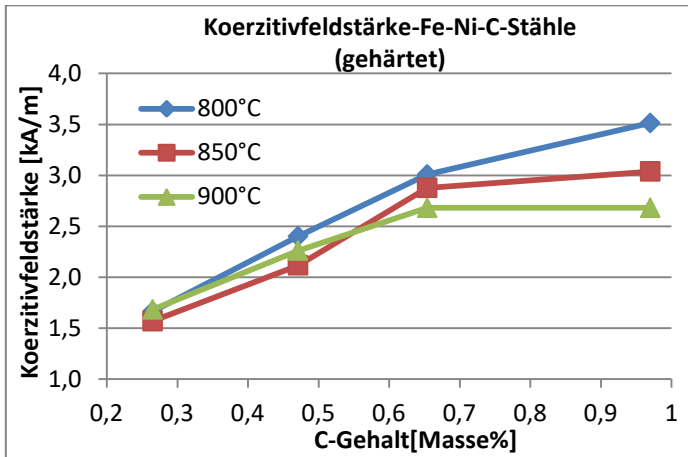


Abb.149: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

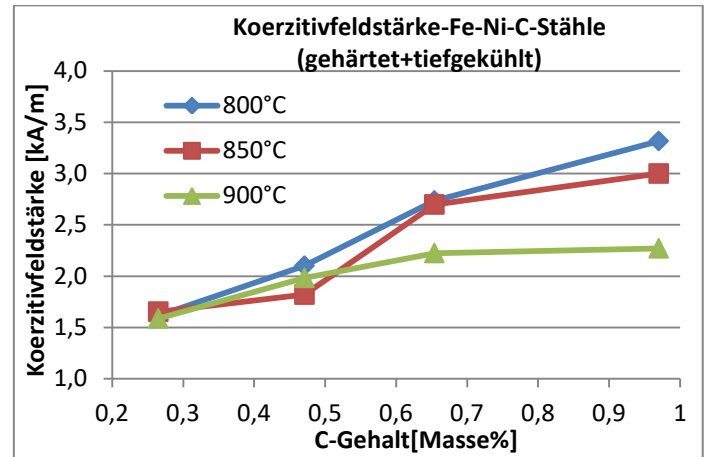


Abb.150: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

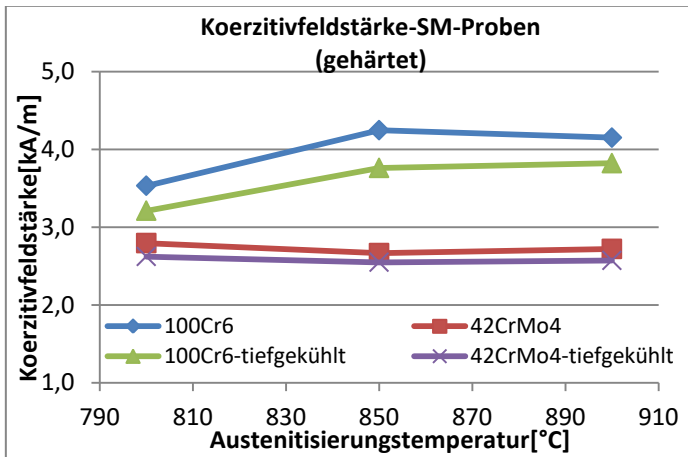


Abb.151: Koerzitivfeldstärke der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (42CrMo4 und 100Cr6).

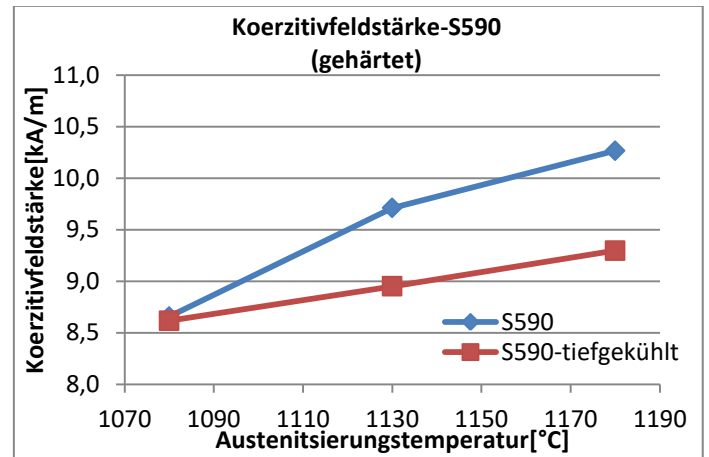


Abb.152: Koerzitivfeldstärke des S590 als Funktion der Austenitisierungstemperatur.

### 4.2.4.3. Angelasene Proben

#### 4.2.5.3.1. Angelasen bei 150°C

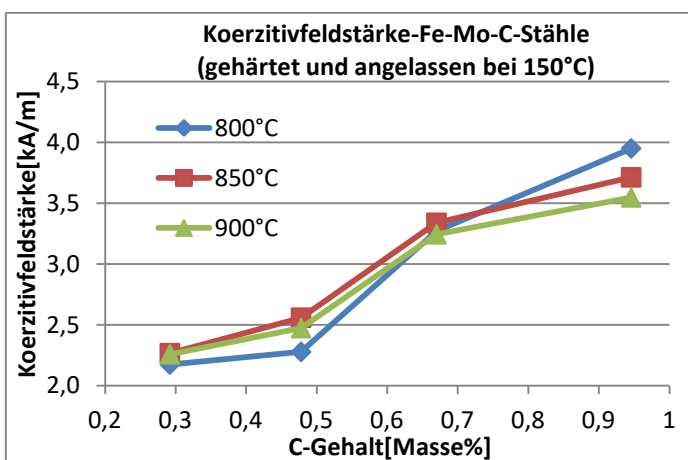


Abb.153: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

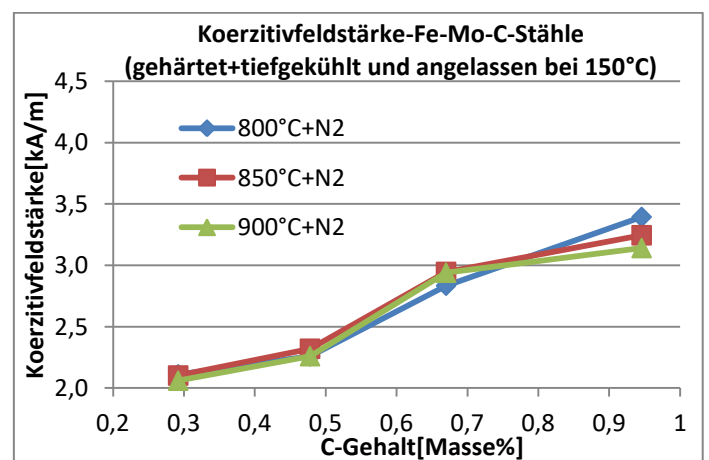


Abb.154: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

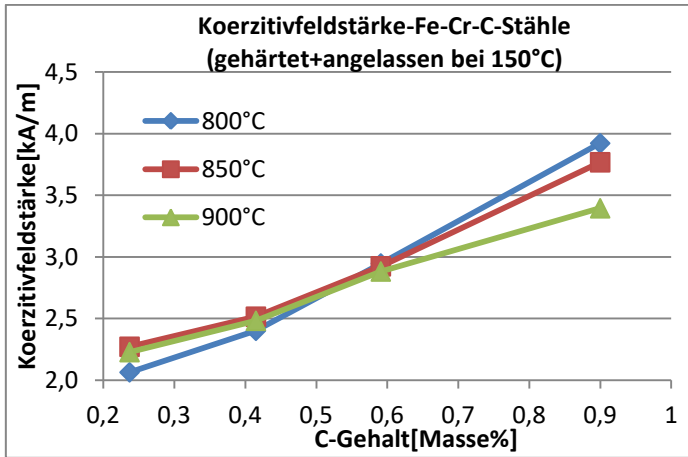


Abb.155: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

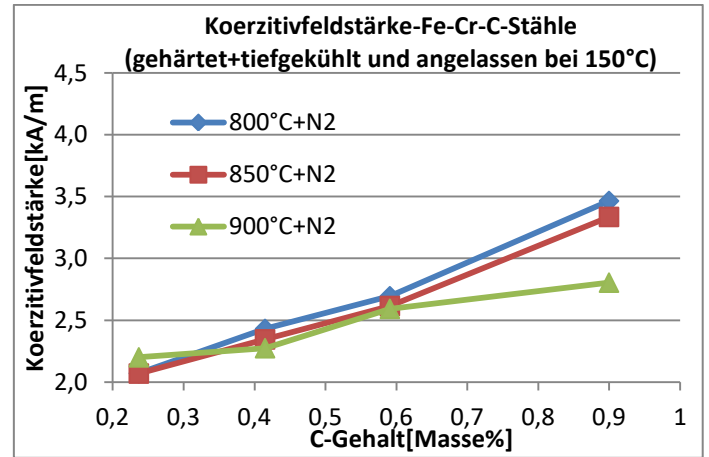


Abb.156: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

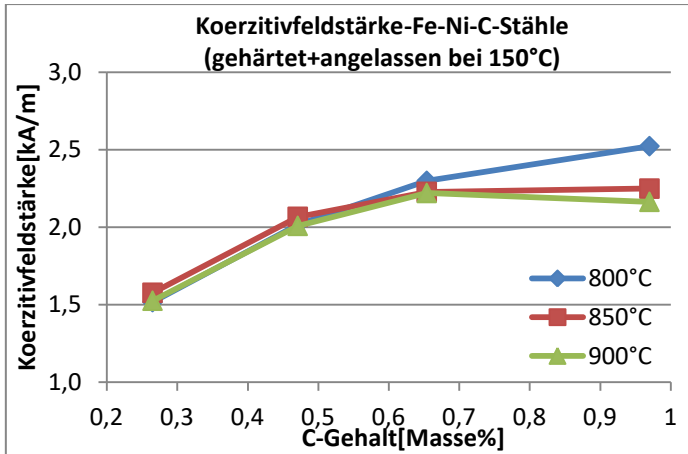


Abb.157: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

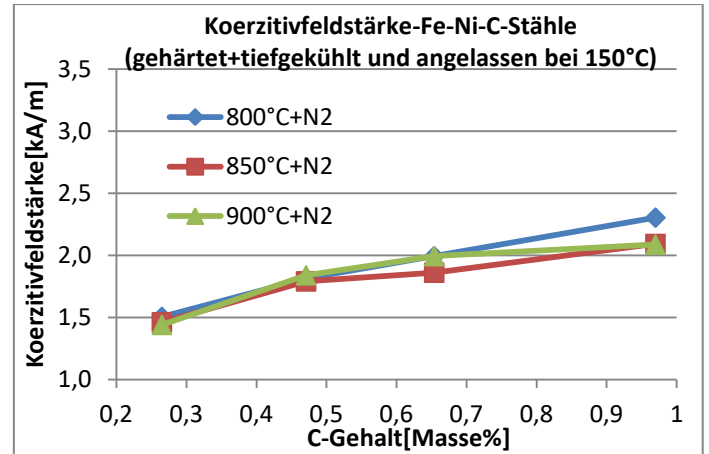


Abb.158: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

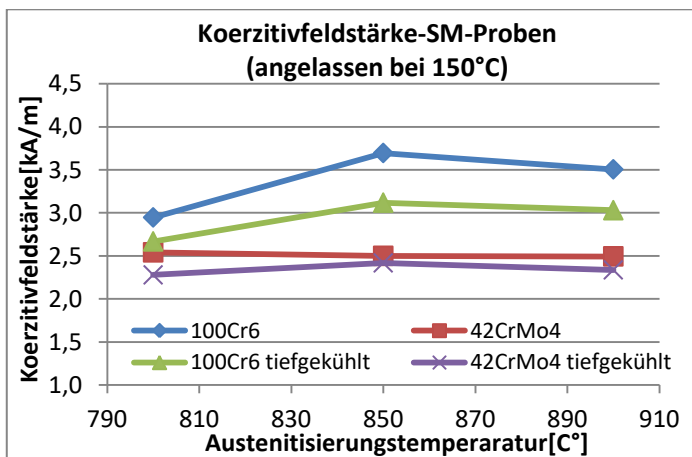


Abb.159: Koerzitivfeldstärke der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (42CrMo4 und 100Cr6,gehärtet und angelassen bei 150°C).

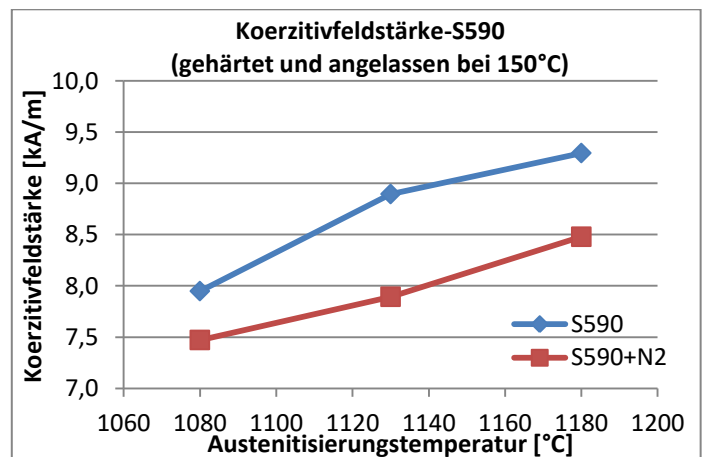


Abb.160: Koerzitivfeldstärke der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 150°C).



#### 4.2.5.3.2. Angelassen bei 300°C

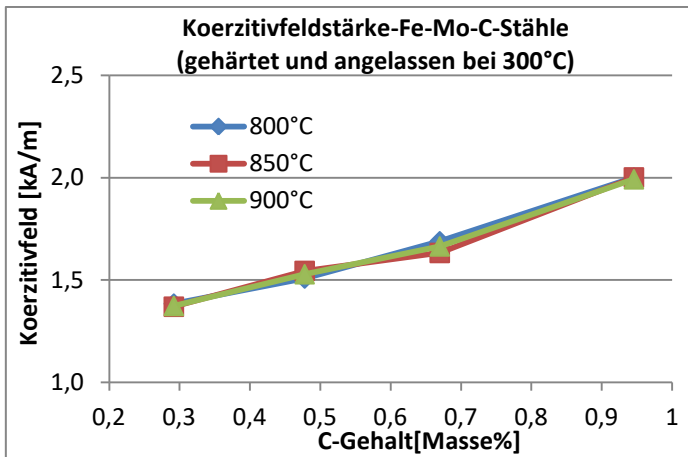


Abb.161: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

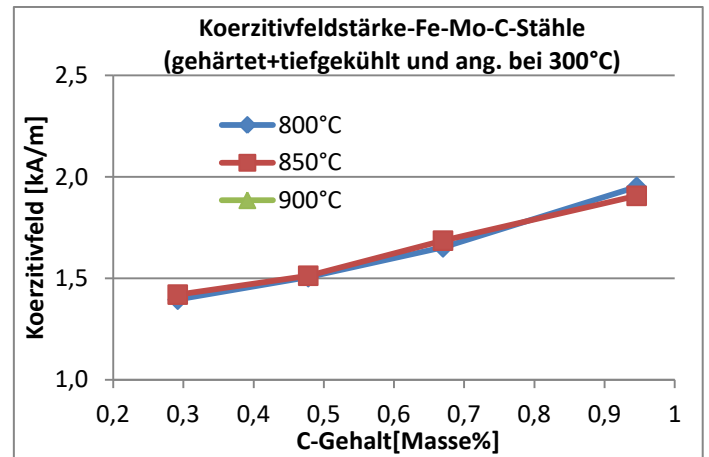


Abb.162: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

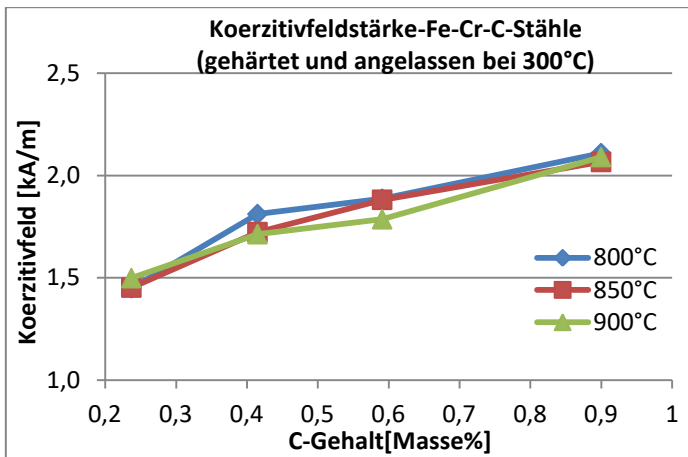


Abb.163: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

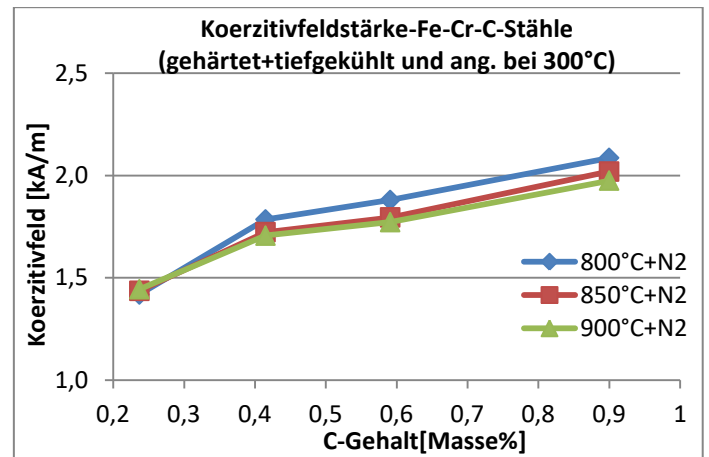


Abb.164: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

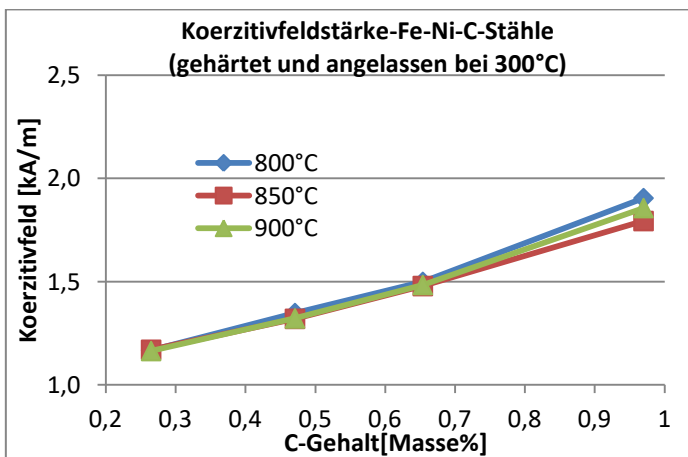


Abb.165: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

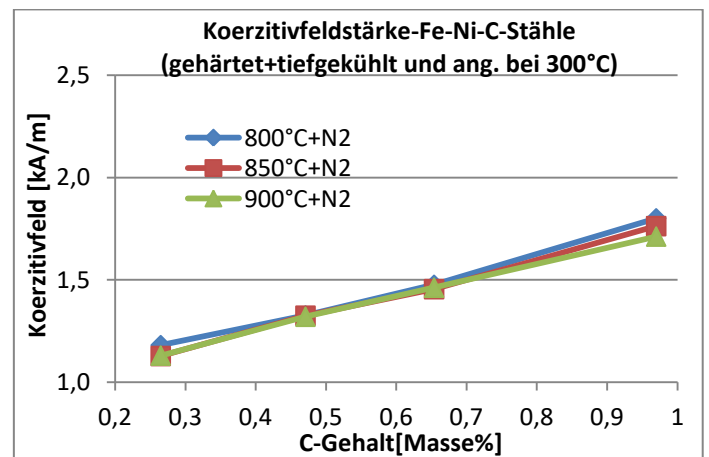


Abb.166: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

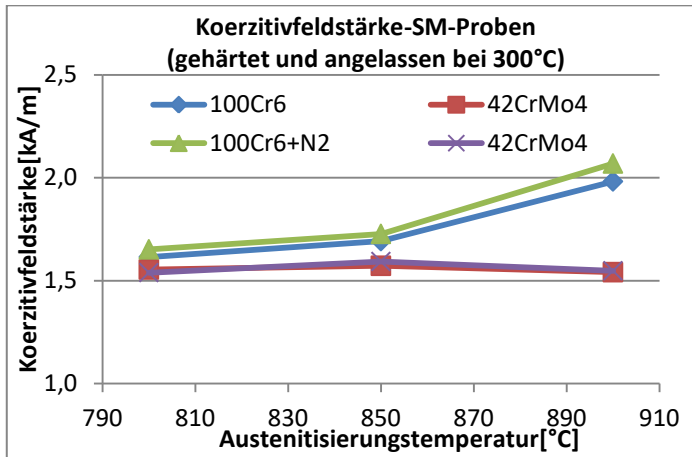


Abb.167: Koerzitivfeldstärke der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (42CrMo4 und 100Cr6, gehärtet und angelassen bei 300°C).

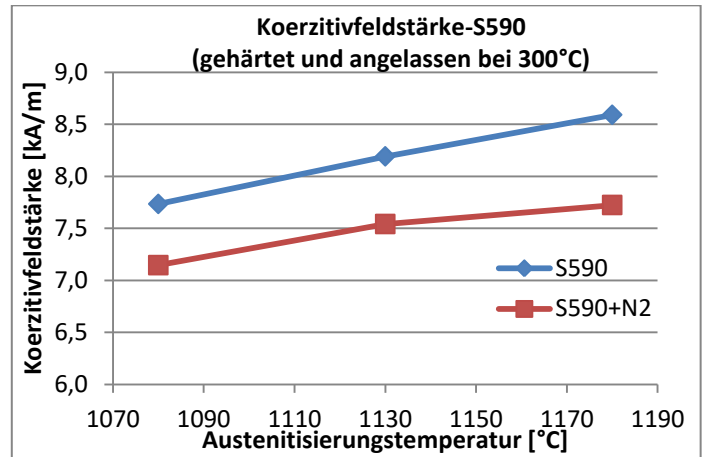


Abb.168: Koerzitivfeldstärke der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 300°C).

#### 4.2.5.3.3. Angelassen bei 400°C

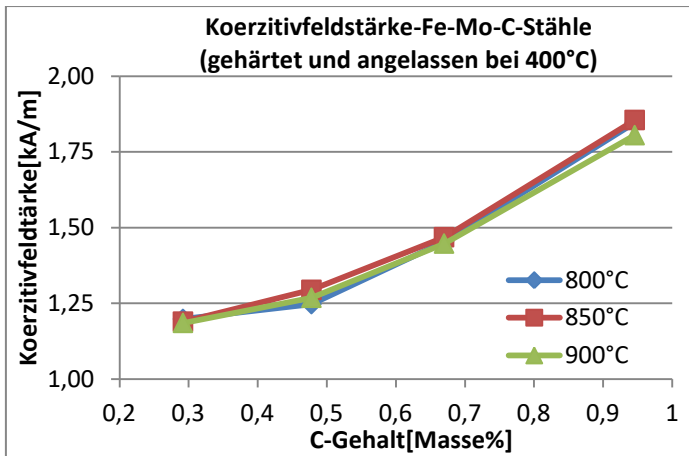


Abb.169: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

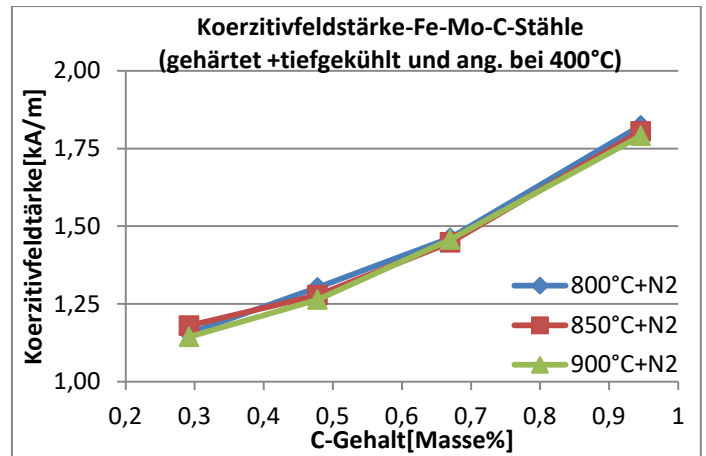


Abb.170: Koerzitivfeldstärke der Fe-Mo-C-Stähle (gehärtet + tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

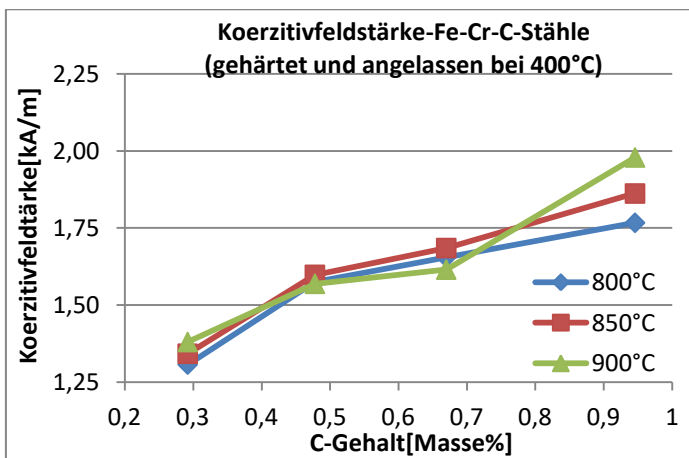


Abb.171: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

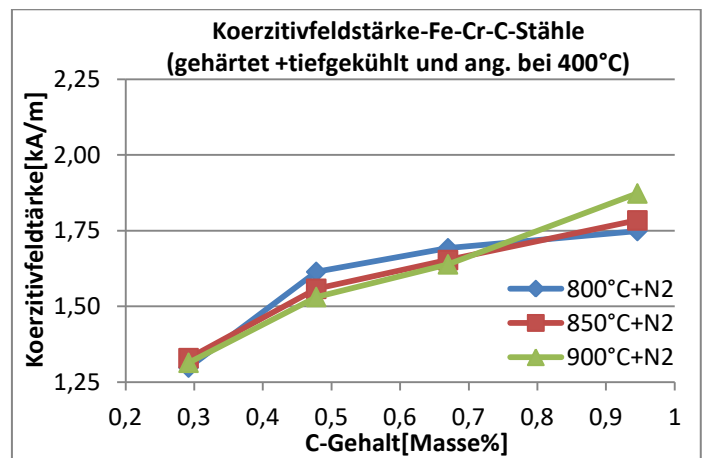


Abb.172: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle (gehärtet + tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

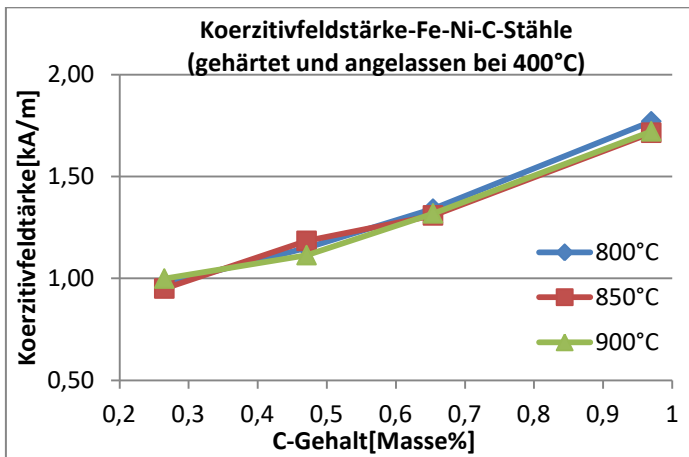


Abb.173: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

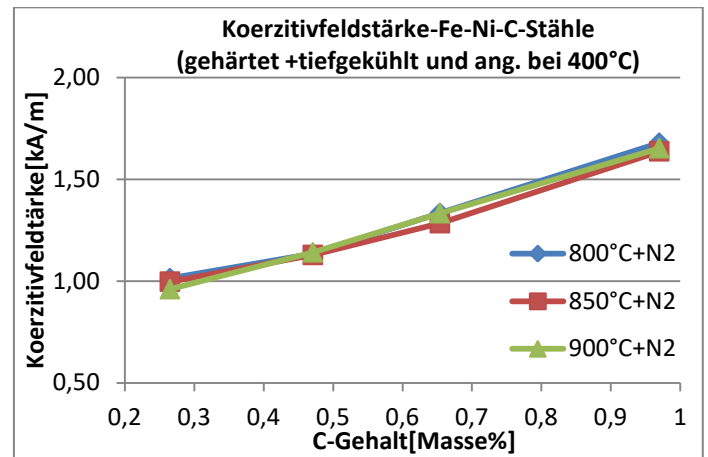


Abb.174: Koerzitivfeldstärke der Fe-Ni-C-Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts (C-combined)

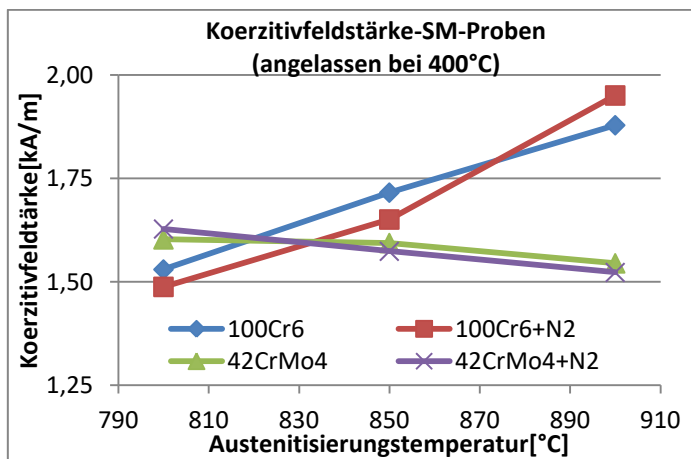


Abb.175: Koerzitivfeldstärke der SM-Proben als Funktion der Austenitisierungstemperatur (42CrMo4 und 100Cr6, gehärtet und angelassen bei 400°C).

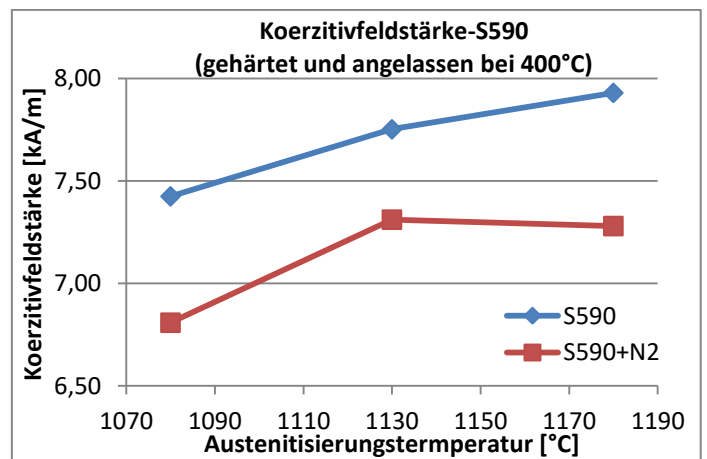


Abb.176: Koerzitivfeldstärke der S590-Stähle als Funktion der Austenitisierungstemperatur (gehärtet und angelassen bei 400°C).

#### 4.2.5.4. Diskussion der Ergebnisse für die Koerzitivfeldstärke

Zunächst zeigt sich durch die angeführten Ergebnisse deutlich, dass im Zuge des Härtungsvorgangs eine deutliche Steigerung der Koerzitivfeldstärke generiert wurde.

In allen Fällen ist bei den pulvermetallurgischen Proben zu beobachten, dass mit höherem C-Gehalt eine Steigerung der Koerzitivfeldstärke eintritt. Im Fall der gehärteten und angelassenen Proben sind die Ursachen für dieses Verhalten zunehmende Kristallgitterspannungen, während bei den nicht wärmebehandelten Stählen steigende Anteile an Sekundärphasen verantwortlich sind.

Des weiteren ist zu sagen, dass die Erhöhung der Anlasstemperatur stets zu einer Reduzierung der Koerzitivfeldstärke des Stahls führte, was durch beschleunigte Ausscheidungsprozesse des Kohlenstoffs, welche zur Reduzierung der Gitterspannungen führen, sowie eintretende Kornvergrößerung erklärt werden kann. Dies wird beispielhaft an Hand der Fe-Cr-C-Stähle durch folgende Abbildung gezeigt.

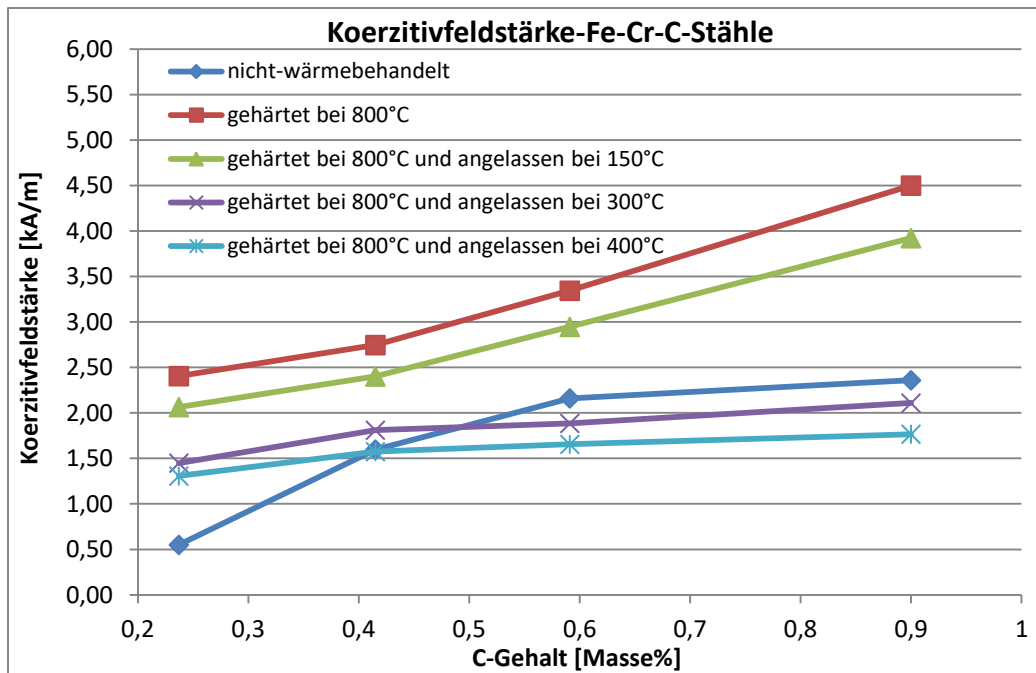


Abb.177: Koerzitivfeldstärke der Fe-Cr-C-Stähle in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

Auffällig ist hier allerdings, dass die magnetische Härte der hoch angelassenen AstCrA-Basisstähle deutlich niedriger ist als jene der Varianten im Sinterzustand. Eine mögliche Ursache könnte sein, dass die Größe der Sekundärphasen im Sinterzustand der Blochwanddicke ähnlicher ist als im angelassenen Zustand.

Bei den gehärteten und niedrig angelassenen (150°C) PM-Stählen tritt ein weiterer Zusammenhang auf. Hierbei kommt es, vor allem bei den hoch gekohlten Varianten, initiiert durch die Erhöhung der Austenitisierungstemperatur im Zuge des Härtungsvorgangs, zu einer Reduzierung der magnetischen Härte des Materials. Eine mögliche Ursache könnte die Kristallitgröße der gebildeten Martensit-Phase sein, wodurch sich bei den höher geglühten Varianten ein größerer Martensit gebildet haben könnte. Im Gegensatz dazu kann bei den bei 300°C sowie 400°C angelassenen PM-Stählen eine weitestgehende Unabhängigkeit der Koerzitivfeldstärke von der Austenitisierungstemperatur angegeben werden. Dies könnte auf die Vergrößerung des Martensits durch das Anlassen schließen lassen.

Des weiteren ist sowohl bei den pulver- als auch bei den schmelzmetallurgischen Stählen zu beobachten, dass das Tiefkühlen der Proben zur einer Senkung der Koerzitivfeldstärke führte. Dies ist darauf zurückzuführen, dass durch den höheren Anteil an Restaustenit in den nicht tiefgekühlten Varianten die Menge an Sekundärphasen größer ist, wodurch die magnetische Härte des Materials zunimmt. Diese erwähnte Erscheinung tritt bei den bei 300°C und 400°C angelassenen Proben, mit Ausnahme des S590, nicht auf, da hier bereits ein weitestgehender Zerfall des Restaustenits stattgefunden hat. Daraus lässt sich wiederum schließen, dass der Gehalt an Restaustenit offenbar der einzige Faktor war, welcher den Unterschied in der Koerzitivfeldstärke zwischen den nicht tiefgekühlten und den tiefgekühlten Varianten bestimmte, sofern die Probe während des Härtungsprozesses bei den gleichen Temperaturen geglüht wurde.

Vor allem bei den höher angelassenen 100Cr6- und S590-Stählen kann eine interessante Beobachtung gemacht werden. Hier ergaben sich im Fall jener Varianten, welche bei 800°C bzw. 1080°C austenitisiert worden waren, signifikant niedrigere Werte für die Koerzitivfeldstärke im Vergleich zu den höher geglühten Stählen. Dies kann dadurch erklärt werden, dass auf Grund der höheren Glühtemperaturen der Anteil an gelöstem C im Austenit und in weiterer Folge im Martensit höher ist, womit eine höhere Verzerrung des Gitters eintritt, welche eine Steigerung der Koerzitivfeldstärke bewirkt. Bei 100Cr6 ist auch ein gewisser Sekundärhärteeffekt zu erwarten.

Generell muss man für den S590 festhalten, dass eine vergleichsweise hohe magnetische Härte gemessen wurde, was auf den hohen Legierungsgehalt zurückzuführen ist. Des Weiteren konnten die Anlassprozesse durch die gemessene Verringerung der Koerzitivfeldstärke mit zunehmender Anlass temperatur dokumentiert werden, was, auf Grund des speziellen Anlassverhaltens von Schnellarbeitsstählen, im Zuge der mechanischen Härtemessungen nicht festgestellt wurde.

## **4.3. Quantifizierung des Restaustenits**

### **4.3.1. Quantifizierung des Restaustenits durch das magnetische Sättigungsmoment der Proben**

Aus den vorgestellten Rechenmodellen, den Kalkulationen durch "ThermoCalc" sowie den magnetischen Sättigungsmomenten der Proben (Daten befinden sich im Anhang) konnte eine Quantifizierung des Restaustenits durchgeführt werden. In den folgenden Kapiteln werden die dazugehörigen Ergebnisse graphisch dargestellt sowie die resultierenden Unterschiede zwischen den einzelnen Modellen aufgezeigt und diskutiert. Analog zu den Ergebnissen der unterstützenden Untersuchungsverfahren befinden sich die generierten Rohdaten im Anhang der Arbeit.

#### **4.3.1.1. Gehärtete Stähle**

Die folgenden graphischen Darstellungen zeigen den nach unterschiedlichen Varianten berechneten Gehalt an Restaustenit für die gehärteten Stähle in Abhängigkeit vom C-Gehalt (PM-Stähle) bzw. in Abhängigkeit von der Austenitierungstemperatur (SM-Stähle). Die Bezeichnung der Datenreihen wurde dabei nach dem folgenden Schema durchgeführt.

- RA nach Reineisen: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 5 (das magnetische Sättigungsmoment der untersuchten Probe wird auf den Sättigungswert von reinem Eisen bezogen)
- RA nach M&S: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Maurer & Schroeter genähert)
- RA nach Exner: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Exner genähert)
- RA nach Hoselitz: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Hoselitz genähert)

### 4.3.1.1.1. Fe-Mo-C-Stähle

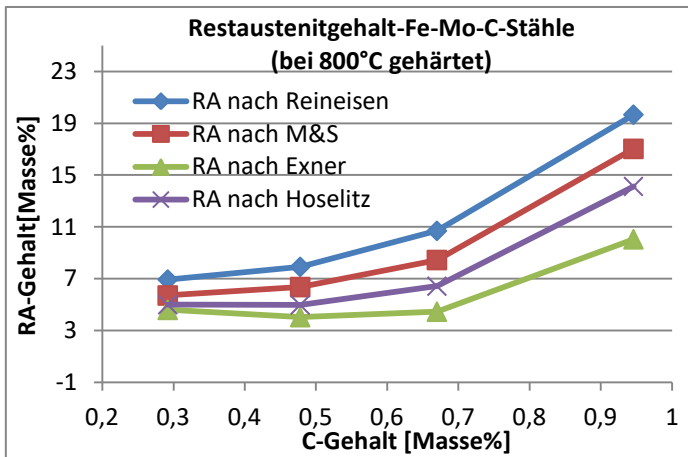


Abb.178: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

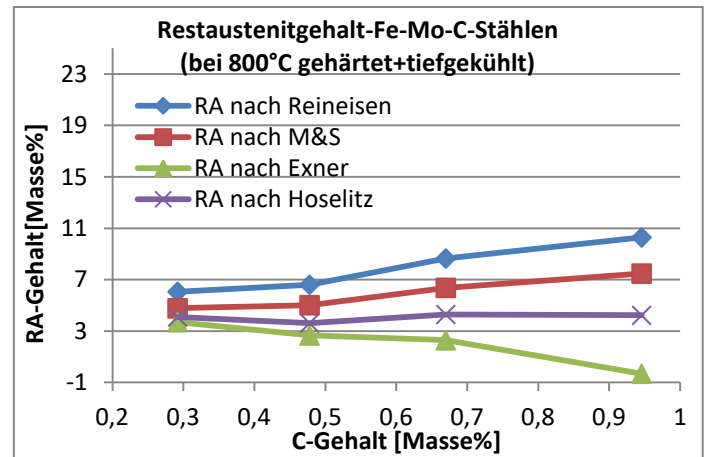


Abb.179: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

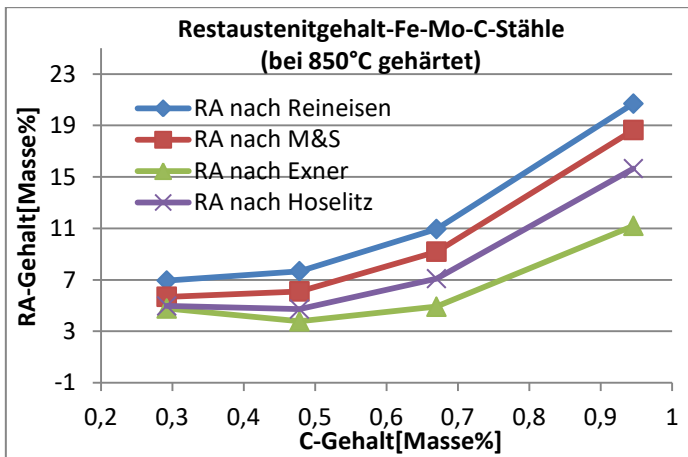


Abb.180: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

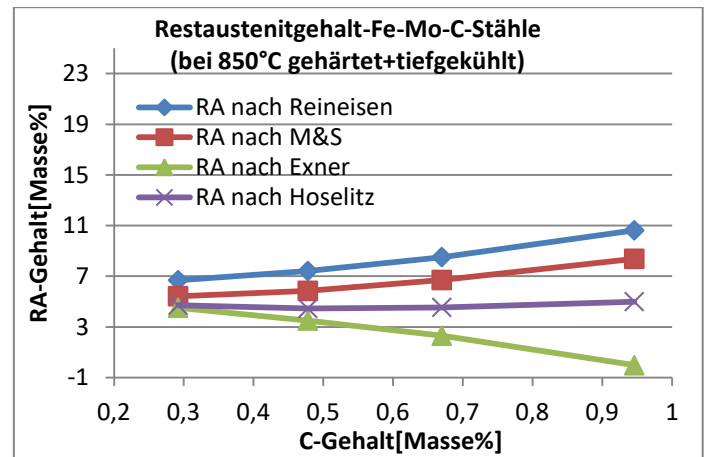


Abb.181: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

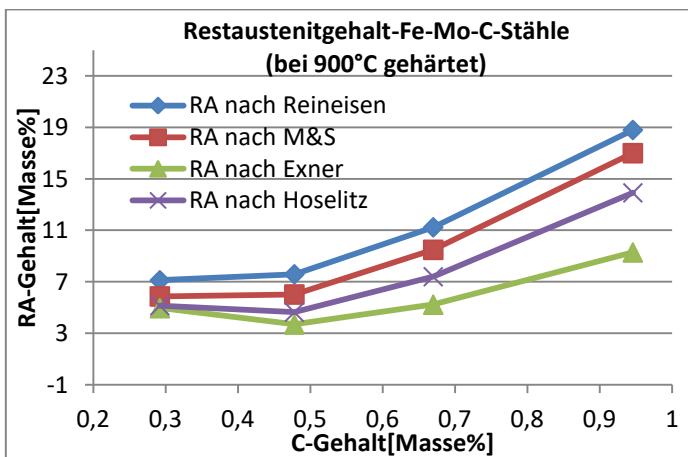


Abb.182: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

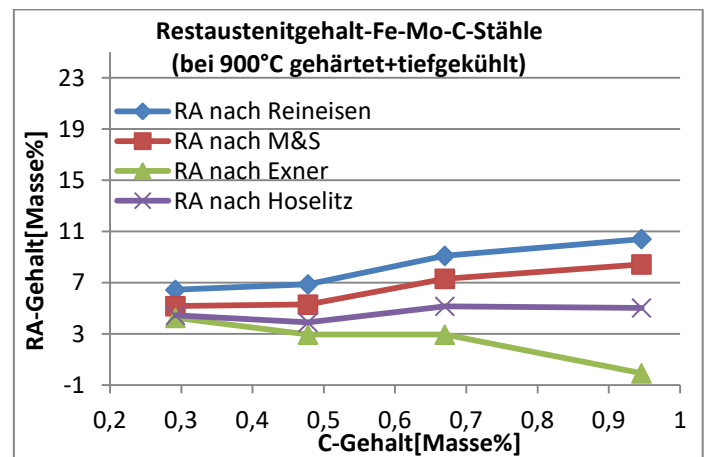


Abb.183: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

### 4.3.1.1.2. Fe-Cr-C-Stähle

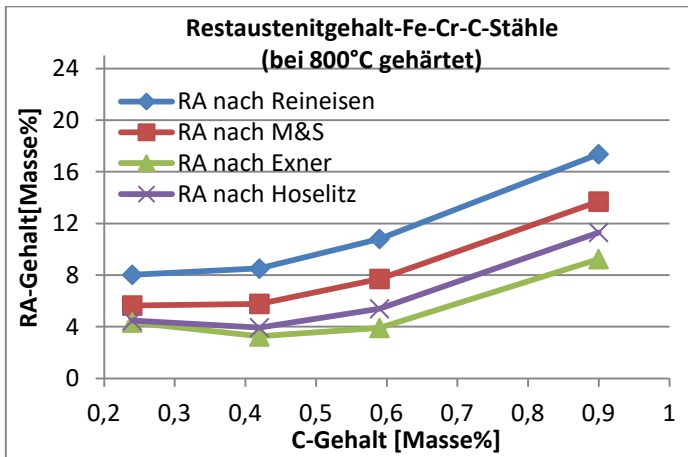


Abb.184: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

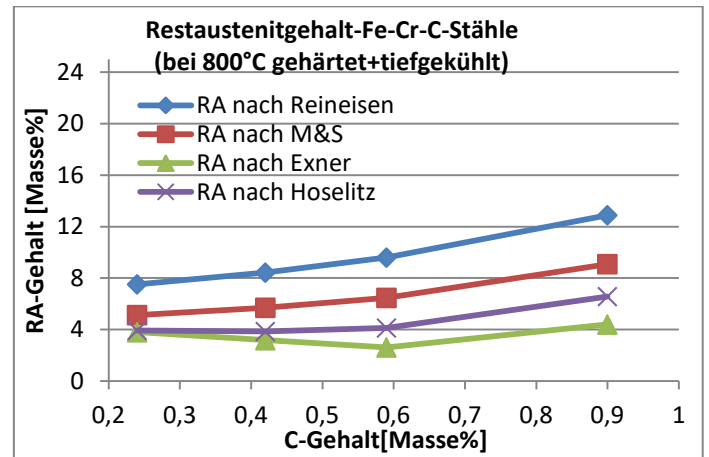


Abb.185: berechnet Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

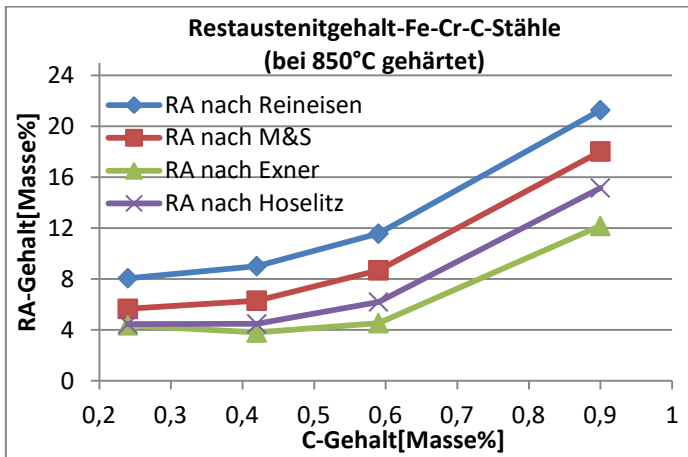


Abb.186: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

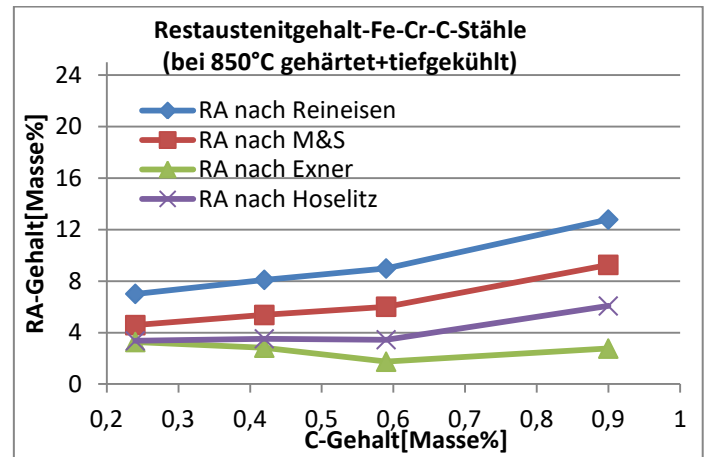


Abb.187: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

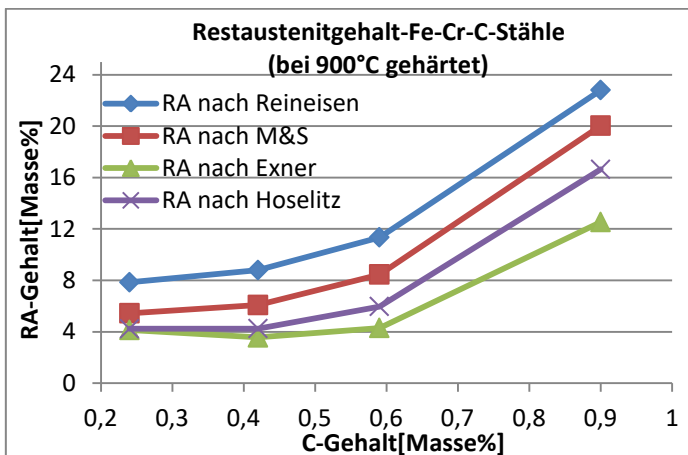


Abb.188: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

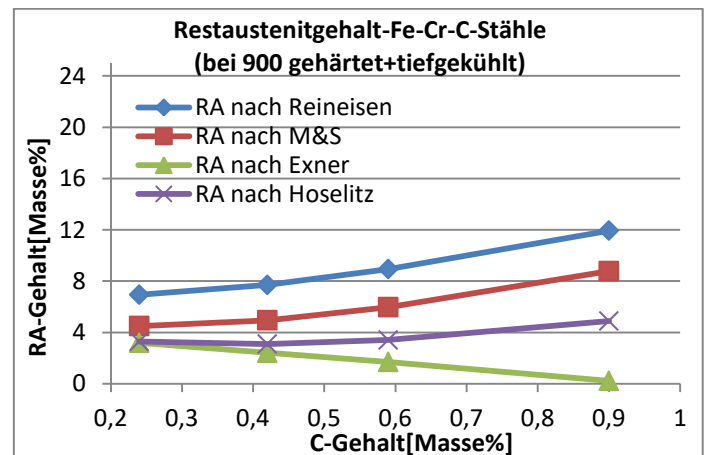


Abb.189: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)



### 4.3.1.1.3. Fe-Ni-C-Stähle

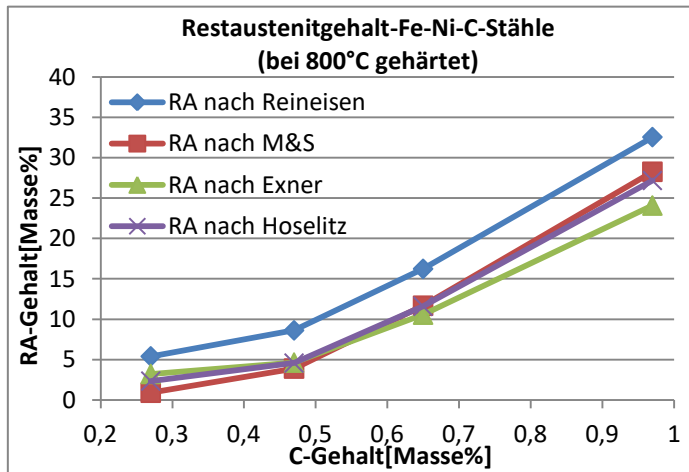


Abb.190: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 800°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

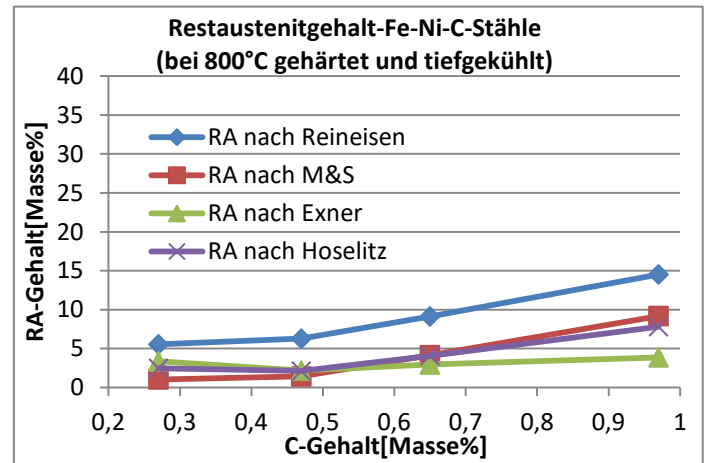


Abb.191: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

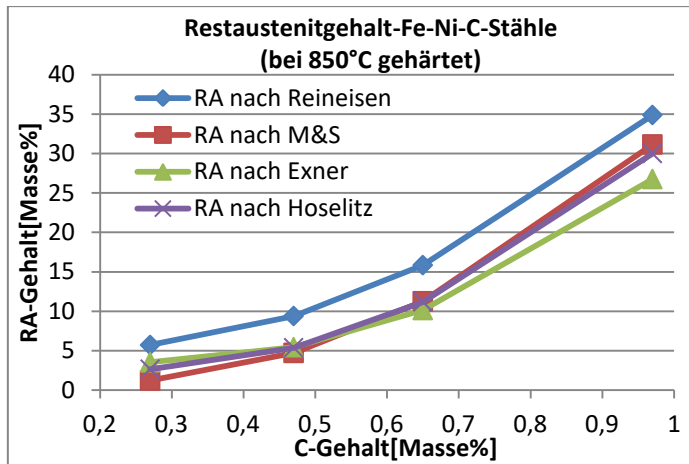


Abb.192: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

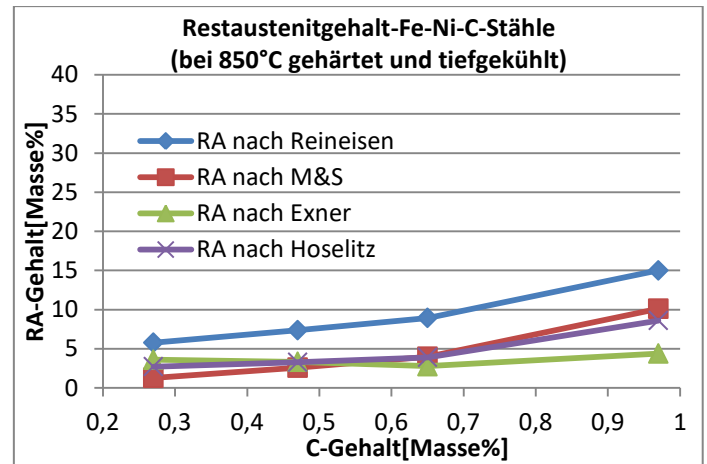


Abb.193: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

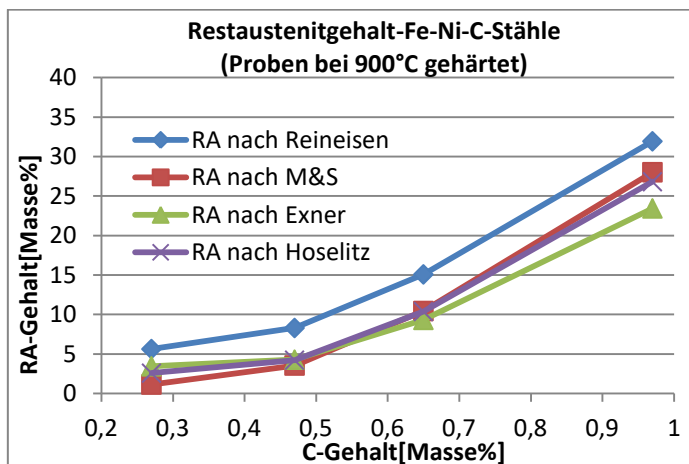


Abb.194: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

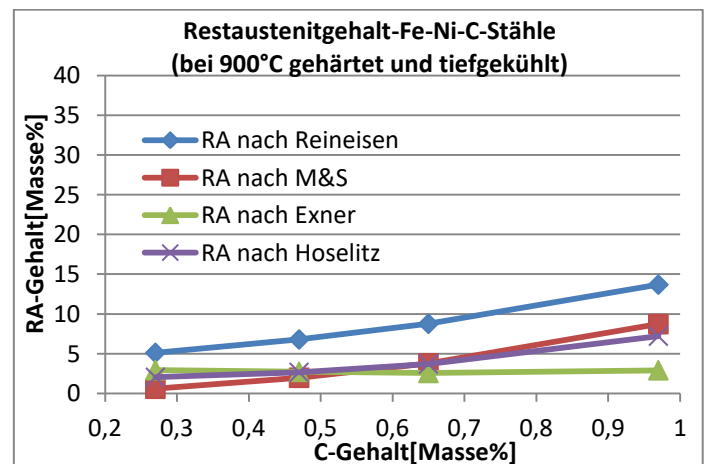


Abb.195: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

**4.3.1.1.4. SM-Stähle**

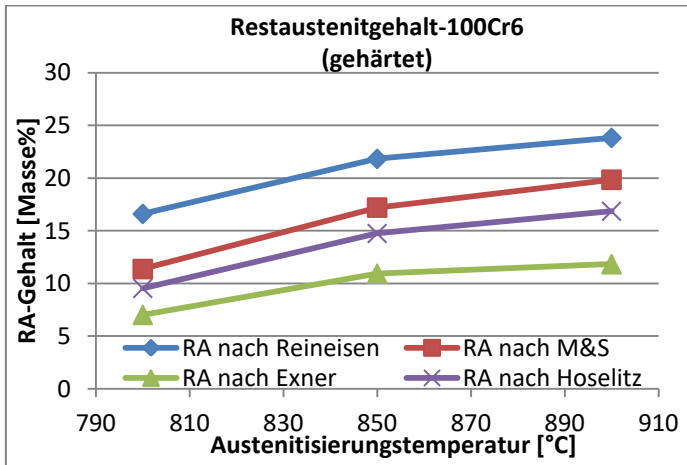


Abb.196: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet).

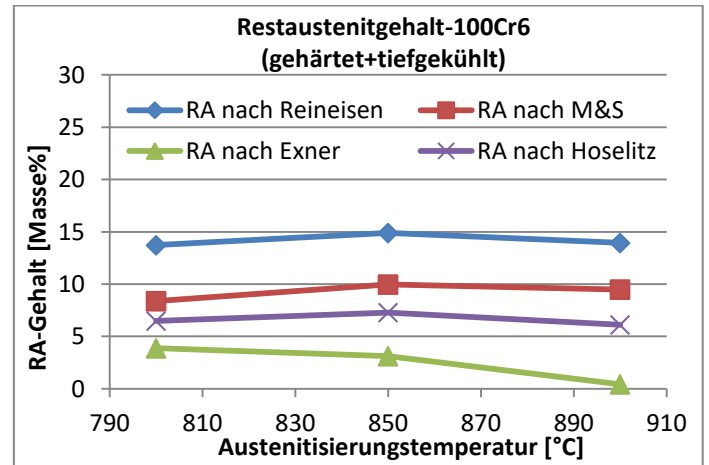


Abb.197: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt).

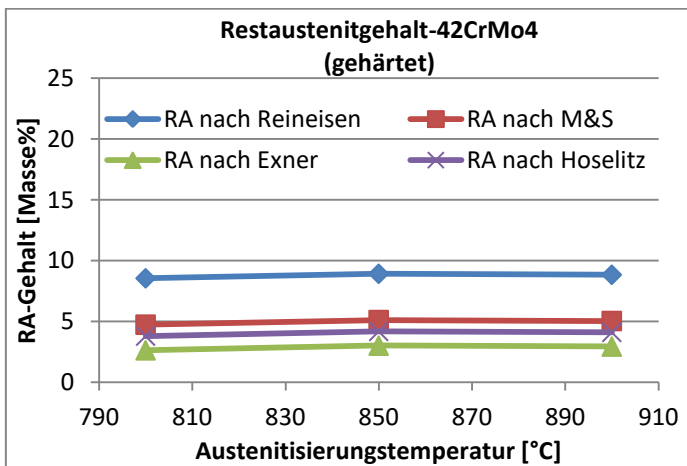


Abb.198: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet).

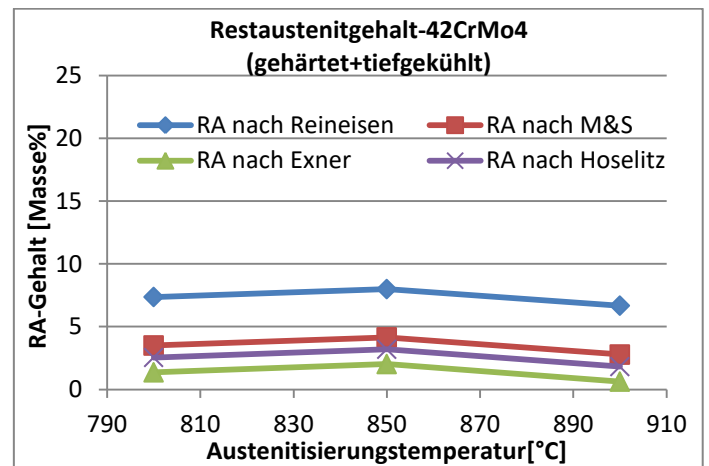


Abb.199: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt).

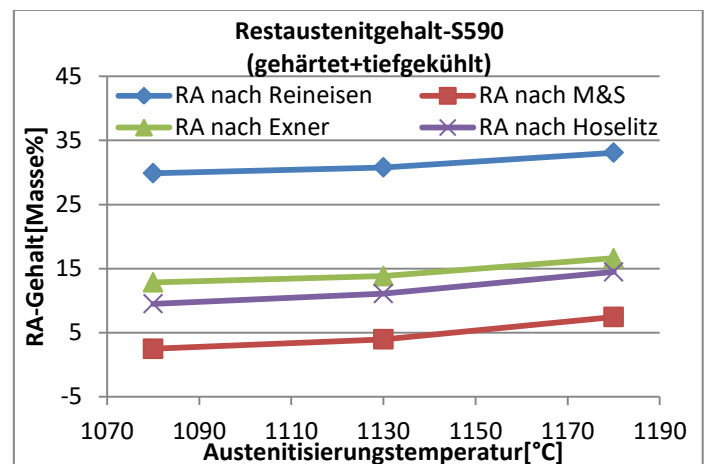
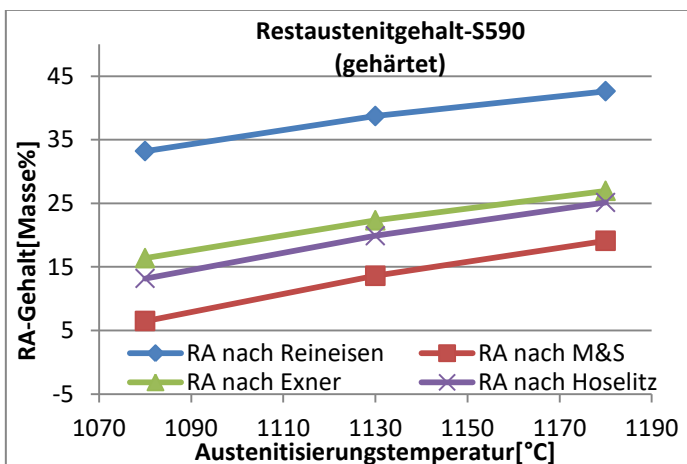


Abb.200: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet).

Abb.201: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt).

### 4.3.1.2. Bei 150°C angelassene Stähle

Wie an Hand der praktischen Durchführungen erläutert, wurden auch die bei 150°C angelassenen Proben nach den Modellen für gehärtete Stähle zur Quantifizierung des Restaustenitits behandelt. Zwar entspricht die chemische Zusammensetzung der Martensit-Phase nicht exakt den Annahmen, welche im Fall der gehärteten Stähle getroffen wurden, jedoch sind die eintretenden Veränderungen als geringfügig einzustufen auf Grund der geringen Diffusionsaktivität bei diesen Temperaturen, insbesondere bei den metallischen Elementen. Die Bezeichnung der Datenreihen wurde analog zum Kapitel 4.3.1.1. durchgeführt.

#### 4.3.1.2.1. Fe-Mo-C-Stähle

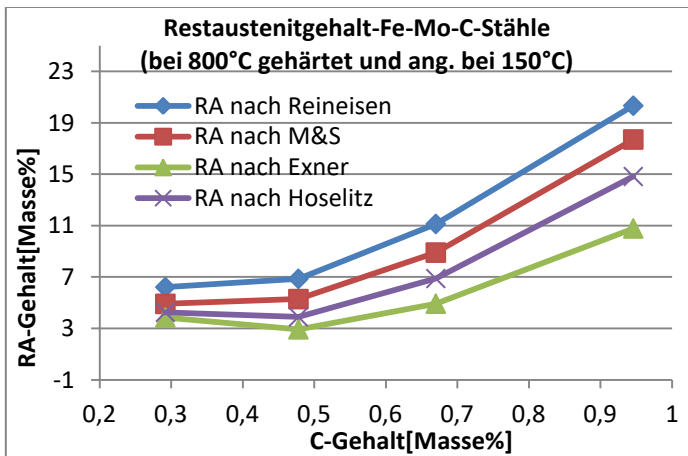


Abb.202: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

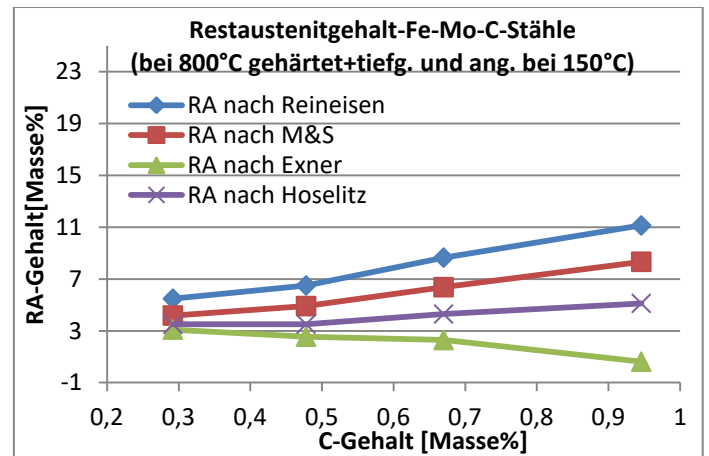


Abb.203: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

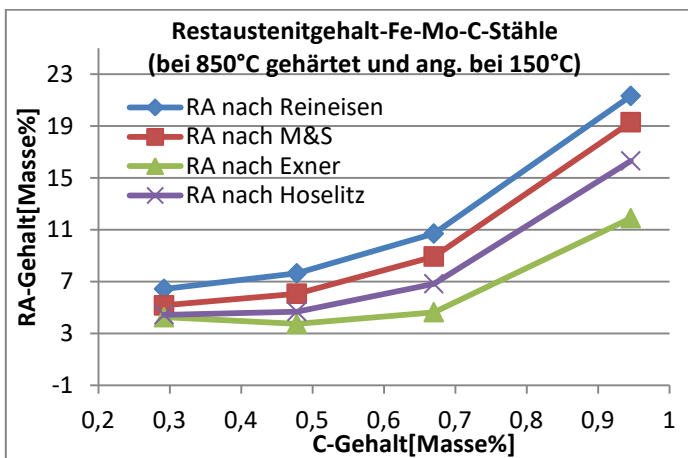


Abb.204: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

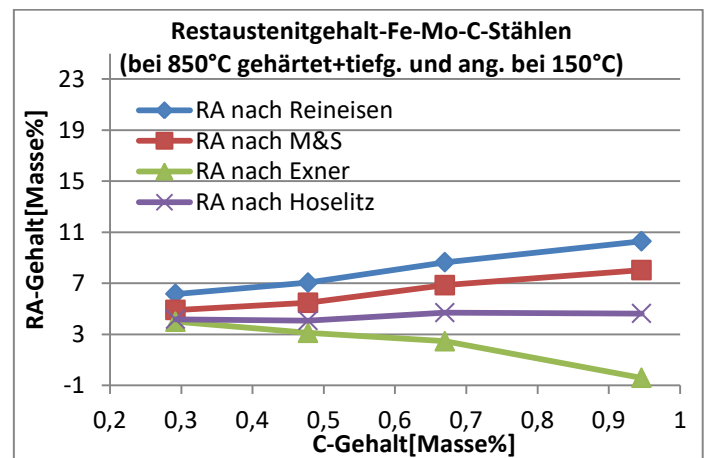


Abb.205: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

combined)

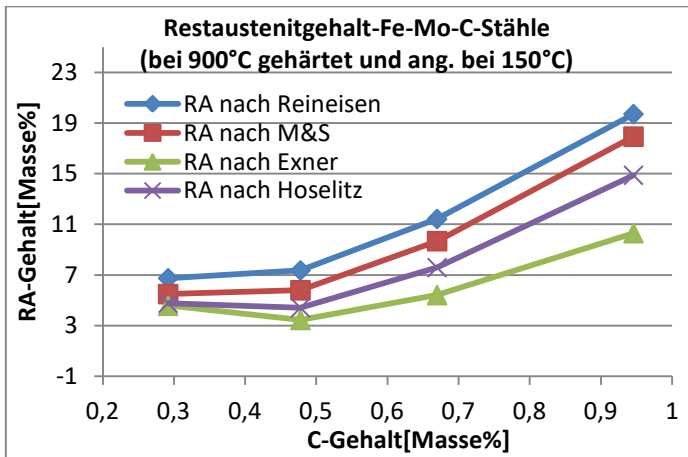


Abb.206: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

combined)

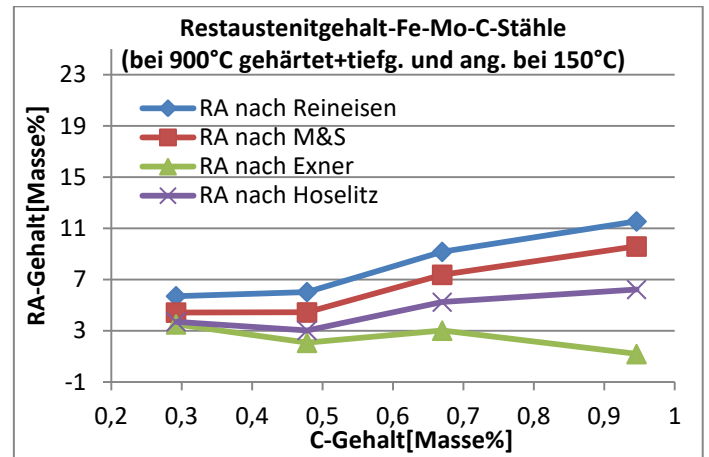


Abb.207: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.2.2. Fe-Cr-C-Stähle

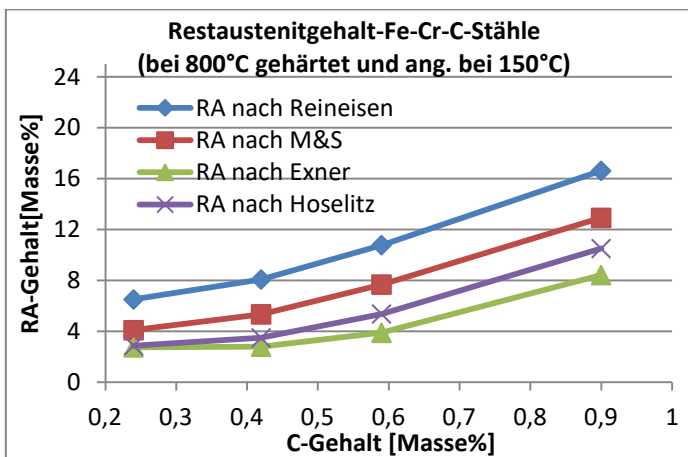


Abb.208: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

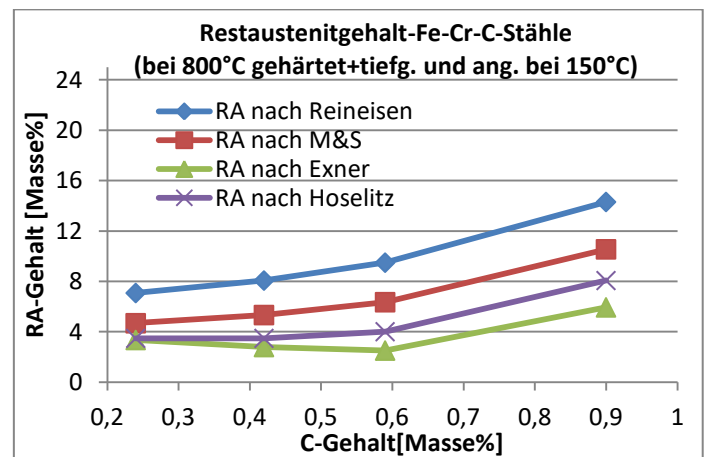


Abb.209: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

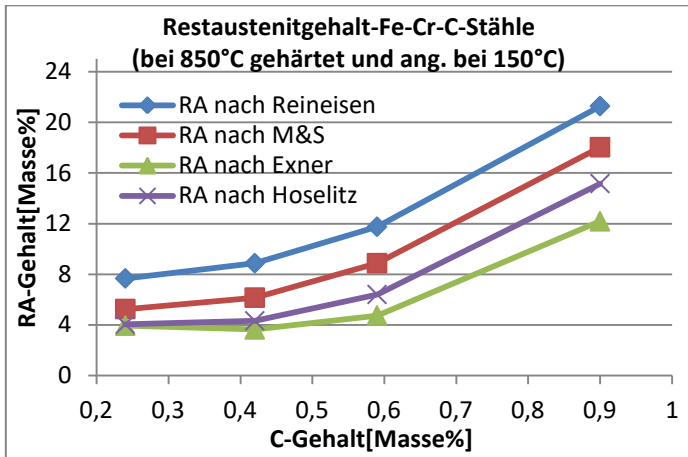


Abb.210: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

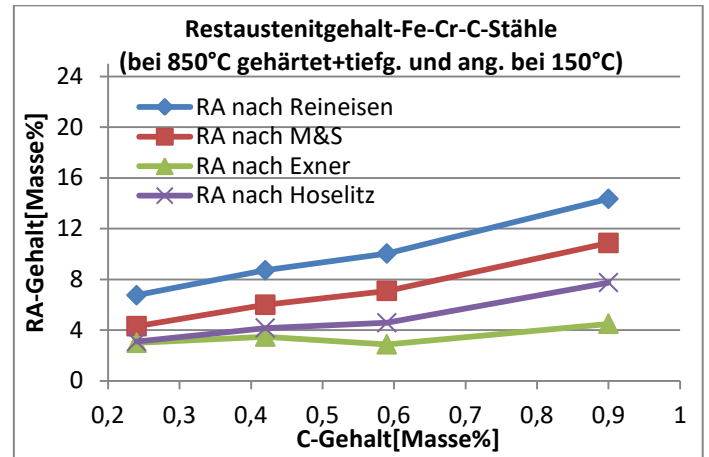


Abb.211: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefigekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

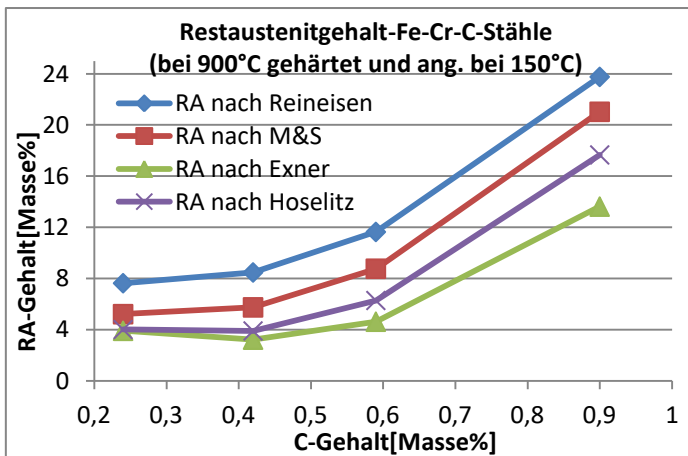


Abb.212: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

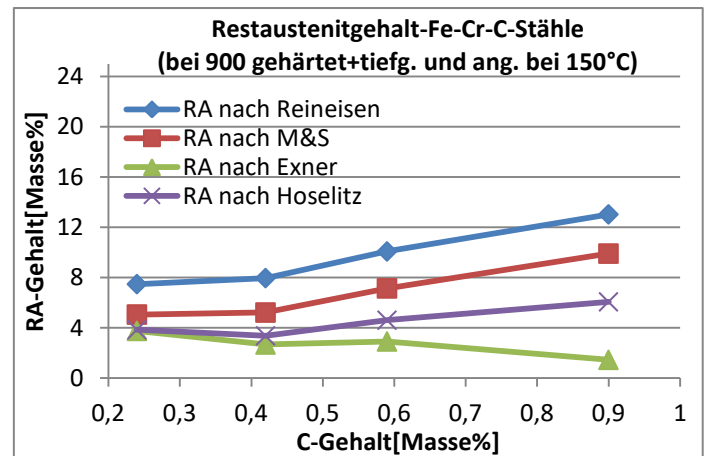


Abb.213: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefigekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.2.3. Fe-Ni-C-Stähle

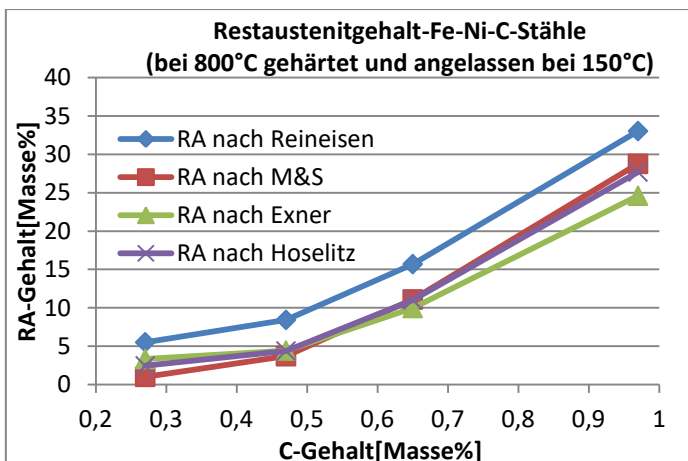


Abb.214: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Ni-C-

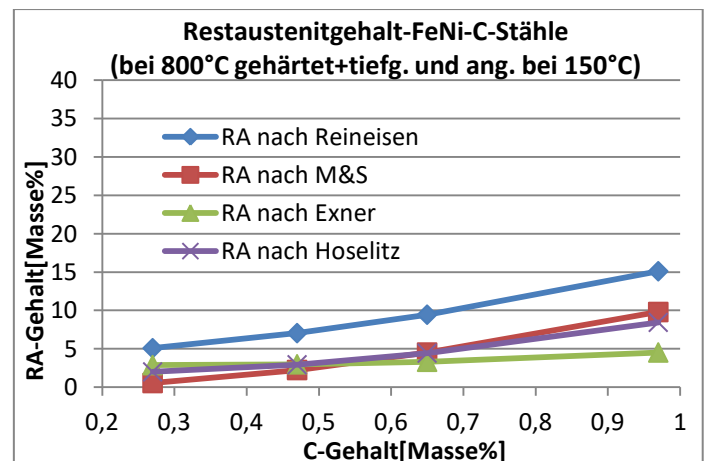


Abb.215: berechneter Rest austenitgehalt in den Fe-Ni-C-

Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

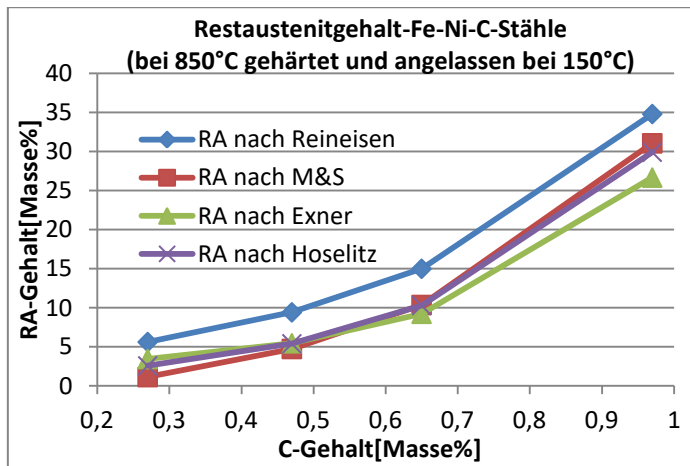


Abb.216: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

Stählen (gehärtet bei 800°C+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

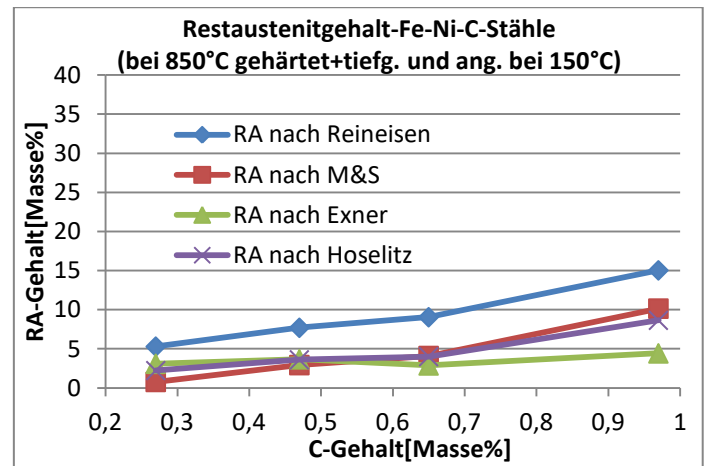


Abb.217: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

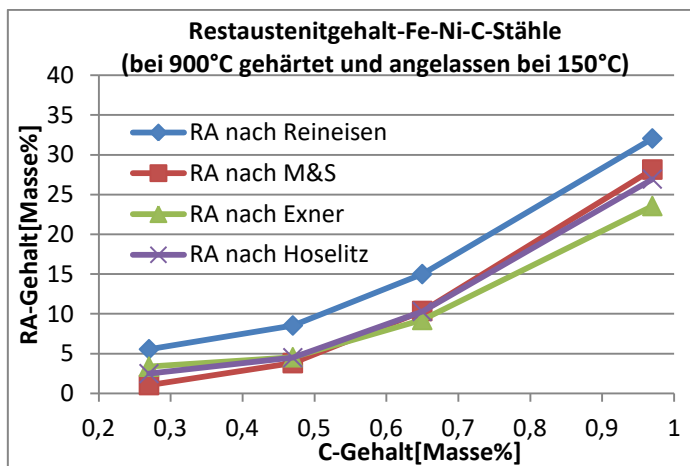


Abb.218: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

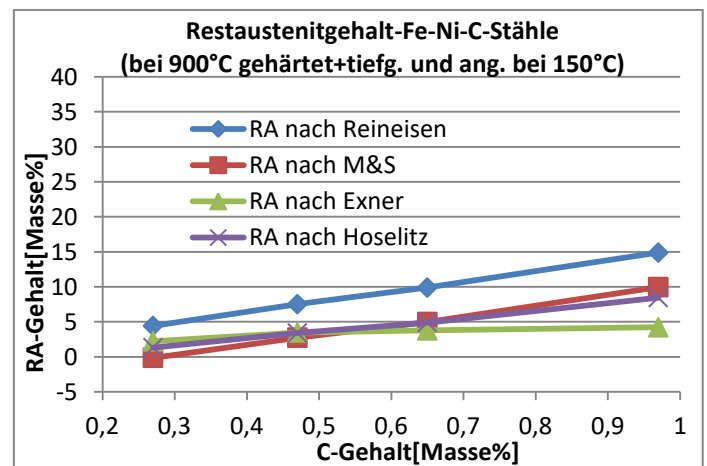


Abb.219: berechneter Restaustenitgehalt in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

### 4.3.1.2.4. SM-Stähle

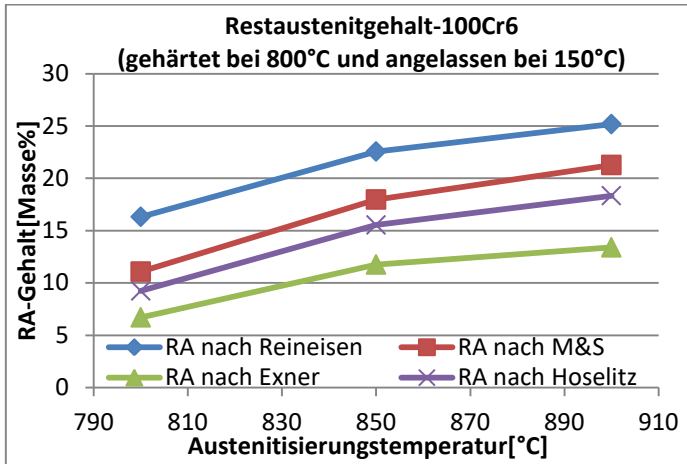


Abb.220: berechneter Rest austenitgehalt in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 150°C).

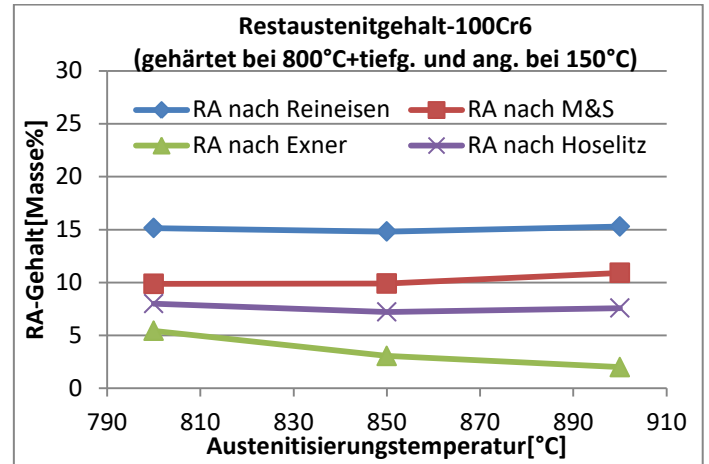


Abb.221: berechneter Rest austenitgehalt in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C).

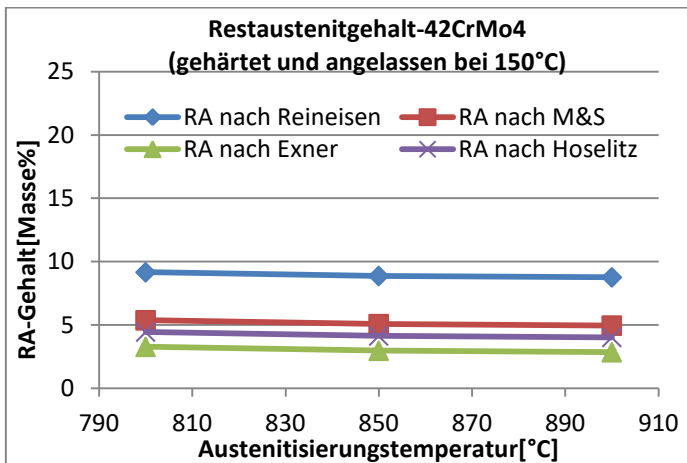


Abb.222: berechneter Rest austenitgehalt in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 150°C).

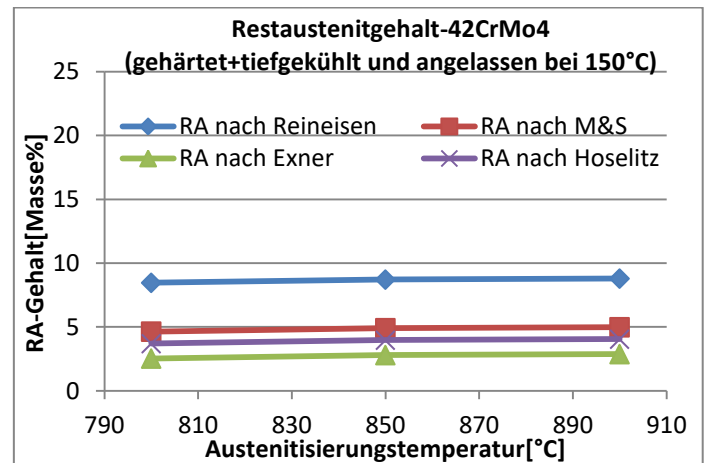
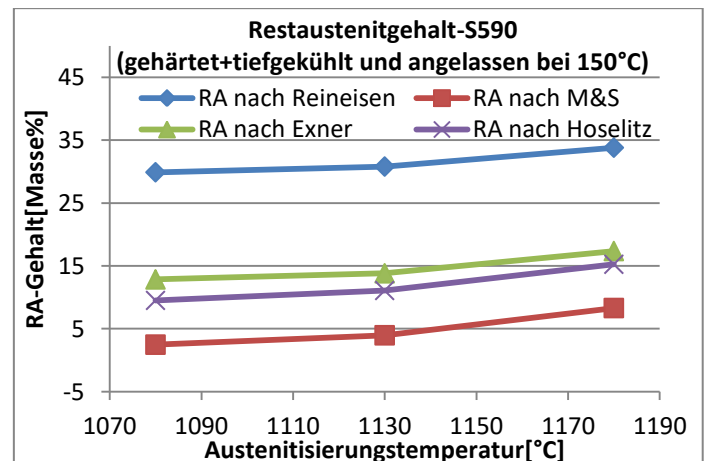
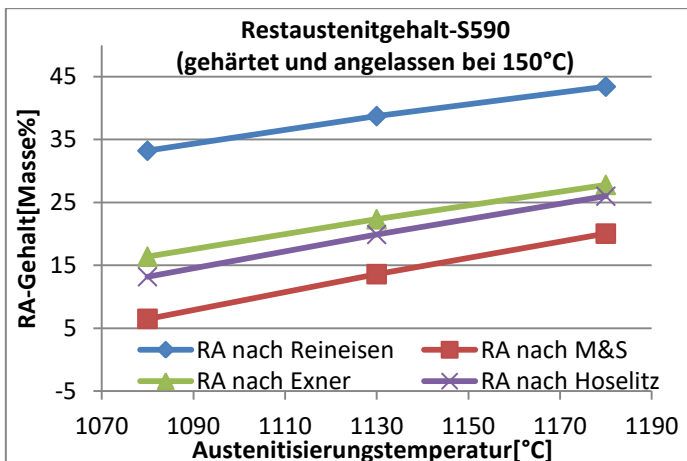


Abb.223: berechneter Rest austenitgehalt in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tieftgekühlt und angelassen bei 150°C).



**Abb.224: berechneter Restaustenitgehalt in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 150°C).**

**Abb.225: berechneter Restaustenitgehalt in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 150°C).**

### **4.3.1.3. Bei 300 °C angelassene Stähle**

Bei den bei 300°C angelassenen Proben wurden sowohl die Modelle für gehärtete (M&S, Exner, Hoselitz) als auch die für geglühte Stähle verwendet. Bei den PM-, 100Cr6- und 42CrMo4-Stählen wurde bei der Anwendung des Modells für geglühte Stähle Formel 36 herangezogen, da die "ThermoCalc"-Rechnungen ergaben, dass der Anteil an gelösten Legierungselementen in der Ferritphase im Gleichgewicht bei 100°C äußerst gering und somit zu vernachlässigen ist (was zumindest bei den Ni-legierten Stählen zu hinterfragen ist). Gegenätzlich wurde in diesem Zusammenhang beim S590 die Berechnungen über Formel 38 durchgeführt, da die Modellierung über "ThermoCalc" hier einen nicht zu vernachlässigenden Anteil an Legierungselementen ergab, welche in der  $\alpha$ -Phase gelöst vorliegen.

In den folgenden graphischen Darstellungen sind die Berechnungen für den Restaustenitgehalt der bei 300°C angelassenen Stähle zusammengefasst, wobei die Benennung der Datenreihen nach dem folgenden Schema erfolgte.

- RA nach Reineisen: Quantifizierung des Restaustenit über Formel 5 (das magnetische Sättigungsmoment der untersuchten Probe wird auf den Sättigungswert von reinem Eisen bezogen)
- RA nach M&S: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Maurer & Schroeter genähert)
- RA nach Exner: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Exner genähert)
- RA nach Hoselitz: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 31 bei untereutektoiden, über Formel 33 bei übereutektoiden Stählen (das magnetische Sättigungsmoment von raumzentrierten Fe-Phasen wird durch das Modell von Hoselitz genähert)
- RA nach ThermoCalc: Quantifizierung des Restaustenits über Formel 36 (der Gleichgewichtszustand der geglühten Stähle wurde über "ThermoCalc" ermittelt)
- RA nach ThermoCalc(M&S): Quantifizierung des Restaustenits über Formel 38 (der Gleichgewichtszustand der geglühten Stähle wurde über "ThermoCalc" ermittelt, das magnetische Sättigungsmoment des Ferrits wurde über das Modell von M&S genähert)
- RA nach ThermoCalc(Exner): Quantifizierung des Restaustenits über Formel 38 (der Gleichgewichtszustand der geglühten Stähle wurde über "ThermoCalc" ermittelt, das



magnetische Sättigungsmoment des Ferrits wurde über das Modell von Exner genähert)

- RA nach ThermoCalc(Hoselitz): Quantifizierung des Restaustenits über Formel 38 (der Gleichgewichtszustand der geglühten Stähle wurde über "ThermoCalc" ermittelt, das magnetische Sättigungsmoment des Ferrits wurde über das Modell von Hoselitz genähert)

#### 4.3.1.3.1. Fe-Mo-C-Stähle

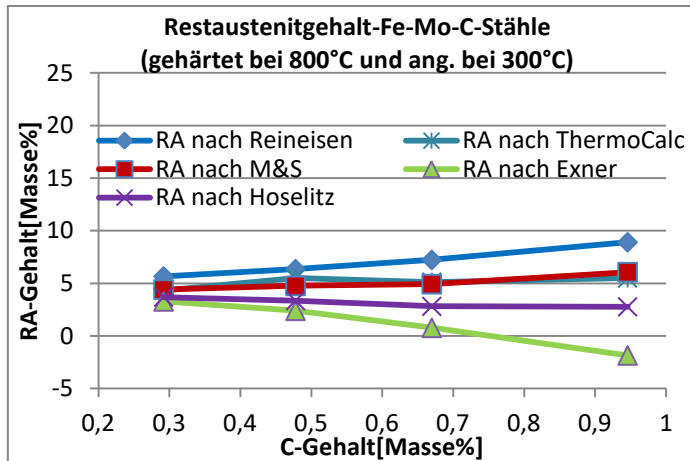


Abb.226: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

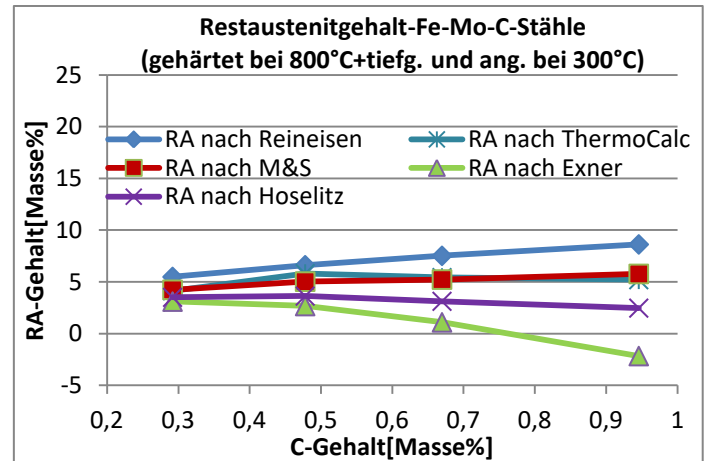


Abb.227: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tieftgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

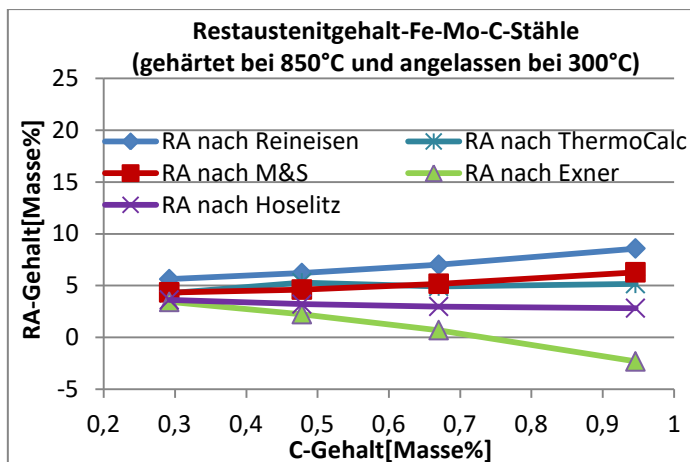


Abb.228: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 300°C) Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

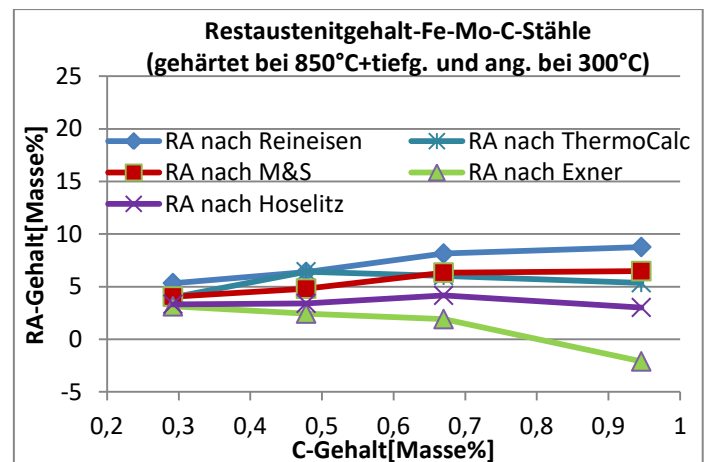


Abb.229: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tieftgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

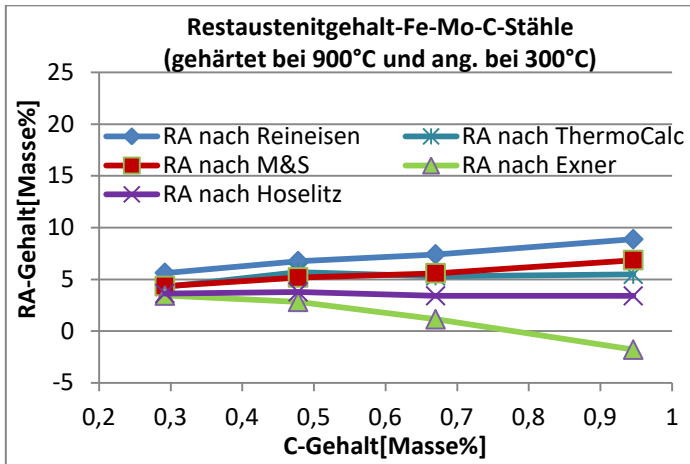


Abb.230: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

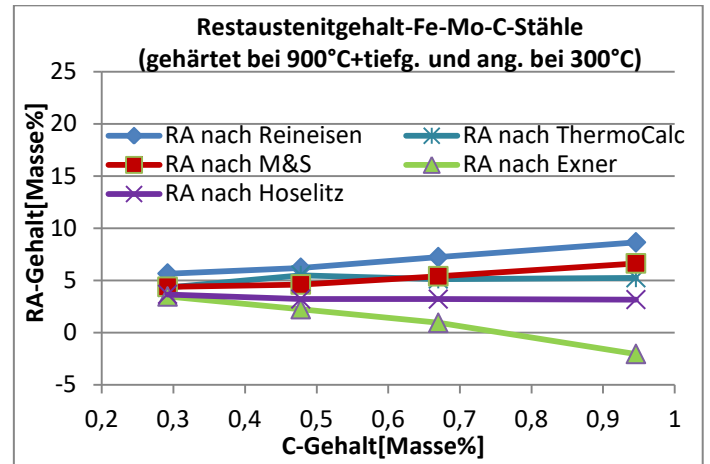


Abb.231: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tieftgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.3.2. Fe-Cr-C-Stähle

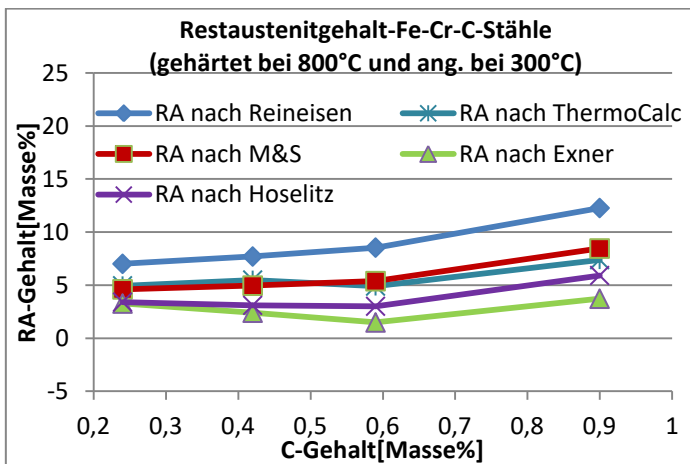


Abb.232: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

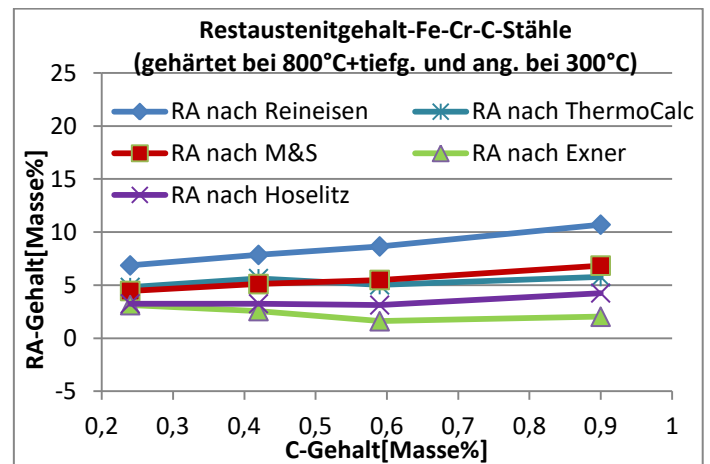


Abb.233: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tieftgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

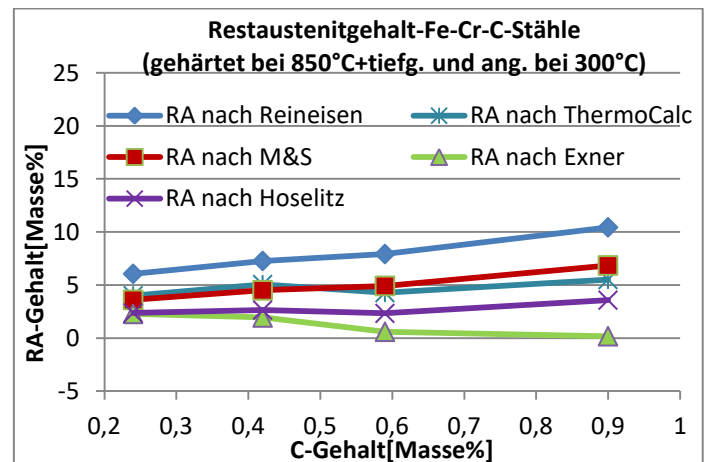
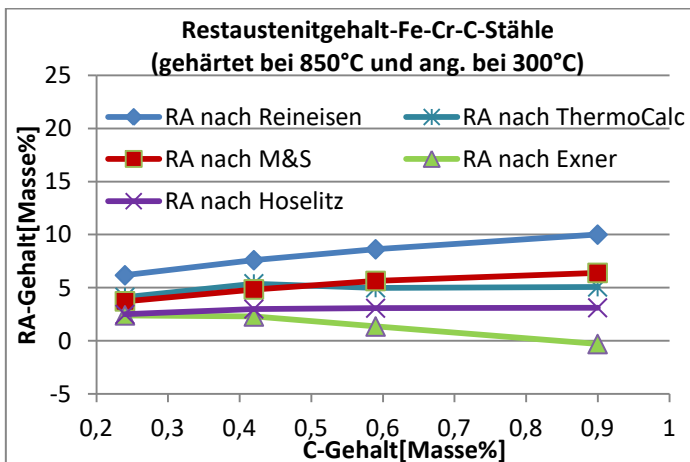


Abb.234: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

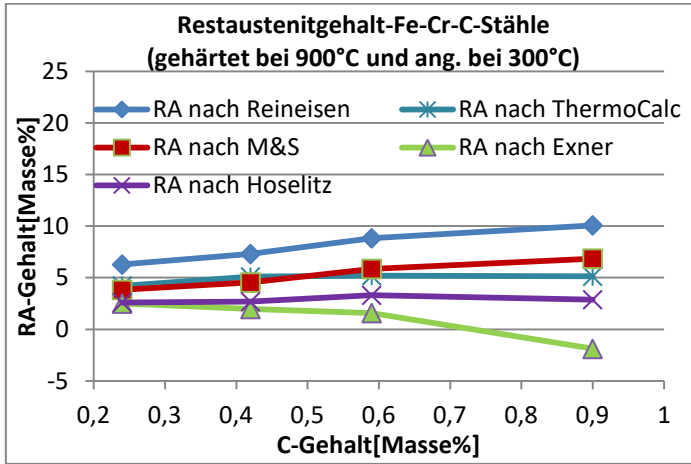


Abb.236: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

Abb.235: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

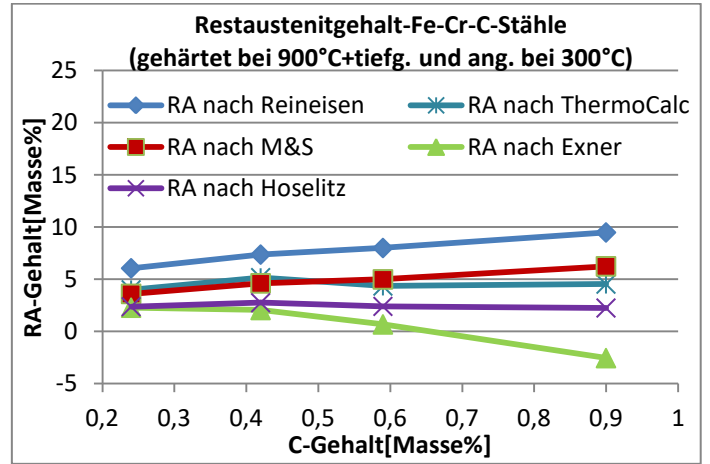


Abb.237: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.3.3. Fe-Ni-C-Stähle

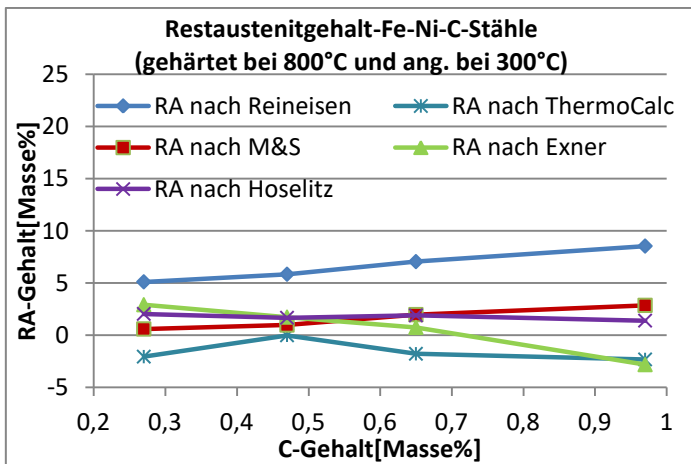


Abb.238: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

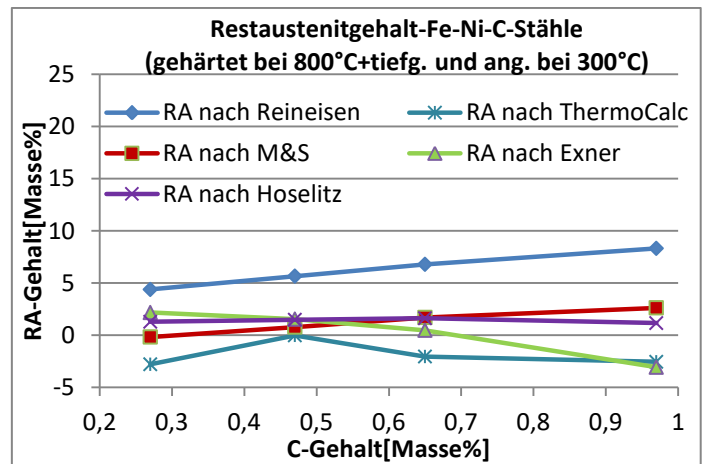


Abb.239: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe4Ni-Basisproben als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C).

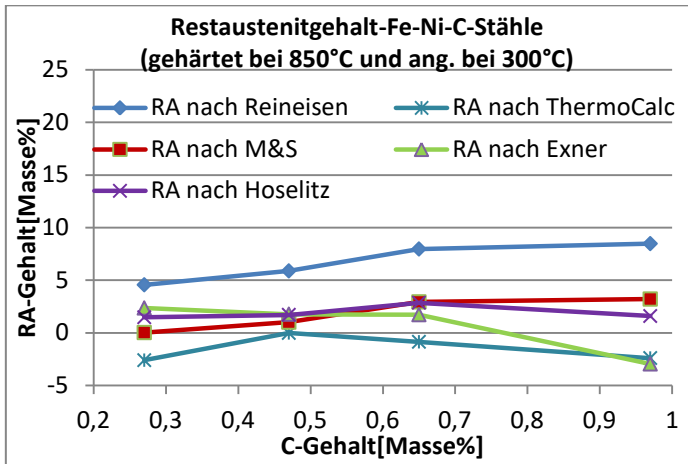


Abb.240: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

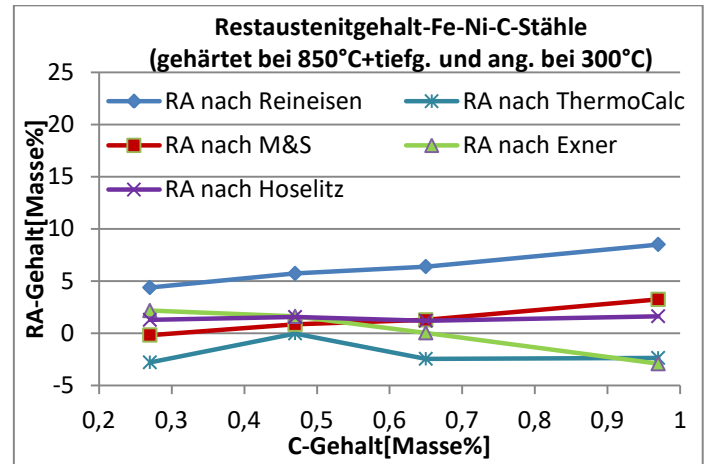


Abb.241: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefigekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

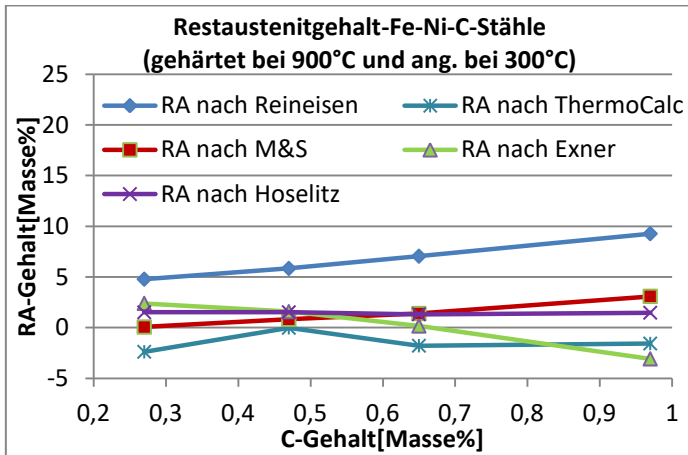


Abb.242: berechneter Gehalt an Restaustenit in Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

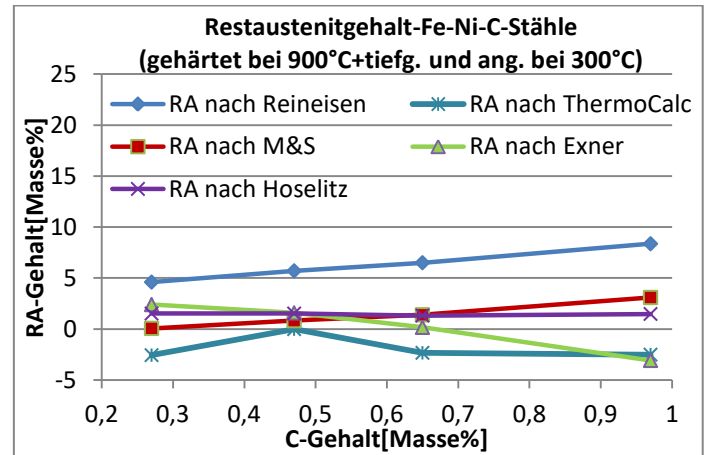


Abb.243: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefigekühlt und angelassen bei 300°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.3.4. SM-Stähle

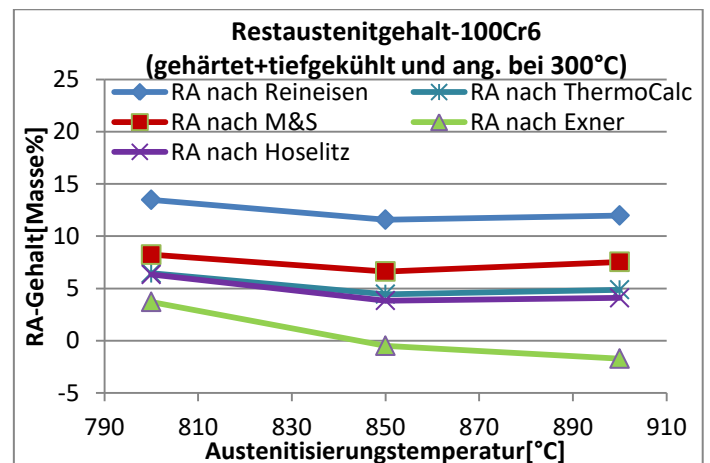
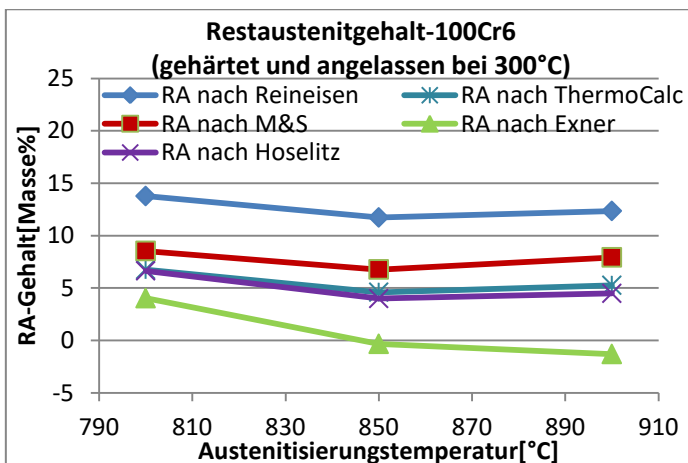


Abb.244: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 300°C)

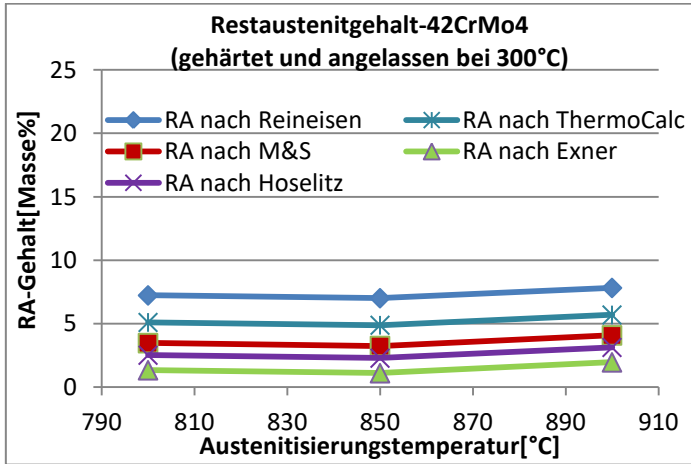


Abb.246: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 300°C)

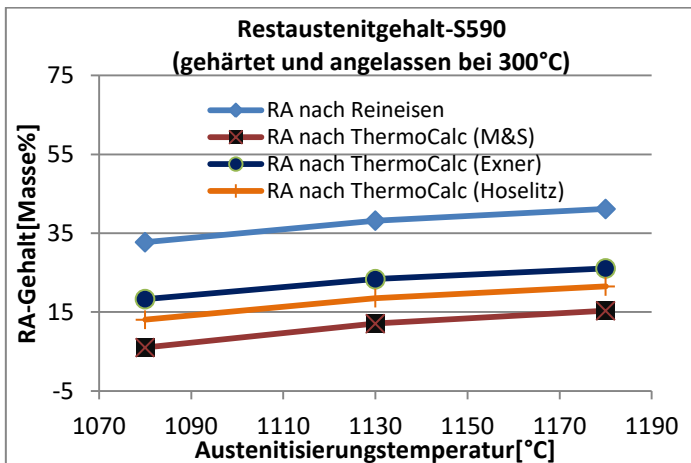


Abb.248: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gegläute Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C)

Abb.245: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C)

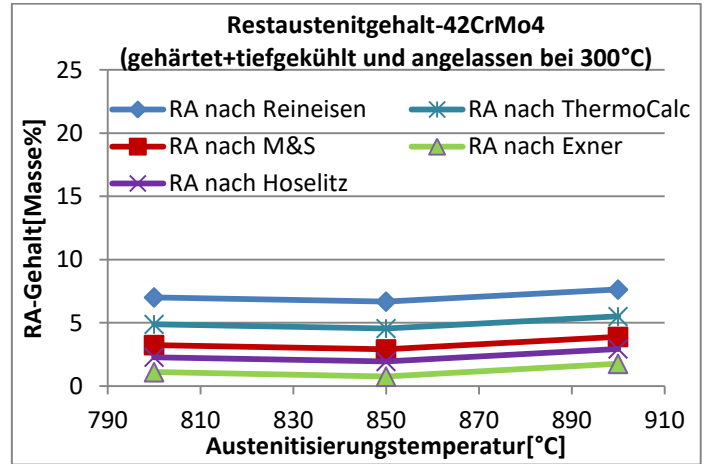


Abb.247: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C)

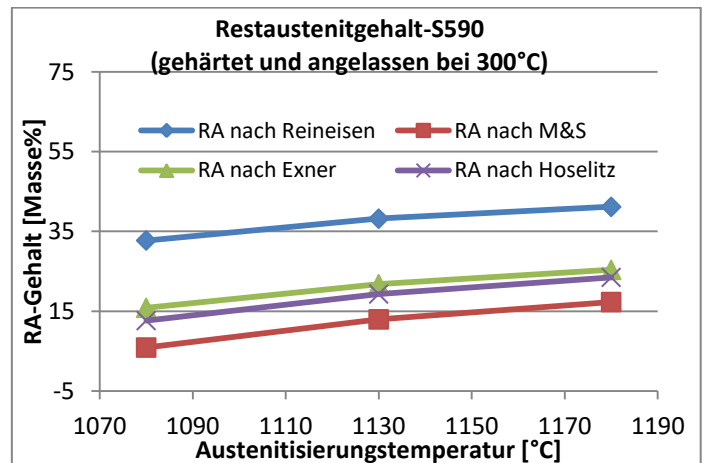


Abb.249: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gehärtete Stähle (gehärtet und angelassen bei 300°C)

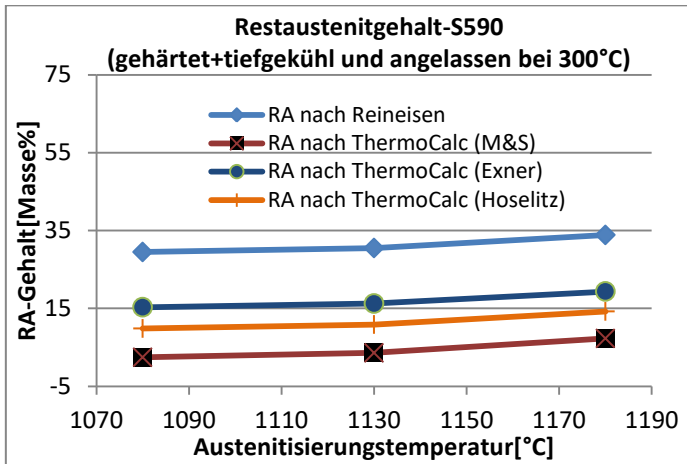


Abb.250: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle für geglühte Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C)

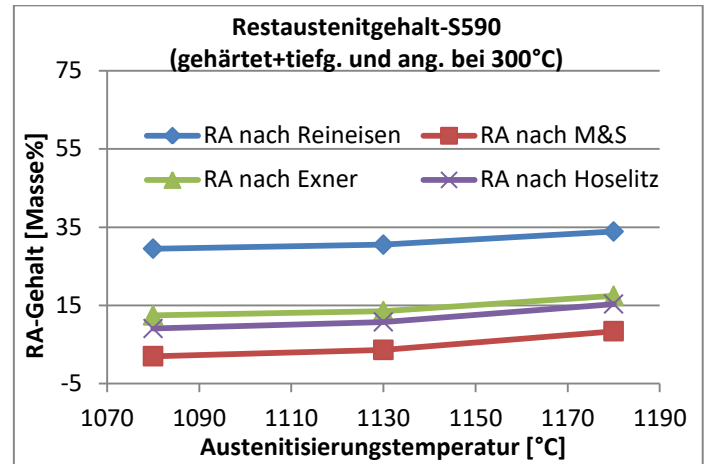


Abb.251: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitierungstemperatur für verschiedene Modelle für gehärtete Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 300°C)

#### 4.3.1.4. Bei 400°C angelassene Stähle

Bei den bei 400°C angelassenen Stählen gelten für die Quantifizierung des Restaustenits die gleichen Ausführungen, welche im Kapitel 4.3.1.3. angeführt sind. Die erhaltenen Ergebnisse sind in den nachfolgenden Diagrammen dargestellt.

##### 4.3.1.4.1. Fe-Mo-C-Stähle

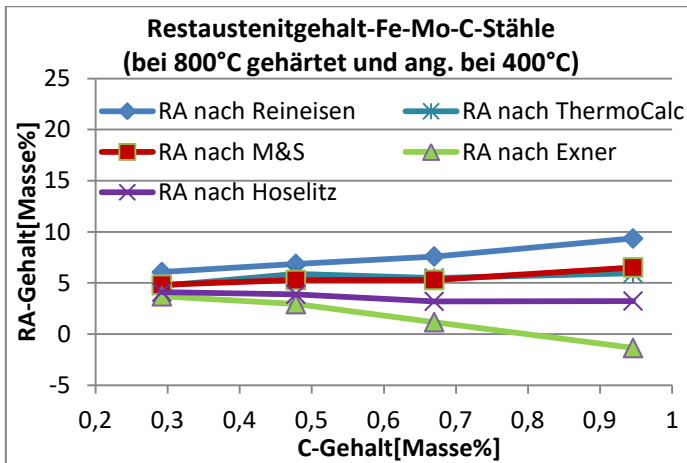


Abb.252: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

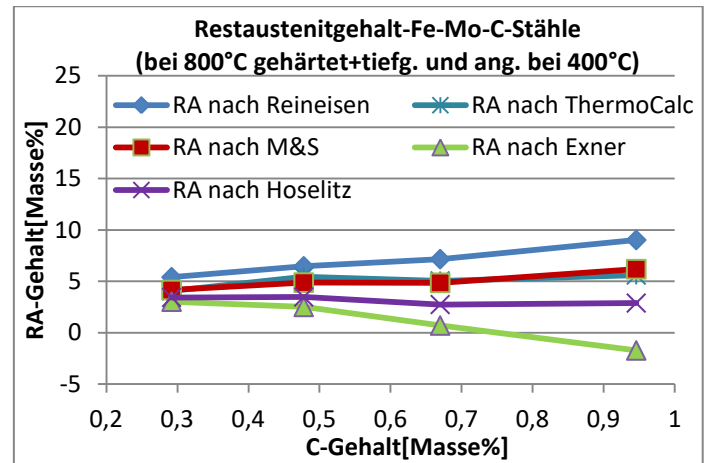


Abb.253: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

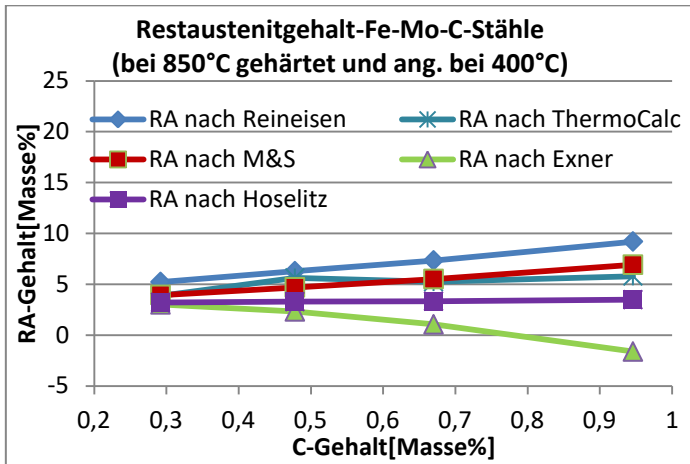


Abb.254: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

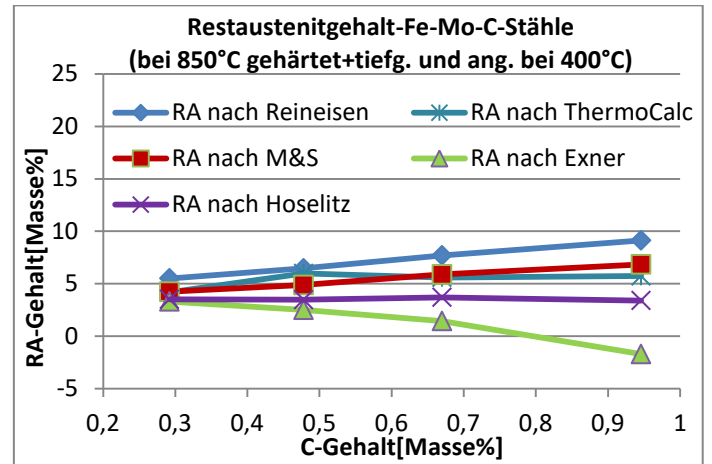


Abb.255: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tieftgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

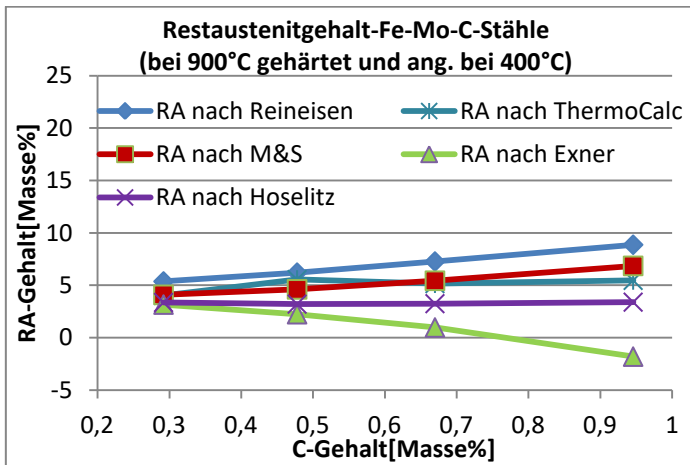


Abb.256: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

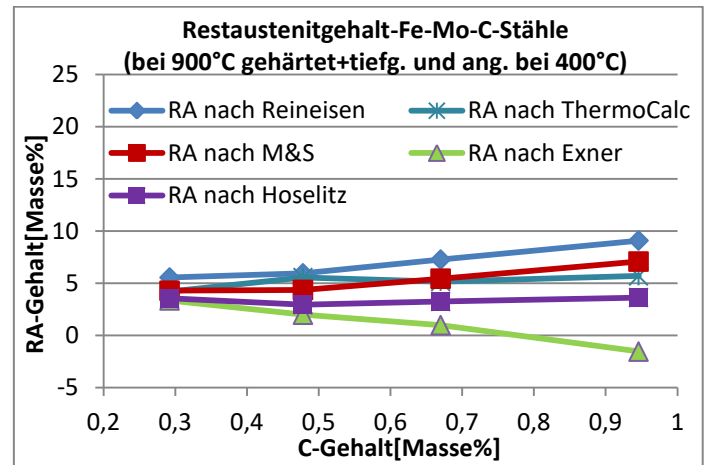


Abb.257: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Mo-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tieftgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.4.2. Fe-Cr-C-Stähle

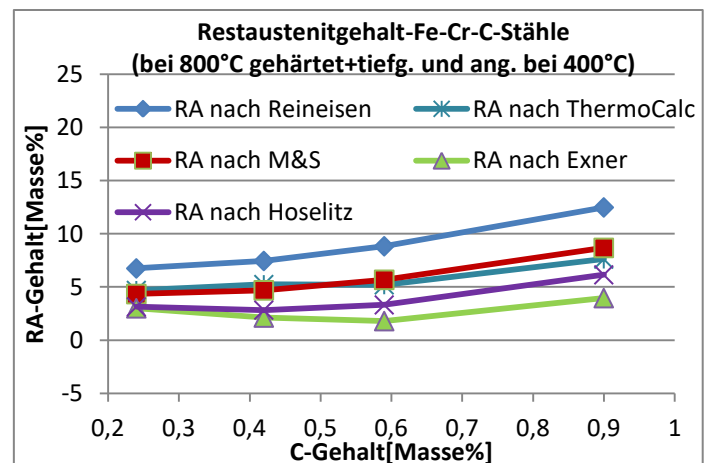
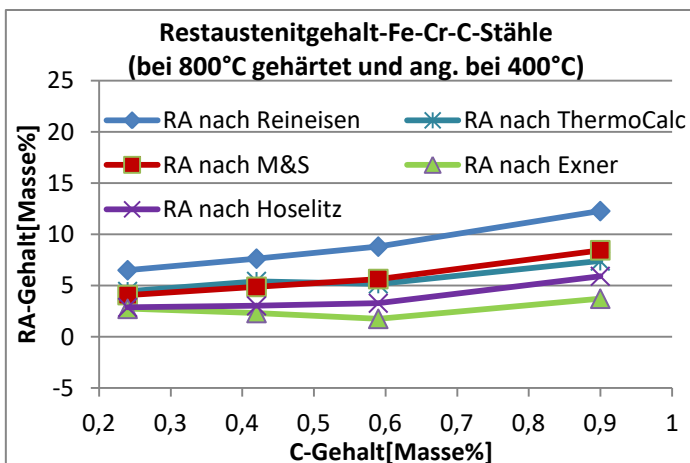


Abb.258: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

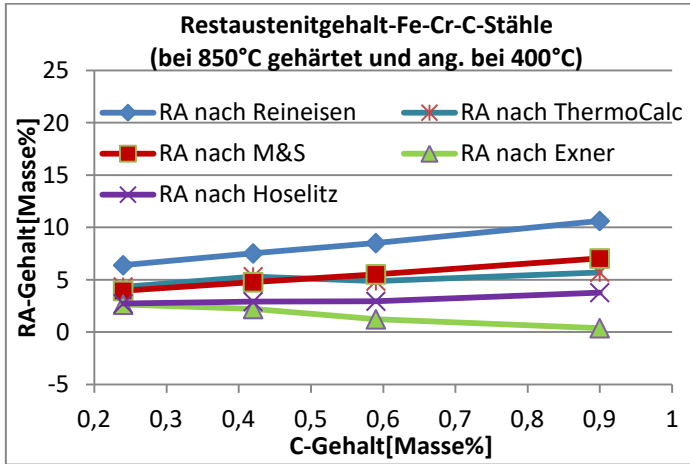


Abb.260: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

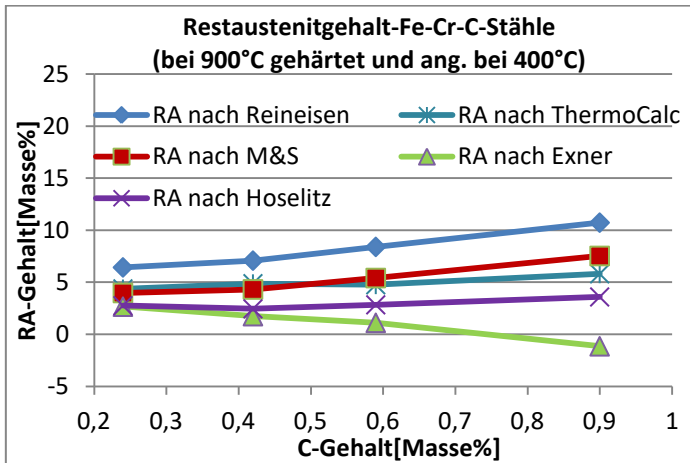


Abb.262: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

Abb.259: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

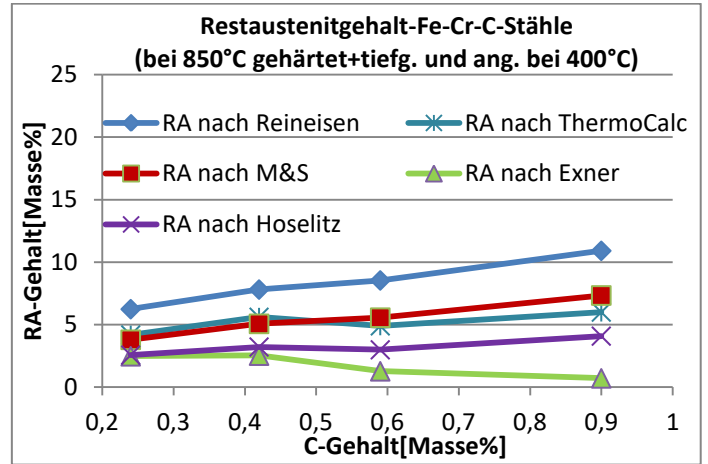


Abb.261: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

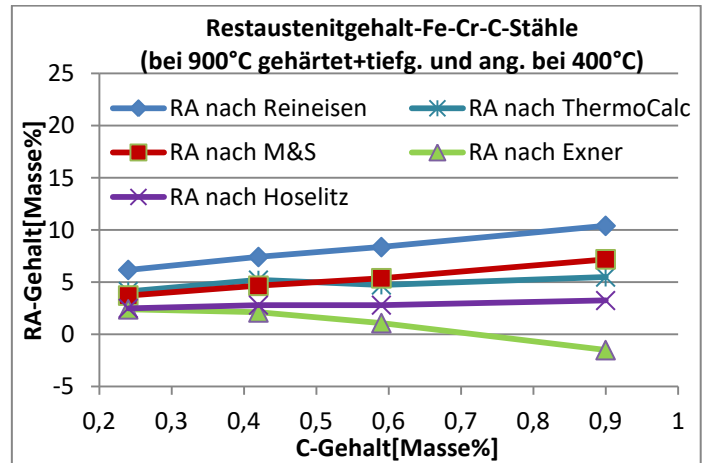


Abb.263: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Cr-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)



### 4.3.1.4.3. Fe-Ni-C-Stähle

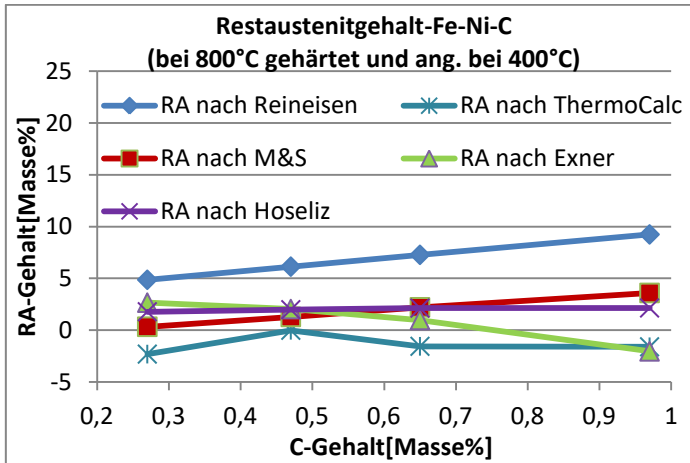


Abb.264: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 800°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

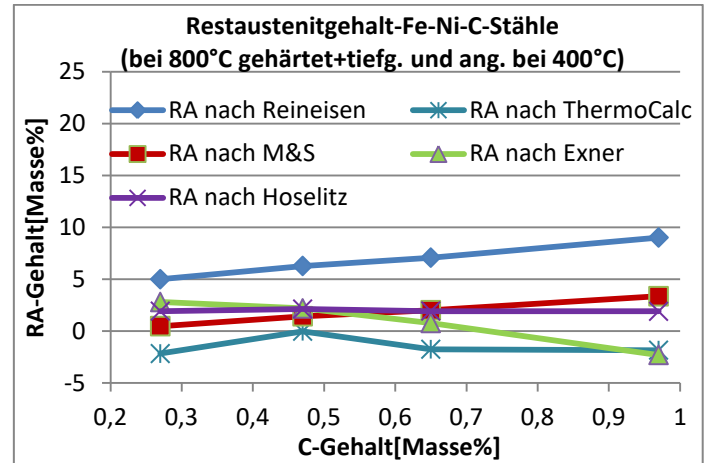


Abb.265: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 800°C+tieftgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

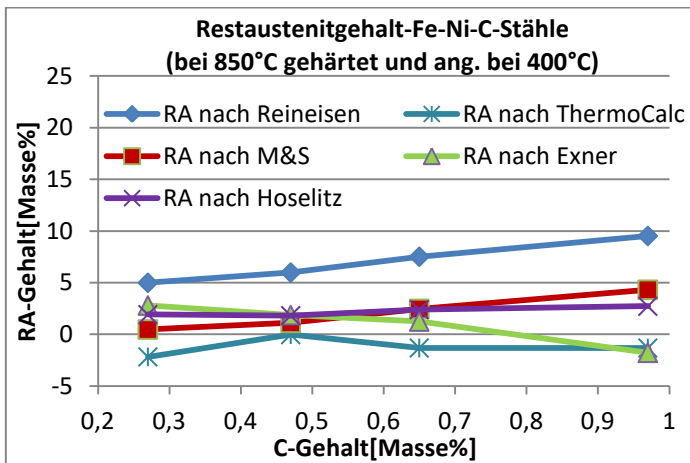


Abb.266: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

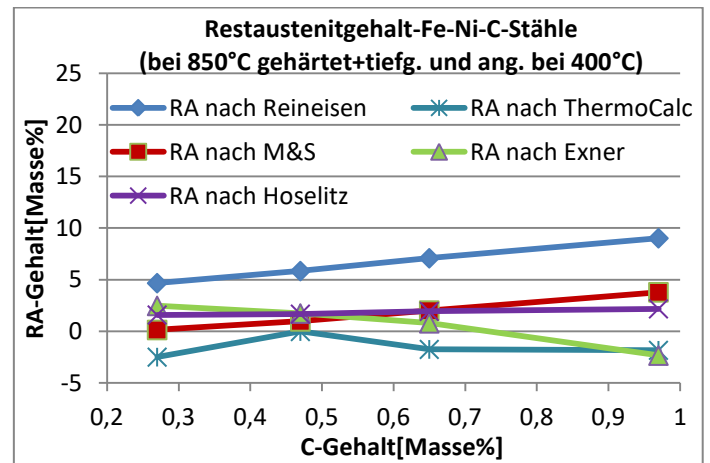


Abb.267: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 850°C+tieftgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

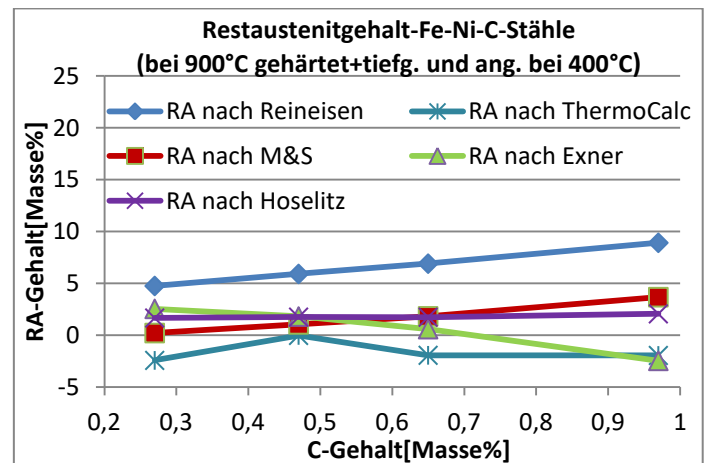
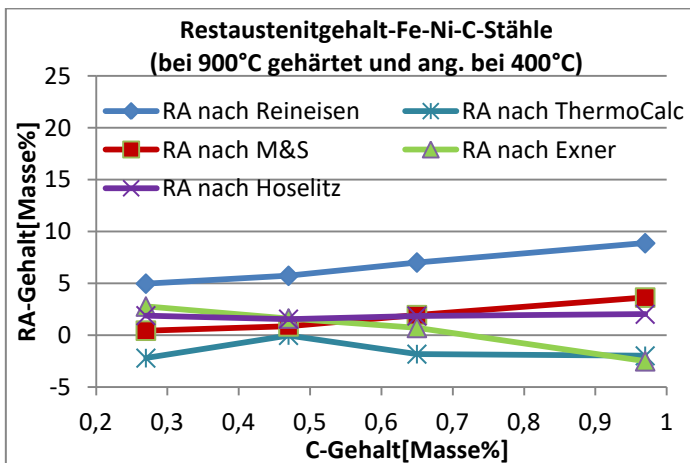


Abb.268: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

Abb.269: berechneter Gehalt an Restaustenit in den Fe-Ni-C-Stählen (gehärtet bei 900°C+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C) als Funktion des C-Gehalts für verschiedene Modelle (C-combined)

#### 4.3.1.4.4. SM-Stähle

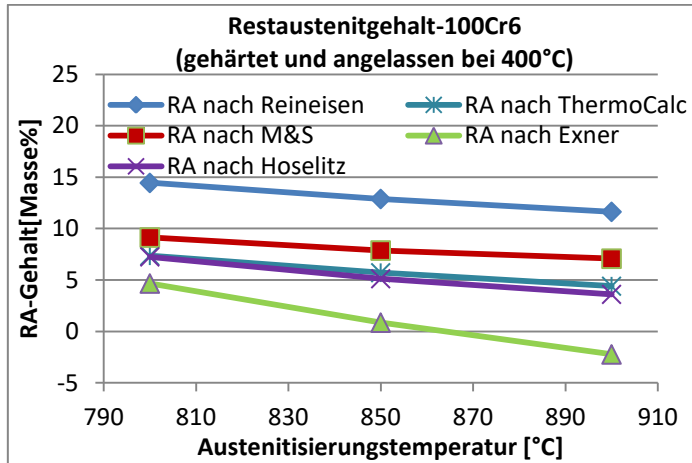


Abb.270: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 400°C)

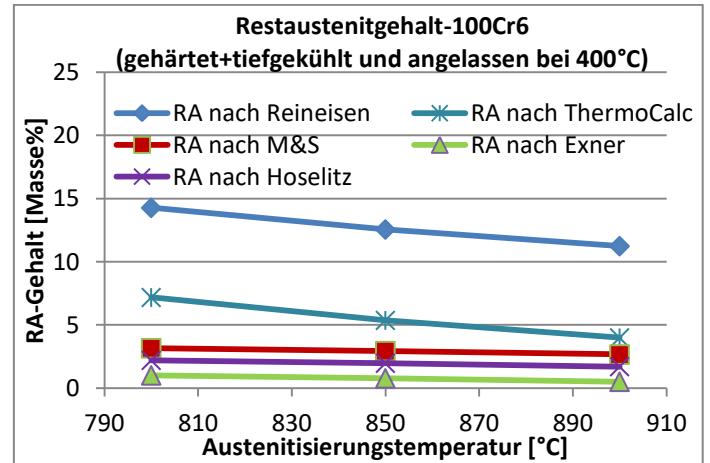


Abb.271: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 100Cr6-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C)

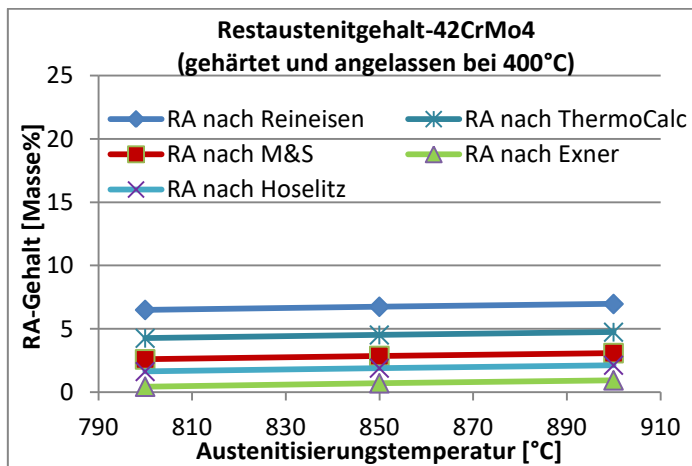


Abb.272: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet und angelassen bei 400°C)

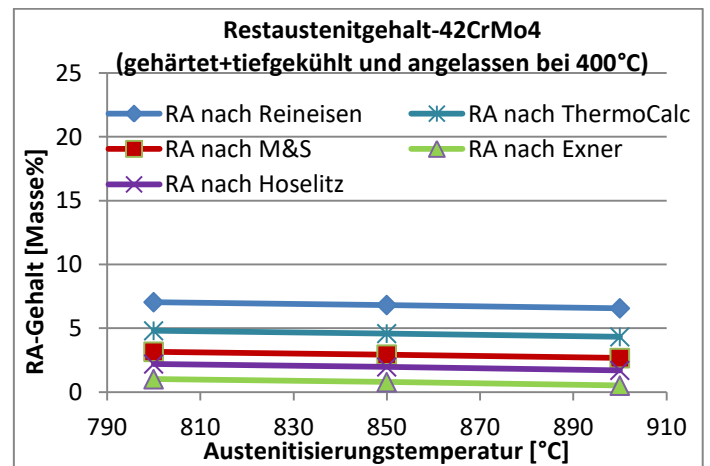


Abb.273: berechneter Gehalt an Restaustenit in den 42CrMo4-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C)

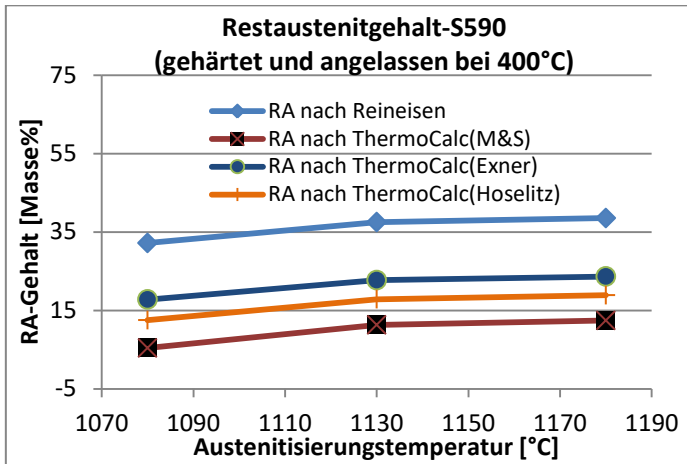


Abb.274: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gegläute Stähle (gehärtet und angelassen bei 400°C)

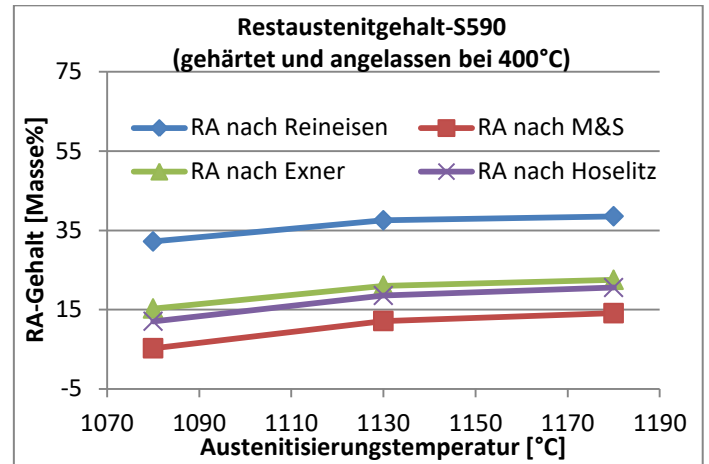


Abb.275: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gehärtete Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C)

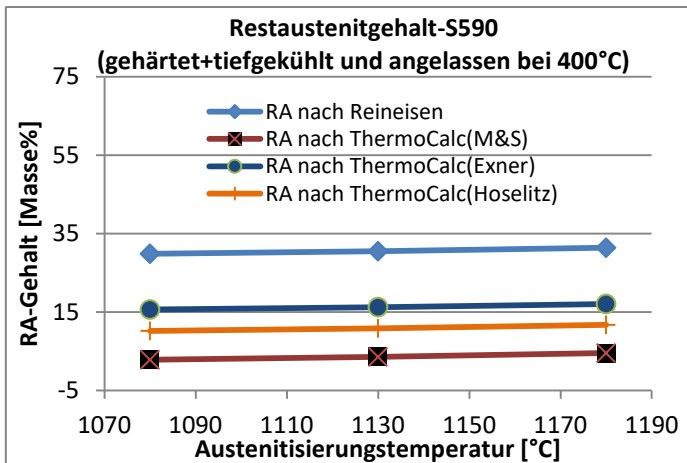


Abb.276: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gegläute Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C)

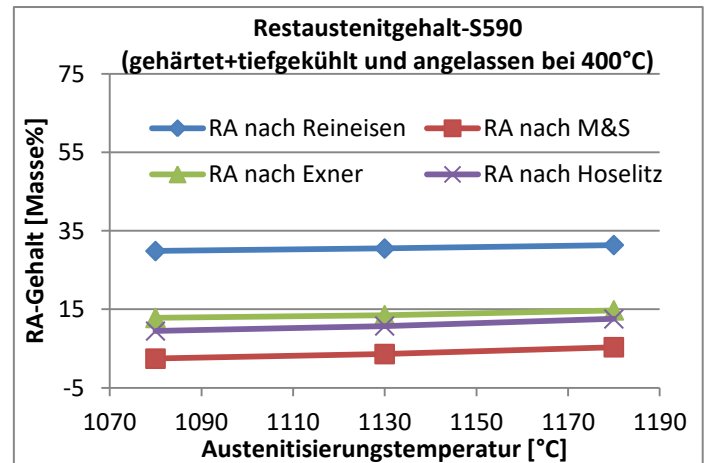


Abb.277: berechneter Gehalt an Restaustenit in den S590-Stählen als Funktion der Austenitisierungstemperatur für verschiedene Modelle für gehärtete Stähle (gehärtet+tiefgekühlt und angelassen bei 400°C)

### 4.3.1.5 Diskussion der Modellierungen durch ThermoCalc

Wesentliche Bedeutung in der Quantifizierung des Restaustenits über die angewandten Formeln hat die Modellierung des vorliegenden Systems durch "ThermoCalc". Die erhaltenen Ergebnisse sind dabei im Anhang zu finden. Es zeigte sich, dass im Fall der Cr 1,0-Stähle bei einer Austenitisierungstemperatur von 800°C bzw. 850°C laut "ThermoCalc" ein Zweiphasengebiet ( $\gamma$  und  $Fe_3C$ ) vorliegt. Im Schlibbild des Cr 1,0\_800-Stahls sind zum Teil globulare Karbidphasen zu erkennen, wobei generell erwähnt muss, dass hier sehr kleine Kristallgrößen erhalten wurden.

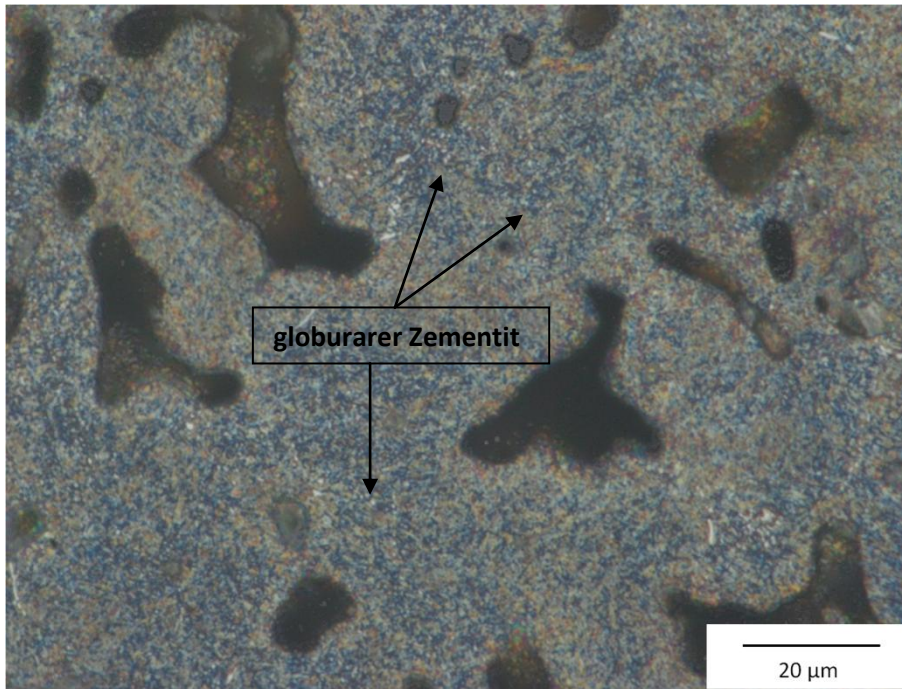


Abb.278: Schliffbild des Cr 1,0\_800-Stahls, gehärtet bei 800°C, geätzt mit 1%-Nitallösung bei 1000-facher Vergrößerung

Das Schliffbild des Cr 1,0\_850-Stahls hingegen zeigte keinerlei globulare Karbidphasen. Das bedeutet aber nicht, dass die "ThermoCalc"-Rechnung dadurch falsifiziert wurde, da diese einen Zementitanteil von lediglich 1,93 Masse% angeben. Es könnte nämlich sein, dass diese geringen Mengen an Karbidphasen durch die metallographischen Untersuchungen nicht aufgelöst werden können. Auch beim 100Cr6-Stahl ergaben die durchgeführten Simulationen das Vorliegen eines Zweiphasengebiets ( $\gamma$  und  $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Dies konnte bereits durch die präsentierten Schliffbilder unter dem Kapitel 4.2.1. bestätigt werden.

Darüber hinaus ergaben die Modellierungen zum Teil Phasenvorschläge, welche äußerst kritisch betrachtet werden müssen. In folgender Aufzählung werden die Phasen zusammengefasst, welche durch "ThermoCalc" vorgeschlagen wurden, aber kritisch hinterfragt werden müssen.

- **BCC A2#2** (chemische Zusammensetzung: 37,10 Masse% Mo, 33,03 Masse% C, 29,87 Masse% Fe)  
vorgeschlagen bei den folgenden Stählen:  
Fe-Mo-C: Mo 0,3; Mo 0,5; Mo 0,7; Mo 1,0 (jeweils bei 100°C)  
diese Phase ist daher kritisch zu hinterfragen, da in Stählen keine Phasen mit einem Anteil von über 30 Masse% C bekannt sind. Die angegebene Zusammensetzung würde einem Karbid  $(\text{Fe,Mo})\text{C}_3$  entsprechen, das für das System Fe-Mo-C nicht bekannt ist [48].
- **MC SHP** (chemische Zusammensetzung: 88,88 Masse% Mo, 11,11 Masse% C)  
vorgeschlagen bei den folgenden Stählen:

Fe-Mo-C: Mo 0,3; Mo 0,5; Mo 0,7 (jeweils bei 100°C)

Fe-Ni-C: Ni 0,3; Ni 0,5; Ni 0,7; Ni 1,0 (jeweils bei 100°C)

die chemische Zusammensetzung entspricht MoC. Es ist äußerst fraglich, ob sich diese Phase in Stählen ausbildet. Viel eher wäre die Ausbildung von eta-Karbiden  $(Fe,Mo)_6C$  oder  $(Fe,Mo)_{12}C$  zu erwarten.

- **FCC A1#2** (chemische Zusammensetzung: 81,14 Masse% Cr, 18,71 Masse% C, 0,08 Masse% Fe)

vorgeschlagen bei den folgenden Stählen:

Fe-Cr-C: Cr 0,5; Cr 0,7; Cr 1,0 (jeweils bei 100°C)

die chemische Zusammensetzung entspricht CrC. Die angeführte Phase mit dieser Zusammensetzung ist in Stählen nicht bekannt [48].

- **M3C2** (chemische Zusammensetzung: 86,67 Masse% Cr, 13,33 Masse% C)

vorgeschlagen bei den folgenden Stählen:

Fe-Cr-C: Cr 0,3; Cr 0,5 (jeweils bei 100°C)

die chemische Zusammensetzung entspricht  $Cr_3C_2$ . Das Vorliegen dieser Phase ist in Stählen äußerst unwahrscheinlich (siehe Ausführungen unten).

Generell ist bei den Fe-Cr-C-Stählen zu sagen, dass die Bildung von Mischkarbiden  $(Fe,Cr)_xC_y$  zu erwarten wäre [48, 49]. Die Modellierungen über ThermoCalc hingegen ergaben, dass das Cr fast vollständig in reinen Cr-Karbidphasen vorliegen sollte, was äußerst kritisch zu hinterfragen ist.

#### **4.3.1.6. Diskussion der Ergebnisse der Restaustenit-Bestimmungen**

Generell ist zu sagen, dass bei allen gehärteten hochgekohten Stählen (PM-Stähle mit ca. 0,7 bzw. 1,0 Masse% C, S590 und 100Cr6) durch das Tiefkühlen der Werkstoffe eine Abnahme des Gehalts an Restaustenit hervorgerufen wurde, was durch die Erhöhung der Triebkraft für die Austenit-Martensit-Umwandlung zu begründen ist. Bei den niedriggekohten Stählen (PM-Stähle mit ca. 0,3 bzw. 0,5 Masse% C, 42CrMo4) hingegen ist dieser Effekt nicht signifikant aufgetreten, begründet durch die Tatsache, dass bereits bei den nicht tiefgekühlten Varianten ohnehin nur relativ geringe Gehalte an Restaustenit ermittelt wurden, in Folge des niedrigen C-Gehaltes.

Vergleicht man die Restaustenitgehalte der gehärteten Proben mit den der bei 150°C angelassenen Varianten, sind keine signifikanten Unterschiede zu erkennen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei der verwendeten Anlasstemperatur noch kein Zerfall der metastabilen  $\gamma$ -Phase eintrat, da die Stabilisierung durch den Martensit, trotz der reduzierten Kristallgitterspannungen (siehe die Koerzitivfeldstärkemessungen), noch ausreichend hoch war.

Weiterführend dazu wurde bei den nicht tiefgekühlten Varianten der PM-, 100Cr6- und 42CrMo4-Stähle durch den Anlassprozess bei 300°C bzw. 400°C eine deutliche Reduzierung

des Restaustenit-Gehalts erzielt. Die allgemeine Begründung hierzu ist, dass durch die fortschreitende Ausscheidung an Kohlenstoff aus dem Martensitgitter die vorherrschende tetragonale Verzerrung zunehmend aufgehoben wird, wodurch eine Volumensverringering der Phase eintritt. Dadurch werden die auf die  $\gamma$ -Phase wirkenden Druckspannung und damit dessen Stabilisierung stark reduziert.

Die entsprechenden Varianten des S590 zeigen im Vergleich dazu ein abweichendes Verhalten. Hier kommt es zu keinen signifikanten Veränderungen des Restaustenitgehalts durch die Anlassprozesse. Dies stimmt mit den Angaben aus der Literatur zum Anlaßverhalten von Schnellarbeitsstählen überein [43-44]. Von den Stahlherstellern wird für HSS auch ein 3-faches Anlassen bei  $T > 500^\circ\text{C}$  empfohlen (Böhler: Datenblatt S590), um den Restaustenit vollständig umzuwandeln.

Bei den gehärteten und niedrig angelassenen, nicht-tiefgekühlten PM-Stählen ist zu erkennen, dass die hochgekohten Varianten einen signifikant höheren Anteil an Restaustenit haben. Ursache für diesen aus der Literatur gut bekannten Effekt [46] ist die zunehmende Stabilisierung des Austenits durch den Kohlenstoff sowie die erhöhten Druckspannungen, welche durch die martensitische Expansion entstehen. Andererseits wird bei den höher angelassenen PM-Stählen eine weitestgehende Unabhängigkeit des Restaustenitgehalts vom C-Gehalt beobachtet, was erneut durch den eingetretenen Zerfall der metastabilen  $\gamma$ -Phase zu erklären ist.

Vor allem im Fall der Fe-Ni-C-Stähle ist ein sehr hoher Gehalt an Restaustenit detektiert worden. Dies kann wiederum durch das Legierungselement im Stahlbasispulver erklärt werden, da eine erhöhte Stabilisierung der  $\gamma$ -Phase durch das Ni eintritt.

Für die hochgekohten Fe-Cr-C-Stähle, den S590 und den 100Cr6, welche gehärtet und bei  $150^\circ\text{C}$  angelassen wurden, ist zu beobachten, dass eine Abhängigkeit des Restaustenitgehalts von der Austenitisierungstemperatur eintritt, wobei dieser mit steigender Härtungstemperatur zunimmt. Diese Erscheinung ist ebenfalls aus der Literatur bekannt [46] und kann durch die eintretende Kornvergrößerung, initiiert durch die höheren Glühtemperaturen, erklärt werden, wodurch eine bessere Stabilisierung der austenitischen Phase in Zuge der martensitischen Expansion verursacht wird. Des weiteren könnte auch die zunehmende Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit-Gitter durch die Temperaturerhöhung eine Rolle spielen, zumindest bei den im Mehrphasengebiet austenitisierten Materialien. Auf Grund dessen würden durch den zunehmenden Kohlenstoffgehalt der  $\gamma$ -Phase zum einen die charakteristischen Umwandlungstemperaturen, vor allem  $M_f$ , reduziert werden. Zum anderen würde durch die Erhöhung der Kohlenstoffkonzentration im Martensit ebenso die Volumenexpansion des Gitters zunehmen, wodurch gleichfalls eine zunehmende Stabilisierung des Austenits verursacht wird.

Darüber hinaus zeigen die Diagramme der bei  $300^\circ\text{C}$  bzw.  $400^\circ\text{C}$  angelassenen 100Cr6-Stähle, dass bei den höher austenitisierten Proben geringere Werte für den Restaustenit-Gehalt berechnet wurden. Eine mögliche Erklärung könnten hier die Ergebnisse der mecha-

nischen Härte bzw. der Koerzitivfeldstärke liefern. Dabei zeigte sich, dass auf Grund der Verwendung von höheren Austenitisierungstemperaturen deutlich mehr Kohlenstoff im Martensit gelöst ist. Zwar ist dadurch die Reinheit der Martensitphase geringer, zugleich aber dessen Massenanteil höher, wodurch in weiterer Folge das magnetische Sättigungsmoment dieser Proben höher sein könnte. Dadurch resultieren in den Berechnungen geringere Werte für den Restaustenitgehalt.

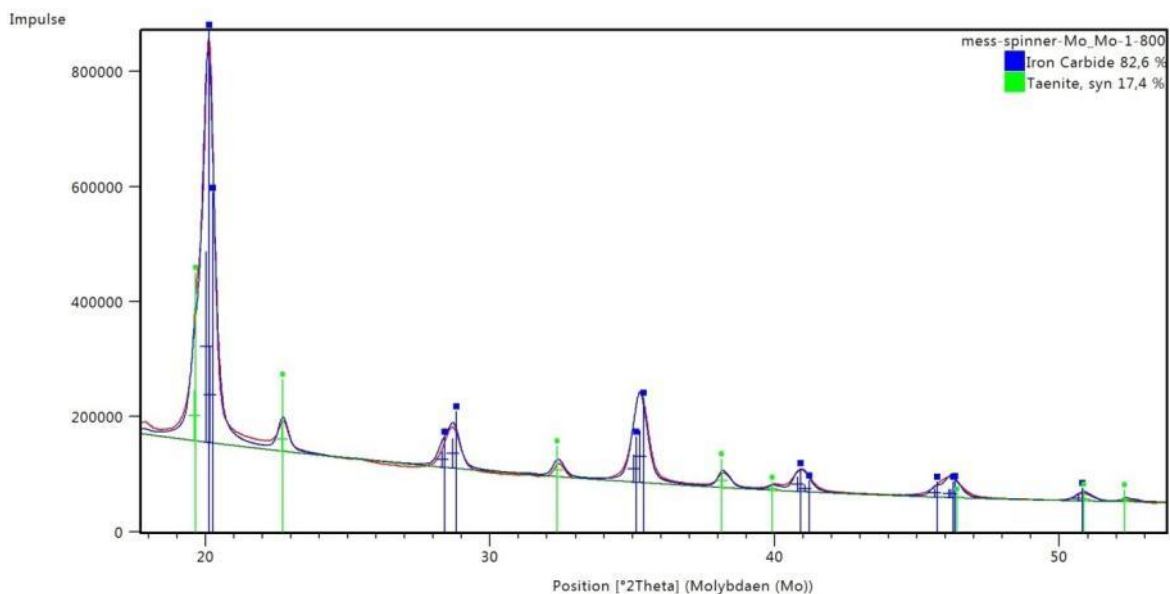
Beim Vergleich der unterschiedlichen Rechenmodelle zeigt sich deutlich, dass bei denjenigen Kalkulationen die höchsten Werte für den Gehalt an Restaustenit resultierten, bei denen das magnetische Sättigungsmoment des reinen Eisens als Bezugspunkt diente. Dieser Zusammenhang kommt durch die Fehlerquellen des entsprechenden Modells zu Stande, in dem auf Grund der Vernachlässigung sämtlicher Legierungselemente im Ferrit sowie der neben Ferrit und Restaustenit noch vorliegenden Phasen eine Überschätzung des Sättigungswertes der austenitfreien (Referenz)Probe eintritt. Es wird die Abnahme der Sättigung des Ferrits durch die Legierungselemente fälschlich auch als Restaustenit gewertet, wodurch sich die hohen RA-Gehalte ergeben. Für die gehärteten PM-, 100Cr6- und 42CrMo4-Stähle ist zu sagen, dass die niedrigsten Werte für den Restaustenit-Gehalt durch das Modell von Exner erhalten wurden, während die Berechnungen nach Maurer & Schroeter die höchsten Zahlen lieferten. Diese Ergebnisse kommen dadurch zustande, dass in dem besagten Rechenmodell von Exner der Abschwächungskoeffizient des gelösten Kohlenstoffs in der ferritischen Phase am höchsten gewählt wurde. Im Gegensatz dazu wurde bei Maurer & Schroeter auf Grund der Annahme, dass die Legierungselemente als Beimengungen betrachtet werden, welche keinen Einfluss auf die magnetischen Momente der Fe-Atome haben, sondern lediglich als „Verdünnung“ für die ferromagnetischen Atome wirken, der niedrigste Abschwächungskoeffizient für den Kohlenstoff eingeführt.

Andererseits wurden im S590 durch das Modell von Maurer & Schroeter die niedrigsten (sogar negative) Werte für den Gehalt an Restaustenit berechnet. Dies ist darauf zurückzuführen, dass vor allem der Abschwächungskoeffizient des Legierungselements Kobalt wohl deutlich zu hoch angenommen wird. Auf Grund der hohen Konzentrationen von Co in der martensitischen Phase nach den "ThermoCalc"-Rechnungen erfolgt eine deutliche Unterschätzung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits. Der empirische Abschwächungskoeffizient nach Exner hingegen ergab dabei, dass Co das magnetische Sättigungsmoment der ferritischen Phase sogar erhöht, was mit der Tatsache übereinstimmt, dass jene Legierungen, die die höchste magnetische Sättigung aufweisen, Fe-Co-Legierungen sind [47], wodurch die hohen Diskrepanzen zwischen diesen beiden Modellen resultieren. Nach den Berechnungen durch Hoselitz wurde die Anwesenheit von Co sogar ignoriert, da im gezeigten Literaturmodell der Effekt dieses Elements nicht publiziert wurde. Diese Resultate weisen darauf hin, dass die Wahl des entsprechenden Literaturmodells zur Näherung des magnetischen Sättigungsmoments von ferritischen Phasen stets als sehr kritisch betrachtet werden muss.

Im Fall der angelassenen Stähle (v.a. Fe-Ni-C-Stähle) wurden zum Teil negative Werte berechnet, sowohl bei den Modellen für gehärtete Stähle als auch beim Modell für gegläute Stähle. Dies kommt dadurch zu Stande, dass die angelassenen Proben weder gehärtet noch gegläht vorliegen, wodurch sich signifikante Abweichungen vom tatsächlichen und dem angenäherten Zustand ergeben. Bei der Anwendung der Modelle für gehärtete Stähle kann die Unterschätzung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits als Ursache für die negativen Werte angegeben werden, da anzunehmen ist, dass bei den angelassenen Stählen deutlich weniger Legierungselemente im Martensit gelöst sind als bei den gehärteten Varianten. Beim Modell für gegläute Stähle wurde mit hoher Wahrscheinlichkeit vor allem der Anteil an begleitenden nichtferromagnetischen Phasen (z.B. bei Fe-Ni-C-Stählen die kubisch-flächenzentrierte Fe-Ni-Phase) durch die Modellierung über "ThermoCalc" überschätzt, was wiederum zur Berechnung der negativen Werte führte. Auch dies bestätigt wieder die starke Abhängigkeit der Magnetmethode von der richtigen Ermittlung der Sättigung des Referenzmaterials.

### **4.3.2. Restaustenit-Bestimmung durch Röntgenbeugung**

An Hand der nachfolgenden Abbildung ist beispielhaft das Diffraktogramm des Mo 1,0-800-Stahls dargestellt. Alle weiteren aufgenommenen Röntgendiffraktogramme sind im Anhang zu finden.





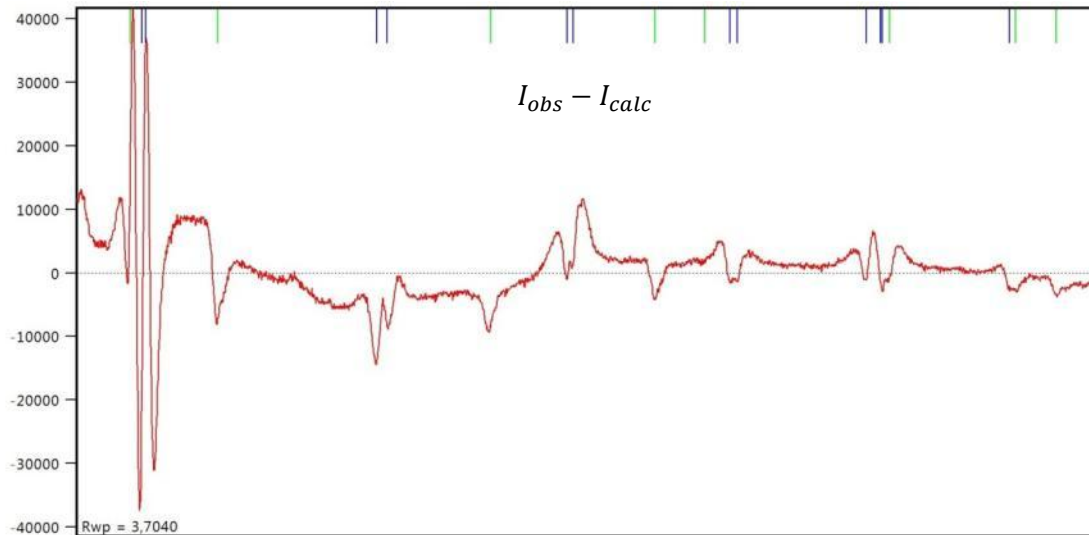


Abb.279: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Mo 1,0\_800-Stahls.

In der nachfolgenden Tabelle sind die Messdaten der Röntgenbeugungsmessungen aller untersuchten Varianten zusammengefasst.

Tab.22: Ergebnisse der Röntgenbeugungsmessungen.

Mo 1,0_800-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
Martensit	Tetragonal	I4/mmm	82,6
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	17,4
Mo 1,0_800+N2-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
Martensit	Tetragonal	I4/mmm	91,2
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	8,8
Mo 1,0_800_300-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	Im $\bar{3}$ m	98,2
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	1,8
Mo 1,0_800_400-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	Im $\bar{3}$ m	100
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	0
Cr 1,0_800-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
Martensit	tetragonal	I4/mmm	91,4
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	8,6
Cr 1,0_800+N2-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
Martensit	tetragonal	I4/mmm	93,2
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	Fm $\bar{3}$ m	6,8
Cr 1,0_800_300-Stahl			
Phase	Kristallstruktur	Raumgruppe	Massenanteil [Masse%]
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	Im $\bar{3}$ m	99,3

$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	0,7
<b>Cr 1,0_800_400-Stahl</b>			
<b>Phase</b>	<b>Kristallstruktur</b>	<b>Raumgruppe</b>	<b>Massenanteil [Masse%]</b>
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	$Im\bar{3}m$	98,7
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	1,3
<b>Ni 1,0_800-Stahl</b>			
<b>Phase</b>	<b>Kristallstruktur</b>	<b>Raumgruppe</b>	<b>Massenanteil [Masse%]</b>
Martensit	tetragonal	$I4/mmm$	70,8
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	29,2
<b>Ni 1,0_800+N2-Stahl</b>			
<b>Phase</b>	<b>Kristallstruktur</b>	<b>Raumgruppe</b>	<b>Massenanteil [Masse%]</b>
Martensit	tetragonal	$I4/mmm$	88,5
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	11,5
<b>Ni 1,0_800_300-Stahl</b>			
<b>Phase</b>	<b>Kristallstruktur</b>	<b>Raumgruppe</b>	<b>Massenanteil [Masse%]</b>
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	$Im\bar{3}m$	97,2
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	2,8
<b>Ni 1,0_800_400-Stahl</b>			
<b>Phase</b>	<b>Kristallstruktur</b>	<b>Raumgruppe</b>	<b>Massenanteil [Masse%]</b>
$\alpha$ -Eisen	Kubisch	$Im\bar{3}m$	100
$\gamma$ -Eisen	Kubisch	$Fm\bar{3}m$	0

#### **4.3.2.1. Diskussion der Ergebnisse der Röntgenbeugungsmessungen**

An Hand der angeführten Daten wird ersichtlich, dass analog zu den Ergebnissen der magnetischen Messungen bei den gehärteten und dann tiefgekühlten Proben eine deutliche Reduzierung des Restaustenit-Gehalts ermittelt wurde. Überraschend allerdings ist, dass dieser Effekt bei den Mo- und Ni-Stählen ausgeprägter ist als bei den Cr-Stählen, da Cr das Beständigkeitsgebiet des Austenits einschnürt, wodurch die  $M_s$ - und  $M_f$ -Temperatur zusammengeschieben wird [43]. Allerdings wurde durch die magnetische Methode der gleiche Zusammenhang berechnet, wodurch diese Ergebnisse bestätigt wurden. Eine Ursache könnte sein, dass durch den niedrigen Anteil des Restaustenits in den nicht-tiefgekühlten Stählen die Stabilisation der  $\gamma$ -Phase durch den Martensit besonders hoch ist, wodurch die vergleichsweise niedrigen Umsätze durch das Tiefkühlen resultieren. Des Weiteren zeigt sich auch bei dieser Analyse, dass sich bei den Ni 1,0\_800-Stählen die höchsten Werte für den Restaustenitgehalt ergaben.

Darüber hinaus ergaben die Messungen, dass durch den Anlassprozess eine deutliche Reduzierung des Massenanteils der metastabilen  $\gamma$ -Phase erzielt wurde. Allerdings konnten bei diesen Varianten keine signifikanten Signale detektiert werden, welche auf die Anwesenheit von Karbiden schließen lassen, was für die angelassenen Stähle eigentlich zu erwarten wäre. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass die vorliegenden Karbidphasen zu klein sind und somit nicht detektiert werden können.

Aus den "ThermoCalc"-Rechnungen wird ersichtlich, dass im Gleichgewichtszustand der Fe-Ni-C-Stähle eine stabile Austenit-Phase vorliegt. Beim Anlassen dieser Stähle könnte es vor allem bei hohen Temperaturen zur Ausbildung dieser Phase kommen, wobei beachtet werden muss, dass diese durch Röntgenbeugungsmessungen vom Restaustenit nicht differenziert werden kann. Allerdings zeigen die Ergebnisse der Röntgenbeugungen, dass bei den bei 400°C angelassenen Stählen keinerlei Austenit detektiert wurde. Dies könnte dadurch erklärt werden, dass bei den gewählten Temperaturen die Triebkraft für die Einstellung des Gleichgewichts zu niedrig ist, wodurch es nicht zur Ausbildung der stabilen Austenit-Phase kommt.

### 4.3.3. Vergleich der magnetischen und der Röntgenbeugungsmethode

In der folgenden Tabelle sind die Ergebnisse der magnetischen Messungen und jene der Röntgenbeugungsmessungen gegenübergestellt.

$RA_{Fe}$ : Restaustenitgehalt berechnet über Formel 5 [Masse%]

$RA_{M\&S}^H$ : Restaustenitgehalt berechnet über das Modell für gehärtete Stähle (Formel 33, Maurer&Schroeter zur Näherung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits) [Masse%]

$RA_E^H$ : Restaustenitgehalt berechnet über das Modell für gehärtete Stähle (Formel 33, Exner zur Näherung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits) [Masse%]

$RA_H^H$ : Restaustenitgehalt berechnet über das Modell für gehärtete Stähle (Formel 33, Hoselitz zur Näherung des magnetischen Sättigungsmoments des Martensits) [Masse%]

$RA_T^G$ : Restaustenitgehalt berechnet über das Modell für geglühte Stähle (Formel 36)

$RA_R$ : Restaustenitgehalt berechnet über die Rietveldmethode

**Tab.23: Ergebnisse für den  $\gamma$ -Gehalt der magnetischen und der Röntgenbeugungsmessungen.**

Mo 1,0_800-Stahl					
Magnetische Messungen				Röntgenbeugungsmessungen	
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
19,67	17,03	10,05	14,13	17,40	
Mo 1,0_800+N2-Stahl					
Magnetische Messungen				Röntgenbeugungsmessungen	
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
10,29	7,48	-0,31	4,23	8,80	
Mo 1,0_800_300-Stahl					
Magnetische Messungen				Röntgenbeugungsmessungen	
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
8,91	5,50	6,07	-1,85	2,77	1,80
Mo 1,0_800_400-Stahl					

Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
9,35	5,95	6,51	-1,36	3,23	0
<b>Cr 1,0_800-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
17,37	13,70	9,25	11,31	8,60	
<b>Cr 1,0_800+N2-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
12,89	9,09	4,40	6,57	6,80	
<b>Cr 1,0_800_300-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
12,27	7,39	8,45	3,72	5,91	0,70
<b>Cr 1,0_800_400-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
12,27	7,39	8,45	3,72	5,91	1,30
<b>Ni 1,0_800-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
32,56	28,26	24,08	27,18	29,20	
<b>Ni 1,0_800+N2-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]	
14,53	9,19	3,88	7,82	11,50	
<b>Ni 1,0_800_300-Stahl</b>					
Magnetische Messungen					Röntgenbeugungs- messungen

$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
8,54	-2,33	2,86	-2,83	1,39	2,80
<b>Ni 1,0_800_400-Stahl</b>					
<b>Magnetische Messungen</b>					<b>Röntgenbeugungs- messungen</b>
$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]	$RA_R$ [Masse%]
9,24	-1,61	3,59	-2,05	2,14	0

In der folgenden Tabelle werden beispielhaft die Restaustenitgehalte in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur gezeigt. Für die Fe-Cr-C-Stähle erfolgt dabei die Präsentation der Ergebnisse sämtlicher Literaturmodelle der magnetischen Methode. Bei den Fe-Mo-C- und Fe-Ni-C-Stählen werden in der magnetischen Methode lediglich die Ergebnisse des Modells nach Hoselitz dargestellt.

**Tab.24: Abhängigkeit des Restaustenitgehalts von der verwendeten Anlasstemperatur. Magne-  
messungen gegenüber Röntgendiffraktion**

<b>Cr 1,0_800-Stahl</b>			
<b>Methode</b>	<b>RA-Gehalt (gehärtet) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 300°) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 400°C) [Masse%]</b>
$RA_{Fe}$	17,37	12,27	12,27
$RA_{M\&S}^H$	13,70	8,45	8,45
$RA_E^H$	9,25	3,72	3,72
$RA_H^H$	11,31	5,91	5,91
$RA_T^G$	-	7,39	7,39
$RA_R$	8,60	0,70	1,30
<b>Mo 1,0_800-Stahl</b>			
<b>Methode</b>	<b>RA-Gehalt (gehärtet) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 300°) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 400°C) [Masse%]</b>
$RA_H^H$	14,13	2,77	3,23
$RA_R$	17,40	1,80	0
<b>Ni 1,0_800-Stahl</b>			
<b>Methode</b>	<b>RA-Gehalt (gehärtet) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 300°) [Masse%]</b>	<b>RA-Gehalt (angelassen bei 400°C) [Masse%]</b>
$RA_H^H$	27,18	1,39	2,14
$RA_R$	29,20	2,80	0

Aus den angeführten Werten wird deutlich, dass keine vollständige Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der magnetischen Messungen und den erhaltenen Werten der Röntgenbeugungen berechnet wurde. Dies kann dadurch erklärt werden, dass beide Methoden mit diversen Fehlerquellen behaftet sind.

Generell ist aber zu sagen, dass durch die Verwendung der Literaturmodelle im Zuge der magnetischen Methode tendenziell (v.a. bei den angelassenen Stählen) eine deutliche Annäherung der Resultate an die Ergebnisse der Röntgenbeugungsmessungen erzielt werden konnte. Im Gegensatz dazu weichen nämlich die Ergebnisse in einem größeren Ausmaß voneinander ab, sofern Formel 5 für die magnetischen Berechnungen zum Einsatz kommt. Die erzielte Übereinstimmung der Ergebnisse zwischen magnetischer Methode und Röntgenbeugung hängt signifikant davon ab, welches Literaturmodell bei ersterer verwendet wurde.

Bei den gehärteten Fe-Mo-C- und Fe-Ni-C-Stählen ist zu sagen, dass sich die größten Differenzen zwischen Magnetmessung und Röntgendiffraktion ergeben, falls bei ersterer für die Referenz das Modell nach Exner zum Einsatz kommt. Im Fall der Fe-Cr-C-Stähle hingegen ist die Übereinstimmung dann am besten, wenn das Literaturmodell von Exner in der magnetischen Methode zum Einsatz kommt. Dabei ist es sehr schwierig, die Gründe festzustellen, welche zu einer guten bzw. schlechten Übereinstimmung der Resultate beider Methoden führen, da sowohl die magnetische Methode als auch die Röntgenbeugungen mit verschiedenen Fehlerquellen behaftet sind.

## 5. Zusammenfassung

Im Mittelpunkt der vorliegenden Arbeit stand die Quantifizierung des Restaustenits in pulvermetallurgischen und schmelzmetallurgischen legierten Stählen durch Messung der magnetischen Sättigung. Da der Restaustenit in diesem Fall aus dem Vergleich des an der jeweiligen Probe gemessenen Werts mit einem Referenzwert, der Sättigung einer äquivalenten austenitfreien Probe, ermittelt wird, ist die exakte Bestimmung dieses Referenzwerts eine wesentliche Voraussetzung für sinnvolle Messungen. Hierzu diente zum einen die näherungsweise Ermittlung des magnetischen Sättigungsmoments von ferritischen bzw. martensitischen Phasen. Zum anderen wurde in den späteren Berechnungen zwischen Modellen für gehärtete Stähle und Modellen für geglühte Stähle differenziert. Des Weiteren wurden verfeinerte Formeln präsentiert, wobei die beschriebenen Literaturmodelle mit theoretischen Simulationen der Software "ThermoCalc" kombiniert wurden, wodurch die Anzahl der Fehlerquellen auf theoretischer Ebene reduziert werden sollten.

Durch die durchgeführten unterstützenden Charakterisierungsverfahren wie der Messung von Makro- und Mikrohärtigkeit sowie der Koerzitivfeldstärke wurde zum einen eine Qualitätssicherung der Stähle gewährleistet. Zum anderen konnten die Ergebnisse dieser Verfahren dazu verwendet werden um die Berechnungen des Restaustenitgehalts zu verifizieren.

Für den Vergleich von unterschiedlichen Methoden zur Ermittlung der magnetischen Sättigung für die Referenzmaterialien wurden stichprobenartig Versuche am Röntgendiffraktometer durchgeführt und mit den Ergebnissen der magnetischen Methode verglichen. Es zeigte sich, dass eine vollständige Übereinstimmung für den berechneten Restaustenitgehalt zwischen beiden Methoden nicht gegeben war. Die Abweichungen waren vor allem bei den angelassenen Stählen dann sehr groß, wenn für die Quantifizierung des Restaustenits das magnetische Sättigungsmoment der Probe auf den Sättigungswert des reinen Eisens bezogen wurde. Allerdings muss erwähnt werden, dass durch die Verwendung der Literaturmodelle der magnetischen Methode eine deutlich bessere Anpassung der Resultate an jene der Röntgenbeugungen erzielt werden konnte, als wenn Reineisen als Referenz verwendet wurde.

Bei der magnetischen Methode zeigte sich für die unterschiedlichen Literaturmodelle als essentielle Voraussetzung, dass bei der Angabe des Gehalts an Restaustenit stets anzugeben ist, welches Modell verwendet wurde, da auf Grund der unterschiedlichen Abschwächungskoeffizienten der Legierungselemente große Abweichungen auftreten können (v.a. Schnellarbeitsstahl S590). Diese angesprochenen Abweichungen korrelieren mit der chemischen Zusammensetzung des Systems, da die Unterschiede in den Abschwächungskoeffizienten der einzelnen Elemente stark variieren. Besonders bei der Anwesenheit von Kohlenstoff bzw. von Kobalt ergeben sich hohe Differenzen. Enthält der zu untersuchende Stahl Kobalt als Legierungselement, so empfiehlt es sich, das Modell nach Exner zu verwenden, um das magnetische Sättigungsmoment von ferritischen/martensitischen Phasen anzunähern. Während Hoselitz vorhandenes Kobalt nicht berücksichtigt, kommt bei Maurer &

Schroeter der Abschwächungskoeffizient des Kobalts nur durch die Reduzierung des Massenanteils an Eisen zustande. Im Gegensatz dazu zeigten empirische Untersuchungen nach Exner vollkommen andere Zusammenhänge, welche sogar zu einer Erhöhung des magnetischen Sättigungswertes der Eisen-Phase durch Co führen. Bei hochgekohten Stählen sind die Abweichungen zwischen den unterschiedlichen Modellen auf Grund des stark variierenden Abschwächungskoeffizienten des Kohlenstoffes sehr groß. Gerade hier ist es essentiell, die Unterschiede zwischen den Modellen zu berücksichtigen.



## 6. Literaturverzeichnis

- [1] H. Berns: *Geschichte des Härstens*. Härterei Gerster AG, Egerkingen (2002)
- [2] G. Parrish: *Carburizing: Microstructures and Properties*, ASM, Materials Park OH (1999)
- [3] B.G. Teubner: *Einführung in die DIN-Normen*, Beuth Verlag Berlin Wien Zürich, 13. (2001)
- [4] <https://de.wikipedia.org/wiki/Eisen-Kohlenstoff-Diagramm>, am 2.6.2017
- [5] J. Gobrecht: *Werkstofftechnik-Metalle*, Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH München, 3.Auflage (2009)
- [6] B. Arnold: *Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure*, Springer Verlag Berlin-Heidelberg (2013)
- [7] Höganäs Handbook for Sintered Components Vol.6 "*Metallography*". Höganäs AB, Höganäs (1999)
- [8] H. Oettel, H. Schumann: *Metallographie*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KG, Weinheim, 15.Auflage (2011)
- [9] S. Roeren: *Komplexitätsvariable Einflussgrößen für die bauteilbezogene Struktursimulation thermischer Fertigungsprozesse*, Forschungsberichte IWB Herbert Utz Verlag München, Band 206 (2006)
- [10] W.D. Callister, D.G. Rethwisch: *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik-Eine Einführung*, Wiley-VHC Verlag GmbH & Co. KGaA, 1. Auflage, 2013
- [11] H.P. Hougardy: *Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle-Eine Einführung*, Düsseldorf Verlag: Stahleisen, 2. Auflage (1990)
- [12] U. Dilthey: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2- Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, Springer Verlag Berlin-Heidelberg, 3.Auflage (2005)
- [13] R. Poprawe: *Lasertechnik für die Fertigung*, Springer Verlag Berlin Heidelberg (2005)
- [14] A. Böge, W. Böge: *Handbuch Maschinenbau-Grundlagen und Anwendung der Maschinenbautechnik*, Springer Vieweg, 23. Auflage (2014)
- [15] H. Worch, W. Pompe, W. Schatt: *Werkstoffwissenschaft*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 10.Auflage (2011)
- [16] S. Decker: *Entwicklung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften eines Mg-PSZ-partikelverstärkten TRIP-Matrix-Composits während Spark Plasma Sintering*, Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg (2015)
- [17] H. Berns, W. Theisen : *Eisenwerkstoffe-Stahl und Gusseisen*, Springer Verlag Berlin-Heidelberg, 4. Auflage (2013)
- [18] W. Weißbach, M. Dahms, C Jaroschek: *Werkstoffkunde-Strukturen, Eigenschaften und Prüfung*, Springer Vieweg, 19. Auflage (2015)
- [19] G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, R.E. Nad : *Magnetic properties of sintered iron-The influence of porosity on the magnetic properties of sintered iron*, powder metallurgy international vol.15, no.4 (1983), S.173-177
- [20] G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, G. Eder: *Magnetic Properties of Sintered Fe-P Materials*, powder metallurgy international vol.16, no.6 (1984), S.264-267

- [21] G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, H. Wibbeler, W. Schatt: *Sintering Behaviour, Mechanical and Magnetic Properties of Sintered Fe-Si Materials*, The international Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology vol.20, no.4 (1984), S.287-300
- [22] J.C. Whitaker : *The Electronics Handbook*, Taylor & Francis Group, LLC, 2. Auflage (2005)
- [23] H.E.Exner: *Magnetische Bestimmung von Gefügebestandteilen*. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben (1960)
- [24] F.Stäblein, K. Schroeter: *Die Bestimmung des Austenitgehalts durch Messung des magnetischen Sättigungswertes und die Vorgänge beim Anlassen gehärteter Stähle*, Stahl und Eisen, Heft 26 (1929), S.929-940
- [25] R.M. Bozorth: *Ferromagnetism*, D. van Nostrand Company Inc, New York (1961)
- [26] K. Hoselitz: *The Physical Examination in Metals*, ed. B. Chalmers and A.G. Quarrell, Arnold London, 2. Auflage (1960)
- [27] L. Zhao, N.H. van Dijk, E. Brück, J. Sietsma, S. van der Zwaag: *Magnetic and x-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP-steels*, Material Science and Engineering Magnetic (2001) S.145-152
- [28] F.E. Luborsky, J.D. Livingston, G.Y.Gin: *Magnetic Properties of Metals and Alloys*, Physical Metallurgy 4. edition (1996), S.2501-2565
- [29] C. Ajus, S.S.M. Travares, M.R. Silva, R.R.A. Corte: *Magnetic properties and retained austenite quantification in SAE 4340 steel*, Revista Materia vol.14, no.3 (2009), S.993-999
- [30] S.S.M. Travares, D. Fruchart, S. Miraglia, D. Laborie: *Magnetic properties of an AISI 420 martensitic stainless steel*, Journal of Alloys and Compounds 312 (2000), S.307-314
- [31] ASTM E 975-03: *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*, Physical Testing Standards and Mechanical Testing Standards (2008)
- [32] C.F. Jaczak, J.A. Larson, S.W. Shin : *Retained Austenite and its Measurements Utilizing X-Ray Diffraction*, Manual SP-452, SAE (Society of Automotive Engineers) Technical Paper 800426 (1979)
- [33] K. Tamaru, S. Sekito: *On the quantitative determination of retained austenite in quenched steels*, Science reports of the Tohoku Imperial University 20 (1931), S. 312
- [34] F.S. Gardner, M. Cohan, D.P. Anita: *Quantitative determination of retained austenite by x-rays*, American institute mining and metallurgical engineers, Iron Steel Div. 154 (1943), S. 306
- [35] B.L. Averbach, M. Cohen: *X-Ray Determination of Retained Austenite by Integrated Intensities*, Metals Technology 15 (1948), S.1
- [36] K. Hradil, A. Avakemian, M. Dlapka, Ch. Gierl-Mayer, H. Danninger : *Röntgenographische Analyse von Restaustenit-Gehalten an pulvermetallurgisch hergestellten Stählen*, HTM- Journal of Heat Treatment and Materials vol.68 (2013), S. 267-273
- [37] H. Carvalho Ferreira, F.J. Martins Boratto, V. Tadeu Lopes Bueno: *Determination of low levels of retained austenite in low-carbon high-manganese steel using X-ray diffraction*, Material Science & Engineering A 628 (2015), S. 110-115
- [38] H.M. Rietveld: *A profile refinement method for nuclear and magnetic structures*, J.Appl. Cryst.2 (1969), S.65

- [39] R.A.Young: *The Rietveld Method*, Oxford University Press NewYork, 1. Auflage 2002.
- [40] Werkstoffdatenblatt-Voegelinag: 42CrMo4
- [41] Werkstoffdatenblatt-Deutsche Edelstahlwerke: 100Cr6
- [42] Werkstoffdatenblatt-Böhler: S590. Böhler Edelstahl GmbH, Kapfenberg
- [43] G.Krauss: *Steels-Heat Treatment and Processing Principles*, ASM, Materials Park OH (1990)
- [44] G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy: *Tool Steels*, ASM, Materials Park OH, 5. Auflage (1998)
- [45] Produktbeschreibung-Foerster: Foerster Koerzimat 1.096
- [46] G.Krauss: *Principles of Heat Treatment of Steel*. ASM, Materials Park OH (1980)
- [47] K.Nitzsche, H.J.Ullrich: *Funktionswerkstoffe der Elektrotechnik und Elektronik*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1985) S.334]
- [48] G.V. Raynor, V.G. Rivlin: *Phase Equilibria of Ternary Iron Alloys – Part 4*. The Institute of Metals, London (1988)
- [49] G.V. Raynor, V.G. Rivlin: *Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys*, Advanced Materials vol.2, no.1 (1990) S.58-59

## 7. Anhang

### 7.1. Rohdaten der unterstützenden Analysemethoden

#### 7.1.1. Ergebnisse für den E-Modul

Tab.25: E-Modul der pulvermetallurgischen Proben.

Probe	1. E [GPa]	2. E [GPa]	3. E [GPa]	4. E [GPa]	5. E [GPa]	$\bar{E}$ [GPa]	$\sigma_E$ [GPa]
Mo 0,3	161,48	161,47	161,47	161,47	161,48	161,474	0,005
Mo 0,5	162,61	162,61	162,62	162,62	162,62	162,616	0,005
Mo 0,7	160,2	160,21	160,21	160,21	160,21	160,208	0,004
Mo 1,0	167,38	167,38	167,38	167,38	167,38	167,380	0,000
Cr 0,3	168,48	168,48	168,48	168,48	168,48	168,480	0,000
Cr 0,5	163,06	163,06	163,06	163,06	163,06	163,060	0,000
Cr 0,7	166,36	166,37	166,37	166,37	166,37	166,368	0,004
Cr 1,0	164,96	164,96	164,97	164,97	164,96	164,964	0,005
Ni 0,3	146,01	146,02	146,02	146,02	146,02	146,018	0,004
Ni 0,5	142,15	142,15	142,15	142,15	142,15	142,150	0,000
Ni 0,7	142,39	142,39	142,39	142,39	142,39	142,390	0,000
Ni 1,0	142,22	142,22	142,22	142,22	142,22	142,220	0,000

#### 7.1.2. Ergebnisse für die elektrische Leitfähigkeit

##### 7.1.2.1. Nicht wärmebehandelte Proben

Tab.26: spezifische, elektrische Leitfähigkeit der unbehandelten Proben.

Probe	R(+) [ $\Omega$ ]	R(-) [ $\Omega$ ]	$\bar{R}$ [ $\Omega$ ]	$\sigma$ [1/ $\Omega$ ]	$\sigma_s$ [m/(R*mm <sup>2</sup> )]
Mo 0,3	7,77E-05	7,79E-05	7,78E-05	12853	10,31
Mo 0,5	8,43E-05	8,34E-05	8,39E-05	11926	9,78
Mo 0,7	9,13E-05	9,33E-05	9,23E-05	10834	9,35
Mo 1,0	9,48E-05	9,53E-05	9,51E-05	10521	8,45
Cr 0,3	1,15E-04	1,15E-04	1,15E-04	8696	7,66
Cr 0,5	1,07E-04	1,08E-04	1,08E-04	9298	8,23
Cr 0,7	1,07E-04	1,08E-04	1,07E-04	9307	8,26
Cr 1,0	1,11E-04	1,13E-04	1,12E-04	8937	7,85
Ni 0,3	1,32E-04	1,32E-04	1,32E-04	7570	6,25
Ni 0,5	1,39E-04	1,38E-04	1,38E-04	7231	5,89
Ni 0,7	1,41E-04	1,41E-04	1,41E-04	7087	5,65
Ni 1,0	1,52E-04	1,52E-04	1,52E-04	6568	5,26
42CrMo4	8,27E-05	8,44E-05	8,36E-05	11968	7,99
100Cr6	8,26E-05	8,33E-05	8,30E-05	12055	10,24

##### 7.1.2.2. Gehärtete Proben

Tab.27: spezifische elektrische Leitfähigkeit der gehärteten Proben.

Austenitisierungstemperatur=800°C					
Probe	R(+) [ $\Omega$ ]	R(-) [ $\Omega$ ]	$\bar{R}$ [ $\Omega$ ]	$\sigma$ [1/ $\Omega$ ]	$\sigma_s$ [m/(R*mm <sup>2</sup> )]
Mo 0,3_800	3,03E-05	3,26E-05	3,15E-05	31797	12,43
Mo 0,5_800	3,82E-05	4,08E-05	3,95E-05	25316	10,60

Mo 0,7_800	5,17E-05	5,10E-05	5,14E-05	19474	8,05
Mo 1,0_800	6,99E-05	7,10E-05	7,05E-05	14194	5,90
Mo 0,3_800+N2	3,16E-05	3,14E-05	3,15E-05	31746	12,85
Mo 0,5_800+N2	3,67E-05	3,72E-05	3,70E-05	27064	10,59
Mo 0,7_800+N2	5,20E-05	5,27E-05	5,24E-05	19102	7,70
Mo 1,0_800+N2	6,94E-05	7,02E-05	6,98E-05	14327	5,78
Cr 0,3_800	3,56E-05	3,56E-05	3,56E-05	28090	9,54
Cr 0,5_800	5,20E-05	5,32E-05	5,26E-05	19011	7,58
Cr 0,7_800	6,01E-05	6,20E-05	6,11E-05	16380	7,34
Cr 1,0_800	6,27E-05	6,27E-05	6,27E-05	15949	5,39
Cr 0,3_800+N2	3,64E-05	3,55E-05	3,60E-05	27816	9,51
Cr 0,5_800+N2	5,15E-05	5,23E-05	5,19E-05	19268	8,49
Cr 0,7_800+N2	6,15E-05	6,26E-05	6,21E-05	16116	6,89
Cr 1,0_800+N2	6,18E-05	6,32E-05	6,25E-05	16000	5,26
Ni 0,3_800	5,18E-05	5,35E-05	5,27E-05	18993	6,91
Ni 0,5_800	6,19E-05	6,17E-05	6,18E-05	16181	6,24
Ni 0,7_800	7,20E-05	7,24E-05	7,22E-05	13850	5,39
Ni 1,0_800	9,04E-05	9,18E-05	9,11E-05	10977	4,15
Ni 0,3_800+N2	4,98E-05	4,98E-05	4,98E-05	20080	8,23
Ni 0,5_800+N2	6,19E-05	6,30E-05	6,25E-05	16013	6,37
Ni 0,7_800+N2	7,15E-05	7,26E-05	7,21E-05	13879	5,33
Ni 1,0_800+N2	8,42E-05	8,47E-05	8,45E-05	11841	4,66
42CrMo4_800	9,60E-05	9,72E-05	9,66E-05	10352	5,00
42CrMo4_800+N2	9,94E-05	9,72E-05	1,00E-04	9990	5,53
100Cr6_800	1,19E-04	1,19E-04	1,19E-04	8418	4,92
100Cr6_800+N2	1,18E-04	1,18E-04	1,18E-04	8478	4,61
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>R(+) [Ω]</b>	<b>R(-) [Ω]</b>	<b><math>\bar{R}</math> [Ω]</b>	<b><math>\sigma</math> [1/Ω]</b>	<b><math>\sigma_s</math> [m/(R*mm<sup>2</sup>)]</b>
Mo 0,3_850	3,05E-05	3,10E-05	3,08E-05	32520	11,89
Mo 0,5_850	3,96E-05	3,98E-05	3,97E-05	25189	10,04
Mo 0,7_850	4,87E-05	5,01E-05	4,94E-05	20243	8,00
Mo 1,0_850	7,18E-05	7,29E-05	7,24E-05	13822	5,60
Mo 0,3_850+N2	3,50E-05	3,60E-05	3,55E-05	28169	12,00
Mo 0,5_850+N2	3,87E-05	3,94E-05	3,91E-05	25608	10,37
Mo 0,7_850+N2	5,32E-05	5,57E-05	5,45E-05	18365	7,39
Mo 1,0_850+N2	7,02E-05	7,17E-05	7,10E-05	14094	5,62
Cr 0,3_850	4,61E-05	4,63E-05	4,62E-05	21645	9,25
Cr 0,5_850	5,57E-05	5,66E-05	5,62E-05	17809	7,91
Cr 0,7_850	6,84E-05	6,93E-05	6,89E-05	14524	6,37
Cr 1,0_850	8,33E-05	8,35E-05	8,34E-05	11990	5,25
Cr 0,3_850+N2	4,20E-05	4,30E-05	4,25E-05	23529	9,64
Cr 0,5_850+N2	5,54E-05	5,57E-05	5,56E-05	18002	7,64
Cr 0,7_850+N2	6,61E-05	6,61E-05	6,61E-05	15129	6,26
Cr 1,0_850+N2	8,52E-05	8,55E-05	8,54E-05	11716	4,97
Ni 0,3_850	5,15E-05	5,03E-05	5,09E-05	19646	7,51
Ni 0,5_850	6,26E-05	6,29E-05	6,28E-05	15936	6,53
Ni 0,7_850	7,36E-05	7,36E-05	7,36E-05	13587	5,37
Ni 1,0_850	9,35E-05	9,35E-05	9,35E-05	10695	4,21

Ni 0,3_850+N2	4,94E-05	4,95E-05	4,95E-05	20222	7,54
Ni 0,5_850+N2	6,20E-05	6,24E-05	6,22E-05	16077	6,11
Ni 0,7_850+N2	7,26E-05	7,28E-05	7,27E-05	13755	5,26
Ni 1,0_850+N2	8,53E-05	8,50E-05	8,52E-05	11744	4,44
42CrMo4_850	7,76E-05	7,76E-05	7,76E-05	12887	5,12
42CrMo4_850+N2	7,22E-05	7,23E-05	7,23E-05	13841	5,16
100Cr6_850	8,71E-05	8,57E-05	8,64E-05	11574	4,46
100Cr6_850+N2	6,92E-05	6,51E-05	6,72E-05	14886	4,55
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>R(+) [Ω]</b>	<b>R(-) [Ω]</b>	<b><math>\bar{R}</math> [Ω]</b>	<b><math>\sigma</math> [1/Ω]</b>	<b><math>\sigma_s</math> [m/(R*mm<sup>2</sup>)]</b>
Mo 0,3_900	2,90E-05	3,30E-05	3,10E-05	32258	12,80
Mo 0,5_900	3,60E-05	3,75E-05	3,68E-05	27211	10,66
Mo 0,7_900	5,10E-05	5,20E-05	5,15E-05	19417	7,73
Mo 1,0_900	7,20E-05	7,22E-05	7,21E-05	13870	5,35
Mo 0,3_900+N2	3,20E-05	3,31E-05	3,26E-05	30722	13,03
Mo 0,5_900+N2	4,02E-05	4,05E-05	4,04E-05	24783	9,78
Mo 0,7_900+N2	5,53E-05	5,40E-05	5,47E-05	18298	7,59
Mo 1,0_900+N2	7,20E-05	7,15E-05	7,18E-05	13937	5,76
Cr 0,3_900	4,86E-05	4,92E-05	4,89E-05	20450	9,05
Cr 0,5_900	5,30E-05	5,50E-05	5,40E-05	18519	8,14
Cr 0,7_900	6,55E-05	6,66E-05	6,61E-05	15140	6,38
Cr 1,0_900	8,88E-05	9,04E-05	8,96E-05	11161	4,81
Cr 0,3_900+N2	4,66E-05	4,67E-05	4,67E-05	21436	8,93
Cr 0,5_900+N2	5,30E-05	5,50E-05	5,40E-05	18519	7,65
Cr 0,7_900+N2	7,01E-05	7,15E-05	7,08E-05	14124	6,25
Cr 1,0_900+N2	8,31E-05	8,42E-05	8,37E-05	11955	5,05
Ni 0,3_900	5,28E-05	5,28E-05	5,28E-05	18939	7,53
Ni 0,5_900	5,95E-05	6,16E-05	6,06E-05	16515	6,27
Ni 0,7_900	7,80E-05	7,64E-05	7,72E-05	12953	4,95
Ni 1,0_900	9,24E-05	9,34E-05	9,29E-05	10764	4,29
Ni 0,3_900+N2	5,20E-05	5,20E-05	5,20E-05	19231	7,50
Ni 0,5_900+N2	6,20E-05	6,27E-05	6,24E-05	16038	6,24
Ni 0,7_900+N2	7,35E-05	7,53E-05	7,44E-05	13441	5,31
Ni 1,0_900+N2	8,93E-05	9,09E-05	9,01E-05	11099	4,25
42CrMo4_900	4,92E-05	4,92E-05	4,92E-05	20325	5,31
42CrMo4_900+N2	6,23E-05	6,22E-05	6,23E-05	16064	5,25
100Cr6_900	7,75E-05	7,85E-05	7,80E-05	12821	4,34
100Cr6_900+N2	8,87E-05	8,87E-05	8,87E-05	11274	4,72

### 7.1.3. Ergebnisse für die mechanische Härte

#### 7.1.3.1. Ergebnisse für die Makrohärte

##### 7.1.3.1.1. Nicht wärmebehandelte Proben

Tab.28: Makrohärte HV10 der unbehandelten Proben.

Probe	1. HV10	2. HV10	3. HV10	$\bar{HV10}$	$\sigma_{HV10}$
Mo 0,3	122	128	123	124	3
Mo 0,5	159	165	163	162	2
Mo 0,7	180	182	179	180	2

Mo 1,0	186	188	189	188	1
Cr 0,3	100	106	102	103	2
Cr 0,5	160	161	151	157	4
Cr 0,7	194	191	197	194	2
Cr 1,0	268	248	242	253	11
Ni 0,3	123	126	120	123	2
Ni 0,5	139	142	137	139	2
Ni 0,7	159	162	159	160	1
Ni 1,0	209	210	217	212	4
42CrMo4	234	225	221	227	5
100Cr6	215	215	207	212	4
S590	294	296	294	295	1

### 7.1.3.1.2. Gehärtete Proben

**Tab.29: Makrohärte HV30 der gehärteten Proben.**

Austenitisierungstemperatur=800°C					
Probe	1. HV30	2.HV30	3. HV30	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$
Mo 0,3_800	298	300	306	301	4
Mo 0,5_800	394	402	394	397	6
Mo 0,7_800	483	486	472	480	7
Mo 1,0_800	577	568	566	571	6
Mo 0,3_800+N2	325	329	340	331	8
Mo 0,5_800+N2	425	417	414	401	12
Mo 0,7_800+N2	511	502	500	504	6
Mo 1,0_800+N2	561	581	570	571	10
Cr 0,3_800	269	275	303	282	18
Cr 0,5_800	383	398	391	391	7
Cr 0,7_800	484	472	468	474	9
Cr 1,0_800	499	502	529	510	16
Cr 0,3_800+N2	287	288	289	288	1
Cr 0,5_800+N2	387	392	402	394	8
Cr 0,7_800+N2	438	422	456	439	17
Cr 1,0_800+N2	496	494	525	505	17
Ni 0,3_800	251	274	260	262	12
Ni 0,5_800	351	349	362	354	7
Ni 0,7_800	409	407	405	407	2
Ni 1,0_800	405	415	417	412	6
Ni 0,3_800+N2	285	279	285	283	3
Ni 0,5_800+N2	375	346	353	358	15
Ni 0,7_800+N2	394	402	432	409	20
Ni 1,0_800+N2	460	461	464	461	2
42CrMo4_800	633	648	642	641	8
42CrMo4_800+N2	637	633	633	634	2
100Cr6_800	830	839	849	839	10
100Cr6_800+N2	820	823	853	832	18
Austenitisierungstemperatur=850°C					
Probe	1. HV30	2.HV30	3. HV30	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$

Mo 0,3_850	330	334	337	334	3
Mo 0,5_850	372	361	389	374	14
Mo 0,7_850	503	493	496	497	5
Mo 1,0_850	552	545	542	546	5
Mo 0,3_850+N2	304	325	317	315	11
Mo 0,5_850+N2	440	393	386	406	30
Mo 0,7_850+N2	522	537	524	527	8
Mo 1,0_850+N2	572	533	556	554	19
Cr 0,3_850	290	293	300	294	5
Cr 0,5_850	410	388	394	397	11
Cr 0,7_850	412	422	470	435	31
Cr 1,0_850	473	500	506	493	18
Cr 0,3_850+N2	288	282	293	288	5
Cr 0,5_850+N2	413	394	396	401	11
Cr 0,7_850+N2	466	462	472	467	5
Cr 1,0_850+N2	545	559	550	552	7
Ni 0,3_850	236	252	270	253	17
Ni 0,5_850	346	329	345	340	9
Ni 0,7_850	384	374	383	381	5
Ni 1,0_850	403	415	415	411	7
Ni 0,3_850+N2	260	261	264	262	2
Ni 0,5_850+N2	329	316	335	327	10
Ni 0,7_850+N2	388	398	387	391	6
Ni 1,0_850+N2	477	447	452	459	16
42CrMo4_850	655	659	659	658	3
42CrMo4_850+N2	653	646	642	647	6
100Cr6_850	853	843	849	848	5
100Cr6_850+N2	873	876	873	874	2
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_900	302	327	342	324	20
Mo 0,5_900	434	415	435	428	11
Mo 0,7_900	511	509	506	509	2
Mo 1,0_900	575	540	545	554	19
Mo 0,3_900+N2	324	336	343	334	10
Mo 0,5_900+N2	420	414	420	418	3
Mo 0,7_900+N2	493	487	477	486	8
Mo 1,0_900+N2	574	564	549	562	13
Cr 0,3_900	295	297	291	294	3
Cr 0,5_900	388	388	414	397	15
Cr 0,7_900	466	458	468	464	5
Cr 1,0_900	484	519	497	500	17
Cr 0,3_900+N2	291	296	290	293	3
Cr 0,5_900+N2	402	409	398	403	5
Cr 0,7_900+N2	445	457	454	452	6
Cr 1,0_900+N2	563	499	559	540	36
Ni 0,3_900	269	269	274	270	3
Ni 0,5_900	355	329	335	340	14



Ni 0,7_900	363	386	374	375	12
Ni 1,0_900	396	373	391	386	12
Ni 0,3_900+N2	255	260	271	262	8
Ni 0,5_900+N2	347	364	356	356	9
Ni 0,7_900+N2	426	428	392	415	21
Ni 1,0_900+N2	466	440	433	447	17
42CrMo4_900	616	653	642	637	19
42CrMo4_900+N2	635	637	639	637	2
100Cr6_900	856	830	836	841	14
100Cr6_900+N2	887	912	873	891	20
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1080	843	859	859	854	10
S590_1080+N2	866	849	839	852	13
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1130	887	909	912	903	14
S590_1130+N2	901	863	856	873	24
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1180	887	890	890	889	2
S590_1180+N2	927	935	939	934	6

### 7.1.3.1.3. Angelassene Proben

#### 7.1.3.1.3.1. Angelassen bei 150°C

**Tab.30: Makrohärte HV30 der angelassenen Proben (150°C).**

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_800_150	312	338	314	321	14
Mo 0,5_800_150	396	389	402	396	6
Mo 0,7_800_150	511	500	500	504	6
Mo 1,0_800_150	585	568	540	564	23
Mo 0,3_800+N2_150	323	322	315	320	4
Mo 0,5_800+N2_150	409	412	412	411	2
Mo 0,7_800+N2_150	486	489	458	477	17
Mo 1,0_800+N2_150	563	574	554	563	10
Cr 0,3_800_150	291	293	282	289	6
Cr 0,5_800_150	408	402	411	407	4
Cr 0,7_800_150	457	452	445	451	6
Cr 1,0_800_150	470	509	490	490	20
Cr 0,3_800+N2_150	285	297	295	292	6
Cr 0,5_800+N2_150	407	413	404	408	5
Cr 0,7_800+N2_150	431	437	454	441	12
Cr 1,0_800+N2_150	524	514	552	530	20
Ni 0,3_800_150	281	282	284	282	1
Ni 0,5_800_150	360	341	331	344	15
Ni 0,7_800_150	410	404	396	403	7

Ni 1,0_800_150	435	427	415	426	10
Ni 0,3_800+N2_150	284	282	289	285	4
Ni 0,5_800+N2_150	338	334	353	342	10
Ni 0,7_800+N2_150	389	383	409	394	13
Ni 1,0_800+N2_150	499	489	490	492	6
42CrMo4_800_150	671	650	657	660	10
42CrMo4_800+N2_150	657	648	642	649	8
100Cr6_800_150	725	747	723	732	13
100Cr6_800+N2_150	769	752	747	756	12
<b>Austenitierungstemperatur=850°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_850_150	308	325	331	322	12
Mo 0,5_850_150	396	415	388	400	14
Mo 0,7_850_150	487	509	493	497	12
Mo 1,0_850_150	559	557	542	553	10
Mo 0,3_850+N2_150	344	327	322	331	12
Mo 0,5_850+N2_150	379	426	409	405	24
Mo 0,7_850+N2_150	480	489	487	485	5
Mo 1,0_850+N2_150	542	545	556	548	7
Cr 0,3_850_150	293	286	298	292	6
Cr 0,5_850_150	407	399	398	401	5
Cr 0,7_850_150	418	464	458	446	25
Cr 1,0_850_150	532	491	509	511	20
Cr 0,3_850+N2_150	308	313	320	315	6
Cr 0,5_850+N2_150	388	392	397	392	4
Cr 0,7_850+N2_150	481	468	481	477	8
Cr 1,0_850+N2_150	543	509	543	532	20
Ni 0,3_850_150	275	273	282	277	4
Ni 0,5_850_150	375	357	346	359	15
Ni 0,7_850_150	393	384	382	386	5
Ni 1,0_850_150	409	411	400	407	6
Ni 0,3_850+N2_150	249	245	278	257	18
Ni 0,5_850+N2_150	372	346	338	352	18
Ni 0,7_850+N2_150	427	405	401	411	14
Ni 1,0_850+N2_150	476	447	465	462	15
42CrMo4_850_150	680	664	659	668	11
42CrMo4_850+N2_150	666	653	646	655	10
100Cr6_850_150	849	839	849	846	6
100Cr6_850+N2_150	883	880	876	880	3
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_900_150	329	335	336	334	4
Mo 0,5_900_150	422	431	414	422	8
Mo 0,7_900_150	505	493	499	499	6
Mo 1,0_900_150	579	568	552	566	14
Mo 0,3_900+N2_150	337	313	318	322	13
Mo 0,5_900+N2_150	415	429	405	417	12
Mo 0,7_900+N2_150	472	462	456	463	8

Mo 1,0_900+N2_150	549	556	552	552	3
Cr 0,3_900_150	290	301	302	298	7
Cr 0,5_900_150	387	392	393	391	3
Cr 0,7_900_150	458	468	450	459	9
Cr 1,0_900_150	522	533	537	531	8
Cr 0,3_900+N2_150	307	300	310	306	6
Cr 0,5_900+N2_150	419	403	420	414	9
Cr 0,7_900+N2_150	465	445	476	462	15
Cr 1,0_900+N2_150	556	535	570	554	17
Ni 0,3_900_150	253	273	270	265	11
Ni 0,5_900_150	355	338	344	346	9
Ni 0,7_900_150	382	397	395	391	8
Ni 1,0_900_150	411	415	409	412	3
Ni 0,3_900+N2_150	250	274	277	267	15
Ni 0,5_900+N2_150	352	333	333	339	11
Ni 0,7_900+N2_150	438	421	426	428	9
Ni 1,0_900+N2_150	437	469	458	455	16
42CrMo4_900_150	671	662	655	663	8
42CrMo4_900+N2_150	646	642	648	645	3
100Cr6_900_150	836	811	833	827	14
100Cr6_900+N2_150	894	909	905	902	8
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1080_150	920	887	898	901	17
S590_1080+N2_150	920	912	927	920	7
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1130_150	890	894	894	893	2
S590_1130+N2_150	883	887	901	890	9
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1180_150	916	912	905	911	6
S590_1180+N2_150	942	931	935	936	6

### 7.1.3.1.3.2. Proben angelassen bei 300°C

**Tab.31: Makrohärte HV30 der angelassenen Proben (300°C).**

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_800_300	286	300	295	294	7
Mo 0,5_800_300	334	323	332	330	6
Mo 0,7_800_300	392	378	408	393	15
Mo 1,0_800_300	448	439	435	441	6
Mo 0,3_800+N2_300	313	292	302	302	10
Mo 0,5_800+N2_300	338	320	330	329	9
Mo 0,7_800+N2_300	372	370	363	368	4
Mo 1,0_800+N2_300	466	434	452	451	16
Cr 0,3_800_300	286	279	280	282	4

Cr 0,5_800_300	323	325	323	324	1
Cr 0,7_800_300	375	374	363	371	7
Cr 1,0_800_300	393	389	425	402	19
Cr 0,3_800+N2_300	266	266	267	266	1
Cr 0,5_800+N2_300	327	319	321	322	4
Cr 0,7_800+N2_300	351	360	356	356	4
Cr 1,0_800+N2_300	400	420	392	404	15
Ni 0,3_800_300	237	225	235	232	6
Ni 0,5_800_300	286	285	277	283	5
Ni 0,7_800_300	330	318	325	324	6
Ni 1,0_800_300	399	361	363	374	21
Ni 0,3_800+N2_300	247	241	244	244	3
Ni 0,5_800+N2_300	273	281	280	278	4
Ni 0,7_800+N2_300	307	324	325	319	10
Ni 1,0_800+N2_300	411	373	401	395	20
42CrMo4_800_300	572	566	564	567	4
42CrMo4_800+N2_300	552	550	577	560	15
100Cr6_800_300	637	618	637	631	11
100Cr6_800+N2_300	625	633	625	627	5
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2. HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_850_300	289	291	293	291	2
Mo 0,5_850_300	334	330	330	332	2
Mo 0,7_850_300	388	389	385	388	2
Mo 1,0_850_300	445	417	425	429	15
Mo 0,3_850+N2_300	329	321	324	324	4
Mo 0,5_850+N2_300	328	331	339	333	6
Mo 0,7_850+N2_300	391	392	396	393	3
Mo 1,0_850+N2_300	427	428	422	426	3
Cr 0,3_850_300	265	277	274	272	6
Cr 0,5_850_300	337	327	325	330	6
Cr 0,7_850_300	356	355	361	357	3
Cr 1,0_850_300	458	438	447	448	10
Cr 0,3_850+N2_300	276	279	272	276	3
Cr 0,5_850+N2_300	325	324	332	327	4
Cr 0,7_850+N2_300	375	371	374	374	3
Cr 1,0_850+N2_300	427	402	405	412	14
Ni 0,3_850_300	263	247	244	251	10
Ni 0,5_850_300	289	291	297	293	4
Ni 0,7_850_300	344	335	342	340	4
Ni 1,0_850_300	354	355	370	360	9
Ni 0,3_850+N2_300	246	248	244	246	2
Ni 0,5_850+N2_300	295	292	282	290	7
Ni 0,7_850+N2_300	322	319	308	316	7
Ni 1,0_850+N2_300	373	379	374	375	4
42CrMo4_850_300	537	566	563	555	16
42CrMo4_850+N2_300	577	574	563	571	8
100Cr6_850_300	720	718	736	725	10

100Cr6_850+N2_300	720	731	736	729	8
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_900_300	270	277	292	280	11
Mo 0,5_900_300	337	310	329	324	14
Mo 0,7_900_300	387	380	400	389	10
Mo 1,0_900_300	426	440	456	441	15
Mo 0,3_900+N2_300	300	298	293	297	3
Mo 0,5_900+N2_300	321	319	322	321	2
Mo 0,7_900+N2_300	388	380	388	386	5
Mo 1,0_900+N2_300	429	426	425	427	2
Cr 0,3_900_300	284	274	275	278	5
Cr 0,5_900_300	330	324	332	329	4
Cr 0,7_900_300	254	248	359	353	5
Cr 1,0_900_300	405	413	417	412	6
Cr 0,3_900+N2_300	284	268	270	274	8
Cr 0,5_900+N2_300	319	329	322	323	5
Cr 0,7_900+N2_300	374	351	357	361	12
Cr 1,0_900+N2_300	450	454	454	453	2
Ni 0,3_900_300	239	236	238	238	1
Ni 0,5_900_300	279	284	288	284	4
Ni 0,7_900_300	313	326	330	323	9
Ni 1,0_900_300	381	372	377	377	5
Ni 0,3_900+N2_300	243	247	243	244	2
Ni 0,5_900+N2_300	288	275	276	280	7
Ni 0,7_900+N2_300	321	324	337	327	8
Ni 1,0_900+N2_300	369	365	372	368	3
42CrMo4_900_300	570	563	563	565	4
42CrMo4_900+N2_300	564	557	554	559	5
100Cr6_900_300	744	720	761	742	20
100Cr6_900+N2_300	736	739	733	736	3
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1080_300	923	935	950	936	14
S590_1080+N2_300	866	876	873	872	5
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1130_300	873	873	876	874	2
S590_1130+N2_300	883	883	923	897	23
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1180_300	939	939	942	940	2
S590_1180+N2_300	894	876	890	887	9

### 7.1.3.1.3.3. Proben angelassen bei 400°C

Tab.32: Makrohärte HV30 der angelassenen Proben (400°C).

Austenitierungstemperatur=800°C					
Probe	1. HV30	2.HV30	3. HV30	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$
Mo 0,3_800_400	276	277	272	275	3
Mo 0,5_800_400	295	296	300	297	3
Mo 0,7_800_400	325	340	333	333	8
Mo 1,0_800_400	386	366	374	376	10
Mo 0,3_800+N2_400	271	270	277	273	4
Mo 0,5_800+N2_400	290	289	289	289	0
Mo 0,7_800+N2_400	343	341	337	340	3
Mo 1,0_800+N2_400	400	398	386	395	7
Cr 0,3_800_400	249	242	243	245	4
Cr 0,5_800_400	304	289	289	294	9
Cr 0,7_800_400	342	325	333	333	8
Cr 1,0_800_400	363	368	359	363	5
Cr 0,3_800+N2_400	258	254	255	256	2
Cr 0,5_800+N2_400	298	302	309	303	5
Cr 0,7_800+N2_400	310	321	320	317	6
Cr 1,0_800+N2_400	378	393	389	387	7
Ni 0,3_800_400	217	215	214	215	1
Ni 0,5_800_400	250	245	248	248	2
Ni 0,7_800_400	275	277	284	278	5
Ni 1,0_800_400	313	307	295	305	9
Ni 0,3_800+N2_400	219	218	217	218	1
Ni 0,5_800+N2_400	238	233	240	237	4
Ni 0,7_800+N2_400	275	282	275	277	4
Ni 1,0_800+N2_400	313	307	313	311	3
42CrMo4_800_400	491	491	496	493	3
42CrMo4_800+N2_400	503	514	500	506	7
100Cr6_800_400	522	522	519	521	2
100Cr6_800+N2_400	530	524	527	527	3
Austenitierungstemperatur=850°C					
Probe	1. HV30	2.HV30	3. HV30	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$
Mo 0,3_850_400	263	265	274	268	6
Mo 0,5_850_400	291	289	289	290	1
Mo 0,7_850_400	334	320	334	329	8
Mo 1,0_850_400	367	391	371	376	16
Mo 0,3_850+N2_400	274	286	280	280	6
Mo 0,5_850+N2_400	302	309	304	305	4
Mo 0,7_850+N2_400	328	334	338	333	5
Mo 1,0_850+N2_400	374	388	375	379	8
Cr 0,3_850_400	266	267	264	266	2
Cr 0,5_850_400	302	298	303	301	3
Cr 0,7_850_400	325	334	330	330	5
Cr 1,0_850_400	392	387	392	390	2
Cr 0,3_850+N2_400	247	239	241	242	5

Cr 0,5_850+N2_400	306	293	313	304	10
Cr 0,7_850+N2_400	325	330	320	325	5
Cr 1,0_850+N2_400	389	384	383	386	3
Ni 0,3_850_400	214	213	213	213	1
Ni 0,5_850_400	247	240	238	241	5
Ni 0,7_850_400	276	264	274	271	7
Ni 1,0_850_400	291	289	304	294	8
Ni 0,3_850+N2_400	215	212	210	212	2
Ni 0,5_850+N2_400	242	244	241	242	2
Ni 0,7_850+N2_400	277	267	268	270	5
Ni 1,0_850+N2_400	302	308	302	304	3
42CrMo4_850_400	491	491	494	492	2
42CrMo4_850+N2_400	481	479	487	482	4
100Cr6_850_400	583	602	604	596	12
100Cr6_850+N2_400	572	581	581	578	5
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
Mo 0,3_900_400	269	264	271	268	4
Mo 0,5_900_400	295	293	289	292	3
Mo 0,7_900_400	330	338	338	336	5
Mo 1,0_900_400	381	376	384	381	4
Mo 0,3_900+N2_400	258	268	266	264	6
Mo 0,5_900+N2_400	288	287	298	291	6
Mo 0,7_900+N2_400	329	331	331	331	1
Mo 1,0_900+N2_400	370	372	381	374	6
Cr 0,3_900_400	253	256	257	255	2
Cr 0,5_900_400	296	298	295	296	1
Cr 0,7_900_400	314	314	315	314	0
Cr 1,0_900_400	387	379	383	383	4
Cr 0,3_900+N2_400	254	263	261	259	5
Cr 0,5_900+N2_400	299	295	302	299	3
Cr 0,7_900+N2_400	330	313	316	320	9
Cr 1,0_900+N2_400	377	378	364	373	8
Ni 0,3_900_400	206	209	209	208	2
Ni 0,5_900_400	242	237	242	240	3
Ni 0,7_900_400	271	261	269	267	6
Ni 1,0_900_400	296	307	305	303	6
Ni 0,3_900+N2_400	217	208	215	213	4
Ni 0,5_900+N2_400	246	234	240	240	6
Ni 0,7_900+N2_400	262	262	268	264	3
Ni 1,0_900+N2_400	302	301	301	301	0
42CrMo4_900_400	505	499	494	499	5
42CrMo4_900+N2_400	516	489	479	494	19
100Cr6_900_400	620	620	614	618	4
100Cr6_900+N2_400	631	633	616	627	9
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2.HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1080_400	849	856	839	848	9

S590_1080+N2_400	846	849	846	847	2
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2. HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1130_400	853	843	833	843	10
S590_1130+N2_400	869	890	887	882	11
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>					
<b>Probe</b>	<b>1. HV30</b>	<b>2. HV30</b>	<b>3. HV30</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>
S590_1180_400	839	846	846	844	4
S590_1180+N2_400	883	883	890	886	4

## 7.1.3.2. Ergebnisse für die Mikrohärt

### 7.1.3.2.1 Nicht wärmebehandelte Proben

Tab.33: Mikrohärt HV0,1 der nicht wärmebehandelten Proben.

Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3	181	180	178	201	185	185	8
Mo 0,5	215	227	206	216	210	215	7
Mo 0,7	223	223	246	253	237	236	12
Mo 1,0	271	273	307	301	291	289	14
Cr 0,3	183	212	197	156	203	190	20
Cr 0,5	257	240	259	241	241	248	9
Cr 0,7	257	265	265	270	268	265	5
Cr 1,0	324	317	286	306	308	308	13
Ni 0,3	175	229	218	204	216	208	18
Ni 0,5	238	233	209	220	279	236	24
Ni 0,7	285	289	296	280	285	287	5
Ni 1,0	355	361	373	358	368	363	7
42CrMo4	207	199	201	205	206	204	3
100Cr6	221	223	227	210	216	219	6
S590	328	310	321	319	317	319	7

### 7.1.3.2.2. Gehärtete Proben

Tab.34: Mikrohärt HV0,1 der gehärteten Proben.

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>							
Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3_800	556	544	516	553	512	536	19
Mo 0,5_800	643	673	662	688	673	668	15
Mo 0,7_800	833	828	766	850	839	823	30
Mo 1,0_800	897	897	873	897	903	893	10
Mo 0,3_800+N2	535	562	568	547	535	549	15
Mo 0,5_800+N2	702	720	707	711	686	705	13
Mo 0,7_800+N2	879	839	879	873	839	862	21
Mo 1,0_800+N2	1004	1034	983	969	922	982	42
Cr 0,3_800	480	485	446	498	457	473	21
Cr 0,5_800	666	646	639	658	632	648	14
Cr 0,7_800	643	729	715	668	721	695	34
Cr 1,0_800	873	791	828	818	807	823	28



Cr 0,3_800+N2	503	498	510	498	516	505	7
Cr 0,5_800+N2	617	617	621	666	684	641	32
Cr 0,7_800+N2	724	742	733	752	738	738	9
Cr 1,0_800+N2	873	871	909	890	903	889	15
Ni 0,3_800	436	489	425	483	474	461	26
Ni 0,5_800	607	588	632	639	610	615	18
Ni 0,7_800	694	719	681	694	720	702	15
Ni 1,0_800	733	761	698	756	742	738	22
Ni 0,3_800+N2	550	544	537	527	549	541	9
Ni 0,5_800+N2	650	686	694	603	621	651	35
Ni 0,7_800+N2	738	761	781	765	761	761	14
Ni 1,0_800+N2	810	828	811	786	850	817	21
42CrMo4_800	673	654	669	662	635	659	13
42CrMo4_800+N2	694	681	673	650	666	882	18
100Cr6_800	873	879	855	897	916	884	21
100Cr6_800+N2	891	916	920	873	855	891	25
<b>Austenitierungstemperatur=850°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_850	544	541	508	571	577	548	25
Mo 0,5_850	607	646	587	677	632	630	31
Mo 0,7_850	811	817	839	850	867	837	21
Mo 1,0_850	891	897	891	822	922	885	33
Mo 0,3_850+N2	568	562	562	568	553	563	6
Mo 0,5_850+N2	662	628	646	614	632	636	18
Mo 0,7_850+N2	828	855	844	850	833	842	11
Mo 1,0_850+N2	948	935	922	976	935	943	21
Cr 0,3_850	455	416	397	471	466	441	29
Cr 0,5_850	681	658	610	623	617	638	30
Cr 0,7_850	766	781	776	747	761	766	12
Cr 1,0_850	786	867	850	861	885	850	34
Cr 0,3_850+N2	490	483	476	488	516	491	14
Cr 0,5_850+N2	607	593	654	635	643	626	23
Cr 0,7_850+N2	747	747	742	729	724	738	10
Cr 1,0_850+N2	879	879	885	891	909	889	11
Ni 0,3_850	464	535	519	471	493	496	27
Ni 0,5_850	662	624	653	624	619	636	20
Ni 0,7_850	747	747	733	733	715	735	12
Ni 1,0_850	724	733	724	724	752	731	11
Ni 0,3_850+N2	519	538	524	530	541	530	8
Ni 0,5_850+N2	677	669	652	621	650	654	19
Ni 0,7_850+N2	801	766	756	766	729	764	23
Ni 1,0_850+N2	867	817	822	850	844	840	18
42CrMo4_850	666	658	698	666	673	672	15
42CrMo4_850+N2	646	669	666	698	681	672	19
100Cr6_850	867	844	855	873	879	864	13
100Cr6_850+N2	839	885	885	897	891	879	23
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>

Mo 0,3_900	547	538	530	498	521	527	17
Mo 0,5_900	621	677	673	639	650	652	21
Mo 0,7_900	796	791	811	801	822	804	11
Mo 1,0_900	861	855	861	860	885	864	11
Mo 0,3_900+N2	513	490	483	480	480	489	14
Mo 0,5_900+N2	646	677	669	677	662	666	13
Mo 0,7_900+N2	822	839	828	786	806	816	21
Mo 1,0_900+N2	897	929	909	942	885	912	23
Cr 0,3_900	464	480	490	423	455	462	23
Cr 0,5_900	617	556	590	617	553	587	28
Cr 0,7_900	715	756	729	698	738	727	20
Cr 1,0_900	844	844	801	771	820	816	31
Cr 0,3_900+N2	473	500	490	478	436	475	22
Cr 0,5_900+N2	658	643	632	617	621	634	15
Cr 0,7_900+N2	776	729	771	742	756	755	18
Cr 1,0_900+N2	885	879	897	909	903	895	11
Ni 0,3_900	511	511	490	519	521	510	11
Ni 0,5_900	654	654	669	643	658	656	8
Ni 0,7_900	766	729	761	738	715	742	19
Ni 1,0_900	738	752	756	752	738	747	8
Ni 0,3_900+N2	513	513	511	530	519	517	7
Ni 0,5_900+N2	610	643	624	617	617	622	11
Ni 0,7_900+N2	776	756	724	747	739	748	17
Ni 1,0_900+N2	791	806	796	796	776	793	10
42CrMo4_900	694	686	681	694	698	691	7
42CrMo4_900+N2	669	666	646	650	639	654	13
100Cr6_900	891	867	885	873	885	880	9
100Cr6_900+N2	867	861	879	891	879	875	12
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1080	909	909	922	922	903	913	909
S590_1080+N2	916	903	929	942	909	920	16
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1130	935	935	948	962	952	946	12
S590_1130+N2	903	935	909	903	922	914	14
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1180	942	916	909	942	969	936	24
S590_1180+N2	990	997	997	997	983	993	6

### 7.1.3.2.3. Angelassene Proben

#### 7.1.3.2.3.1. Angelassen bei 150°C

Tab.35: Mikrohärte HV0,1 der angelassenen Proben (150°C).

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_800_150	532	556	538	519	521	533	13

Mo 0,5_800_150	669	669	643	658	677	663	12
Mo 0,7_800_150	806	833	811	786	805	808	15
Mo 1,0_800_150	897	891	861	897	942	898	26
Mo 0,3_800+N2_150	480	498	490	478	478	485	9
Mo 0,5_800+N2_150	617	593	593	597	599	600	10
Mo 0,7_800+N2_150	833	833	833	844	850	839	8
Mo 1,0_800+N2_150	929	948	929	897	931	927	18
Cr 0,3_800_150	521	471	519	469	495	495	25
Cr 0,5_800_150	600	639	650	629	643	632	20
Cr 0,7_800_150	720	742	752	738	735	737	12
Cr 1,0_800_150	828	861	867	860	865	856	16
Cr 0,3_800+N2_150	495	493	501	480	472	488,2	12
Cr 0,5_800+N2_150	650	673	662	632	646	653	16
Cr 0,7_800+N2_150	756	720	694	733	766	734	29
Cr 1,0_800+N2_150	909	828	891	873	880	876	30
Ni 0,3_800_150	513	521	519	524	495	514	12
Ni 0,5_800_150	643	669	654	673	635	655	16
Ni 0,7_800_150	715	733	733	756	720	731	16
Ni 1,0_800_150	720	761	733	752	740	741	16
Ni 0,3_800+N2_150	505	541	524	519	490	516	19
Ni 0,5_800+N2_150	677	654	654	686	646	663	17
Ni 0,7_800+N2_150	752	733	776	742	742	749	17
Ni 1,0_800+N2_150	833	844	867	828	835	841	15
42CrMo4_800_150	646	654	646	669	650	653	10
42CrMo4_800+N2_150	666	643	673	669	670	664	12
100Cr6_800_150	742	752	766	776	760	759,2	13
100Cr6_800+N2_150	761	771	766	766	768	766,4	4
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_850_150	462	493	485	477	469	477	11
Mo 0,5_850_150	669	681	669	643	610	654	25
Mo 0,7_850_150	810	820	807	805	809	810	5
Mo 1,0_850_150	867	867	897	855	890	875	16
Mo 0,3_850+N2_150	463	544	513	464	444	486	41
Mo 0,5_850+N2_150	559	574	553	571	603	572	19
Mo 0,7_850+N2_150	828	806	817	815	806	814	9
Mo 1,0_850+N2_150	929	990	916	962	943	948	29
Cr 0,3_850_150	483	432	406	485	448	450,8	34
Cr 0,5_850_150	673	614	620	658	643	642	25
Cr 0,7_850_150	752	729	733	724	740	736	11
Cr 1,0_850_150	873	890	895	879	880	883	9
Cr 0,3_850+N2_150	485	493	498	493	469	488	11
Cr 0,5_850+N2_150	666	686	617	658	642	654	26
Cr 0,7_850+N2_150	747	786	790	761	715	760	31
Cr 1,0_850+N2_150	920	879	828	903	880	882	35
Ni 0,3_850_150	488	495	500	521	508	502	13
Ni 0,5_850_150	628	650	654	639	632	641	11
Ni 0,7_850_150	747	724	715	729	690	721	21

Ni 1,0_850_150	738	715	711	702	740	721	17
Ni 0,3_850+N2_150	432	444	436	448	446	441	7
Ni 0,5_850+N2_150	639	673	666	673	650	660	15
Ni 0,7_850+N2_150	712	720	733	740	719	725	11
Ni 1,0_850+N2_150	850	855	811	786	820	824	29
42CrMo4_850_150	650	643	673	669	670	661	14
42CrMo4_850+N2_150	669	654	666	632	650	654	15
100Cr6_850_150	839	867	873	885	880	868,8	18
100Cr6_850+N2_150	891	922	897	903	900	902,6	12
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_900_150	516	488	530	516	520	514	14
Mo 0,5_900_150	677	677	677	666	669	673	5
Mo 0,7_900_150	817	817	776	801	810	804	15
Mo 1,0_900_150	922	909	903	909	910	911	6
Mo 0,3_900+N2_150	530	574	503	571	565	549	31
Mo 0,5_900+N2_150	610	590	603	605	600	602	7
Mo 0,7_900+N2_150	817	817	791	805	803	807	11
Mo 1,0_900+N2_150	920	940	925	947	935	933	11
Cr 0,3_900_150	480	483	468	455	508	479	20
Cr 0,5_900_150	628	632	584	577	654	615	33
Cr 0,7_900_150	752	752	742	738	767	750	11
Cr 1,0_900_150	929	885	885	867	870	887	25
Cr 0,3_900+N2_150	427	478	493	432	450	456	29
Cr 0,5_900+N2_150	673	666	643	635	662	656	16
Cr 0,7_900+N2_150	677	738	761	768	677	724	44
Cr 1,0_900+N2_150	833	935	909	890	900	893	38
Ni 0,3_900_150	513	525	524	495	495	510	15
Ni 0,5_900_150	610	624	650	635	654	635	18
Ni 0,7_900_150	715	729	738	729	724	727	8
Ni 1,0_900_150	711	752	752	715	785	743	31
Ni 0,3_900+N2_150	503	516	507	541	490	511	19
Ni 0,5_900+N2_150	662	666	662	662	646	660	8
Ni 0,7_900+N2_150	742	711	742	766	756	743	21
Ni 1,0_900+N2_150	844	850	839	822	841	839	10
42CrMo4_900_150	658	654	673	669	660	663	8
42CrMo4_900+N2_150	662	658	669	662	660	662	4
100Cr6_900_150	897	850	873	880	885	877	17
100Cr6_900+N2_150	935	922	929	969	930	937	18
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1080_150	897	867	885	891	890	886	11
S590_1080+N2_150	909	897	909	905	900	904	5
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1130_150	909	955	916	909	935	925	20
S590_1130+N2_150	903	867	891	885	890	887	13
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>							

Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
S590_1180_150	922	955	929	909	945	932	18
S590_1180+N2_150	983	948	1004	983	970	978	21

### 7.1.3.2.3.2. Angelassen bei 300°C

Tab.36: Mikrohärtigkeit HV0,1 der angelassenen Proben (300°C).

Austenitisierungstemperatur=800°C							
Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3_800_300	469	464	468	469	488	472	8
Mo 0,5_800_300	521	556	547	550	530	541	13
Mo 0,7_800_300	643	666	669	681	640	660	16
Mo 1,0_800_300	781	752	720	752	745	750	19
Mo 0,3_800+N2_300	478	493	464	485	475	479	11
Mo 0,5_800+N2_300	527	541	535	520	537	532	8
Mo 0,7_800+N2_300	639	635	646	654	648	644	8
Mo 1,0_800+N2_300	707	715	673	738	720	711	24
Cr 0,3_800_300	419	440	442	453	445	440	13
Cr 0,5_800_300	498	547	521	535	528	526	18
Cr 0,7_800_300	607	584	605	610	615	604	12
Cr 1,0_800_300	690	702	681	710	705	698	12
Cr 0,3_800+N2_300	436	406	434	421	443	428	15
Cr 0,5_800+N2_300	541	527	541	535	545	538	7
Cr 0,7_800+N2_300	607	602	625	598	600	606	11
Cr 1,0_800+N2_300	752	740	744	734	733	741	8
Ni 0,3_800_300	393	448	393	442	388	413	30
Ni 0,5_800_300	490	538	553	508	562	530	30
Ni 0,7_800_300	600	597	597	593	605	598	4
Ni 1,0_800_300	646	673	650	666	670	661	12
Ni 0,3_800+N2_300	444	434	432	440	445	439	6
Ni 0,5_800+N2_300	556	571	544	538	540	550	14
Ni 0,7_800+N2_300	617	617	624	621	610	618	5
Ni 1,0_800+N2_300	686	702	669	711	690	692	16
42CrMo4_800_300	565	600	568	580	581	579	14
42CrMo4_800+N2_300	535	559	562	544	550	550	11
100Cr6_800_300	658	639	650	673	660	656	13
100Cr6_800+N2_300	617	628	621	632	635	626,6	8
Austenitisierungstemperatur=850°C							
Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3_850_300	478	498	483	453	470	476	15
Mo 0,5_850_300	550	553	556	535	540	547	8
Mo 0,7_850_300	628	624	610	635	621	624	8
Mo 1,0_850_300	720	720	742	735	738	731	9
Mo 0,3_850+N2_300	483	500	483	495	487	490	8
Mo 0,5_850+N2_300	556	562	559	550	555	556	5
Mo 0,7_850+N2_300	662	654	666	686	663	666	12
Mo 1,0_850+N2_300	711	707	715	711	710	711	3
Cr 0,3_850_300	444	440	453	448	450	447	5

Cr 0,5_850_300	503	553	556	540	525	535	22
Cr 0,7_850_300	654	632	635	632	630	637	10
Cr 1,0_850_300	733	720	715	717	730	723	8
Cr 0,3_850+N2_300	457	419	423	459	430	438	19
Cr 0,5_850+N2_300	538	544	547	530	545	541	7
Cr 0,7_850+N2_300	624	603	617	617	610	614	8
Cr 1,0_850+N2_300	752	752	781	776	756	763	14
Ni 0,3_850_300	455	451	434	410	425	435	19
Ni 0,5_850_300	524	532	505	532	525	524	11
Ni 0,7_850_300	590	610	603	597	600	600	7
Ni 1,0_850_300	654	673	646	654	660	657	10
Ni 0,3_850+N2_300	455	444	451	438	440	446	7
Ni 0,5_850+N2_300	538	524	532	541	538	535	7
Ni 0,7_850+N2_300	562	577	593	580	580	578	11
Ni 1,0_850+N2_300	646	690	686	670	675	673	17
42CrMo4_850_300	519	520	550	530	560	536	18
42CrMo4_850+N2_300	553	556	559	553	555	555	2
100Cr6_850_300	720	733	724	752	750	736	15
100Cr6_850+N2_300	724	742	742	756	749	743	12
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_900_300	457	434	406	446	440	437	17
Mo 0,5_900_300	547	544	535	520	530	535	10
Mo 0,7_900_300	590	614	632	628	610	615	15
Mo 1,0_900_300	724	761	738	720	745	738	15
Mo 0,3_900+N2_300	457	462	457	490	460	465	14
Mo 0,5_900+N2_300	541	544	568	540	550	549	12
Mo 0,7_900+N2_300	669	662	669	654	655	662	7
Mo 1,0_900+N2_300	711	694	711	707	705	706	7
Cr 0,3_900_300	451	402	420	399	410	416	21
Cr 0,5_900_300	550	521	530	511	515	525	16
Cr 0,7_900_300	621	643	624	620	633	628	10
Cr 1,0_900_300	681	711	711	711	710	705	13
Cr 0,3_900+N2_300	425	457	436	440	450	442	12
Cr 0,5_900+N2_300	553	550	493	532	540	534	24
Cr 0,7_900+N2_300	635	624	620	630	633	628	6
Cr 1,0_900+N2_300	776	761	738	740	745	752	16
Ni 0,3_900_300	436	466	457	434	440	447	14
Ni 0,5_900_300	524	532	524	530	540	530	7
Ni 0,7_900_300	600	593	603	587	595	596	6
Ni 1,0_900_300	662	686	673	632	650	661	21
Ni 0,3_900+N2_300	391	453	444	451	430	434	26
Ni 0,5_900+N2_300	519	538	541	527	530	531	9
Ni 0,7_900+N2_300	600	559	635	600	590	597	27
Ni 1,0_900+N2_300	666	666	666	670	675	669	4
42CrMo4_900_300	571	577	544	535	565	558	18
42CrMo4_900+N2_300	559	544	565	593	550	562	19
100Cr6_900_300	733	752	747	742	750	745	8

100Cr6_900+N2_300	756	752	791	756	750	761	17
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1080_300	850	855	861	867	860	859	6
S590_1080+N2_300	867	909	891	885	883	887	15
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1130_300	844	879	867	879	860	866	15
S590_1130+N2_300	903	929	916	903	915	913	11
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1180_300	850	885	861	885	880	872	16
S590_1180+N2_300	962	929	903	942	935	934	21

### 7.1.3.2.3.3. Angelassen bei 400°C

Tab.37: Mikrohärte HV0,1 der angelassenen Proben (400°C).

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
Mo 0,3_800_400	400	419	421	412	415	413	7
Mo 0,5_800_400	469	469	471	469	480	472	4
Mo 0,7_800_400	550	559	530	550	545	547	10
Mo 1,0_800_400	610	590	610	617	620	609	10
Mo 0,3_800+N2_400	406	406	414	410	410	409	3
Mo 0,5_800+N2_400	483	500	480	485	480	486	8
Mo 0,7_800+N2_400	562	556	553	550	560	556	5
Mo 1,0_800+N2_400	580	643	650	658	640	634	31
Cr 0,3_800_400	408	397	419	414	420	412	9
Cr 0,5_800_400	476	480	470	475	477	476	4
Cr 0,7_800_400	544	565	556	550	560	555	8
Cr 1,0_800_400	617	600	621	590	610	608	13
Cr 0,3_800+N2_400	381	425	406	410	415	407,4	16
Cr 0,5_800+N2_400	498	464	503	485	490	488	15
Cr 0,7_800+N2_400	550	556	541	550	560	551	7
Cr 1,0_800+N2_400	593	593	597	595	600	596	3
Ni 0,3_800_400	384	404	384	384	400	391	10
Ni 0,5_800_400	451	455	471	460	465	460	8
Ni 0,7_800_400	521	505	511	513	515	513	6
Ni 1,0_800_400	541	556	562	565	560	557	9
Ni 0,3_800+N2_400	384	410	408	410	405	403	11
Ni 0,5_800+N2_400	469	473	493	473	480	478	9
Ni 0,7_800+N2_400	511	530	530	541	535	529	11
Ni 1,0_800+N2_400	584	565	565	550	555	564	13
42CrMo4_800_400	485	471	483	490	490	484	8
42CrMo4_800+N2_400	490	490	498	488	488	491	4
100Cr6_800_400	524	532	505	527	525	522,6	10
100Cr6_800+N2_400	568	550	550	553	555	555,2	7
<b>Austenitierungstemperatur=850°C</b>							

Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3_850_400	432	406	414	414	410	415	9
Mo 0,5_850_400	495	488	473	480	485	484	7
Mo 0,7_850_400	555	574	565	553	560	561	8
Mo 1,0_850_400	600	603	603	628	625	612	12
Mo 0,3_850+N2_400	429	436	410	434	425	427	10
Mo 0,5_850+N2_400	476	485	483	459	479	476	10
Mo 0,7_850+N2_400	559	562	547	530	560	552	13
Mo 1,0_850+N2_400	620	615	607	625	617	617	7
Cr 0,3_850_400	390	395	419	390	420	402,8	15
Cr 0,5_850_400	511	503	488	495	490	497	10
Cr 0,7_850_400	571	550	577	559	565	564	10
Cr 1,0_850_400	639	635	640	669	635	644	14
Cr 0,3_850+N2_400	434	397	399	418	410	412	15
Cr 0,5_850+N2_400	508	493	503	500	490	499	7
Cr 0,7_850+N2_400	562	574	565	560	570	566	6
Cr 1,0_850+N2_400	643	621	635	643	625	633	10
Ni 0,3_850_400	393	404	402	397	400	399	4
Ni 0,5_850_400	476	442	434	478	485	463	23
Ni 0,7_850_400	503	516	495	500	505	504	8
Ni 1,0_850_400	513	550	544	527	530	533	15
Ni 0,3_850+N2_400	400	391	384	384	395	391	7
Ni 0,5_850+N2_400	451	455	436	455	460	451	9
Ni 0,7_850+N2_400	495	493	493	505	500	497	5
Ni 1,0_850+N2_400	590	559	597	565	570	576	16
42CrMo4_850_400	503	490	490	480	493	491	8
42CrMo4_850+N2_400	485	485	478	493	485	485	5
100Cr6_850_400	614	597	597	590	590	597,6	10
100Cr6_850+N2_400	621	617	607	610	610	613	6
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>							
Probe	1. HV0,1	2. HV0,1	3. HV0,1	4. HV0,1	5. HV0,1	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$
Mo 0,3_900_400	423	427	432	419	425	425	4
Mo 0,5_900_400	469	478	459	457	480	469	9
Mo 0,7_900_400	553	553	544	560	555	553	5
Mo 1,0_900_400	593	610	587	597	605	598	8
Mo 0,3_900+N2_400	416	421	432	416	425	422	7
Mo 0,5_900+N2_400	498	483	495	480	485	488	8
Mo 0,7_900+N2_400	568	565	584	571	575	573	7
Mo 1,0_900+N2_400	617	621	610	600	615	613	8
Cr 0,3_900_400	408	436	414	436	420	423	13
Cr 0,5_900_400	495	495	493	490	499	494	3
Cr 0,7_900_400	571	590	550	562	580	571	16
Cr 1,0_900_400	654	635	654	621	625	638	16
Cr 0,3_900+N2_400	421	425	427	390	420	417	15
Cr 0,5_900+N2_400	500	478	483	483	485	486	8
Cr 0,7_900+N2_400	568	565	593	574	570	574	11
Cr 1,0_900+N2_400	654	635	654	621	625	638	16
Ni 0,3_900_400	373	395	397	404	410	396	14



Ni 0,5_900_400	446	429	462	459	460	451	14
Ni 0,7_900_400	505	513	505	510	507	508	3
Ni 1,0_900_400	568	524	603	562	570	565	28
Ni 0,3_900+N2_400	384	390	384	393	402	391	7
Ni 0,5_900+N2_400	457	451	453	455	460	455	3
Ni 0,7_900+N2_400	550	532	495	515	530	524	21
Ni 1,0_900+N2_400	565	559	562	553	570	562	6
42CrMo4_900_400	495	493	488	500	490	493	5
42CrMo4_900+N2_400	508	483	488	511	500	498	12
100Cr6_900_400	628	600	628	632	615	620,6	13
100Cr6_900+N2_400	681	654	666	662	650	662,6	12
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1080_400	903	885	873	897	880	888	12
S590_1080+N2_400	833	897	909	885	880	881	29
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1130_400	897	879	885	885	890	887	7
S590_1130+N2_400	962	916	948	935	920	936	19
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>							
<b>Probe</b>	<b>1. HV0,1</b>	<b>2. HV0,1</b>	<b>3. HV0,1</b>	<b>4. HV0,1</b>	<b>5. HV0,1</b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>
S590_1180_400	855	891	885	867	880	876	15
S590_1180+N2_400	929	922	955	929	935	934	13

## 7.1.4. Ergebnisse für die Koerzitivfeldstärke

### 7.1.4.1. Nicht wärmebehandelte Proben

Tab.38: Koerzitivfeldstärke der nicht wärmebehandelten Proben.

Probe	1. $H_c$ [kA/m]	2. $H_c$ [kA/m]	3. $H_c$ [kA/m]	4. $H_c$ [kA/m]	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3	0,709	0,719	0,750	0,696	0,719	0,023
Mo 0,5	1,038	1,032	1,030	1,039	1,035	0,004
Mo 0,7	1,320	1,325	1,289	1,281	1,304	0,022
Mo 1,0	1,738	1,733	1,738	1,754	1,741	0,009
Cr 0,3	0,566	0,580	0,523	0,531	0,550	0,027
Cr 0,5	1,622	1,619	1,578	1,573	1,598	0,026
Cr 0,7	2,180	2,193	2,136	2,135	2,161	0,030
Cr 1,0	2,341	2,383	2,371	2,343	2,360	0,021
Ni 0,3	0,868	0,872	0,868	0,845	0,863	0,012
Ni 0,5	1,109	1,114	1,091	1,072	1,097	0,019
Ni 0,7	1,381	1,394	1,384	1,364	1,381	0,012
Ni 1,0	1,754	1,758	1,737	1,731	1,745	0,013
100Cr6	0,899	0,894	0,790	0,816	0,850	0,055
42CrMo4	1,316	1,293	1,260	1,224	1,273	0,040
S590	1,696	1,712	1,700	1,706	1,704	0,007

## 7.1.4.2. Gehärtete Proben

Tab.39: Koerzitivfeldstärke der gehärteten Proben.

Austenitisierungstemperatur=800°C						
Probe	1. $H_c$ [kA/m]	2. $H_c$ [kA/m]	3. $H_c$ [kA/m]	4. $H_c$ [kA/m]	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800	2,444	2,429	2,437	2,430	2,435	0,006
Mo 0,5_800	2,855	2,847	2,855	2,869	2,857	0,008
Mo 0,7_800	3,894	3,922	3,899	3,913	3,907	0,011
Mo 1,0_800	4,758	4,750	4,751	4,780	4,760	0,012
Mo 0,3_800+N2	2,215	2,222	2,222	2,211	2,218	0,005
Mo 0,5_800+N2	2,625	2,610	2,587	2,621	2,611	0,015
Mo 0,7_800+N2	3,532	3,533	3,547	3,551	3,541	0,008
Mo 1,0_800+N2	4,277	4,297	4,291	4,284	4,287	0,007
Cr 0,3_800	2,399	2,412	2,396	2,415	2,406	0,009
Cr 0,5_800	2,765	2,745	2,743	2,734	2,747	0,013
Cr 0,7_800	3,347	3,329	3,356	3,344	3,344	0,011
Cr 1,0_800	4,516	4,491	4,505	4,489	4,500	0,013
Cr 0,3_800+N2	2,348	2,356	2,336	2,356	2,349	0,009
Cr 0,5_800+N2	2,619	2,629	2,627	2,661	2,634	0,019
Cr 0,7_800+N2	3,143	3,138	3,152	3,140	3,143	0,006
Cr 1,0_800+N2	4,311	4,24	4,268	4,274	4,273	0,029
Ni 0,3_800	1,659	1,67	1,665	1,661	1,664	0,005
Ni 0,5_800	2,402	2,416	2,393	2,393	2,401	0,011
Ni 0,7_800	2,998	3,016	3,009	3,008	3,008	0,007
Ni 1,0_800	3,502	3,507	3,520	3,521	3,513	0,009
Ni 0,3_800+N2	1,635	1,592	1,629	1,605	1,615	0,020
Ni 0,5_800+N2	2,107	2,108	2,100	2,092	2,102	0,007
Ni 0,7_800+N2	2,74	2,745	2,732	2,730	2,737	0,007
Ni 1,0_800+N2	3,323	3,334	3,310	3,302	3,317	0,014
42CrMo4_800	2,750	2,789	2,798	2,838	2,794	0,036
42CrMo4_800+N2	2,615	2,615	2,661	2,598	2,622	0,027
100Cr6_800	3,630	3,569	3,471	3,456	3,532	0,083
100Cr6_800+N2	3,212	3,198	3,233	3,202	3,211	0,016
Austenitisierungstemperatur=850°C						
Probe	1. $H_c$ [kA/m]	2. $H_c$ [kA/m]	3. $H_c$ [kA/m]	4. $H_c$ [kA/m]	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_850	2,448	2,458	2,443	2,480	2,457	0,016
Mo 0,5_850	2,557	2,625	2,559	2,610	2,588	0,035
Mo 0,7_850	3,971	4,042	3,955	4,043	4,003	0,046
Mo 1,0_850	4,229	4,298	4,253	4,353	4,283	0,055
Mo 0,3_850+N2	2,268	2,307	2,277	2,308	2,290	0,018
Mo 0,5_850+N2	2,762	2,782	2,75	2,798	2,773	0,018
Mo 0,7_850+N2	3,545	3,629	3,575	3,643	3,598	0,046
Mo 1,0_850+N2	3,646	3,616	3,562	3,613	3,609	0,035
Cr 0,3_850	2,614	2,521	2,642	2,522	2,575	0,063
Cr 0,5_850	2,779	2,676	2,776	2,677	2,727	0,058
Cr 0,7_850	3,254	3,113	3,222	3,116	3,176	0,073

Cr 1,0_850	4,113	4,049	4,129	4,048	4,085	0,042
Cr 0,3_850+N2	2,238	2,280	2,232	2,282	2,258	0,027
Cr 0,5_850+N2	2,481	2,537	2,507	2,526	2,513	0,025
Cr 0,7_850+N2	2,915	2,933	2,896	2,927	2,918	0,016
Cr 1,0_850+N2	4,071	4,120	4,058	4,108	4,089	0,029
Ni 0,3_850	1,605	1,530	1,605	1,531	1,568	0,043
Ni 0,5_850	2,123	2,099	2,127	2,118	2,117	0,012
Ni 0,7_850	2,934	2,883	2,839	2,852	2,877	0,042
Ni 1,0_850	3,044	3,062	3,021	3,023	3,038	0,019
Ni 0,3_850+N2	1,655	1,668	1,644	1,650	1,654	0,010
Ni 0,5_850+N2	1,819	1,829	1,804	1,826	1,820	0,011
Ni 0,7_850+N2	2,684	2,735	2,676	2,697	2,698	0,026
Ni 1,0_850+N2	3,004	3,001	3,004	2,989	3,000	0,007
42CrMo4_850	2,659	2,672	2,663	2,665	2,665	0,005
42CrMo4_850+N2	2,557	2,553	2,541	2,539	2,548	0,009
100Cr6_850	4,248	4,255	4,231	4,249	4,246	0,010
100Cr6_850+N2	3,762	3,756	3,759	3,768	3,761	0,005
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\bar{H}_c</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900	2,604	2,612	2,617	2,617	2,613	0,005
Mo 0,5_900	2,929	2,868	2,920	2,872	2,897	0,027
Mo 0,7_900	3,676	3,633	3,686	3,630	3,656	0,025
Mo 1,0_900	3,960	3,908	3,959	3,921	3,937	0,023
Mo 0,3_900+N2	2,374	2,37	2,389	2,376	2,377	0,007
Mo 0,5_900+N2	2,669	2,673	2,668	2,659	2,667	0,005
Mo 0,7_900+N2	3,369	3,338	3,361	3,338	3,352	0,014
Mo 1,0_900+N2	3,585	3,578	3,588	3,561	3,578	0,010
Cr 0,3_900	2,534	2,552	2,535	2,565	2,547	0,015
Cr 0,5_900	2,612	2,646	2,669	2,608	2,634	0,029
Cr 0,7_900	3,188	3,091	3,171	3,120	3,143	0,045
Cr 1,0_900	3,990	3,982	3,976	3,994	3,986	0,008
Cr 0,3_900+N2	2,263	2,391	2,310	2,415	2,345	0,071
Cr 0,5_900+N2	2,432	2,504	2,481	2,547	2,491	0,048
Cr 0,7_900+N2	3,049	3,147	3,068	3,128	3,098	0,047
Cr 1,0_900+N2	3,548	3,54	3,554	3,531	3,543	0,010
Ni 0,3_900	1,697	1,646	1,670	1,722	1,684	0,033
Ni 0,5_900	2,229	2,296	2,246	2,274	2,261	0,030
Ni 0,7_900	2,647	2,708	2,668	2,700	2,681	0,028
Ni 1,0_900	2,698	2,665	2,715	2,647	2,681	0,031
Ni 0,3_900+N2	1,594	1,570	1,636	1,549	1,587	0,037
Ni 0,5_900+N2	1,974	1,998	1,977	1,984	1,983	0,011
Ni 0,7_900+N2	2,205	2,208	2,236	2,249	2,225	0,021
Ni 1,0_900+N2	2,255	2,270	2,262	2,295	2,271	0,017
42CrMo4_900	2,670	2,702	2,798	2,705	2,719	0,055
42CrMo4_900+N2	2,539	2,551	2,652	2,543	2,571	0,054
100Cr6_900	4,150	4,162	4,146	4,140	4,150	0,009
100Cr6_900+N2	3,916	3,740	3,932	3,698	3,822	0,120

Austenitierungstemperatur=1080°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1080	8,629	8,657	8,680	8,662	8,657	0,021
S590_1080+N2	8,627	8,593	8,640	8,603	8,616	0,022
Austenitierungstemperatur=1130°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1130	9,731	9,696	9,721	9,697	9,711	0,018
S590_1130+N2	8,939	8,968	8,943	8,952	8,951	0,013
Austenitierungstemperatur=1180°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1180	10,280	10,240	10,250	10,290	10,265	0,024
S590_1180+N2	9,212	9,305	9,301	9,365	9,296	0,063

### 7.1.4.3. Angewässene Proben

#### 7.1.4.3.1. Angewässert bei 150°C

Tab.40: Koerzitivfeldstärke der angewässerten Proben (150°C).

Austenitierungstemperatur=800°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	HV0,1	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800_150	2,203	2,203	533	13	2,173	0,036
Mo 0,5_800_150	2,301	2,317	663	12	2,277	0,038
Mo 0,7_800_150	3,299	3,333	808	15	3,270	0,056
Mo 1,0_800_150	4,005	4,018	898	26	3,950	0,072
Mo 0,3_800+N2_150	2,111	2,099	485	9	2,111	0,012
Mo 0,5_800+N2_150	2,279	2,276	600	10	2,259	0,022
Mo 0,7_800+N2_150	2,866	2,888	839	8	2,834	0,050
Mo 1,0_800+N2_150	3,402	3,445	927	18	3,394	0,038
Cr 0,3_800_150	2,072	2,105	495	25	2,065	0,036
Cr 0,5_800_150	2,419	2,439	632	20	2,402	0,033
Cr 0,7_800_150	2,969	2,990	737	12	2,948	0,038
Cr 1,0_800_150	3,927	3,947	856	16	3,923	0,026
Cr 0,3_800+N2_150	2,082	2,108	488,2	12	2,072	0,030
Cr 0,5_800+N2_150	2,441	2,463	653	16	2,431	0,027
Cr 0,7_800+N2_150	2,707	2,720	734	29	2,695	0,026
Cr 1,0_800+N2_150	3,493	3,468	876	30	3,465	0,025
Ni 0,3_800_150	1,528	1,530	514	12	1,517	0,015
Ni 0,5_800_150	2,039	2,051	655	16	2,017	0,032
Ni 0,7_800_150	2,313	2,345	731	16	2,299	0,037
Ni 1,0_800_150	2,529	2,541	741	16	2,523	0,015
Ni 0,3_800+N2_150	1,509	1,505	516	19	1,504	0,008
Ni 0,5_800+N2_150	1,810	1,829	663	17	1,813	0,016
Ni 0,7_800+N2_150	2,015	2,011	749	17	1,993	0,024
Ni 1,0_800+N2_150	2,309	2,314	841	15	2,303	0,011
42CrMo4_800_150	2,578	2,576	653	10	2,540	0,043

42CrMo4_800+N2_150	2,263	2,311	664	12	2,278	0,024
100Cr6_800_150	2,921	2,996	759,2	13	2,946	0,038
100Cr6_800+N2_150	2,646	2,724	766,4	4	2,667	0,040
<b>Austenitierungstemperatur=850°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>HV0,1</b>	<b>σ<sub>HV0,1</sub></b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
Mo 0,3_850_150	2,258	2,253	477	11	2,266	0,018
Mo 0,5_850_150	2,587	2,576	654	25	2,558	0,028
Mo 0,7_850_150	3,337	3,366	810	5	3,338	0,021
Mo 1,0_850_150	3,677	3,733	875	16	3,712	0,029
Mo 0,3_850+N2_150	2,168	2,102	486	41	2,102	0,051
Mo 0,5_850+N2_150	2,318	2,367	572	19	2,320	0,033
Mo 0,7_850+N2_150	2,955	2,972	814	9	2,946	0,028
Mo 1,0_850+N2_150	3,232	3,266	948	29	3,245	0,016
Cr 0,3_850_150	2,300	2,313	450,8	34	2,272	0,041
Cr 0,5_850_150	2,524	2,555	642	25	2,516	0,033
Cr 0,7_850_150	2,936	2,957	736	11	2,925	0,028
Cr 1,0_850_150	3,781	3,794	883	9	3,769	0,023
Cr 0,3_850+N2_150	2,075	2,112	488	11	2,070	0,032
Cr 0,5_850+N2_150	2,367	2,377	654	26	2,346	0,031
Cr 0,7_850+N2_150	2,642	2,645	760	31	2,616	0,032
Cr 1,0_850+N2_150	3,373	3,363	882	35	3,336	0,038
Ni 0,3_850_150	1,572	1,633	502	13	1,577	0,039
Ni 0,5_850_150	2,077	2,092	641	11	2,067	0,025
Ni 0,7_850_150	2,236	2,243	721	21	2,228	0,015
Ni 1,0_850_150	2,241	2,257	721	17	2,249	0,011
Ni 0,3_850+N2_150	1,462	1,508	441	7	1,461	0,034
Ni 0,5_850+N2_150	1,805	1,832	660	15	1,790	0,037
Ni 0,7_850+N2_150	1,863	1,856	725	11	1,860	0,015
Ni 1,0_850+N2_150	2,090	2,127	824	29	2,091	0,028
42CrMo4_850_150	2,503	2,531	661	14	2,499	0,024
42CrMo4_850+N2_150	2,280	2,253	654	15	2,417	0,291
100Cr6_850_150	3,762	3,747	868,8	18	3,695	0,070
100Cr6_850+N2_150	3,123	3,159	902,6	12	3,118	0,031
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>HV0,1</b>	<b>σ<sub>HV0,1</sub></b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_150	2,265	2,256	514	14	2,258	0,011
Mo 0,5_900_150	2,505	2,529	673	5	2,472	0,055
Mo 0,7_900_150	3,250	3,245	804	15	3,244	0,005
Mo 1,0_900_150	3,571	3,604	911	6	3,547	0,052
Mo 0,3_900+N2_150	2,076	2,108	549	31	2,060	0,045
Mo 0,5_900+N2_150	2,304	2,312	602	7	2,260	0,056
Mo 0,7_900+N2_150	2,974	2,978	807	11	2,940	0,041
Mo 1,0_900+N2_150	3,164	3,181	933	11	3,141	0,040
Cr 0,3_900_150	2,254	2,273	479	20	2,229	0,042
Cr 0,5_900_150	2,506	2,514	615	33	2,483	0,032
Cr 0,7_900_150	2,895	2,912	750	11	2,883	0,027

Cr 1,0_900_150	3,409	3,440	887	25	3,396	0,036
Cr 0,3_900+N2_150	2,210	2,239	456	29	2,201	0,030
Cr 0,5_900+N2_150	2,292	2,309	656	16	2,275	0,031
Cr 0,7_900+N2_150	2,597	2,625	724	44	2,593	0,024
Cr 1,0_900+N2_150	2,816	2,845	893	38	2,805	0,035
Ni 0,3_900_150	1,545	1,538	510	15	1,526	0,018
Ni 0,5_900_150	2,014	2,036	635	18	2,009	0,021
Ni 0,7_900_150	2,251	2,245	727	8	2,221	0,032
Ni 1,0_900_150	2,175	2,188	743	31	2,164	0,021
Ni 0,3_900+N2_150	1,438	1,472	511	19	1,440	0,023
Ni 0,5_900+N2_150	1,856	1,853	660	8	1,839	0,018
Ni 0,7_900+N2_150	1,991	2,003	743	21	1,993	0,008
Ni 1,0_900+N2_150	2,093	2,131	839	10	2,086	0,035
42CrMo4_900_150	2,493	2,485	663	8	2,493	0,015
42CrMo4_900+N2_150	2,325	2,382	662	4	2,336	0,032
100Cr6_900_150	3,533	3,532	877	17	3,505	0,032
100Cr6_900+N2_150	3,065	3,062	937	18	3,030	0,039
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>HV0,1</b>	<b>σ<sub>HV0,1</sub></b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
S590_1080_150	8,005	7,954	886	11	7,94825	0,044
S590_1080+N2_150	7,489	7,476	904	5	7,471	0,015
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>HV0,1</b>	<b>σ<sub>HV0,1</sub></b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
S590_1130_150	8,877	8,859	925	20	8,895	0,033
S590_1130+N2_150	8,047	7,874	887	13	7,893	0,107
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>HV0,1</b>	<b>σ<sub>HV0,1</sub></b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
S590_1180_150	9,384	9,357	932	18	9,295	0,092
S590_1180+N2_150	8,518	8,483	978	21	8,478	0,032

### 7.1.4.3.2. Angelassen bei 300°C

Tab.41: Koerzitivfeldstärke der angelassenen Proben (300°C).

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>σ<sub>H<sub>c</sub></sub> [kA/m]</b>
Mo 0,3_800_300	1,405	1,414	1,378	1,342	1,385	0,032
Mo 0,5_800_300	1,511	1,535	1,500	1,486	1,508	0,021
Mo 0,7_800_300	1,667	1,692	1,709	1,691	1,690	0,017
Mo 1,0_800_300	2,036	2,037	1,975	1,957	2,001	0,041
Mo 0,3_800+N2_300	1,378	1,413	1,401	1,388	1,395	0,015
Mo 0,5_800+N2_300	1,516	1,532	1,499	1,478	1,506	0,023
Mo 0,7_800+N2_300	1,651	1,672	1,655	1,632	1,653	0,016
Mo 1,0_800+N2_300	1,941	1,956	1,958	1,947	1,951	0,008
Cr 0,3_800_300	1,461	1,459	1,448	1,429	1,449	0,015

Cr 0,5_800_300	1,806	1,819	1,814	1,803	1,811	0,007
Cr 0,7_800_300	1,878	1,887	1,896	1,882	1,886	0,008
Cr 1,0_800_300	2,171	2,069	2,059	2,137	2,109	0,054
Cr 0,3_800+N2_300	1,407	1,422	1,432	1,410	1,418	0,012
Cr 0,5_800+N2_300	1,791	1,791	1,792	1,767	1,785	0,012
Cr 0,7_800+N2_300	1,920	1,871	1,850	1,880	1,880	0,029
Cr 1,0_800+N2_300	2,025	2,134	2,108	2,075	2,086	0,047
Ni 0,3_800_300	1,188	1,188	1,156	1,138	1,168	0,025
Ni 0,5_800_300	1,359	1,365	1,348	1,318	1,348	0,021
Ni 0,7_800_300	1,518	1,532	1,479	1,467	1,499	0,031
Ni 1,0_800_300	1,926	1,931	1,891	1,872	1,905	0,028
Ni 0,3_800+N2_300	1,206	1,203	1,172	1,144	1,181	0,029
Ni 0,5_800+N2_300	1,346	1,366	1,295	1,296	1,326	0,036
Ni 0,7_800+N2_300	1,500	1,486	1,475	1,441	1,476	0,025
Ni 1,0_800+N2_300	1,821	1,825	1,786	1,772	1,801	0,026
42CrMo4_800_300	1,523	1,544	1,560	1,590	1,554	0,028
42CrMo4_800+N2_300	1,523	1,569	1,540	1,523	1,539	0,022
100Cr6_800_300	1,610	1,620	1,590	1,640	1,615	0,021
100Cr6_800+N2_300	1,699	1,620	1,680	1,610	1,652	0,044
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_850_300	1,372	1,402	1,348	1,358	1,370	0,023
Mo 0,5_850_300	1,544	1,554	1,551	1,531	1,545	0,010
Mo 0,7_850_300	1,638	1,654	1,628	1,612	1,633	0,018
Mo 1,0_850_300	2,021	2,026	1,995	1,965	2,002	0,028
Mo 0,3_850+N2_300	1,419	1,451	1,412	1,399	1,420	0,022
Mo 0,5_850+N2_300	1,488	1,540	1,528	1,496	1,513	0,025
Mo 0,7_850+N2_300	1,678	1,725	1,688	1,652	1,686	0,030
Mo 1,0_850+N2_300	1,894	1,918	1,921	1,895	1,907	0,014
Cr 0,3_850_300	1,475	1,448	1,414	1,469	1,452	0,028
Cr 0,5_850_300	1,734	1,740	1,718	1,700	1,723	0,018
Cr 0,7_850_300	1,888	1,907	1,878	1,850	1,881	0,024
Cr 1,0_850_300	2,069	2,079	2,067	2,050	2,066	0,012
Cr 0,3_850+N2_300	1,450	1,420	1,435	1,439	1,436	0,012
Cr 0,5_850+N2_300	1,769	1,700	1,721	1,701	1,723	0,032
Cr 0,7_850+N2_300	1,775	1,809	1,797	1,799	1,795	0,014
Cr 1,0_850+N2_300	2,039	2,013	1,988	2,037	2,019	0,024
Ni 0,3_850_300	1,184	1,194	1,166	1,136	1,170	0,025
Ni 0,5_850_300	1,351	1,367	1,331	1,229	1,320	0,062
Ni 0,7_850_300	1,489	1,539	1,455	1,434	1,479	0,046
Ni 1,0_850_300	1,813	1,811	1,781	1,769	1,794	0,022
Ni 0,3_850+N2_300	1,147	1,146	1,106	1,113	1,128	0,022
Ni 0,5_850+N2_300	1,322	1,348	1,318	1,313	1,325	0,016
Ni 0,7_850+N2_300	1,453	1,463	1,455	1,449	1,455	0,006
Ni 1,0_850+N2_300	1,763	1,790	1,753	1,747	1,763	0,019
42CrMo4_850_300	1,569	1,520	1,610	1,588	1,572	0,038
42CrMo4_850+N2_300	1,620	1,650	1,580	1,520	1,593	0,056

100Cr6_850_300	1,710	1,742	1,661	1,654	1,692	0,042
100Cr6_850+N2_300	1,750	1,771	1,701	1,684	1,727	0,041
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_300	1,385	1,396	1,373	1,342	1,374	0,023
Mo 0,5_900_300	1,534	1,540	1,526	1,515	1,529	0,011
Mo 0,7_900_300	1,671	1,696	1,656	1,637	1,665	0,025
Mo 1,0_900_300	1,996	2,019	1,993	1,962	1,993	0,023
Mo 0,3_900+N2_300	1,302	1,351	1,317	1,300	1,318	0,024
Mo 0,5_900+N2_300	1,513	1,525	1,497	1,498	1,508	0,013
Mo 0,7_900+N2_300	1,698	1,710	1,659	1,658	1,681	0,027
Mo 1,0_900+N2_300	1,904	1,930	1,905	1,885	1,906	0,018
Cr 0,3_900_300	1,487	1,501	1,522	1,480	1,498	0,019
Cr 0,5_900_300	1,708	1,738	1,714	1,690	1,713	0,020
Cr 0,7_900_300	1,775	1,776	1,738	1,782	1,768	0,020
Cr 1,0_900_300	2,088	2,105	2,082	2,086	2,090	0,010
Cr 0,3_900+N2_300	1,440	1,456	1,424	1,455	1,444	0,015
Cr 0,5_900+N2_300	1,726	1,705	1,683	1,709	1,706	0,018
Cr 0,7_900+N2_300	1,794	1,799	1,755	1,739	1,772	0,029
Cr 1,0_900+N2_300	1,966	1,997	1,974	1,962	1,975	0,016
Ni 0,3_900_300	1,146	1,178	1,167	1,163	1,164	0,013
Ni 0,5_900_300	1,329	1,351	1,310	1,299	1,322	0,023
Ni 0,7_900_300	1,513	1,507	1,467	1,448	1,484	0,031
Ni 1,0_900_300	1,866	1,864	1,854	1,843	1,857	0,011
Ni 0,3_900+N2_300	1,150	1,154	1,112	1,103	1,130	0,026
Ni 0,5_900+N2_300	1,322	1,344	1,301	1,311	1,320	0,018
Ni 0,7_900+N2_300	1,473	1,498	1,451	1,427	1,462	0,030
Ni 1,0_900+N2_300	1,714	1,753	1,697	1,682	1,712	0,031
42CrMo4_900_300	1,520	1,530	1,535	1,580	1,541	0,027
42CrMo4_900+N2_300	1,580	1,590	1,490	1,530	1,548	0,046
100Cr6_900_300	1,988	2,000	1,972	1,968	1,982	0,015
100Cr6_900+N2_300	2,033	2,088	2,050	2,103	2,069	0,033
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1080_300	7,789	7,755	7,643	7,750	7,734	0,063
S590_1080+N2_150_300	7,191	7,144	7,107	7,141	7,146	0,035
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1130_300	8,246	8,225	8,144	8,153	8,192	0,051
S590_1130+N2_300	7,622	7,542	7,502	7,499	7,541	0,057
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1180_300	8,573	8,617	8,577	8,599	8,592	0,020
S590_1180+N2_300	7,736	7,707	7,737	7,716	7,724	0,015



### 7.1.4.3.3. Angelassen bei 400°C

Tab.42: Koerzitivfeldstärke der angelassenen Proben (400°C).

Austenitisierungstemperatur=800°C						
Probe	1. $H_c$ [kA/m]	2. $H_c$ [kA/m]	3. $H_c$ [kA/m]	4. $H_c$ [kA/m]	$\bar{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800_400	1,211	1,209	1,202	1,171	1,198	0,019
Mo 0,5_800_400	1,278	1,281	1,274	1,261	1,274	0,009
Mo 0,7_800_400	1,455	1,483	1,444	1,431	1,453	0,022
Mo 1,0_800_400	1,853	1,879	1,836	1,816	1,846	0,027
Mo 0,3_800+N2_400	1,144	1,175	1,160	1,142	1,155	0,015
Mo 0,5_800+N2_400	1,309	1,319	1,303	1,281	1,303	0,016
Mo 0,7_800+N2_400	1,466	1,492	1,454	1,437	1,462	0,023
Mo 1,0_800+N2_400	1,817	1,837	1,829	1,813	1,824	0,011
Cr 0,3_800_400	1,304	1,322	1,297	1,304	1,307	0,011
Cr 0,5_800_400	1,578	1,581	1,577	1,564	1,575	0,008
Cr 0,7_800_400	1,658	1,664	1,647	1,651	1,655	0,008
Cr 1,0_800_400	1,816	1,743	1,725	1,783	1,767	0,041
Cr 0,3_800+N2_400	1,322	1,314	1,278	1,277	1,298	0,024
Cr 0,5_800+N2_400	1,650	1,643	1,578	1,584	1,614	0,038
Cr 0,7_800+N2_400	1,722	1,738	1,671	1,635	1,692	0,047
Cr 1,0_800+N2_400	1,760	1,764	1,741	1,729	1,749	0,016
Ni 0,3_800_400	0,992	0,967	0,958	0,969	0,972	0,014
Ni 0,5_800_400	1,160	1,160	1,139	1,141	1,150	0,012
Ni 0,7_800_400	1,361	1,368	1,329	1,310	1,342	0,027
Ni 1,0_800_400	1,788	1,781	1,761	1,752	1,771	0,017
Ni 0,3_800+N2_400	1,020	1,036	1,012	0,988	1,014	0,020
Ni 0,5_800+N2_400	1,157	1,156	1,115	1,112	1,135	0,025
Ni 0,7_800+N2_400	1,334	1,372	1,321	1,308	1,334	0,028
Ni 1,0_800+N2_400	1,694	1,710	1,671	1,641	1,679	0,030
42CrMo4_800_400	1,622	1,627	1,581	1,581	1,603	0,025
42CrMo4_800+N2_400	1,639	1,632	1,620	1,622	1,628	0,009
100Cr6_800_400	1,541	1,532	1,525	1,521	1,530	0,009
100Cr6_800+N2_400	1,484	1,502	1,489	1,476	1,488	0,011
Austenitisierungstemperatur=850°C						
Probe	1. $H_c$ [kA/m]	2. $H_c$ [kA/m]	3. $H_c$ [kA/m]	4. $H_c$ [kA/m]	$\bar{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_850_400	1,201	1,210	1,180	1,165	1,189	0,020
Mo 0,5_850_400	1,294	1,315	1,290	1,277	1,294	0,016
Mo 0,7_850_400	1,487	1,500	1,438	1,447	1,468	0,030
Mo 1,0_850_400	1,859	1,871	1,853	1,835	1,855	0,015
Mo 0,3_850+N2_400	1,196	1,206	1,165	1,152	1,180	0,025
Mo 0,5_850+N2_400	1,277	1,294	1,276	1,263	1,278	0,013
Mo 0,7_850+N2_400	1,442	1,470	1,441	1,439	1,448	0,015
Mo 1,0_850+N2_400	1,806	1,826	1,806	1,783	1,805	0,018
Cr 0,3_850_400	1,346	1,356	1,330	1,335	1,342	0,012
Cr 0,5_850_400	1,598	1,610	1,597	1,587	1,598	0,009
Cr 0,7_850_400	1,688	1,686	1,678	1,686	1,685	0,004

Cr 1,0_850_400	1,897	1,831	1,811	1,908	1,862	0,048
Cr 0,3_850+N2_400	1,338	1,333	1,326	1,318	1,329	0,009
Cr 0,5_850+N2_400	1,619	1,520	1,498	1,596	1,558	0,058
Cr 0,7_850+N2_400	1,681	1,686	1,629	1,615	1,653	0,036
Cr 1,0_850+N2_400	1,792	1,781	1,776	1,785	1,784	0,007
Ni 0,3_850_400	0,971	0,973	0,936	0,919	0,950	0,027
Ni 0,5_850_400	1,213	1,205	1,152	1,167	1,184	0,029
Ni 0,7_850_400	1,351	1,329	1,269	1,288	1,309	0,037
Ni 1,0_850_400	1,746	1,761	1,690	1,662	1,715	0,047
Ni 0,3_850+N2_400	1,006	1,022	0,989	0,969	0,997	0,023
Ni 0,5_850+N2_400	1,142	1,147	1,111	1,110	1,128	0,020
Ni 0,7_850+N2_400	1,328	1,308	1,210	1,291	1,284	0,052
Ni 1,0_850+N2_400	1,659	1,668	1,604	1,615	1,637	0,032
42CrMo4_850_400	1,666	1,663	1,524	1,521	1,594	0,082
42CrMo4_850+N2_400	1,618	1,611	1,506	1,560	1,574	0,052
100Cr6_850_400	1,690	1,665	1,766	1,742	1,716	0,046
100Cr6_850+N2_400	1,661	1,651	1,655	1,638	1,651	0,010
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b>1. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>2. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>3. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b>4. H<sub>c</sub> [kA/m]</b>	<b><math>\bar{H}_c</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_400	1,185	1,209	1,179	1,165	1,185	0,018
Mo 0,5_900_400	1,276	1,291	1,261	1,242	1,268	0,021
Mo 0,7_900_400	1,431	1,468	1,440	1,447	1,447	0,016
Mo 1,0_900_400	1,801	1,808	1,809	1,801	1,805	0,004
Mo 0,3_900+N2_400	1,144	1,166	1,144	1,122	1,144	0,018
Mo 0,5_900+N2_400	1,264	1,289	1,263	1,238	1,264	0,021
Mo 0,7_900+N2_400	1,442	1,481	1,459	1,446	1,457	0,018
Mo 1,0_900+N2_400	1,784	1,800	1,799	1,782	1,791	0,010
Cr 0,3_900_400	1,401	1,403	1,349	1,367	1,380	0,026
Cr 0,5_900_400	1,599	1,612	1,541	1,523	1,569	0,043
Cr 0,7_900_400	1,628	1,644	1,595	1,594	1,615	0,025
Cr 1,0_900_400	1,977	1,990	1,971	1,979	1,979	0,008
Cr 0,3_900+N2_400	1,372	1,291	1,247	1,347	1,314	0,056
Cr 0,5_900+N2_400	1,540	1,546	1,513	1,523	1,531	0,015
Cr 0,7_900+N2_400	1,640	1,650	1,636	1,628	1,639	0,009
Cr 1,0_900+N2_400	1,881	1,871	1,872	1,869	1,873	0,005
Ni 0,3_900_400	1,006	1,024	0,991	0,976	0,999	0,021
Ni 0,5_900_400	1,137	1,138	1,093	1,089	1,114	0,027
Ni 0,7_900_400	1,342	1,327	1,312	1,295	1,319	0,020
Ni 1,0_900_400	1,751	1,734	1,691	1,712	1,722	0,026
Ni 0,3_900+N2_400	0,989	0,979	0,924	0,948	0,960	0,030
Ni 0,5_900+N2_400	1,155	1,175	1,115	1,120	1,141	0,029
Ni 0,7_900+N2_400	1,361	1,349	1,304	1,319	1,333	0,026
Ni 1,0_900+N2_400	1,675	1,677	1,624	1,630	1,652	0,028
42CrMo4_900_400	1,482	1,577	1,558	1,563	1,545	0,043
42CrMo4_900+N2_400	1,528	1,523	1,517	1,522	1,523	0,005
100Cr6_900_400	1,880	1,897	1,887	1,853	1,879	0,019
100Cr6_900+N2_400	1,960	1,977	1,938	1,924	1,950	0,023

Austenitierungstemperatur=1080°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1080_400	7,579	7,401	7,357	7,367	7,426	0,104
S590_1080+N2_400	6,981	6,815	6,729	6,712	6,809	0,123
Austenitierungstemperatur=1130°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1130_400	7,763	7,762	7,741	7,747	7,753	0,011
S590_1130+N2_400	7,365	7,379	7,257	7,248	7,312	0,069
Austenitierungstemperatur=1180°C						
Probe	1. H <sub>c</sub> [kA/m]	2. H <sub>c</sub> [kA/m]	3. H <sub>c</sub> [kA/m]	4. H <sub>c</sub> [kA/m]	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1180_400	7,969	7,957	7,888	7,910	7,931	0,038
S590_1180+N2_400	7,276	7,296	7,285	7,267	7,281	0,012

## 7.1.5. Gegenüberstellung der mechanischen und magnetischen Härte

### 7.1.5.1. Nicht-wärmebehandelte Proben

Tab.43: Mechanische und magnetische Härte der nicht-wärmebehandelten Proben

Probe	$\overline{HV}_{10}$	$\sigma_{HV10}$	$\overline{HV}_{0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3	124	3	185	8	0,719	0,023
Mo 0,5	162	2	215	7	1,035	0,004
Mo 0,7	180	2	236	12	1,304	0,022
Mo 1,0	188	1	289	14	1,741	0,009
Cr 0,3	103	2	190	20	0,550	0,027
Cr 0,5	157	4	248	9	1,598	0,026
Cr 0,7	194	2	265	5	2,161	0,030
Cr 1,0	253	11	308	13	2,360	0,021
Ni 0,3	123	2	208	18	0,863	0,012
Ni 0,5	139	2	236	24	1,097	0,019
Ni 0,7	160	1	287	5	1,381	0,012
Ni 1,0	212	4	363	7	1,745	0,013
100Cr6	227	5	204	3	0,850	0,055
42CrMo4	212	4	219	6	1,273	0,040
S590	295	1	319	7	1,704	0,007

### 7.1.5.2. Gehärtete Proben

Tab.44: Mechanische und magnetische Härte der gehärteten Proben

Austenitierungstemperatur=800°C						
Probe	$\overline{HV}_{30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV}_{0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H}_c$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800	301	4	536	19	2,435	0,006
Mo 0,5_800	397	6	668	15	2,857	0,008

Mo 0,7_800	480	7	823	30	3,907	0,011
Mo 1,0_800	571	6	893	10	4,760	0,012
Mo 0,3_800+N2	331	8	549	15	2,218	0,005
Mo 0,5_800+N2	401	12	705	13	2,611	0,015
Mo 0,7_800+N2	504	6	862	21	3,541	0,008
Mo 1,0_800+N2	571	10	982	42	4,287	0,007
Cr 0,3_800	282	18	473	21	2,406	0,009
Cr 0,5_800	391	7	648	14	2,747	0,013
Cr 0,7_800	474	9	695	34	3,344	0,011
Cr 1,0_800	510	16	823	28	4,500	0,013
Cr 0,3_800+N2	288	1	505	7	2,349	0,009
Cr 0,5_800+N2	394	8	641	32	2,634	0,019
Cr 0,7_800+N2	439	17	738	9	3,143	0,006
Cr 1,0_800+N2	505	17	889	15	4,273	0,029
Ni 0,3_800	262	12	461	26	1,664	0,005
Ni 0,5_800	354	7	615	18	2,401	0,011
Ni 0,7_800	407	2	702	15	3,008	0,007
Ni 1,0_800	412	6	738	22	3,513	0,009
Ni 0,3_800+N2	283	3	541	9	1,615	0,020
Ni 0,5_800+N2	358	15	651	35	2,102	0,007
Ni 0,7_800+N2	409	20	761	14	2,737	0,007
Ni 1,0_800+N2	461	2	817	21	3,317	0,014
42CrMo4_800	641	8	659	13	2,794	0,036
42CrMo4_800+N2	634	2	882	18	2,622	0,027
100Cr6_800	839	10	884	21	3,532	0,083
100Cr6_800+N2	832	18	891	25	3,211	0,016
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_850	334	3	548	25	2,457	0,016
Mo 0,5_850	374	14	630	31	2,588	0,035
Mo 0,7_850	497	5	837	21	4,003	0,046
Mo 1,0_850	546	5	885	33	4,283	0,055
Mo 0,3_850+N2	315	11	563	6	2,290	0,018
Mo 0,5_850+N2	406	30	636	18	2,773	0,018
Mo 0,7_850+N2	527	8	842	11	3,598	0,046
Mo 1,0_850+N2	554	19	943	21	3,609	0,035
Cr 0,3_850	294	5	441	29	2,575	0,063
Cr 0,5_850	397	11	638	30	2,727	0,058
Cr 0,7_850	435	31	766	12	3,176	0,073
Cr 1,0_850	493	18	850	34	4,085	0,042
Cr 0,3_850+N2	288	5	491	14	2,258	0,027
Cr 0,5_850+N2	401	11	626	23	2,513	0,025
Cr 0,7_850+N2	467	5	738	10	2,918	0,016
Cr 1,0_850+N2	552	7	889	11	4,089	0,029
Ni 0,3_850	253	17	496	27	1,568	0,043
Ni 0,5_850	340	9	636	20	2,117	0,012
Ni 0,7_850	381	5	735	12	2,877	0,042

Ni 1,0_850	411	7	731	11	3,038	0,019
Ni 0,3_850+N2	262	2	530	8	1,654	0,010
Ni 0,5_850+N2	327	10	654	19	1,820	0,011
Ni 0,7_850+N2	391	6	764	23	2,698	0,026
Ni 1,0_850+N2	459	16	840	18	3,000	0,007
42CrMo4_850	658	3	672	15	2,665	0,005
42CrMo4_850+N2	647	6	672	19	2,548	0,009
100Cr6_850	848	5	864	13	4,246	0,010
100Cr6_850+N2	874	2	879	23	3,761	0,005
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900	324	20	527	17	2,613	0,005
Mo 0,5_900	428	11	652	21	2,897	0,027
Mo 0,7_900	509	2	804	11	3,656	0,025
Mo 1,0_900	554	19	864	11	3,937	0,023
Mo 0,3_900+N2	334	10	489	14	2,377	0,007
Mo 0,5_900+N2	418	3	666	13	2,667	0,005
Mo 0,7_900+N2	486	8	816	21	3,352	0,014
Mo 1,0_900+N2	562	13	912	23	3,578	0,010
Cr 0,3_900	294	3	462	23	2,547	0,015
Cr 0,5_900	397	15	587	28	2,634	0,029
Cr 0,7_900	464	5	727	20	3,143	0,045
Cr 1,0_900	500	17	816	31	3,986	0,008
Cr 0,3_900+N2	293	3	475	22	2,345	0,071
Cr 0,5_900+N2	403	5	634	15	2,491	0,048
Cr 0,7_900+N2	452	6	755	18	3,098	0,047
Cr 1,0_900+N2	540	36	895	11	3,543	0,010
Ni 0,3_900	270	3	510	11	1,684	0,033
Ni 0,5_900	340	14	656	8	2,261	0,030
Ni 0,7_900	375	12	742	19	2,681	0,028
Ni 1,0_900	386	12	747	8	2,681	0,031
Ni 0,3_900+N2	262	8	517	7	1,587	0,037
Ni 0,5_900+N2	356	9	622	11	1,983	0,011
Ni 0,7_900+N2	415	21	748	17	2,225	0,021
Ni 1,0_900+N2	447	17	793	10	2,271	0,017
42CrMo4_900	637	19	691	7	2,719	0,055
42CrMo4_900+N2	637	2	654	13	2,571	0,054
100Cr6_900	841	14	880	9	4,150	0,009
100Cr6_900+N2	891	20	875	12	3,822	0,120
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1080	854	10	913	909	7,426	0,104
S590_1080+N2	852	13	920	16	6,809	0,123
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>

S590_1130	903	14	946	12	7,753	0,011
S590_1130+N2	873	24	914	14	7,312	0,069
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1180	889	2	936	24	7,931	0,038
S590_1180+N2	934	6	993	6	7,281	0,012

### 7.1.5.3. Angelassene Proben

#### 7.1.5.3.1. Angelassen bei 150°C

Tab.45: Mechanische und magnetische Härte der angelassenen Proben (150°C)

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_800_150	321	14	533	13	2,173	0,036
Mo 0,5_800_150	396	6	663	12	2,277	0,038
Mo 0,7_800_150	504	6	808	15	3,270	0,056
Mo 1,0_800_150	564	23	898	26	3,950	0,072
Mo 0,3_800+N2_150	320	4	485	9	2,111	0,012
Mo 0,5_800+N2_150	411	2	600	10	2,259	0,022
Mo 0,7_800+N2_150	477	17	839	8	2,834	0,050
Mo 1,0_800+N2_150	563	10	927	18	3,394	0,038
Cr 0,3_800_150	289	6	495	25	2,065	0,036
Cr 0,5_800_150	407	4	632	20	2,402	0,033
Cr 0,7_800_150	451	6	737	12	2,948	0,038
Cr 1,0_800_150	490	20	856	16	3,923	0,026
Cr 0,3_800+N2_150	292	6	488,2	12	2,072	0,030
Cr 0,5_800+N2_150	408	5	653	16	2,431	0,027
Cr 0,7_800+N2_150	441	12	734	29	2,695	0,026
Cr 1,0_800+N2_150	530	20	876	30	3,465	0,025
Ni 0,3_800_150	282	1	514	12	1,517	0,015
Ni 0,5_800_150	344	15	655	16	2,017	0,032
Ni 0,7_800_150	403	7	731	16	2,299	0,037
Ni 1,0_800_150	426	10	741	16	2,523	0,015
Ni 0,3_800+N2_150	285	4	516	19	1,504	0,008
Ni 0,5_800+N2_150	342	10	663	17	1,813	0,016
Ni 0,7_800+N2_150	394	13	749	17	1,993	0,024
Ni 1,0_800+N2_150	492	6	841	15	2,303	0,011
42CrMo4_800_150	660	10	653	10	2,540	0,043
42CrMo4_800+N2_150	649	8	664	12	2,278	0,024
100Cr6_800_150	732	13	759,2	13	2,946	0,038
100Cr6_800+N2_150	756	12	766,4	4	2,667	0,040
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_850_150	322	12	477	11	2,266	0,018
Mo 0,5_850_150	400	14	654	25	2,558	0,028

Mo 0,7_850_150	497	12	810	5	3,338	0,021
Mo 1,0_850_150	553	10	875	16	3,712	0,029
Mo 0,3_850+N2_150	331	12	486	41	2,102	0,051
Mo 0,5_850+N2_150	405	24	572	19	2,320	0,033
Mo 0,7_850+N2_150	485	5	814	9	2,946	0,028
Mo 1,0_850+N2_150	548	7	948	29	3,245	0,016
Cr 0,3_850_150	292	6	450,8	34	2,272	0,041
Cr 0,5_850_150	401	5	642	25	2,516	0,033
Cr 0,7_850_150	446	25	736	11	2,925	0,028
Cr 1,0_850_150	511	20	883	9	3,769	0,023
Cr 0,3_850+N2_150	315	6	488	11	2,070	0,032
Cr 0,5_850+N2_150	392	4	654	26	2,346	0,031
Cr 0,7_850+N2_150	477	8	760	31	2,616	0,032
Cr 1,0_850+N2_150	532	20	882	35	3,336	0,038
Ni 0,3_850_150	277	4	502	13	1,577	0,039
Ni 0,5_850_150	359	15	641	11	2,067	0,025
Ni 0,7_850_150	386	5	721	21	2,228	0,015
Ni 1,0_850_150	407	6	721	17	2,249	0,011
Ni 0,3_850+N2_150	257	18	441	7	1,461	0,034
Ni 0,5_850+N2_150	352	18	660	15	1,790	0,037
Ni 0,7_850+N2_150	411	14	725	11	1,860	0,015
Ni 1,0_850+N2_150	462	15	824	29	2,091	0,028
42CrMo4_850_150	668	11	661	14	2,499	0,024
42CrMo4_850+N2_150	655	10	654	15	2,417	0,291
100Cr6_850_150	846	6	868,8	18	3,695	0,070
100Cr6_850+N2_150	880	3	902,6	12	3,118	0,031
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_150	334	4	514	14	2,258	0,011
Mo 0,5_900_150	422	8	673	5	2,472	0,055
Mo 0,7_900_150	499	6	804	15	3,244	0,005
Mo 1,0_900_150	566	14	911	6	3,547	0,052
Mo 0,3_900+N2_150	322	13	549	31	2,060	0,045
Mo 0,5_900+N2_150	417	12	602	7	2,260	0,056
Mo 0,7_900+N2_150	463	8	807	11	2,940	0,041
Mo 1,0_900+N2_150	552	3	933	11	3,141	0,040
Cr 0,3_900_150	298	7	479	20	2,229	0,042
Cr 0,5_900_150	391	3	615	33	2,483	0,032
Cr 0,7_900_150	459	9	750	11	2,883	0,027
Cr 1,0_900_150	531	8	887	25	3,396	0,036
Cr 0,3_900+N2_150	306	6	456	29	2,201	0,030
Cr 0,5_900+N2_150	414	9	656	16	2,275	0,031
Cr 0,7_900+N2_150	462	15	724	44	2,593	0,024
Cr 1,0_900+N2_150	554	17	893	38	2,805	0,035
Ni 0,3_900_150	265	11	510	15	1,526	0,018
Ni 0,5_900_150	346	9	635	18	2,009	0,021
Ni 0,7_900_150	391	8	727	8	2,221	0,032

Ni 1,0_900_150	412	3	743	31	2,164	0,021
Ni 0,3_900+N2_150	267	15	511	19	1,440	0,023
Ni 0,5_900+N2_150	339	11	660	8	1,839	0,018
Ni 0,7_900+N2_150	428	9	743	21	1,993	0,008
Ni 1,0_900+N2_150	455	16	839	10	2,086	0,035
42CrMo4_900_150	663	8	663	8	2,493	0,015
42CrMo4_900+N2_150	645	3	662	4	2,336	0,032
100Cr6_900_150	827	14	877	17	3,505	0,032
100Cr6_900+N2_150	902	8	937	18	3,030	0,039
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>						
<b>Probe</b>	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1080_150	901	17	886	11	7,94825	0,044
S590_1080+N2_150	920	7	904	5	7,471	0,015
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>						
<b>Probe</b>	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1130_150	893	2	925	20	8,895	0,033
S590_1130+N2_150	890	9	887	13	7,893	0,107
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>						
<b>Probe</b>	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1180_150	911	6	663	12	9,295	0,092
S590_1180+N2_150	936	6	808	15	8,478	0,032

### 7.1.5.3.2. Angewärmt bei 300°C

Tab.46: Mechanische und magnetische Härte der angewärmten Proben (300°C)

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>						
<b>Probe</b>	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800_300	294	7	472	8	1,385	0,032
Mo 0,5_800_300	330	6	541	13	1,508	0,021
Mo 0,7_800_300	393	15	660	16	1,690	0,017
Mo 1,0_800_300	441	6	750	19	2,001	0,041
Mo 0,3_800+N2_300	302	10	479	11	1,395	0,015
Mo 0,5_800+N2_300	329	9	532	8	1,506	0,023
Mo 0,7_800+N2_300	368	4	644	8	1,653	0,016
Mo 1,0_800+N2_300	451	16	711	24	1,951	0,008
Cr 0,3_800_300	282	4	440	13	1,449	0,015
Cr 0,5_800_300	324	1	526	18	1,811	0,007
Cr 0,7_800_300	371	7	604	12	1,886	0,008
Cr 1,0_800_300	402	19	698	12	2,109	0,054
Cr 0,3_800+N2_300	266	1	428	15	1,418	0,012
Cr 0,5_800+N2_300	322	4	538	7	1,785	0,012
Cr 0,7_800+N2_300	356	4	606	11	1,880	0,029
Cr 1,0_800+N2_300	404	15	741	8	2,086	0,047



Ni 0,3_800_300	232	6	413	30	1,168	0,025
Ni 0,5_800_300	283	5	530	30	1,348	0,021
Ni 0,7_800_300	324	6	598	4	1,499	0,031
Ni 1,0_800_300	374	21	661	12	1,905	0,028
Ni 0,3_800+N2_300	244	3	439	6	1,181	0,029
Ni 0,5_800+N2_300	278	4	550	14	1,326	0,036
Ni 0,7_800+N2_300	319	10	618	5	1,476	0,025
Ni 1,0_800+N2_300	395	20	692	16	1,801	0,026
42CrMo4_800_300	567	4	579	14	1,554	0,028
42CrMo4_800+N2_300	560	15	550	11	1,539	0,022
100Cr6_800_300	631	11	656	13	1,615	0,021
100Cr6_800+N2_300	627	5	626,6	8	1,652	0,044
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_850_300	291	2	476	15	1,370	0,023
Mo 0,5_850_300	332	2	547	8	1,545	0,010
Mo 0,7_850_300	388	2	624	8	1,633	0,018
Mo 1,0_850_300	429	15	731	9	2,002	0,028
Mo 0,3_850+N2_300	324	4	490	8	1,420	0,022
Mo 0,5_850+N2_300	333	6	556	5	1,513	0,025
Mo 0,7_850+N2_300	393	3	666	12	1,686	0,030
Mo 1,0_850+N2_300	426	3	711	3	1,907	0,014
Cr 0,3_850_300	272	6	447	5	1,452	0,028
Cr 0,5_850_300	330	6	535	22	1,723	0,018
Cr 0,7_850_300	357	3	637	10	1,881	0,024
Cr 1,0_850_300	448	10	723	8	2,066	0,012
Cr 0,3_850+N2_300	276	3	438	19	1,436	0,012
Cr 0,5_850+N2_300	327	4	541	7	1,723	0,032
Cr 0,7_850+N2_300	374	3	614	8	1,795	0,014
Cr 1,0_850+N2_300	412	14	763	14	2,019	0,024
Ni 0,3_850_300	251	10	435	19	1,170	0,025
Ni 0,5_850_300	293	4	524	11	1,320	0,062
Ni 0,7_850_300	340	4	600	7	1,479	0,046
Ni 1,0_850_300	360	9	657	10	1,794	0,022
Ni 0,3_850+N2_300	246	2	446	7	1,128	0,022
Ni 0,5_850+N2_300	290	7	535	7	1,325	0,016
Ni 0,7_850+N2_300	316	7	578	11	1,455	0,006
Ni 1,0_850+N2_300	375	4	673	17	1,763	0,019
42CrMo4_850_300	555	16	536	18	1,572	0,038
42CrMo4_850+N2_300	571	8	555	2	1,593	0,056
100Cr6_850_300	725	10	736	15	1,692	0,042
100Cr6_850+N2_300	729	8	743	12	1,727	0,041
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_300	280	11	437	17	1,374	0,023
Mo 0,5_900_300	324	14	535	10	1,529	0,011

Mo 0,7_900_300	389	10	615	15	1,665	0,025
Mo 1,0_900_300	441	15	738	15	1,993	0,023
Mo 0,3_900+N2_300	297	3	465	14	1,318	0,024
Mo 0,5_900+N2_300	321	2	549	12	1,508	0,013
Mo 0,7_900+N2_300	386	5	662	7	1,681	0,027
Mo 1,0_900+N2_300	427	2	706	7	1,906	0,018
Cr 0,3_900_300	278	5	416	21	1,498	0,019
Cr 0,5_900_300	329	4	525	16	1,713	0,020
Cr 0,7_900_300	353	5	628	10	1,768	0,020
Cr 1,0_900_300	412	6	705	13	2,090	0,010
Cr 0,3_900+N2_300	274	8	442	12	1,444	0,015
Cr 0,5_900+N2_300	323	5	534	24	1,706	0,018
Cr 0,7_900+N2_300	361	12	628	6	1,772	0,029
Cr 1,0_900+N2_300	453	2	752	16	1,975	0,016
Ni 0,3_900_300	238	1	447	14	1,164	0,013
Ni 0,5_900_300	284	4	530	7	1,322	0,023
Ni 0,7_900_300	323	9	596	6	1,484	0,031
Ni 1,0_900_300	377	5	661	21	1,857	0,011
Ni 0,3_900+N2_300	244	2	434	26	1,130	0,026
Ni 0,5_900+N2_300	280	7	531	9	1,320	0,018
Ni 0,7_900+N2_300	327	8	597	27	1,462	0,030
Ni 1,0_900+N2_300	368	3	669	4	1,712	0,031
42CrMo4_900_300	565	4	558	18	1,541	0,027
42CrMo4_900+N2_300	559	5	562	19	1,548	0,046
100Cr6_900_300	742	20	745	8	1,982	0,015
100Cr6_900+N2_300	736	3	761	17	2,069	0,033
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1080_300	936	14	859	6	7,734	0,063
S590_1080+N2_150_300	872	5	887	15	7,146	0,035
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1130_300	874	2	866	15	8,192	0,051
S590_1130+N2_300	897	23	913	11	7,541	0,057
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
S590_1180_300	940	2	872	16	8,592	0,020
S590_1180+N2_300	887	9	934	21	7,724	0,015

### 7.1.5.3.3. Angewässen bei 400°C

Tab.47: Mechanische und magnetische Härte der angewässenen Proben (400°C)

Austenitisierungstemperatur=800°C						
Probe	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_800_400	275	3	413	7	1,198	0,019
Mo 0,5_800_400	297	3	472	4	1,274	0,009
Mo 0,7_800_400	333	8	547	10	1,453	0,022
Mo 1,0_800_400	376	10	609	10	1,846	0,027
Mo 0,3_800+N2_400	273	4	409	3	1,155	0,015
Mo 0,5_800+N2_400	289	0	486	8	1,303	0,016
Mo 0,7_800+N2_400	340	3	556	5	1,462	0,023
Mo 1,0_800+N2_400	395	7	634	31	1,824	0,011
Cr 0,3_800_400	245	4	412	9	1,307	0,011
Cr 0,5_800_400	294	9	476	4	1,575	0,008
Cr 0,7_800_400	333	8	555	8	1,655	0,008
Cr 1,0_800_400	363	5	608	13	1,767	0,041
Cr 0,3_800+N2_400	256	2	407,4	16	1,298	0,024
Cr 0,5_800+N2_400	303	5	488	15	1,614	0,038
Cr 0,7_800+N2_400	317	6	551	7	1,692	0,047
Cr 1,0_800+N2_400	387	7	596	3	1,749	0,016
Ni 0,3_800_400	215	1	391	10	0,972	0,014
Ni 0,5_800_400	248	2	460	8	1,150	0,012
Ni 0,7_800_400	278	5	513	6	1,342	0,027
Ni 1,0_800_400	305	9	557	9	1,771	0,017
Ni 0,3_800+N2_400	218	1	403	11	1,014	0,020
Ni 0,5_800+N2_400	237	4	478	9	1,135	0,025
Ni 0,7_800+N2_400	277	4	529	11	1,334	0,028
Ni 1,0_800+N2_400	311	3	564	13	1,679	0,030
42CrMo4_800_400	493	3	484	8	1,603	0,025
42CrMo4_800+N2_400	506	7	491	4	1,628	0,009
100Cr6_800_400	521	2	522,6	10	1,530	0,009
100Cr6_800+N2_400	527	3	555,2	7	1,488	0,011
Austenitisierungstemperatur=850°C						
Probe	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
Mo 0,3_850_400	268	6	415	9	1,189	0,020
Mo 0,5_850_400	290	1	484	7	1,294	0,016
Mo 0,7_850_400	329	8	561	8	1,468	0,030
Mo 1,0_850_400	376	16	612	12	1,855	0,015
Mo 0,3_850+N2_400	280	6	427	10	1,180	0,025
Mo 0,5_850+N2_400	305	4	476	10	1,278	0,013
Mo 0,7_850+N2_400	333	5	552	13	1,448	0,015
Mo 1,0_850+N2_400	379	8	617	7	1,805	0,018
Cr 0,3_850_400	266	2	402,8	15	1,342	0,012
Cr 0,5_850_400	301	3	497	10	1,598	0,009
Cr 0,7_850_400	330	5	564	10	1,685	0,004

Cr 1,0_850_400	390	2	644	14	1,862	0,048
Cr 0,3_850+N2_400	242	5	412	15	1,329	0,009
Cr 0,5_850+N2_400	304	10	499	7	1,558	0,058
Cr 0,7_850+N2_400	325	5	566	6	1,653	0,036
Cr 1,0_850+N2_400	386	3	633	10	1,784	0,007
Ni 0,3_850_400	213	1	399	4	0,950	0,027
Ni 0,5_850_400	241	5	463	23	1,184	0,029
Ni 0,7_850_400	271	7	504	8	1,309	0,037
Ni 1,0_850_400	294	8	533	15	1,715	0,047
Ni 0,3_850+N2_400	212	2	391	7	0,997	0,023
Ni 0,5_850+N2_400	242	2	451	9	1,128	0,020
Ni 0,7_850+N2_400	270	5	497	5	1,284	0,052
Ni 1,0_850+N2_400	304	3	576	16	1,637	0,032
42CrMo4_850_400	492	2	491	8	1,594	0,082
42CrMo4_850+N2_400	482	4	485	5	1,574	0,052
100Cr6_850_400	596	12	597,6	10	1,716	0,046
100Cr6_850+N2_400	578	5	613	6	1,651	0,010
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>						
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{HV30}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV30}</math></b>	<b><math>\overline{HV0,1}</math></b>	<b><math>\sigma_{HV0,1}</math></b>	<b><math>\overline{H_c}</math> [kA/m]</b>	<b><math>\sigma_{H_c}</math> [kA/m]</b>
Mo 0,3_900_400	268	4	425	4	1,185	0,018
Mo 0,5_900_400	292	3	469	9	1,268	0,021
Mo 0,7_900_400	336	5	553	5	1,447	0,016
Mo 1,0_900_400	381	4	598	8	1,805	0,004
Mo 0,3_900+N2_400	264	6	422	7	1,144	0,018
Mo 0,5_900+N2_400	291	6	488	8	1,264	0,021
Mo 0,7_900+N2_400	331	1	573	7	1,457	0,018
Mo 1,0_900+N2_400	374	6	613	8	1,791	0,010
Cr 0,3_900_400	255	2	423	13	1,380	0,026
Cr 0,5_900_400	296	1	494	3	1,569	0,043
Cr 0,7_900_400	314	0	571	16	1,615	0,025
Cr 1,0_900_400	383	4	638	16	1,979	0,008
Cr 0,3_900+N2_400	259	5	417	15	1,314	0,056
Cr 0,5_900+N2_400	299	3	486	8	1,531	0,015
Cr 0,7_900+N2_400	320	9	574	11	1,639	0,009
Cr 1,0_900+N2_400	373	8	638	16	1,873	0,005
Ni 0,3_900_400	208	2	396	14	0,999	0,021
Ni 0,5_900_400	240	3	451	14	1,114	0,027
Ni 0,7_900_400	267	6	508	3	1,319	0,020
Ni 1,0_900_400	303	6	565	28	1,722	0,026
Ni 0,3_900+N2_400	213	4	391	7	0,960	0,030
Ni 0,5_900+N2_400	240	6	455	3	1,141	0,029
Ni 0,7_900+N2_400	264	3	524	21	1,333	0,026
Ni 1,0_900+N2_400	301	0	562	6	1,652	0,028
42CrMo4_900_400	499	5	493	5	1,545	0,043
42CrMo4_900+N2_400	494	19	498	12	1,523	0,005
100Cr6_900_400	618	4	620,6	13	1,879	0,019
100Cr6_900+N2_400	627	9	662,6	12	1,950	0,023

Austenitierungstemperatur=1080°C						
Probe	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1080_400	848	9	888	12	7,426	0,104
S590_1080+N2_400	847	2	881	29	6,809	0,123
Austenitierungstemperatur=1130°C						
Probe	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1130_400	843	10	887	7	7,753	0,011
S590_1130+N2_400	882	11	936	19	7,312	0,069
Austenitierungstemperatur=1180°C						
Probe	$\overline{HV30}$	$\sigma_{HV30}$	$\overline{HV0,1}$	$\sigma_{HV0,1}$	$\overline{H_c}$ [kA/m]	$\sigma_{H_c}$ [kA/m]
S590_1180_400	844	4	876	15	7,931	0,038
S590_1180+N2_400	886	4	934	13	7,281	0,012

## 7.2. Rohdaten für die Quantifizierung des Restaustenits

### 7.2.1. Ergebnisse des magnetischen Sättigungsmoments

#### 7.2.1.1. Nicht-wärmebehandelte Proben

Tab.48: magnetisches Sättigungsmoment der nicht-wärmebehandelten Proben

Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3	263,7	257,1	0,2
Mo 0,5	260,1	253,6	0,3
Mo 0,7	257,9	251,4	0,1
Mo 1,0	253,1	246,8	0,5
Cr 0,3	256,9	250,5	0,5
Cr 0,5	251,1	244,8	0,1
Cr 0,7	244,7	238,6	0,2
Cr 1,0	236,6	230,7	0,2
Ni 0,3	261,7	255,1	0,1
Ni 0,5	260,5	254,0	0,0
Ni 0,7	258,4	252,0	0,1
Ni 1,0	253,7	247,3	0,1
100Cr6	227,2	221,5	0,1
42CrMo4	254,7	248,3	0,1
S590	204,4	199,3	0,3

#### 7.2.1.2. Gehärtete Proben

Tab.49: magnetisches Sättigungsmoment der gehärteten Proben.

Austenitisierungstemperatur=800°C			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3_800	261,6	255,0	0,1
Mo 0,5_800	258,8	252,3	0,0
Mo 0,7_800	251,0	244,7	0,3
Mo 1,0_800	225,7	220,1	0,1
Mo 0,3_800+N2	264,0	257,4	0,1
Mo 0,5_800+N2	262,5	255,9	0,1
Mo 0,7_800+N2	256,7	250,3	0,6
Mo 1,0_800+N2	252,1	245,8	0,1
Cr 0,3_800	258,5	252,0	0,0
Cr 0,5_800	257,1	250,7	0,1
Cr 0,7_800	250,6	244,4	0,2
Cr 1,0_800	232,2	226,4	0,2
Cr 0,3_800+N2	259,9	253,4	0,0
Cr 0,5_800+N2	257,3	250,9	0,4
Cr 0,7_800+N2	252,5	246,2	0,1
Cr 1,0_800+N2	244,8	238,7	0,1

Ni 0,3_800	265,8	259,2	0,1
Ni 0,5_800	256,8	250,4	0,3
Ni 0,7_800	235,4	229,5	0,2
Ni 1,0_800	189,5	184,8	0,1
Ni 0,3_800+N2	265,5	258,8	0,1
Ni 0,5_800+N2	263,3	256,8	0,1
Ni 0,7_800+N2	255,4	249,0	0,3
Ni 1,0_800+N2	240,2	234,2	0,3
42CrMo4_800	257,0	250,6	0,2
42CrMo4_800+N2	260,3	253,8	0,9
100Cr6_800	234,3	228,5	0,3
100Cr6_800+N2	242,4	236,4	0,8
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp}^m</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp_{korr.}}^m</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math> [E-6*T*m³/kg]</b>
Mo 0,3_850	261,5	255,0	0,1
Mo 0,5_850	259,5	253,0	0,0
Mo 0,7_850	250,3	244,0	0,3
Mo 1,0_850	222,9	217,3	0,1
Mo 0,3_850+N2	262,3	255,7	0,2
Mo 0,5_850+N2	260,2	253,7	0,2
Mo 0,7_850+N2	257,2	250,7	0,4
Mo 1,0_850+N2	251,2	244,9	0,3
Cr 0,3_850	258,3	251,9	0,2
Cr 0,5_850	255,7	249,3	0,1
Cr 0,7_850	248,5	242,3	0,2
Cr 1,0_850	221,2	215,7	0,1
Cr 0,3_850+N2	261,3	254,8	0,2
Cr 0,5_850+N2	258,3	251,8	0,1
Cr 0,7_850+N2	255,8	249,4	0,1
Cr 1,0_850+N2	245,1	239,0	0,2
Ni 0,3_850	265,0	258,4	0,0
Ni 0,5_850	254,6	248,3	0,3
Ni 0,7_850	236,6	230,6	0,5
Ni 1,0_850	183,0	178,4	0,0
Ni 0,3_850+N2	264,8	258,2	0,3
Ni 0,5_850+N2	260,3	253,8	0,0
Ni 0,7_850+N2	255,9	249,5	0,3
Ni 1,0_850+N2	238,9	232,9	0,1
42CrMo4_850	256,0	249,6	0,2
42CrMo4_850+N2	258,6	252,1	0,2
100Cr6_850	219,7	214,2	0,0
100Cr6_850+N2	239,2	233,2	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp}^m</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp_{korr.}}^m</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math> [E-6*T*m³/kg]</b>
Mo 0,3_900	261,1	254,5	0,1
Mo 0,5_900	259,7	253,2	0,1

Mo 0,7_900	249,4	243,2	0,2
Mo 1,0_900	228,2	222,5	0,0
Mo 0,3_900+N2	262,9	256,4	0,3
Mo 0,5_900+N2	261,7	255,2	0,1
Mo 0,7_900+N2	255,5	249,1	0,1
Mo 1,0_900+N2	251,8	245,5	0,2
Cr 0,3_900	259,0	252,5	0,2
Cr 0,5_900	248,4	242,2	0,4
Cr 0,7_900	256,3	249,9	0,1
Cr 1,0_900	245,8	239,7	0,0
Cr 0,3_900+N2	261,5	255,0	0,0
Cr 0,5_900+N2	250,2	243,9	0,8
Cr 0,7_900+N2	259,4	252,9	0,2
Cr 1,0_900+N2	248,5	242,3	0,2
Ni 0,3_900	264,1	257,5	0,1
Ni 0,5_900	266,3	259,6	0,1
Ni 0,7_900	257,4	251,0	0,3
Ni 1,0_900	258,1	251,6	0,1
Ni 0,3_900+N2	266,0	259,4	0,3
Ni 0,5_900+N2	267,4	260,7	0,0
Ni 0,7_900+N2	261,6	255,1	0,2
Ni 1,0_900+N2	262,3	255,8	0,2
42CrMo4_900	256,2	249,8	0,1
42CrMo4_900+N2	262,2	255,7	0,3
100Cr6_900	214,0	208,7	0,0
100Cr6_900+N2	241,8	235,8	0,3
<b>Austenitisierungstemperatur=1080°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\overline{J_{Spkorrr.}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]
S590_1080	187,7	183,0	0,1
S590_1080+N2	177,5	173,1	0,9
<b>Austenitisierungstemperatur=1130°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\overline{J_{Spkorrr.}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]
S590_1130	172,2	167,9	0,2
S590_1130+N2	164,6	160,5	0,3
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\overline{J_{Spkorrr.}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]
S590_1180	161,3	157,2	0,1
S590_1180+N2	188,0	183,3	0,2

### 7.2.1.3. Angelassene Proben

#### 7.2.1.3.1. Angelassen bei 150°C

Tab.50: magnetisches Sättigungsmoment der angelassenen Proben (150°C).

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>			
--	--	--	--



Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]
Mo 0,3_800_150	263,6	257,0	0,1
Mo 0,5_800_150	261,7	255,2	0,5
Mo 0,7_800_150	249,7	243,5	0,1
Mo 1,0_800_150	223,9	218,3	0,2
Mo 0,3_800+N2_150	265,6	259,0	0,1
Mo 0,5_800+N2_150	262,8	256,2	0,1
Mo 0,7_800+N2_150	256,7	250,3	0,3
Mo 1,0_800+N2_150	249,7	243,5	0,1
Cr 0,3_800_150	262,7	256,2	0,1
Cr 0,5_800_150	258,3	251,9	0,1
Cr 0,7_800_150	250,7	244,5	0,3
Cr 1,0_800_150	234,4	228,5	0,2
Cr 0,3_800+N2_150	261,2	254,6	0,1
Cr 0,5_800+N2_150	258,3	251,9	0,1
Cr 0,7_800+N2_150	254,4	248,0	0,3
Cr 1,0_800+N2_150	240,8	234,8	0,5
Ni 0,3_800_150	265,6	258,9	0,3
Ni 0,5_800_150	257,3	250,9	0,2
Ni 0,7_800_150	236,9	231,0	0,2
Ni 1,0_800_150	188,2	183,5	0,1
Ni 0,3_800+N2_150	266,8	260,1	0,3
Ni 0,5_800+N2_150	261,2	254,7	0,1
Ni 0,7_800+N2_150	254,4	248,1	0,2
Ni 1,0_800+N2_150	238,5	232,6	0,0
42CrMo4_800_150	255,3	248,9	0,0
42CrMo4_800+N2_150	257,2	250,8	0,5
100Cr6_800_150	235,2	229,3	0,1
100Cr6_800+N2_150	238,5	232,5	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m³/kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m³/kg]
Mo 0,3_850_150	263,0	256,4	0,1
Mo 0,5_850_150	259,6	253,1	0,1
Mo 0,7_850_150	246,5	240,3	0,2
Mo 1,0_850_150	221,3	215,8	0,1
Mo 0,3_850+N2_150	263,7	257,1	0,0
Mo 0,5_850+N2_150	261,2	254,7	0,1
Mo 0,7_850+N2_150	255,9	249,5	0,1
Mo 1,0_850+N2_150	248,3	242,1	0,1
Cr 0,3_850_150	259,4	253,0	0,2
Cr 0,5_850_150	256,1	249,7	0,2
Cr 0,7_850_150	248,0	241,8	0,1
Cr 1,0_850_150	221,2	215,7	0,1
Cr 0,3_850+N2_150	262,1	255,5	0,1
Cr 0,5_850+N2_150	256,5	250,1	0,1
Cr 0,7_850+N2_150	252,8	246,5	0,0

Cr 1,0_850+N2_150	240,7	234,7	0,3
Ni 0,3_850_150	265,2	258,6	0,1
Ni 0,5_850_150	254,6	248,2	0,1
Ni 0,7_850_150	238,9	232,9	0,1
Ni 1,0_850_150	183,2	178,6	0,3
Ni 0,3_850+N2_150	266,2	259,5	0,1
Ni 0,5_850+N2_150	259,4	252,9	0,0
Ni 0,7_850+N2_150	255,6	249,2	0,1
Ni 1,0_850+N2_150	238,8	232,8	0,0
42CrMo4_850_150	256,1	249,7	0,0
42CrMo4_850+N2_150	256,5	250,1	0,5
100Cr6_850_150	217,6	212,2	0,1
100Cr6_850+N2_150	239,4	233,4	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp}^m</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp_{korr.}}^m</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>
Mo 0,3_900_150	262,1	255,5	0,1
Mo 0,5_900_150	260,3	253,8	0,2
Mo 0,7_900_150	248,9	242,7	0,1
Mo 1,0_900_150	225,7	220,0	0,0
Mo 0,3_900+N2_150	265,0	258,4	0,1
Mo 0,5_900+N2_150	264,1	257,5	0,0
Mo 0,7_900+N2_150	255,3	248,9	0,1
Mo 1,0_900+N2_150	248,6	242,4	0,1
Cr 0,3_900_150	259,6	253,1	0,1
Cr 0,5_900_150	257,2	250,8	0,1
Cr 0,7_900_150	248,3	242,1	0,5
Cr 1,0_900_150	214,3	208,9	0,1
Cr 0,3_900+N2_150	260,0	253,5	0,1
Cr 0,5_900+N2_150	258,6	252,2	0,1
Cr 0,7_900+N2_150	252,7	246,4	0,2
Cr 1,0_900+N2_150	244,4	238,3	0,2
Ni 0,3_900_150	265,4	258,8	0,1
Ni 0,5_900_150	257,0	250,6	0,0
Ni 0,7_900_150	238,8	232,9	0,1
Ni 1,0_900_150	191,0	186,2	0,0
Ni 0,3_900+N2_150	268,6	261,9	0,0
Ni 0,5_900+N2_150	259,9	253,4	0,3
Ni 0,7_900+N2_150	253,2	246,9	0,2
Ni 1,0_900+N2_150	239,3	233,3	0,1
42CrMo4_900_150	256,4	250,0	0,1
42CrMo4_900+N2_150	256,3	249,9	0,3
100Cr6_900_150	210,3	205,0	0,0
100Cr6_900+N2_150	238,0	232,1	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=1080°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp}^m</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>	<b><math>\bar{J}_{Sp_{korr.}}^m</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m<sup>3</sup>/kg]</b>
S590_1080_150	187,7	183,0	0,1

S590_1080+N2_150	197,0	192,1	0,2
<b>Austenitisierungstemperatur=1130°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{S_{p,corr.}}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
S590_1130_150	172,2	167,9	0,2
S590_1130+N2_150	194,4	189,6	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{S_{p,corr.}}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
S590_1180_150	159,0	155,1	0,1
S590_1180+N2_150	186,0	181,4	0,4

### 7.2.1.3.2. Angelassen bei 300°C

Tab.51: magnetisches Sättigungsmoment der angelassenen Proben (300°C).

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>			
<b>Probe</b>	$\overline{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{S_{p,corr.}}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{S_p}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3_800_300	265,1	258,5	0,0
Mo 0,5_800_300	263,2	256,6	0,1
Mo 0,7_800_300	260,8	254,2	0,2
Mo 1,0_800_300	256,0	249,6	0,3
Mo 0,3_800+N2_300	265,7	259,0	0,1
Mo 0,5_800+N2_300	262,5	255,9	0,0
Mo 0,7_800+N2_300	259,9	253,4	0,1
Mo 1,0_800+N2_300	256,8	250,4	0,2
Cr 0,3_800_300	261,4	254,8	0,1
Cr 0,5_800_300	259,4	252,9	0,5
Cr 0,7_800_300	257,0	250,6	0,1
Cr 1,0_800_300	246,6	240,4	0,0
Cr 0,3_800+N2_300	261,7	255,2	0,0
Cr 0,5_800+N2_300	259,0	252,5	0,0
Cr 0,7_800+N2_300	256,7	250,3	0,1
Cr 1,0_800+N2_300	251,0	244,7	0,1
Ni 0,3_800_300	266,7	260,0	0,0
Ni 0,5_800_300	264,6	258,0	0,2
Ni 0,7_800_300	261,3	254,7	0,1
Ni 1,0_800_300	257,0	250,6	0,1
Ni 0,3_800+N2_300	268,7	262,0	0,1
Ni 0,5_800+N2_300	265,1	258,5	0,2
Ni 0,7_800+N2_300	262,0	255,4	0,1
Ni 1,0_800+N2_300	257,6	251,2	0,1
42CrMo4_800_300	260,4	253,9	0,1
42CrMo4_800+N2_300	261,0	254,5	0,0
100Cr6_800_300	242,1	236,0	0,2
100Cr6_800+N2_300	242,9	236,8	0,2
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>			

Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3_850_300	265,2	258,6	0,1
Mo 0,5_850_300	263,6	257,0	0,5
Mo 0,7_850_300	261,3	254,8	0,1
Mo 1,0_850_300	257,0	250,5	0,2
Mo 0,3_850+N2_300	266,0	259,4	0,2
Mo 0,5_850+N2_300	263,1	256,5	0,2
Mo 0,7_850+N2_300	258,2	251,7	0,1
Mo 1,0_850+N2_300	256,4	250,0	0,1
Cr 0,3_850_300	263,7	257,1	0,1
Cr 0,5_850_300	259,7	253,2	0,1
Cr 0,7_850_300	256,8	250,4	0,0
Cr 1,0_850_300	252,9	246,6	0,1
Cr 0,3_850+N2_300	264,0	257,4	0,2
Cr 0,5_850+N2_300	260,6	254,1	0,7
Cr 0,7_850+N2_300	258,8	252,3	0,0
Cr 1,0_850+N2_300	251,7	245,4	0,0
Ni 0,3_850_300	268,2	261,5	0,1
Ni 0,5_850_300	264,6	257,9	0,1
Ni 0,7_850_300	258,6	252,2	0,9
Ni 1,0_850_300	257,3	250,8	0,1
Ni 0,3_850+N2_300	268,8	262,0	0,1
Ni 0,5_850+N2_300	264,9	258,3	0,2
Ni 0,7_850+N2_300	263,0	256,5	0,2
Ni 1,0_850+N2_300	257,1	250,7	0,0
42CrMo4_850_300	261,0	254,5	0,0
42CrMo4_850+N2_300	262,0	255,4	0,1
100Cr6_850_300	247,8	241,6	0,2
100Cr6_850+N2_300	248,2	242,0	0,2
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3_900_300	265,2	258,6	0,0
Mo 0,5_900_300	262,1	255,5	0,2
Mo 0,7_900_300	260,2	253,7	0,1
Mo 1,0_900_300	256,1	249,7	0,8
Mo 0,3_900+N2_300	265,1	258,5	0,1
Mo 0,5_900+N2_300	263,6	257,0	0,0
Mo 0,7_900+N2_300	260,8	254,2	0,1
Mo 1,0_900+N2_300	256,7	250,3	0,0
Cr 0,3_900_300	263,4	256,8	0,2
Cr 0,5_900_300	260,6	254,0	0,1
Cr 0,7_900_300	256,2	249,8	0,1
Cr 1,0_900_300	252,7	246,4	0,2
Cr 0,3_900+N2_300	264,0	257,4	0,1
Cr 0,5_900+N2_300	260,3	253,8	0,1
Cr 0,7_900+N2_300	258,6	252,1	0,1

Cr 1,0_900+N2_300	254,4	248,0	0,1
Ni 0,3_900_300	267,6	260,9	0,2
Ni 0,5_900_300	264,6	258,0	0,0
Ni 0,7_900_300	261,3	254,7	0,1
Ni 1,0_900_300	255,0	248,6	0,1
Ni 0,3_900+N2_300	268,1	261,4	0,1
Ni 0,5_900+N2_300	265,0	258,4	0,3
Ni 0,7_900+N2_300	262,8	256,2	0,2
Ni 1,0_900+N2_300	257,5	251,1	0,1
42CrMo4_900_300	258,8	252,3	0,2
42CrMo4_900+N2_300	259,2	252,8	0,2
100Cr6_900_300	246,0	239,9	0,0
100Cr6_900+N2_300	247,1	240,9	0,1
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\overline{J_{Spkorr.}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>
S590_1080_300	189,1	184,3	0,1
S590_1080+N2_300	198,1	193,2	0,0
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\overline{J_{Spkorr.}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>
S590_1130_300	173,6	169,3	0,3
S590_1130+N2_300	195,2	190,4	0,1
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\overline{J_{Spkorr.}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>
S590_1180_300	165,3	161,2	0,2
S590_1180+N2_300	185,8	181,2	0,7

### 7.2.1.3.3. Angelassen bei 400°C

Tab.52: magnetisches Sättigungsmoment der angelassenen Proben (400°C).

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\overline{J_{Spkorr.}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math></b> <b>[E-6*T*m³/kg]</b>
Mo 0,3_800_400	264,0	257,4	0,4
Mo 0,5_800_400	261,7	255,2	0,5
Mo 0,7_800_400	259,7	253,2	0,2
Mo 1,0_800_400	254,8	248,4	0,1
Mo 0,3_800+N2_400	265,9	259,2	0,2
Mo 0,5_800+N2_400	262,9	256,3	0,1
Mo 0,7_800+N2_400	260,9	254,4	0,1
Mo 1,0_800+N2_400	255,7	249,3	0,3
Cr 0,3_800_400	262,7	256,2	0,1
Cr 0,5_800_400	259,5	253,1	0,1
Cr 0,7_800_400	256,3	249,9	0,2
Cr 1,0_800_400	246,6	240,4	0,1

Cr 0,3_800+N2_400	262,0	255,5	0,2
Cr 0,5_800+N2_400	260,1	253,6	0,2
Cr 0,7_800+N2_400	256,2	249,8	0,1
Cr 1,0_800+N2_400	245,9	239,8	0,3
Ni 0,3_800_400	267,4	260,7	0,2
Ni 0,5_800_400	263,8	257,2	0,1
Ni 0,7_800_400	260,7	254,1	0,1
Ni 1,0_800_400	255,1	248,7	0,1
Ni 0,3_800+N2_400	267,0	260,3	0,1
Ni 0,5_800+N2_400	263,4	256,8	0,3
Ni 0,7_800+N2_400	261,1	254,6	0,2
Ni 1,0_800+N2_400	255,7	249,3	0,1
42CrMo4_800_400	262,8	256,2	0,3
42CrMo4_800+N2_400	261,2	254,7	0,0
100Cr6_800_400	240,4	234,4	0,1
100Cr6_800+N2_400	240,9	234,9	0,0
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>			
<b>Probe</b>	<b><math>\overline{J_{Sp}^m}</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\overline{J_{Sp,corr.}^m}</math> [E-6*T*m³/kg]</b>	<b><math>\sigma_{J_{Sp}^m}</math> [E-6*T*m³/kg]</b>
Mo 0,3_850_400	266,3	259,7	0,2
Mo 0,5_850_400	263,4	256,8	0,1
Mo 0,7_850_400	260,4	253,9	0,2
Mo 1,0_850_400	255,2	248,8	0,1
Mo 0,3_850+N2_400	265,5	258,9	0,1
Mo 0,5_850+N2_400	262,9	256,3	0,0
Mo 0,7_850+N2_400	259,4	252,9	0,1
Mo 1,0_850+N2_400	255,4	249,0	0,5
Cr 0,3_850_400	263,1	256,5	0,2
Cr 0,5_850_400	259,9	253,4	0,3
Cr 0,7_850_400	257,1	250,7	0,1
Cr 1,0_850_400	251,2	244,9	0,1
Cr 0,3_850+N2_400	263,5	256,9	0,2
Cr 0,5_850+N2_400	259,1	252,6	0,5
Cr 0,7_850+N2_400	257,0	250,6	0,4
Cr 1,0_850+N2_400	250,3	244,1	0,7
Ni 0,3_850_400	267,0	260,3	0,0
Ni 0,5_850_400	264,2	257,6	0,1
Ni 0,7_850_400	259,9	253,4	0,1
Ni 1,0_850_400	254,2	247,9	0,0
Ni 0,3_850+N2_400	267,9	261,2	0,1
Ni 0,5_850+N2_400	264,6	258,0	0,2
Ni 0,7_850+N2_400	261,1	254,6	0,1
Ni 1,0_850+N2_400	255,7	249,3	0,1
42CrMo4_850_400	262,0	255,5	0,1
42CrMo4_850+N2_400	261,8	255,3	0,2
100Cr6_850_400	244,9	238,7	0,6
100Cr6_850+N2_400	245,7	239,6	0,1
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>			

Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
Mo 0,3_900_400	265,9	259,3	0,2
Mo 0,5_900_400	263,6	257,0	0,1
Mo 0,7_900_400	260,7	254,1	0,1
Mo 1,0_900_400	256,1	249,7	0,1
Mo 0,3_900+N2_400	265,5	258,8	0,7
Mo 0,5_900+N2_400	264,3	257,7	0,3
Mo 0,7_900+N2_400	260,6	254,1	0,2
Mo 1,0_900+N2_400	255,4	249,1	0,3
Cr 0,3_900_400	263,0	256,4	0,1
Cr 0,5_900_400	261,1	254,6	0,2
Cr 0,7_900_400	257,4	251,0	0,1
Cr 1,0_900_400	250,9	244,6	0,2
Cr 0,3_900+N2_400	263,7	257,1	0,2
Cr 0,5_900+N2_400	260,2	253,7	0,2
Cr 0,7_900+N2_400	257,5	251,1	0,1
Cr 1,0_900+N2_400	251,8	245,5	0,1
Ni 0,3_900_400	267,0	260,4	0,1
Ni 0,5_900_400	265,0	258,3	0,2
Ni 0,7_900_400	261,4	254,8	0,1
Ni 1,0_900_400	256,1	249,7	0,1
Ni 0,3_900+N2_400	267,7	261,0	0,2
Ni 0,5_900+N2_400	264,4	257,8	0,1
Ni 0,7_900+N2_400	261,7	255,1	0,1
Ni 1,0_900+N2_400	256,0	249,6	0,3
42CrMo4_900_400	261,5	254,9	0,3
42CrMo4_900+N2_400	262,6	256,0	0,0
100Cr6_900_400	248,3	242,1	0,0
100Cr6_900+N2_400	249,4	243,2	0,6
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
S590_1080_400	190,6	185,8	0,1
S590_1080+N2_400	197,1	192,2	0,1
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
S590_1130_400	175,6	171,2	0,3
S590_1130+N2_400	195,3	190,4	0,1
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>			
Probe	$\overline{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\overline{J_{Spkorr.}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]	$\sigma_{J_{Sp}^m}$ [E-6*T*m <sup>3</sup> /kg]
S590_1180_400	172,7	168,4	0,1
S590_1180+N2_400	192,8	188,0	0,4

## 7.2.2. ThermoCalc-Berechnungen

Bei den angeführten Daten aus den "ThermoCalc"-Berechnungen wurde sowohl bei den Phasenverhältnissen als auch bei der chemischen Zusammensetzung der Phasen auf die zweite Nachkommastelle gerundet. Phasen bzw. gelöste Elemente mit einem Anteil von <0,01 Masse% werden hierbei auf Grund der geringen Relevanz nicht berücksichtigt.

### 7.2.2.1. Fe-Mo-C-Stähle

#### 7.2.2.1.1. Mo 0,3-Probe

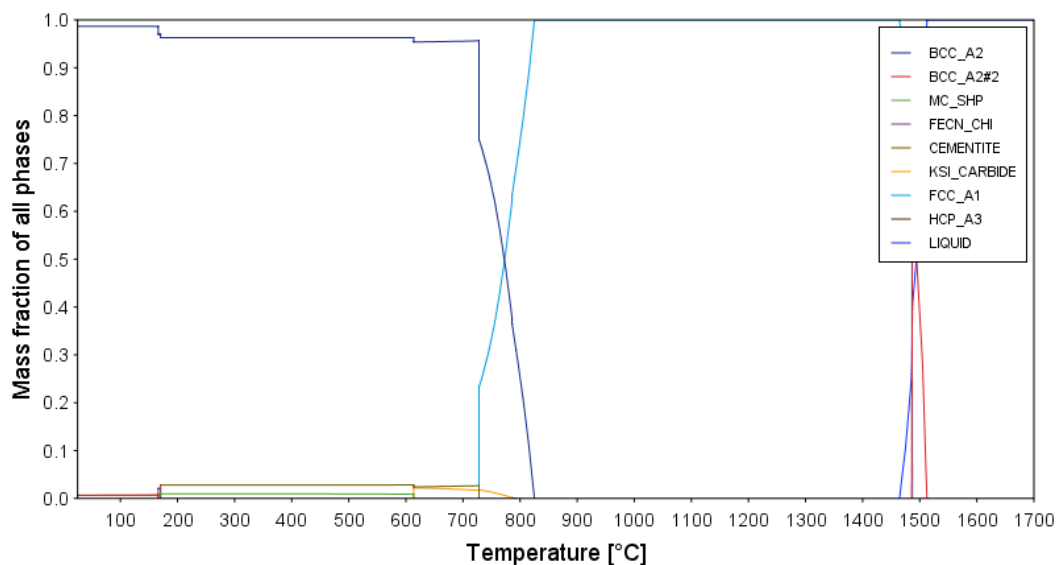


Abb.280: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,3-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 0,85 Masse% Mo, 0,29 Masse% C, Rest Fe)

Tab.53: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,3-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	98,66	100 Masse% Fe
BCC_A2#2	0,69	39,52 Masse% Mo, 31,68 Masse% C, 28,62 Masse% Fe
MC_SHP	0,65	88,87 Masse% Mo, 11,10 Masse% C

Tab.54: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,3-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	74,73	98,83 Masse% Fe, 0,78 Masse% Mo, 0,39 Masse% C
BCC_A2	25,27	98,98 Masse% Fe, 1,00 Masse% Mo, 0,02 Masse% C

Tab.55: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,3-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,86 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,29 Masse% C

Tab.56: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,3-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
-------	-----------------------	-----------------------



FCC_A1	100	98,86 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,29 Masse% C
--------	-----	---

### 7.2.2.1.2. Mo 0,5-Probe

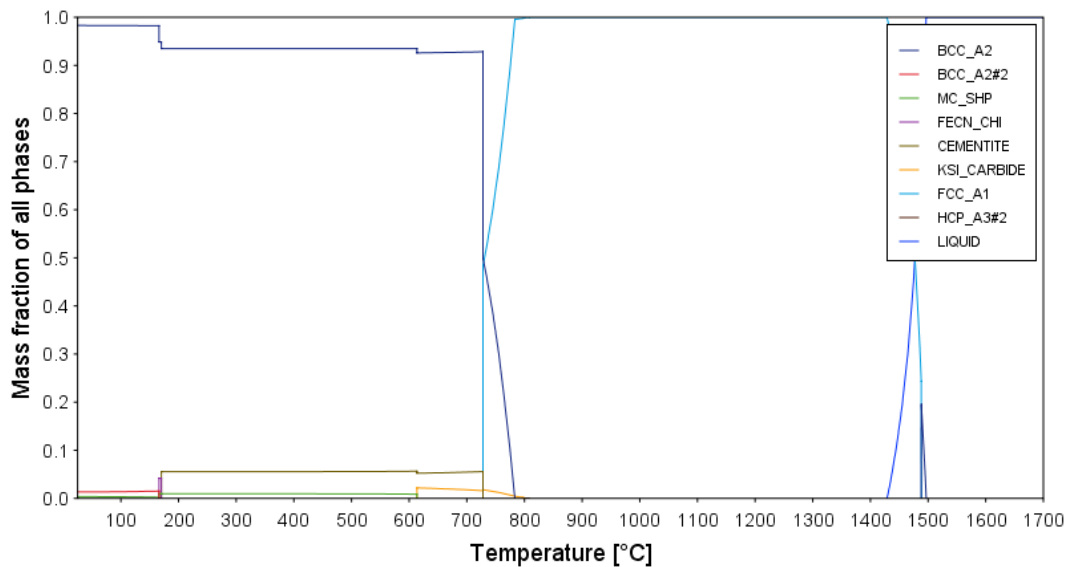


Abb.281: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,5-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 0,85 Masse% Mo, 0,48 Masse% C, Rest Fe)

Tab.57: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,5-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	98,28	100 Masse% Fe
BCC_A2#2	1,40	39,50 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe
MC_SHP	0,32	88,88 Masse% Mo, 11,11 Masse% C

Tab.58: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,5-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,68 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,48 Masse% C

Tab.59: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,5-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,68 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,48 Masse% C

Tab.60: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,5-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,68 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,48 Masse% C

### 7.2.2.1.3. Mo 0,7-Probe

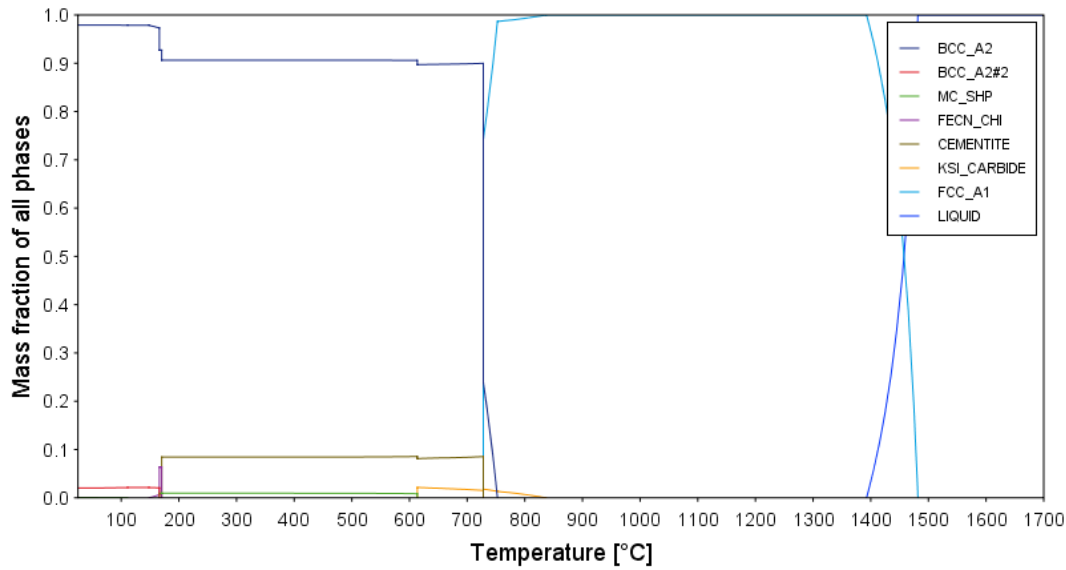


Abb.282: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,7-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 0,85 Masse% Mo, 0,67 Masse% C, Rest Fe)

Tab.61: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,7-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	97,88	100 Masse% Fe
BCC_A2#2	2,10	39,48 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe
MC_SHP	0,02	88,88 Masse% Mo, 11,11 Masse% C

Tab.62: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,7-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	99,30	98,78 Masse% Fe, 0,58 Masse% Mo, 0,64 Masse% C
KSI_Carbide	0,70	56,52 Masse% Fe, 37,66 Masse% Mo, 5,81 Masse% C

Tab.63: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,7-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,49 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,67 Masse% C

Tab.64: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 0,7-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,49 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,67 Masse% C

### 7.2.2.1.4. Mo 1,0-Probe

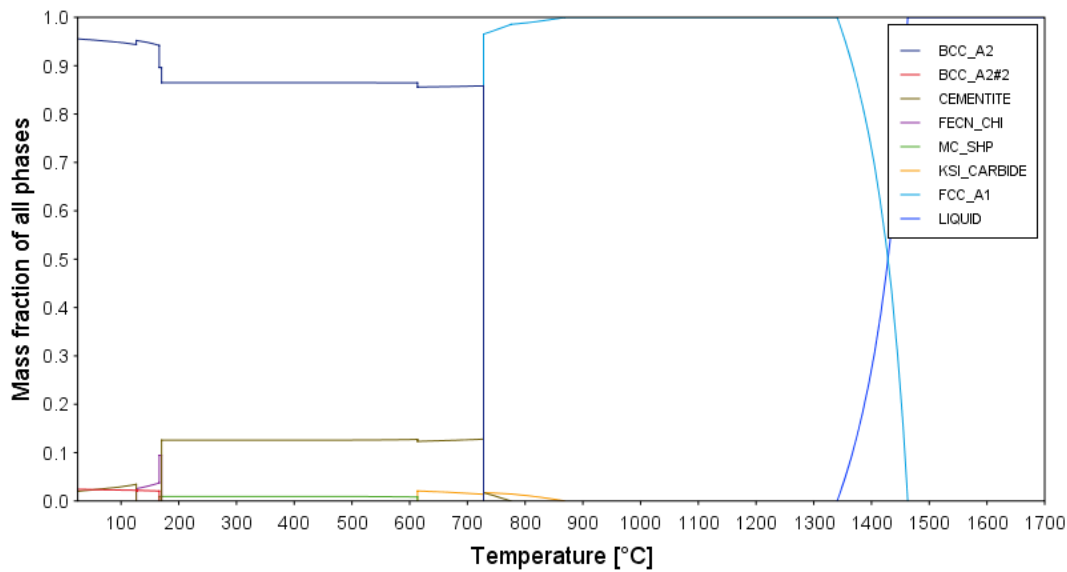


Abb.283: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 0,95 Masse% C, 0,85 Masse% Mo, Rest Fe)

Tab.65: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	94,74	100 Masse% Fe
Zementit	3,03	93,28 Masse% Fe, 6,68 Masse% C,
BCC_A2#2	2,25	37,10 Masse% Mo, 33,03 Masse% C, 29,87 Masse% Fe

Tab.66: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	98,84	98,69 Masse% Fe, 0,41 Masse% Mo, 0,90 Masse% C
KSI_Carbide	1,16	56,52 Masse% Fe, 37,66 Masse% Mo, 5,81 Masse% C

Tab.67: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	99,63	98,35 Masse% Fe, 0,71 Masse% Mo, 0,94 Masse% C
KSI_Carbide	0,37	55,79 Masse% Fe, 38,58 Masse% Mo, 5,81 Masse% C

Tab.68: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	98,21 Masse% Fe, 0,85 Masse% Mo, 0,95 Masse% C

## 7.2.2.2. Fe-Cr-C-Stähle

### 7.2.2.2.1. Cr 0,3-Probe

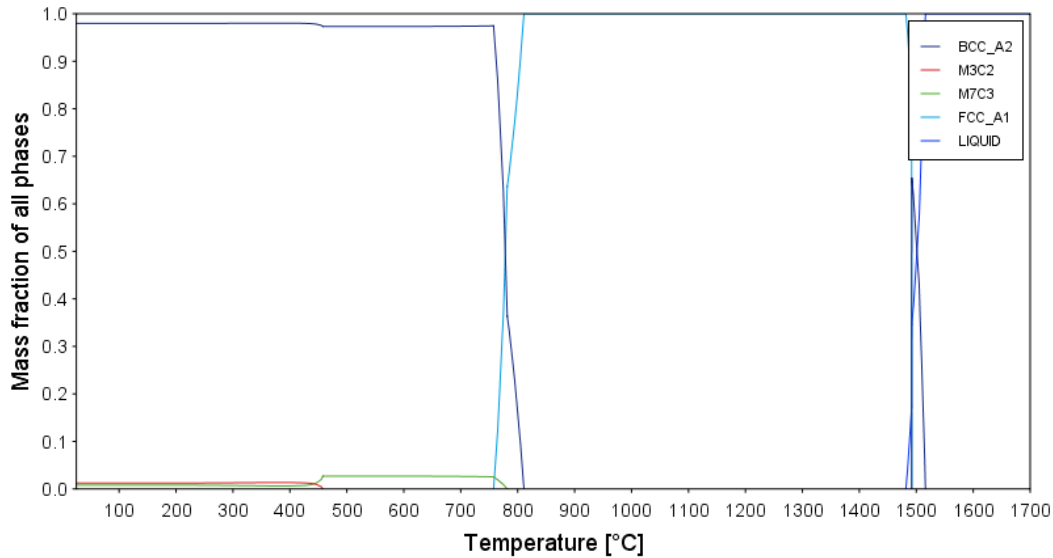


Abb.284: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Mo 1,0-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 1,80 Masse% Cr, 0,24 Masse% C, Rest Fe)

Tab.69: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,3-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	97,94	100 Masse% Fe
M3C2	1,27	86,67 Masse% Cr, 13,33 Masse% C
M7C3	0,79	90,48 Masse% Cr, 9,01 Masse% C, 0,52 Masse% Fe

Tab.70: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,3-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	84,43	97,85 Masse% Fe, 1,88 Masse% Cr, 0,27 Masse% C
BCC_A2	15,57	98,61 Fe, 1,38 Masse% Cr, 0,01 Masse% C

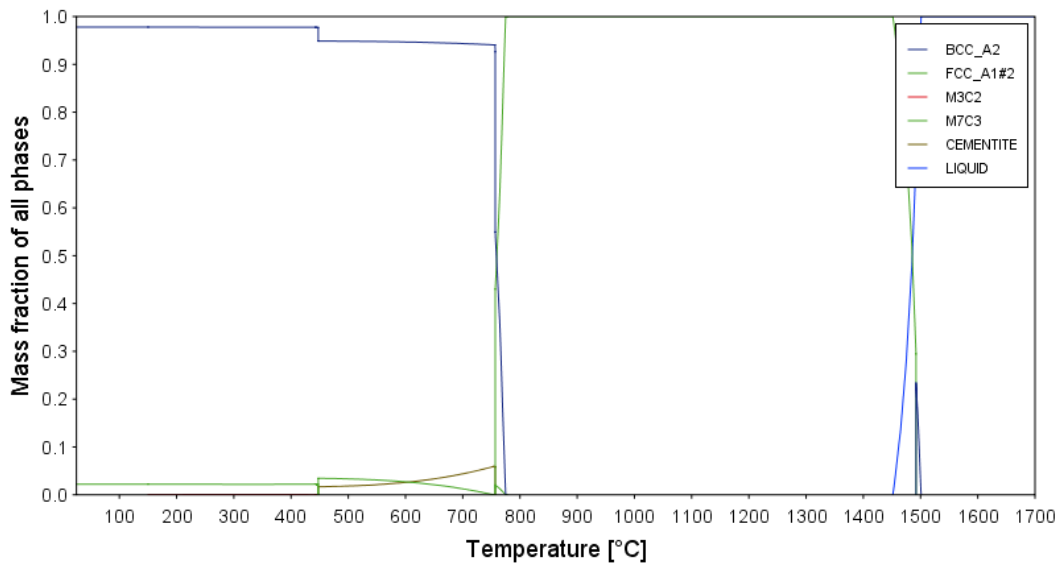
Tab.71: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,3-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	97,967 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,24 Masse% C

Tab.72: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,3-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	97,967 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,24 Masse% C

### 7.2.2.2.2. Cr 0,5-Probe



**Abb.285:** Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 1,80 Masse% Cr, 0,42 Masse% C, Rest Fe)

**Tab.73:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	97,79	100 Masse% Fe
FCC_A1#2	2,21	0,08 Masse% Fe, 18,71 Masse% C, 81,14 Masse% Cr
M3C2	0	86,63 Masse% Cr, 13,38 Masse% C

**Tab.74:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,80 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,42 Masse% C

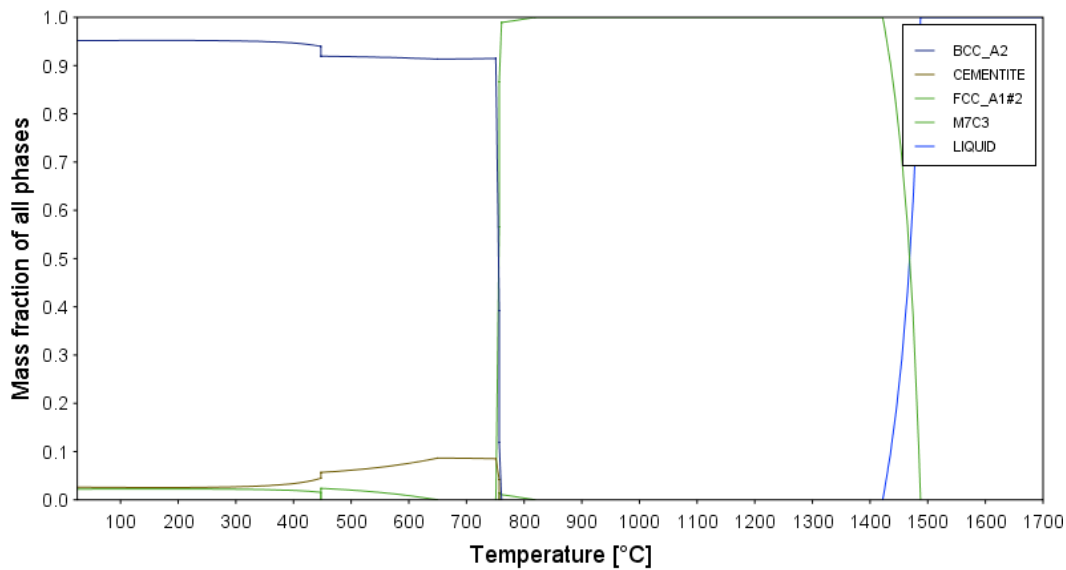
**Tab.75:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,80 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,42 Masse% C

**Tab.76:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,80 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,42 Masse% C

### 7.2.2.2.3. Cr 0,7-Probe



**Abb.286:** Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,7-Stahl in Masse%.  
(chemische Zusammensetzung: 1,80 Masse% Cr, 0,59 Masse% C, Rest Fe)

**Tab.77:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,7-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	95,25	100 Masse% Fe
Zementit	2,58	93,27 Masse% Fe, 6,72 Masse% C, 0,09 Masse% Cr
FCC_A1#2	2,65	1,32 Masse% Fe, 18,71 Masse% C, 80,05 Masse% Cr

**Tab.78:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,7-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	99,63	97,79 Masse% Fe, 1,65 Masse% Cr, 0,56 Masse% C
M7C3	0,37	48,16 Masse% Fe, 43,23 Masse% Cr, 8,78 Masse% C

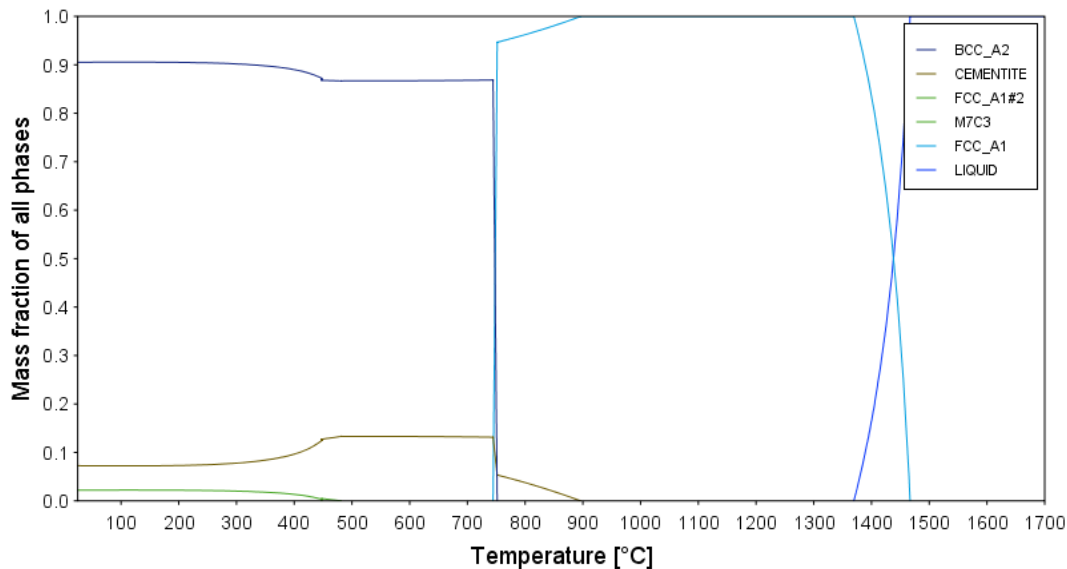
**Tab.79:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,7-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,62 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,59 Masse% C

**Tab.80:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,7-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,62 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,59 Masse% C

### 7.2.2.2.4. Cr 1,0-Probe



**Abb.287:** Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 1,0-Stahl in Masse%  
(chemische Zusammensetzung: 1,80 Masse% Cr, 0,90 Masse% C, Rest Fe)

**Tab.81:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 1,0-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	90,59	100 Masse% Fe
Zementit	7,24	93,17 Masse% Fe, 6,73 Masse% C, 0,18 Masse% Cr
FCC_A1	2,17	1,28 Masse% Fe, 18,75 Masse% C, 80,00 Masse% Cr

**Tab.82:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 1,0-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	96,28	98,11 Masse% Fe, 1,22 Masse% Cr, 0,67 Masse% C
Zementit	3,72	77,24 Masse% Fe, 6,79 Masse% C, 15,98 Masse% Cr

**Tab.83:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 1,0-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	98,07	97,69 Masse% Fe, 1,52 Masse% Cr, 0,79 Masse% C
Zementit	1,93	77,14 Masse% Fe, 6,82 Masse% C, 16,04 Masse% Cr

**Tab.84:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 1,0-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100 Masse%	97,30 Masse% Fe, 1,80 Masse% Cr, 0,90 Masse% C

## 7.2.2.3. Fe4Ni-Basisproben

### 7.2.2.3.1. Ni 0,3-Probe

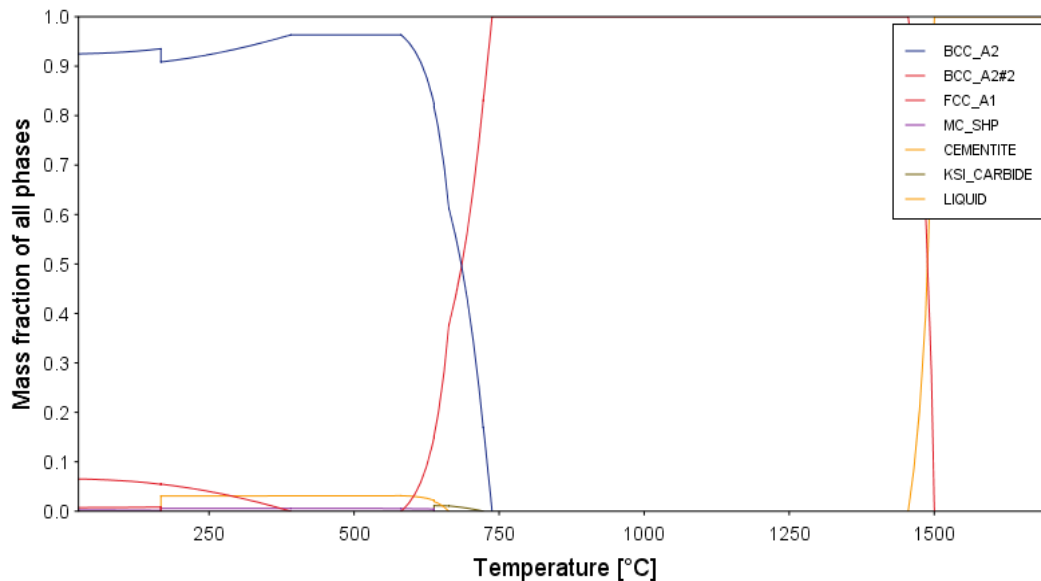


Abb.288: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,3-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 4,00 Masse% Ni, 0,27 Masse% C, 0,5 Masse% Mo Rest Fe)

Tab.85: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,3-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	92,83	99,62 Masse% Fe, 0,38 Masse% Ni
MC_SHP	0,22	88,88 Masse% Mo, 11,11 Masse% C
FCC_A1	6,17	59,08 Masse% Ni, 40,87 Masse% Fe
BCC_A2#2	0,78	39,48 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe

Tab.86: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,3-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,23 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,27 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.87: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,3-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,23 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,27 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.88: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,3-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,23 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,27 Masse% C 0,50 Masse% Mo



### 7.2.2.3.2. Ni 0,5-Probe

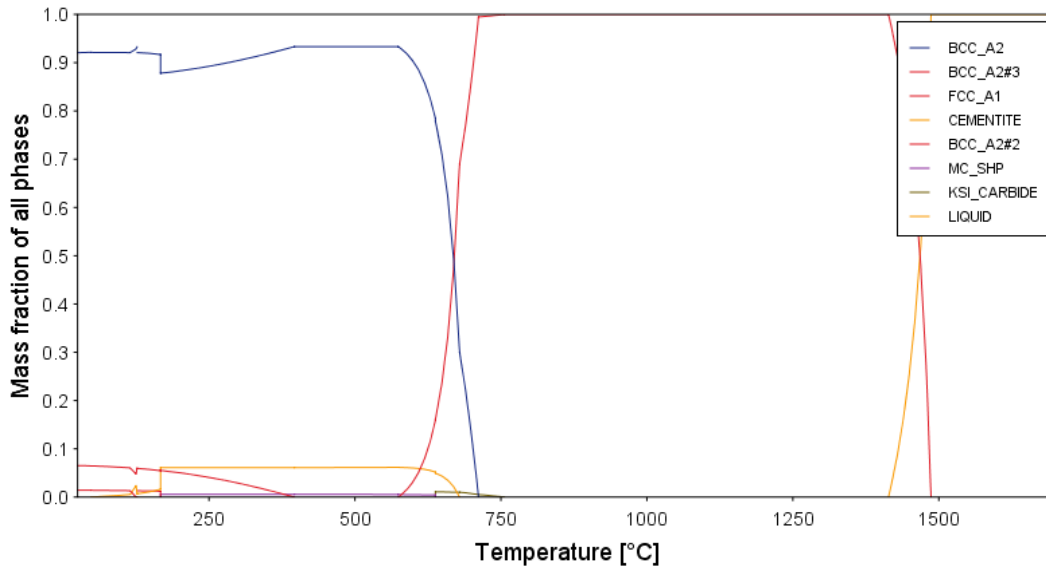


Abb.289: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Cr 0,5-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 4,00 Masse% Ni, 0,47 Masse% C, 0,5 Masse% Mo, Rest Fe)

Tab.89: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,5-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	92,12	99,62 Masse% Fe, 0,38 Masse% Ni
Zementit	0,31	93,24 Masse% Fe, 6,66 Masse% C, 0,08 Masse% Ni
FCC_A1	6,20	59,08 Masse% Ni, 40,87 Masse% Fe
BCC_A2#3	1,37	39,48 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe

Tab.90: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,5-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,03 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,47 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.91: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,5-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,03 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,47 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.92: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,5-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	95,03 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,47 Masse% C 0,50 Masse% Mo

### 7.2.2.3.3. Ni 0,7-Probe

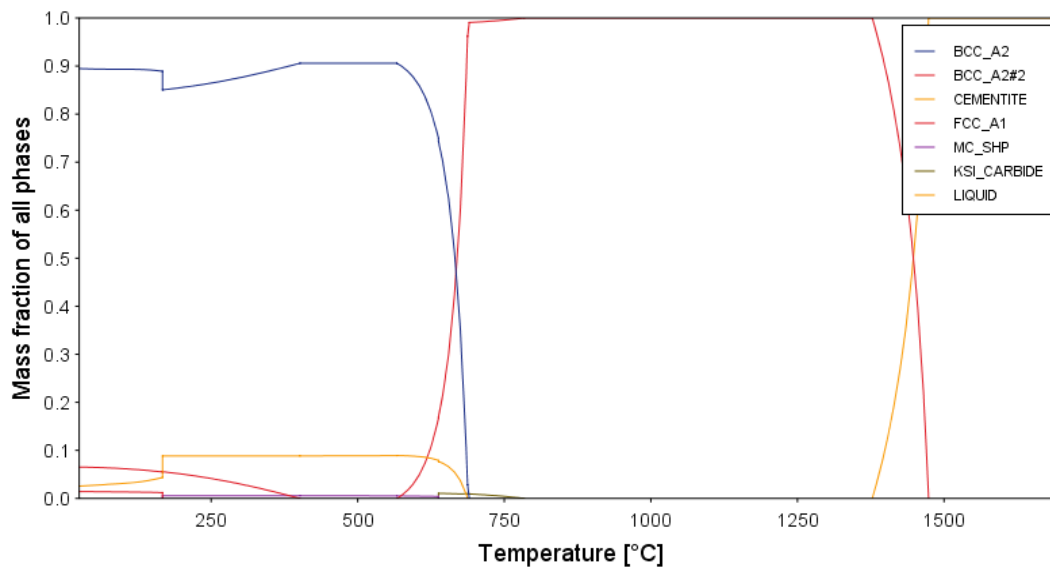


Abb.290: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,7-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 4,00 Masse% Ni, 0,65 Masse% C, 0,5 Masse% Mo, Rest Fe)

Tab.93: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,7-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	89,36	99,62 Masse% Fe, 0,38 Masse% Ni
BCC_A2#2	1,34	39,48 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe
FCC_A1	6,23	59,08 Masse% Ni, 40,87 Masse% Fe
Zementit	3,07	93,24 Masse% Fe, 6,66 Masse% C, 0,08 Masse% Ni

Tab.94: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,7-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	94,85 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,65 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.95: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,7-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	94,85 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,65 Masse% C 0,50 Masse% Mo

Tab.96: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 0,7-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	94,85 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,65 Masse% C 0,50 Masse% Mo

### 7.2.2.3.4. Ni 1,0-Probe

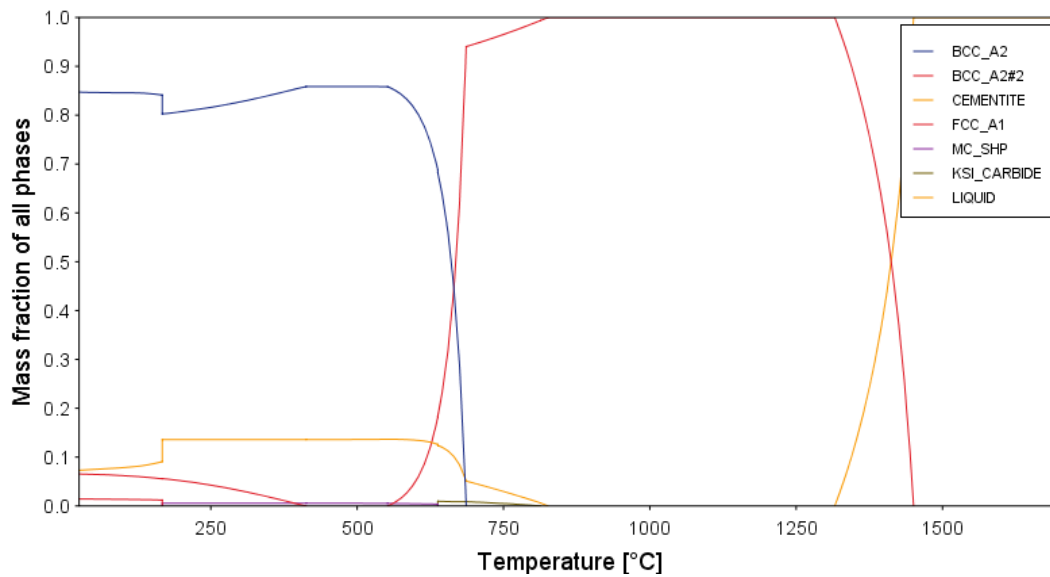


Abb.291: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 1,0-Stahl in Masse% (chemische Zusammensetzung: 4,00 Masse% Ni, 0,97 Masse% C, 0,5 Masse% Mo Rest Fe)

Tab.97: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 1,0-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	84,54	99,63 Masse% Fe, 0,37 Masse% Ni
Zementit	7,84	93,24 Masse% Fe, 6,66 Masse% C, 0,08 Masse% Ni
FCC_A1	6,25	59,08 Masse% Ni, 40,87 Masse% Fe
BCC_A2#2	1,37	39,48 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe

Tab.98: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 1,0-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	98,89	94,52 Masse% Fe, 4,07 Masse% Ni, 0,95 Masse% C 0,46 Masse% Mo
Zementit	1,11	90,56 Masse% Fe, 0,67 Masse% Ni, 6,60 Masse% C 2,17 Masse% Mo

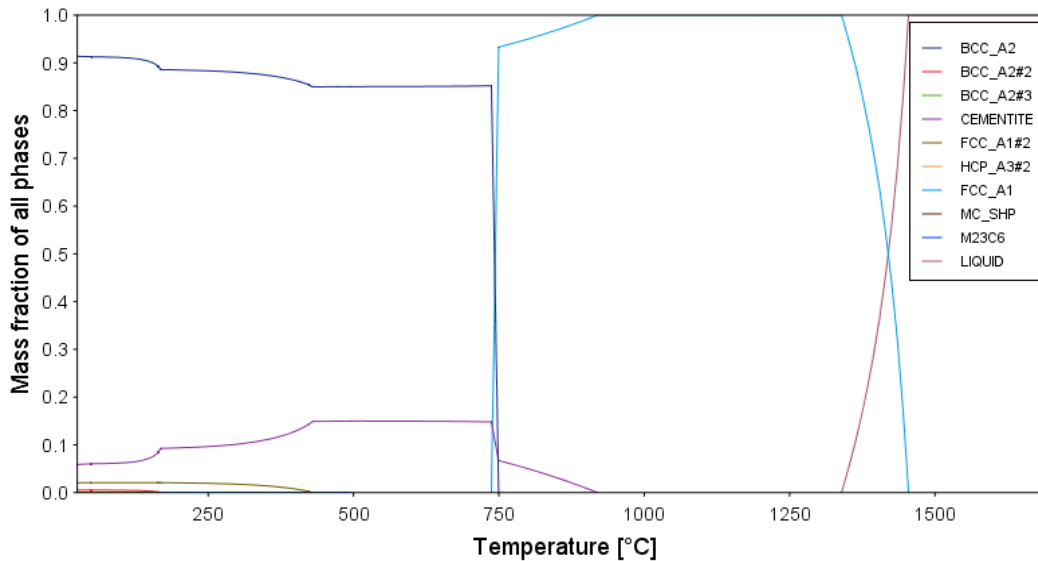
Tab.99: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 1,0-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	94,53 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,97 Masse% C 0,5 Masse% Mo

Tab.100: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den Ni 1,0-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	100	94,53 Masse% Fe, 4,00 Masse% Ni, 0,97 Masse% C 0,5 Masse% Mo

## 7.2.2.4. 100Cr6-Stahl



**Abb.292:** Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den 100Cr6-Stahl in Masse%  
(chemische Zusammensetzung: 1,59 Masse% Cr, 1,05 Masse% C, 0,31 Masse% Mn, 0,26 Masse% Si,  
0,09 Masse% Ni, 0,06 Masse% Cu, 0,02 Masse% Mo, 0,03 Masse% Al, )

**Tab.101:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 100Cr6-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	91,05	100 Masse% Fe
Zementit	6,21	93,08 Masse% Fe, 6,68 Masse% C 0,15 Masse% Mn, 0,09 Masse% Cr
FCC_A1#2	2,12	77,35 Masse% Cr, 18,11 Masse% C, 4,54 Masse% Ni,
BCC_A2#3	0,51	39,50 Masse% Mo, 31,74 Masse% C, 28,68 Masse% Fe
Restliche Phasen	<0,01	

**Tab.102:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 100Cr6-Stahl bei 800°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	94,97	97,51 Masse% Fe, 0,30 Masse% Mn, 1,02 Masse% Cr, 0,69 Masse% C, 0,26 Masse% Si 0,10 Masse% Ni, 0,06 Masse% Cu, 0,03 Masse% Al, 0,02 Masse% Mo
Zementit	5,03	79,91 Masse% Fe, 12,81 Masse% Cr, 6,68 Masse% C, 0,53 Masse% Mn 0,07 Masse% Mo

**Tab.103:** Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 100Cr6-Stahl bei 850°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	96,88	97,14 Masse% Fe, 0,30 Masse% Mn, 1,24 Masse% Cr, 0,85 Masse% C,

		0,26 Masse% Si, 0,10 Masse% Ni, 0,06 Masse% Cu, 0,03 Masse% Al, 0,02 Masse% Mo
Zementit	3,12	79,92 Masse% Fe, 12,80 Masse% Cr, 6,68 Masse% C, 0,53 Masse% Mn 0,07 Masse% Mo

Tab.104: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 100Cr6-Stahl bei 900°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	99,89	97,19 Masse% Fe, 0,30 Masse% Mn, 1,49 Masse% Cr, 0,96 Masse% C, 0,26 Masse% Si 0,10 Masse% Ni, 0,06 Masse% Cu, 0,03 Masse% Al, 0,02 Masse% Mo
Zementit	0,91	78,93 Masse% Fe, 12,74 Masse% Cr, 6,68 Masse% C, 0,53 Masse% Mn 0,07 Masse% Mo

### 7.2.2.5. 42CrMo4-Stahl

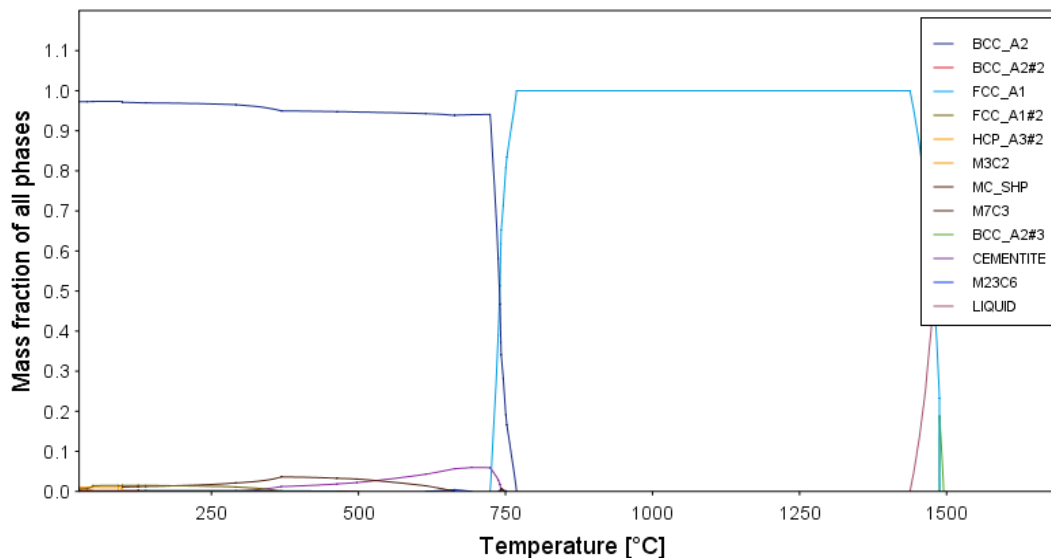


Abb.293: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den 42CrMo4-Stahl in Masse%.  
(chemische Zusammensetzung: 1,08 Masse% Cr, 0,86 Masse% Mn, 0,41 Masse% C, 0,20 Masse% Mo,  
0,06 Masse% Cu, 0,05 Masse% Ni, 0,02 Masse% Al )

Tab.105: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 42CrMo4-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	97,87	100 Masse% Fe
FCC_A1#2	1,53	68,78 Masse% Cr, 18,69 Masse% C, 12,16 Masse% Mn,
MC_SHP	0,24	88,88 Masse% Mo, 11,13 Masse% C
BCC_A2#2	0,17	39,46 Masse% Mo, 31,81 Masse% C, 28,75 Masse% Fe

M7C3	1,13	69,21 Masse% Mn, 20,23 Masse% Fe, 8,57 Masse% C, 0,98 Masse% Cr, 0,15 Masse% Mo
Restliche Phasen	<0,01	

**Tab.106: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 42CrMo4-Stahl bei 800°C**

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,10 Masse% Fe, 0,41 Masse% C, 0,20 Masse% Mo, 0,06 Masse% Cu, 0,05 Masse% Ni, 0,86 Masse% Mn, 1,08 Masse% Cr, 0,22 Masse% Si, 0,02 Masse% Al

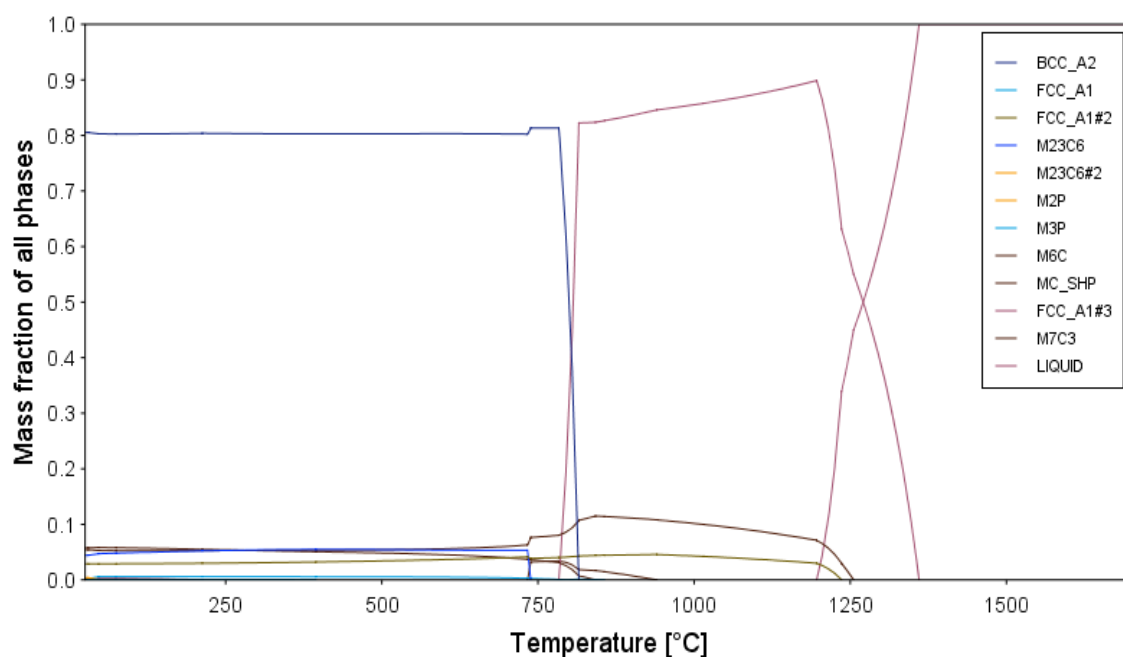
**Tab.107: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 42CrMo4-Stahl bei 850°C**

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,10 Masse% Fe, 0,41 Masse% C, 0,20 Masse% Mo, 0,06 Masse% Cu, 0,05 Masse% Ni, 0,86 Masse% Mn, 1,08 Masse% Cr, 0,22 Masse% Si, 0,02 Masse% Al

**Tab.108: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den 42CrMo4-Stahl bei 900°C**

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1#2	100	97,10 Masse% Fe, 0,41 Masse% C, 0,20 Masse% Mo, 0,06 Masse% Cu, 0,05 Masse% Ni, 0,86 Masse% Mn, 1,08 Masse% Cr, 0,22 Masse% Si, 0,02 Masse% Al

### 7.2.2.6. S590-Stahl



**Abb.294: Phasenanteile aus den ThermoCalc-Rechnungen für den S590-Stahl in Masse%**

(chemische Zusammensetzung: 8,49 Masse% Co, 5,42 Masse% W, 4,39 Masse% Mo, 2,93 Masse% Cr, 2,07 Masse% V, 1,25 Masse% C, 0,43 Masse% Si, 0,19 Masse% Mn, 0,05 Masse% Cu, 0,09 Masse% P)

Tab.109: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den S590-Stahl bei 100°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
BCC_A2	79,87	88,45 Masse% Fe; 10,58 Masse% Co; 0,08 Masse% Mn; 0,06 Masse% Si;
M23C6	4,85	57,62 Masse% Cr; 20,27 Masse% Mo; 17,04 Masse% Fe; 4,98 Masse% C; 0,09 Masse% Mn
FCC_A1#2	2,86	70,17 Masse% V; 17,02 Masse% C; 10,68 Masse% Fe; 2,13 Masse% W
M6C	5,25	3,51 Masse% W; 26,39 Masse% Fe; 3,51 Masse% C; 57,89 Masse% Mo; 0,78 Masse% V; 7,92 Masse% Si
MC_SHP	5,72	91,18 Masse% W, 7,10 Masse% C, 3,79 Masse% Mo
M3P	0,59	20,33 Masse% Cr, 18,40 Masse% Ni, 15,64 Masse% P, 45,63 Masse% Fe,
FCC_A1#3	0,29	41,00 Masse% Ni, 13,71 Masse% Fe, 45,29 Masse% Mn
Restliche Phasen	<0,01	

Tab.110: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den S590-Stahl bei 1080°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	86,99	80,88 Masse% Fe; 9,32 Masse% Co; 2,84 Masse% Cr; 1,71 Masse% Mo; 1,54 Masse% W; 0,49 Masse% Si; 0,31 Masse% V; 0,66 Masse% C; 0,22 Masse% Mn 0,25 Masse% Ni, 0,06 Masse% Cu, 0,11 Masse% P
M6C	9,16	35,94 Masse% W; 28,14 Masse% Fe; 25,00 Masse% Mo; 3,31 Masse% Co; 2,97 Masse% Cr; 2,66 Masse% V; 2,25 Masse% C; 0,25 Masse% Si
FCC_A1#2	3,85	49,78 Masse% V; 17,07 Masse% W; 13,04 Masse% C; 12,70 Masse% Mo; 4,99 Masse% Cr; 2,13 Masse% Fe

Tab.111: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den S590-Stahl bei 1130°C

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	88,08	80,09 Masse% Fe; 9,25 Masse% Co; 2,92 Masse% Cr; 2,05 Masse% Mo; 1,90 Masse% W; 0,46 Masse% V; 0,49 Masse% Si; 0,72 Masse% C; 0,23 Masse% Mn 0,24 Masse% Ni, 0,11 Masse% P, 0,05 Masse% Cu

M6C	8,33	36,28 Masse% W; 28,38 Masse% Fe; 24,11 Masse% Mo; 3,29 Masse% Co; 2,89 Masse% Cr; 2,87 Masse% V; 2,25 Masse% C; 0,26 Masse% Si
FCC_A1#2	3,59	49,78 Masse% V; 17,74 Masse% W; 13,04 Masse% C; 13,04 Masse% Mo; 4,49 Masse% Cr; 2,30 Masse% Fe

**Tab.112: Ergebnisse der ThermoCalc-Rechnungen für den S590-Stahl bei 1180°C**

Phase	Phasenanteil [Masse%]	Phasenzusammensetzung
FCC_A1	89,27	79,50 Masse% Fe; 9,18 Masse% Co; 2,95 Masse% Cr; 2,36 Masse% Mo; 2,25 Masse% W; 0,63 Masse% V; 0,46 Masse% Si; 0,77 Masse% C; 0,21 Mas- se% Mn, 0,25 Masse% Ni, 0,09 Masse% P, 0,06 Masse% Cu
M6C	7,50	36,28 Masse% W; 28,40 Masse% Fe; 23,81 Masse% Mo; 3,25 Masse% Co; 3,04 Masse% V; 2,84 Masse% Cr; 2,26 Masse% C; 0,25 Masse% Si
FCC_A1#2	3,23	49,28 Masse% V; 18,07 Masse% W; 13,22 Masse% Mo; 12,82 Masse% C; 4,63 Masse% Cr; 1,89 Masse% Fe; 0,06 Masse% Co



## 7.3. Ergebnisse der Restaustenit-Bestimmungen

### 7.3.1. Gehärtete Proben

Tab.113: berechneter Gehalt an Restaustenit für die gehärteten Proben.

Austenitisierungstemperatur=800°C				
Probe	$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]
Mo 0,3_800	6,94	5,71	4,60	5,00
Mo 0,5_800	7,92	6,36	4,04	4,98
Mo 0,7_800	10,70	8,45	4,46	6,43
Mo 1,0_800	19,67	17,03	10,05	14,13
Mo 0,3_800+N2	6,06	4,78	3,70	4,10
Mo 0,5_800+N2	6,61	5,02	2,67	3,62
Mo 0,7_800+N2	8,65	6,37	2,29	4,30
Mo 1,0_800+N2	10,29	7,48	-0,31	4,23
Cr 0,3_800	8,03	5,65	4,34	4,47
Cr 0,5_800	8,51	5,78	3,26	3,94
Cr 0,7_800	10,81	7,71	3,92	5,40
Cr 1,0_800	17,37	13,70	9,25	11,31
Cr 0,3_800+N2	7,52	5,13	3,80	3,94
Cr 0,5_800+N2	8,43	5,70	3,18	3,86
Cr 0,7_800+N2	9,60	6,47	2,62	4,13
Cr 1,0_800+N2	12,89	9,09	4,40	6,57
Ni 0,3_800	5,40	0,90	3,22	2,34
Ni 0,5_800	8,62	3,89	4,63	4,57
Ni 0,7_800	16,24	11,67	10,57	11,60
Ni 1,0_800	32,56	28,26	24,08	27,18
Ni 0,3_800+N2	5,55	1,05	3,36	2,49
Ni 0,5_800+N2	6,28	1,43	2,19	2,13
Ni 0,7_800+N2	9,13	4,16	2,97	4,09
Ni 1,0_800+N2	14,53	9,19	3,88	7,82
42CrMo4_800	4,72	2,61	3,78	4,72
42CrMo4_800+N2	3,51	1,37	2,55	3,51
100Cr6_800	16,61	11,38	7,03	9,54
100Cr6_800+N2	13,72	3,51	1,37	2,55
Austenitisierungstemperatur=850°C				
Probe	$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{M\&S}^H$ [Masse%]	$RA_E^H$ [Masse%]	$RA_H^H$ [Masse%]
Mo 0,3_850	6,94	5,68	4,77	4,97
Mo 0,5_850	7,67	6,10	3,77	4,72
Mo 0,7_850	10,95	9,19	4,91	7,09
Mo 1,0_850	20,70	18,65	11,20	15,65
Mo 0,3_850+N2	6,68	5,42	4,51	4,71
Mo 0,5_850+N2	7,41	5,84	3,50	4,45
Mo 0,7_850+N2	8,51	6,70	2,30	4,54
Mo 1,0_850+N2	10,62	8,37	-0,03	4,99
Cr 0,3_850	8,07	5,66	4,37	4,46
Cr 0,5_850	9,02	6,30	3,80	4,48

Cr 0,7_850	11,57	8,69	4,54	6,20
Cr 1,0_850	21,28	18,03	12,18	15,16
Cr 0,3_850+N2	7,01	4,58	3,27	3,36
Cr 0,5_850+N2	8,10	5,37	2,83	3,52
Cr 0,7_850+N2	8,98	6,01	1,74	3,45
Cr 1,0_850+N2	12,78	9,26	2,76	6,07
Ni 0,3_850	5,70	1,20	3,51	2,64
Ni 0,5_850	9,38	4,70	5,43	5,37
Ni 0,7_850	15,84	11,25	10,14	11,18
Ni 1,0_850	34,89	31,15	26,76	30,00
Ni 0,3_850+N2	5,77	1,28	3,59	2,72
Ni 0,5_850+N2	7,37	2,58	3,33	3,27
Ni 0,7_850+N2	8,94	3,97	2,77	3,90
Ni 1,0_850+N2	15,00	10,11	4,39	8,61
42CrMo4_850	8,91	5,10	3,00	4,16
42CrMo4_850+N2	8,00	4,15	2,03	3,20
100Cr6_850	21,83	17,21	10,94	14,75
100Cr6_850+N2	14,89	9,97	3,13	7,29
<b>Austenitisierungstemperatur=900°C</b>				
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{M\&amp;S}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_E^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_H^H</math> [Masse%]</b>
Mo 0,3_900	7,12	5,87	4,96	5,15
Mo 0,5_900	7,59	6,02	3,69	4,64
Mo 0,7_900	11,24	9,49	5,23	7,40
Mo 1,0_900	18,80	17,00	9,29	13,92
Mo 0,3_900+N2	6,43	5,16	4,25	4,44
Mo 0,5_900+N2	6,86	5,28	2,93	3,89
Mo 0,7_900+N2	9,09	7,30	2,93	5,15
Mo 1,0_900+N2	10,40	8,42	-0,09	5,02
Cr 0,3_900	7,85	5,44	4,14	4,23
Cr 0,5_900	8,80	6,08	3,56	4,25
Cr 0,7_900	11,35	8,46	4,30	5,97
Cr 1,0_900	22,81	20,04	12,54	16,64
Cr 0,3_900+N2	6,94	4,50	3,19	3,29
Cr 0,5_900+N2	7,70	4,95	2,41	3,10
Cr 0,7_900+N2	8,94	5,97	1,70	3,41
Cr 1,0_900+N2	11,94	8,78	0,22	4,89
Ni 0,3_900	5,62	1,13	3,44	2,57
Ni 0,5_900	8,29	3,54	4,28	4,22
Ni 0,7_900	15,08	10,44	9,32	10,37
Ni 1,0_900	31,94	28,02	23,44	26,82
Ni 0,3_900+N2	5,11	0,59	2,92	2,04
Ni 0,5_900+N2	6,79	1,97	2,72	2,66
Ni 0,7_900+N2	8,76	3,78	2,58	3,70
Ni 1,0_900+N2	13,69	8,72	2,91	7,20
42CrMo4_900	8,83	5,03	2,93	4,09
42CrMo4_900+N2	6,68	2,78	0,63	1,82

100Cr6_900	23,83	19,85	11,84	16,87
100Cr6_900+N2	13,94	9,49	0,43	6,11
<b>Austenitisierungstemperatur=1080°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>M&amp;S</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>E</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>H</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>
S590_1080	33,21	6,48	16,36	13,18
S590_1080+N2	29,89	2,48	12,85	9,51
<b>Austenitisierungstemperatur=1130°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>M&amp;S</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>E</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>H</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>
S590_1130	38,72	13,59	22,32	19,89
S590_1130+N2	30,80	3,96	13,82	11,08
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>M&amp;S</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>E</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>H</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>
S590_1180	42,63	19,10	26,96	25,13
S590_1180+N2	33,10	7,45	16,61	14,48

## 7.3.2. Angelassene Proben

### 7.3.2.1. Angelassen bei 150°C

Tab.114: berechneter Gehalt an Restaustenit für die angelassenen Proben (150°C).

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>T M&amp;S</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>E</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>	<b>RA<sub>H</sub><sup>H</sup>[Masse%]</b>
Mo 0,3_800_150	6,21	4,97	3,85	4,25
Mo 0,5_800_150	6,86	5,28	2,93	3,89
Mo 0,7_800_150	11,13	8,90	4,93	6,88
Mo 1,0_800_150	20,33	17,70	10,78	14,82
Mo 0,3_800+N2_150	5,48	4,18	3,10	3,50
Mo 0,5_800+N2_150	6,50	4,91	2,55	3,51
Mo 0,7_800+N2_150	8,65	6,37	2,29	4,30
Mo 1,0_800+N2_150	11,13	8,33	0,62	5,12
Cr 0,3_800_150	6,50	4,08	2,74	2,87
Cr 0,5_800_150	8,07	5,33	2,79	3,48
Cr 0,7_800_150	10,77	7,67	3,88	5,36
Cr 1,0_800_150	16,61	12,91	8,42	10,50
Cr 0,3_800+N2_150	7,08	4,68	3,35	3,48
Cr 0,5_800+N2_150	8,07	5,33	2,79	3,48
Cr 0,7_800+N2_150	9,49	6,35	2,51	4,01
Cr 1,0_800+N2_150	14,31	10,55	5,94	8,07
Ni 0,3_800_150	5,51	1,01	3,33	2,45
Ni 0,5_800_150	8,43	3,70	4,44	4,38
Ni 0,7_800_150	15,70	11,09	9,98	11,02
Ni 1,0_800_150	33,03	28,76	24,61	27,69
Ni 0,3_800+N2_150	5,08	0,55	2,88	2,00
Ni 0,5_800+N2_150	7,05	2,24	2,99	2,93
Ni 0,7_800+N2_150	9,45	4,51	3,32	4,44
Ni 1,0_800+N2_150	15,11	9,80	4,53	8,45
42CrMo4_800_150	9,16	5,37	3,28	4,43

42CrMo4_800+N2_150	8,47	4,65	2,54	3,70
100Cr6_800_150	16,32	11,08	6,71	9,23
100Cr6_800+N2_150	15,15	9,86	5,43	7,99
<b>Austenitierungstemperatur=850°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>M&amp;S</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>E</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>H</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>
Mo 0,3_850_150	6,43	5,16	4,25	4,44
Mo 0,5_850_150	7,63	6,06	3,73	4,68
Mo 0,7_850_150	10,70	8,93	4,64	6,83
Mo 1,0_850_150	21,32	19,29	11,89	16,31
Mo 0,3_850+N2_150	6,17	4,91	3,99	4,18
Mo 0,5_850+N2_150	7,05	5,47	3,12	4,08
Mo 0,7_850+N2_150	8,65	6,85	2,46	4,70
Mo 1,0_850+N2_150	10,29	8,03	-0,40	4,64
Cr 0,3_850_150	7,67	5,25	3,95	4,04
Cr 0,5_850_150	8,87	6,15	3,64	4,32
Cr 0,7_850_150	11,75	8,87	4,74	6,40
Cr 1,0_850_150	21,28	18,03	12,18	15,16
Cr 0,3_850+N2_150	6,75	4,31	3,00	3,10
Cr 0,5_850+N2_150	8,72	6,00	3,49	4,17
Cr 0,7_850+N2_150	10,04	7,10	2,88	4,58
Cr 1,0_850+N2_150	14,35	10,87	4,50	7,75
Ni 0,3_850_150	5,62	1,13	3,44	2,57
Ni 0,5_850_150	9,42	4,73	5,46	5,40
Ni 0,7_850_150	15,00	10,36	9,24	10,29
Ni 1,0_850_150	34,82	31,07	26,68	29,92
Ni 0,3_850+N2_150	5,29	0,78	3,10	2,23
Ni 0,5_850+N2_150	7,70	2,93	3,67	3,61
Ni 0,7_850+N2_150	9,05	4,09	2,89	4,01
Ni 1,0_850+N2_150	15,04	10,15	4,43	8,65
42CrMo4_850_150	8,87	5,06	2,96	4,13
42CrMo4_850+N2_150	8,72	4,91	2,81	3,97
100Cr6_850_150	22,56	17,97	11,76	15,54
100Cr6_850+N2_150	14,82	4,95	2,85	4,01
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>				
<b>Probe</b>	<b>RA<sub>Fe</sub> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>M&amp;S</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>E</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>	<b>RA<sub>T<sub>H</sub></sub><sup>H</sup> [Masse%]</b>
Mo 0,3_900_150	6,75	5,50	4,58	4,78
Mo 0,5_900_150	7,37	5,80	3,46	4,42
Mo 0,7_900_150	11,43	9,68	5,42	7,59
Mo 1,0_900_150	19,71	17,93	10,31	14,88
Mo 0,3_900+N2_150	5,70	4,42	3,50	3,70
Mo 0,5_900+N2_150	6,02	4,43	2,06	3,02
Mo 0,7_900+N2_150	9,16	7,37	3,01	5,23
Mo 1,0_900+N2_150	11,54	9,58	1,18	6,22
Cr 0,3_900_150	7,63	5,21	3,91	4,01
Cr 0,5_900_150	8,47	5,74	3,22	3,90
Cr 0,7_900_150	11,64	8,76	4,62	6,28
Cr 1,0_900_150	23,76	21,03	13,62	17,66

Cr 0,3_900+N2_150	7,48	5,06	3,76	3,85
Cr 0,5_900+N2_150	7,96	5,22	2,68	3,37
Cr 0,7_900+N2_150	10,08	7,14	2,92	4,61
Cr 1,0_900+N2_150	13,03	9,91	1,46	6,07
Ni 0,3_900_150	5,55	1,05	3,36	2,49
Ni 0,5_900_150	8,54	3,81	4,55	4,49
Ni 0,7_900_150	15,00	10,36	9,24	10,29
Ni 1,0_900_150	32,05	28,14	23,56	27,16
Ni 0,3_900+N2_150	4,42	-0,13	2,21	1,32
Ni 0,5_900+N2_150	7,52	2,74	3,48	3,42
Ni 0,7_900+N2_150	9,89	4,97	3,78	4,90
Ni 1,0_900+N2_150	14,86	9,96	4,22	8,46
42CrMo4_900_150	8,76	4,95	2,85	4,01
42CrMo4_900+N2_150	8,80	4,99	2,89	4,05
100Cr6_900_150	25,18	21,27	13,40	18,33
100Cr6_900+N2_150	15,29	10,91	1,99	7,58
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>				
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{T\&amp;S}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TE}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TH}^H</math> [Masse%]</b>
S590_1080_150	33,21	6,48	16,36	13,18
S590_1080+N2_150	29,89	2,48	12,85	9,51
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>				
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{T\&amp;S}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TE}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TH}^H</math> [Masse%]</b>
S590_1130_150	38,72	13,59	22,32	19,89
S590_1130+N2_150	30,80	3,96	13,82	11,08
<b>Austenitierungstemperatur=1180°C</b>				
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{T\&amp;S}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TE}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TH}^H</math> [Masse%]</b>
S590_1180_150	43,40	20,03	27,79	25,98
S590_1180+N2_150	33,80	8,29	17,36	15,25

### 7.3.2.2. Angelassen bei 300°C

Tab.115: berechneter Gehalt an Restaustenit für die angelassenen Proben (300°C).

<b>Austenitierungstemperatur=800°C</b>					
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_T^C</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{T\&amp;S}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TE}^H</math> [Masse%]</b>	<b><math>RA_{TH}^H</math> [Masse%]</b>
Mo 0,3_800_300	5,66	4,32	4,42	3,29	3,69
Mo 0,5_800_300	6,35	5,51	4,76	2,40	3,36
Mo 0,7_800_300	7,23	5,13	4,93	0,78	2,82
Mo 1,0_800_300	8,91	5,50	6,07	-1,85	2,77
Mo 0,3_800+N2_300	5,48	4,14	4,23	3,10	3,50
Mo 0,5_800+N2_300	6,61	5,80	5,02	2,67	3,62
Mo 0,7_800+N2_300	7,52	5,42	5,22	1,09	3,12
Mo 1,0_800+N2_300	8,62	5,21	5,77	-2,17	2,46
Cr 0,3_800_300	7,01	4,95	4,60	3,27	3,41
Cr 0,5_800_300	7,70	5,49	4,95	2,41	3,10

Cr 0,7_800_300	8,54	4,90	5,38	1,49	3,01
Cr 1,0_800_300	12,27	7,39	8,45	3,72	5,91
Cr 0,3_800+N2_300	6,86	4,80	4,45	3,12	3,25
Cr 0,5_800+N2_300	7,85	5,64	5,10	2,56	3,25
Cr 0,7_800+N2_300	8,65	5,02	5,49	1,60	3,13
Cr 1,0_800+N2_300	10,70	5,78	6,84	2,03	4,26
Ni 0,3_800_300	5,11	-2,06	0,59	2,92	2,04
Ni 0,5_800_300	5,84	-0,02	0,97	1,73	1,67
Ni 0,7_800_300	7,05	-1,79	1,97	0,74	1,89
Ni 1,0_800_300	8,54	-2,33	2,86	-2,83	1,39
Ni 0,3_800+N2_300	4,38	-2,79	-0,17	2,17	1,28
Ni 0,5_800+N2_300	5,66	-0,02	0,78	1,54	1,48
Ni 0,7_800+N2_300	6,79	-2,04	1,70	0,47	1,62
Ni 1,0_800+N2_300	8,32	-2,55	2,62	-3,07	1,16
42CrMo4_800_300	7,23	4,27	3,47	1,33	2,51
42CrMo4_800+N2_300	7,01	4,05	3,24	1,10	2,28
100Cr6_800_300	13,77	8,96	8,53	4,03	6,63
100Cr6_800+N2_300	13,48	8,66	8,23	3,71	6,32
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>					
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_T^G</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_E}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_H}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>
Mo 0,3_850_300	5,62	4,28	4,35	3,43	3,62
Mo 0,5_850_300	6,21	5,29	4,61	2,25	3,21
Mo 0,7_850_300	7,01	4,91	5,17	0,71	2,98
Mo 1,0_850_300	8,58	5,17	6,28	-2,31	2,82
Mo 0,3_850+N2_300	5,33	3,99	4,05	3,13	3,33
Mo 0,5_850+N2_300	6,39	6,42	4,80	2,44	3,40
Mo 0,7_850+N2_300	8,14	6,04	6,33	1,91	4,16
Mo 1,0_850+N2_300	8,76	5,36	6,47	-2,11	3,02
Cr 0,3_850_300	6,17	4,11	3,71	2,40	2,49
Cr 0,5_850_300	7,59	5,38	4,84	2,29	2,98
Cr 0,7_850_300	8,62	4,98	5,63	1,35	3,07
Cr 1,0_850_300	10,00	5,06	6,39	-0,31	3,11
Cr 0,3_850+N2_300	6,06	4,00	3,60	2,28	2,38
Cr 0,5_850+N2_300	7,27	5,06	4,50	1,94	2,64
Cr 0,7_850+N2_300	7,92	4,28	4,92	0,60	2,33
Cr 1,0_850+N2_300	10,44	5,51	6,84	0,18	3,58
Ni 0,3_850_300	4,56	-2,61	0,02	2,36	1,47
Ni 0,5_850_300	5,88	-0,02	1,01	1,77	1,71
Ni 0,7_850_300	7,96	-0,86	2,93	1,72	2,86
Ni 1,0_850_300	8,47	-2,40	3,20	-2,96	1,59
Ni 0,3_850+N2_300	4,38	-2,79	-0,17	2,17	1,28
Ni 0,5_850+N2_300	5,73	-0,02	0,86	1,62	1,56
Ni 0,7_850+N2_300	6,39	-2,45	1,28	0,04	1,20

Ni 1,0_850+N2_300	8,51	-2,36	3,24	-2,92	1,63		
42CrMo4_850_300	7,01	4,05	3,24	1,10	2,28		
42CrMo4_850+N2_300	6,68	3,72	2,90	0,75	1,94		
100Cr6_850_300	11,73	6,86	6,77	-0,33	3,99		
100Cr6_850+N2_300	11,58	6,71	6,62	-0,49	3,84		
<b>Austenitierungstemperatur=900°C</b>							
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_T^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_E}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_H}^H</math></b> [Masse%]		
Mo 0,3_900_300	5,62	4,28	4,35	3,43	3,62		
Mo 0,5_900_300	6,75	5,69	5,17	2,82	3,77		
Mo 0,7_900_300	7,41	5,31	5,58	1,13	3,40		
Mo 1,0_900_300	8,87	5,47	6,85	-1,80	3,39		
Mo 0,3_900+N2_300	5,66	4,32	4,39	3,46	3,66		
Mo 0,5_900+N2_300	6,21	5,51	4,61	2,25	3,21		
Mo 0,7_900+N2_300	7,23	5,13	5,40	0,94	3,21		
Mo 1,0_900+N2_300	8,65	5,24	6,63	-2,04	3,16		
Cr 0,3_900_300	6,28	4,22	3,83	2,51	2,60		
Cr 0,5_900_300	7,30	5,09	4,54	1,98	2,68		
Cr 0,7_900_300	8,83	5,20	5,86	1,58	3,30		
Cr 1,0_900_300	10,08	5,14	6,85	-1,89	2,88		
Cr 0,3_900+N2_300	6,06	4,00	3,60	2,28	2,38		
Cr 0,5_900+N2_300	7,37	5,16	4,61	2,06	2,75		
Cr 0,7_900+N2_300	8,00	4,35	4,99	0,68	2,41		
Cr 1,0_900+N2_300	9,49	4,54	6,24	-2,55	2,25		
Ni 0,3_900_300	4,78	-2,39	0,25	2,58	1,70		
Ni 0,5_900_300	5,84	-0,02	0,97	1,73	1,67		
Ni 0,7_900_300	7,05	-1,79	1,97	0,74	1,89		
Ni 1,0_900_300	9,27	-1,57	4,05	-2,06	2,45		
Ni 0,3_900+N2_300	4,60	-2,57	0,06	2,39	1,51		
Ni 0,5_900+N2_300	5,70	-0,02	0,82	1,58	1,52		
Ni 0,7_900+N2_300	6,50	-2,34	1,39	0,16	1,32		
Ni 1,0_900+N2_300	8,36	-2,52	3,09	-3,08	1,47		
42CrMo4_900_300	7,82	4,85	4,08	1,95	3,13		
42CrMo4_900+N2_300	7,63	4,67	3,89	1,76	2,94		
100Cr6_900_300	12,35	7,50	7,92	-1,30	4,49		
100Cr6_900+N2_300	11,98	7,13	7,54	-1,72	4,09		
<b>Austenitierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_E}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_H}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_E}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_H}^H</math></b> [Masse%]
S590_1080_300	32,74	6,03	18,30	13,09	5,91	15,86	12,66
S590_1080+N2_300	29,49	2,44	15,30	9,83	1,99	12,43	9,07
<b>Austenitierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_E}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_H}^G</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_E}^H</math></b> [Masse%]	<b><math>RA_{T_H}^H</math></b> [Masse%]
S590_1130_300	38,21	12,09	23,36	18,57	12,97	21,77	19,32

S590_1130+N2_300	30,51	3,57	16,25	10,86	3,61	13,51	10,75
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>							
Probe	$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^G$ [Masse%]	$RA_{T_E}^G$ [Masse%]	$RA_{T_H}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
S590_1180_300	41,17	15,36	26,09	21,53	17,31	25,37	23,49
S590_1180+N2_300	33,87	7,28	19,35	14,22	8,38	17,44	15,33

### 7.3.2.3. Angelassen bei 400°C

Tab.116: berechneter Gehalt an Restaustenit für die angelassenen Proben (400°C).

<b>Austenitisierungstemperatur=800°C</b>					
Probe	$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
Mo 0,3_800_400	6,06	4,72	4,83	3,70	4,10
Mo 0,5_800_400	6,86	5,87	5,28	2,93	3,89
Mo 0,7_800_400	7,59	5,49	5,30	1,17	3,20
Mo 1,0_800_400	9,35	5,95	6,51	-1,36	3,23
Mo 0,3_800+N2_400	5,40	4,06	4,16	3,02	3,43
Mo 0,5_800+N2_400	6,46	5,44	4,87	2,51	3,47
Mo 0,7_800+N2_400	7,16	5,05	4,85	0,70	2,74
Mo 1,0_800+N2_400	9,02	5,61	6,18	-1,72	2,89
Cr 0,3_800_400	6,50	4,44	4,08	2,74	2,87
Cr 0,5_800_400	7,63	5,42	4,88	2,33	3,02
Cr 0,7_800_400	8,80	5,16	5,64	1,76	3,28
Cr 1,0_800_400	12,27	7,39	8,45	3,72	5,91
Cr 0,3_800+N2_400	6,75	4,69	4,34	3,00	3,14
Cr 0,5_800+N2_400	7,45	5,24	4,69	2,14	2,83
Cr 0,7_800+N2_400	8,83	5,20	5,68	1,80	3,32
Cr 1,0_800+N2_400	12,48	7,62	8,68	3,96	6,14
Ni 0,3_800_400	4,86	-2,31	0,33	2,66	1,77
Ni 0,5_800_400	6,13	-0,02	1,28	2,04	1,97
Ni 0,7_800_400	7,27	-1,56	2,20	0,98	2,12
Ni 1,0_800_400	9,24	-1,61	3,59	-2,05	2,14
Ni 0,3_800+N2_400	5,00	-2,17	0,48	2,80	1,93
Ni 0,5_800+N2_400	6,28	-0,01	1,43	2,19	2,13
Ni 0,7_800+N2_400	7,08	-1,75	2,01	0,78	1,93
Ni 1,0_800+N2_400	9,02	-1,84	3,36	-2,29	1,90
42CrMo4_800_400	6,50	3,43	2,59	0,44	1,63
42CrMo4_800+N2_400	7,05	3,98	3,16	1,02	2,21
100Cr6_800_400	14,45	9,56	9,14	4,67	7,25
100Cr6_800+N2_400	14,27	9,37	8,95	4,47	7,06
<b>Austenitisierungstemperatur=850°C</b>					
Probe	$RA_{Fe}$ [Masse%]	$RA_T^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
Mo 0,3_850_400	5,22	3,88	3,94	3,01	3,21



Mo 0,5_850_400	6,28	5,62	4,69	2,32	3,29
Mo 0,7_850_400	7,34	5,24	5,51	1,06	3,32
Mo 1,0_850_400	9,20	5,80	6,92	-1,62	3,48
Mo 0,3_850+N2_400	5,51	4,17	4,24	3,31	3,51
Mo 0,5_850+N2_400	6,46	5,98	4,87	2,51	3,47
Mo 0,7_850+N2_400	7,70	5,60	5,88	1,45	3,71
Mo 1,0_850+N2_400	9,13	5,73	6,84	-1,70	3,40
Cr 0,3_850_400	6,39	4,33	3,94	2,62	2,72
Cr 0,5_850_400	7,52	5,31	4,76	2,21	2,91
Cr 0,7_850_400	8,51	4,87	5,52	1,23	2,95
Cr 1,0_850_400	10,62	5,70	7,03	0,38	3,77
Cr 0,3_850+N2_400	4,67	4,18	3,79	2,47	2,56
Cr 0,5_850+N2_400	5,84	5,60	5,06	2,52	3,21
Cr 0,7_850+N2_400	7,08	4,90	5,56	1,27	2,99
Cr 1,0_850+N2_400	9,02	6,00	7,33	0,70	4,08
Ni 0,3_850_400	5,00	-2,17	0,48	2,80	1,93
Ni 0,5_850_400	5,99	-0,02	1,13	1,88	1,82
Ni 0,7_850_400	7,52	-1,30	2,47	1,25	2,39
Ni 1,0_850_400	9,53	-1,31	4,32	-1,77	2,73
Ni 0,3_850+N2_400	4,67	-2,50	0,13	2,47	1,59
Ni 0,5_850+N2_400	5,84	-0,02	0,97	1,73	1,67
Ni 0,7_850+N2_400	7,08	-1,75	2,01	0,78	1,93
Ni 1,0_850+N2_400	9,02	-1,84	3,78	-2,34	2,18
42CrMo4_850_400	6,75	3,68	2,86	0,71	1,90
42CrMo4_850+N2_400	6,83	3,76	2,94	0,79	1,98
100Cr6_850_400	12,89	7,95	7,87	0,87	5,13
100Cr6_850+N2_400	12,56	7,61	7,53	0,50	4,78
<b>Austenisierungstemperatur=900°C</b>					
<b>Probe</b>	<b><math>RA_{Fe}</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_T^G</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_{M\&amp;S}}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_E}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>	<b><math>RA_{T_H}^H</math></b> <b>[Masse%]</b>
Mo 0,3_900_400	5,37	4,03	4,09	3,16	3,36
Mo 0,5_900_400	6,21	5,55	4,61	2,25	3,21
Mo 0,7_900_400	7,27	5,16	5,43	0,98	3,25
Mo 1,0_900_400	8,87	5,47	6,85	-1,80	3,39
Mo 0,3_900+N2_400	5,55	4,21	4,28	3,35	3,55
Mo 0,5_900+N2_400	5,95	5,55	4,35	1,98	2,95
Mo 0,7_900+N2_400	7,27	5,16	5,43	0,98	3,25
Mo 1,0_900+N2_400	9,09	5,69	7,08	-1,55	3,63
Cr 0,3_900_400	6,43	4,37	3,98	2,66	2,75
Cr 0,5_900_400	7,08	4,87	4,31	1,75	2,45
Cr 0,7_900_400	8,40	4,76	5,41	1,11	2,83
Cr 1,0_900_400	10,73	5,81	7,53	-1,15	3,59
Cr 0,3_900+N2_400	6,17	4,11	3,71	2,40	2,49
Cr 0,5_900+N2_400	7,41	5,20	4,65	2,10	2,79

Cr 0,7_900+N2_400	8,36	4,72	5,37	1,07	2,80		
Cr 1,0_900+N2_400	10,40	5,48	7,19	-1,52	3,24		
Ni 0,3_900_400	4,97	-2,20	0,44	2,77	1,89		
Ni 0,5_900_400	5,73	-0,02	0,86	1,62	1,56		
Ni 0,7_900_400	7,01	-1,82	1,93	0,71	1,85		
Ni 1,0_900_400	8,87	-1,99	3,63	-2,51	2,02		
Ni 0,3_900+N2_400	4,75	-2,42	0,21	2,54	1,66		
Ni 0,5_900+N2_400	5,91	-0,02	1,05	1,81	1,75		
Ni 0,7_900+N2_400	6,90	-1,93	1,82	0,59	1,74		
Ni 1,0_900+N2_400	8,91	-1,95	3,67	-2,47	2,06		
42CrMo4_900_400	6,97	3,90	3,09	0,94	2,13		
42CrMo4_900+N2_400	6,57	3,50	2,67	0,52	1,71		
100Cr6_900_400	11,64	6,68	7,08	-2,22	3,61		
100Cr6_900+N2_400	11,24	6,27	6,66	-2,69	3,18		
<b>Austenitisierungstemperatur=1080°C</b>							
<b>Probe</b>	$RA_{Fe}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^G$ [Masse%]	$RA_{T_E}^G$ [Masse%]	$RA_{T_H}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
S590_1080_400	32,19	5,43	17,80	12,54	5,25	15,28	12,05
S590_1080+N2_400	29,86	2,84	15,64	10,20	2,43	12,81	9,47
<b>Austenitisierungstemperatur=1130°C</b>							
<b>Probe</b>	$RA_{Fe}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^G$ [Masse%]	$RA_{T_E}^G$ [Masse%]	$RA_{T_H}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
S590_1130_400	37,52	11,32	22,72	17,87	12,13	21,03	18,55
S590_1130+N2_400	30,51	3,57	16,25	10,86	3,61	13,51	10,75
<b>Austenitisierungstemperatur=1180°C</b>							
<b>Probe</b>	$RA_{Fe}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^G$ [Masse%]	$RA_{T_E}^G$ [Masse%]	$RA_{T_H}^G$ [Masse%]	$RA_{T_{M\&S}}^H$ [Masse%]	$RA_{T_E}^H$ [Masse%]	$RA_{T_H}^H$ [Masse%]
S590_1180_400	38,54	12,45	23,66	18,90	14,10	22,52	20,56
S590_1180+N2_400	31,39	4,54	17,06	11,73	5,35	14,75	12,56

## 7.4. Röntgendiffraktogramme

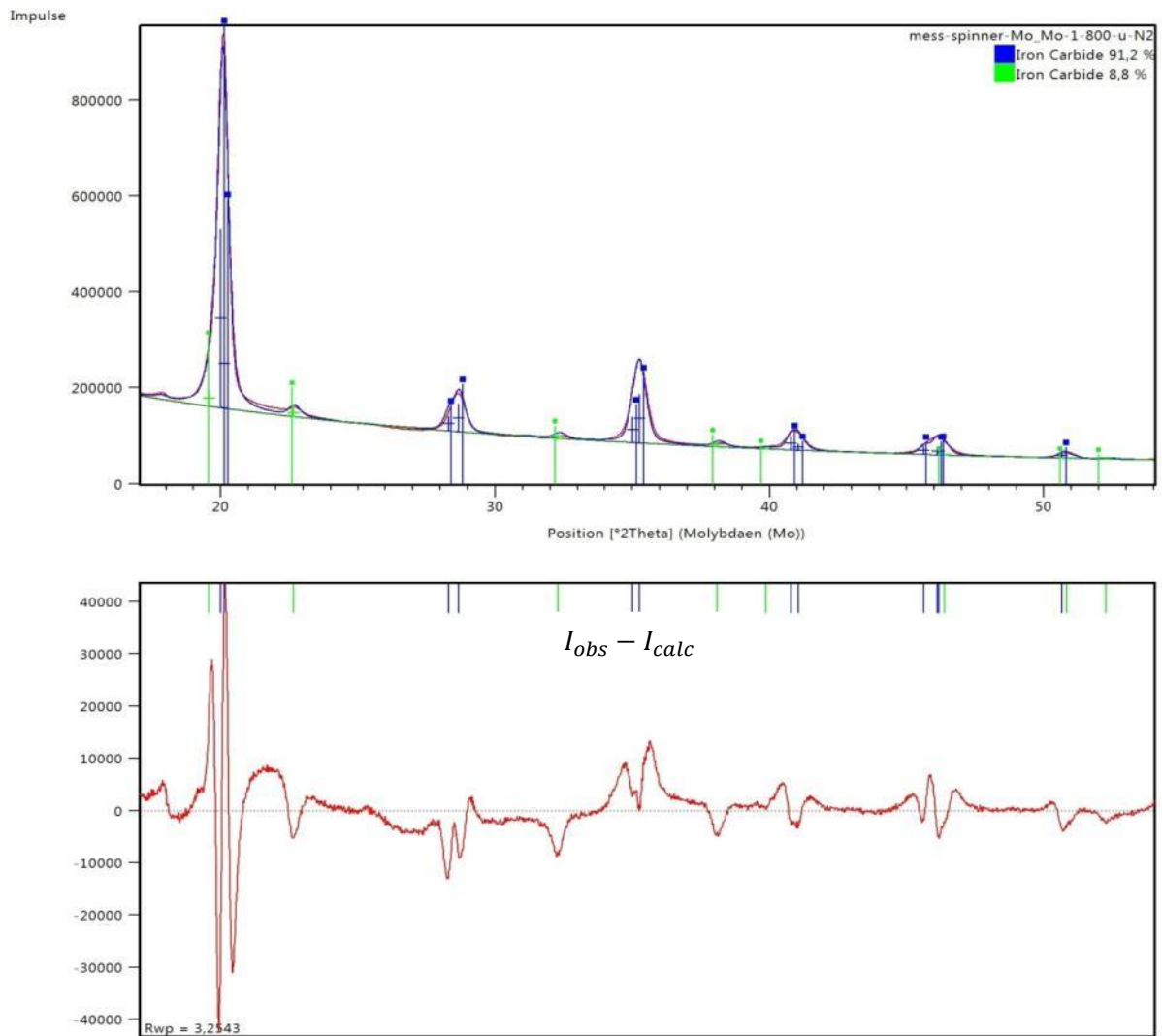
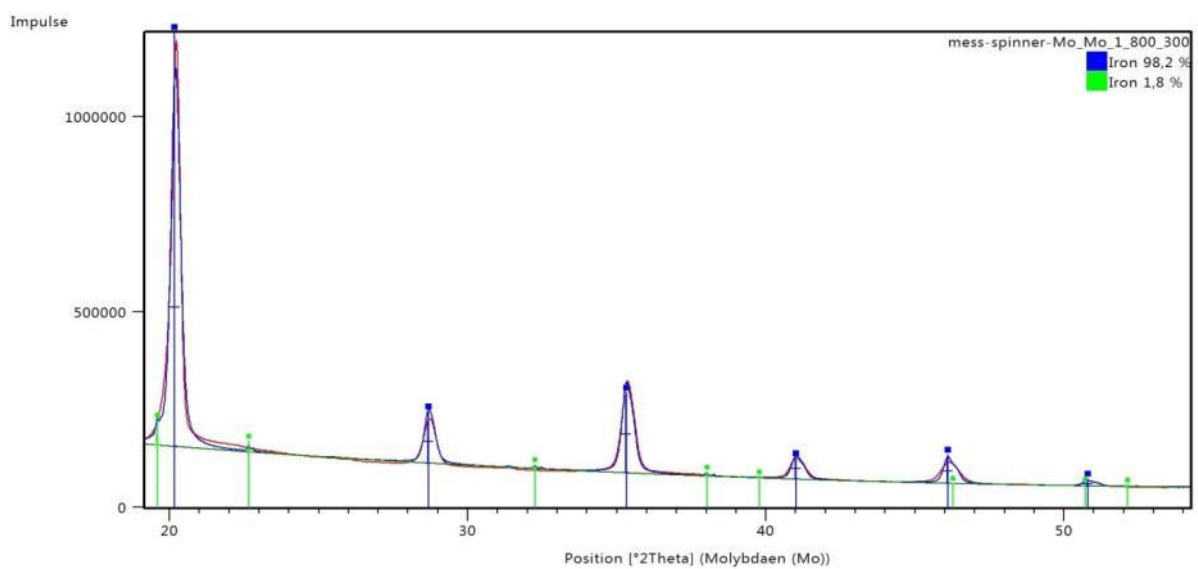


Abb.295: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Mo 1,0\_800+N2-Stahls.



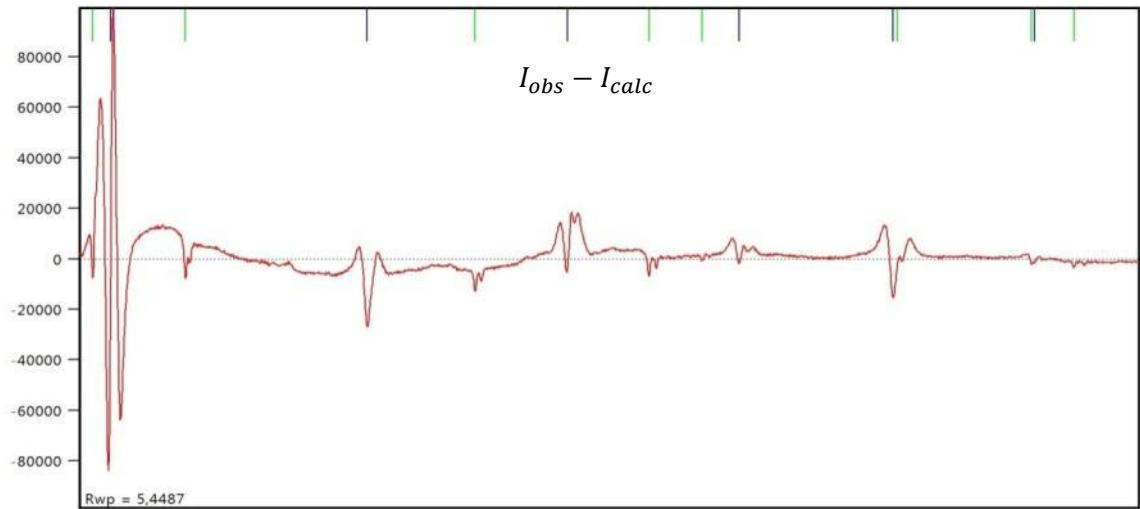


Abb.296: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Mo 1,0\_800\_300-Stahls.

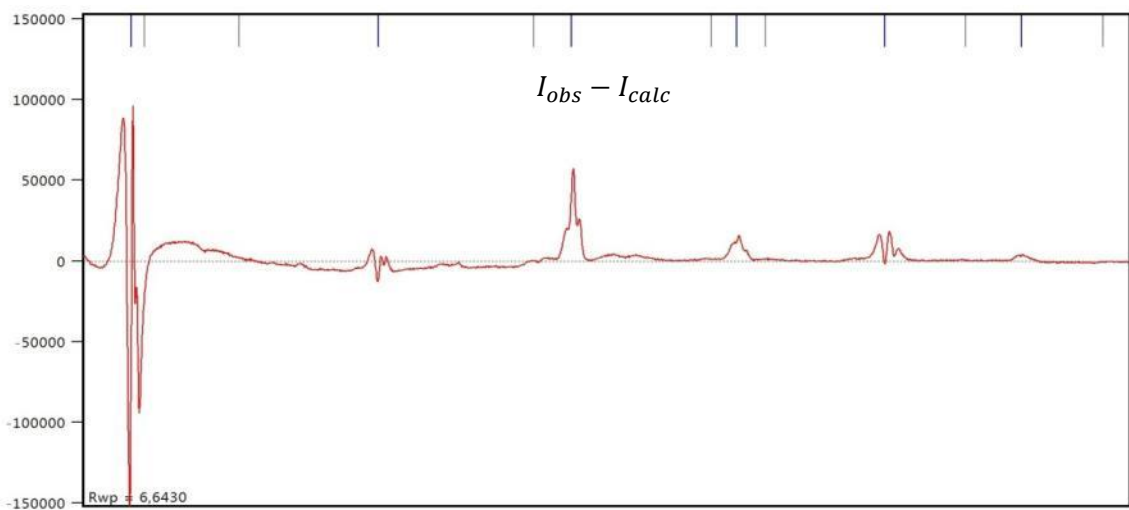
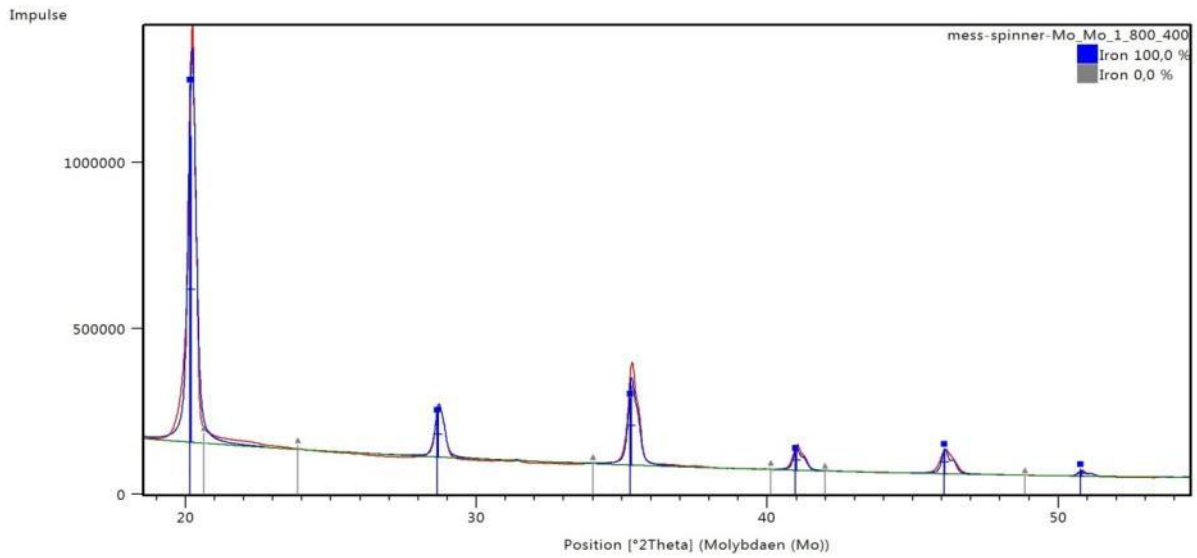


Abb.297: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Mo 1,0\_800\_400-Stahls.

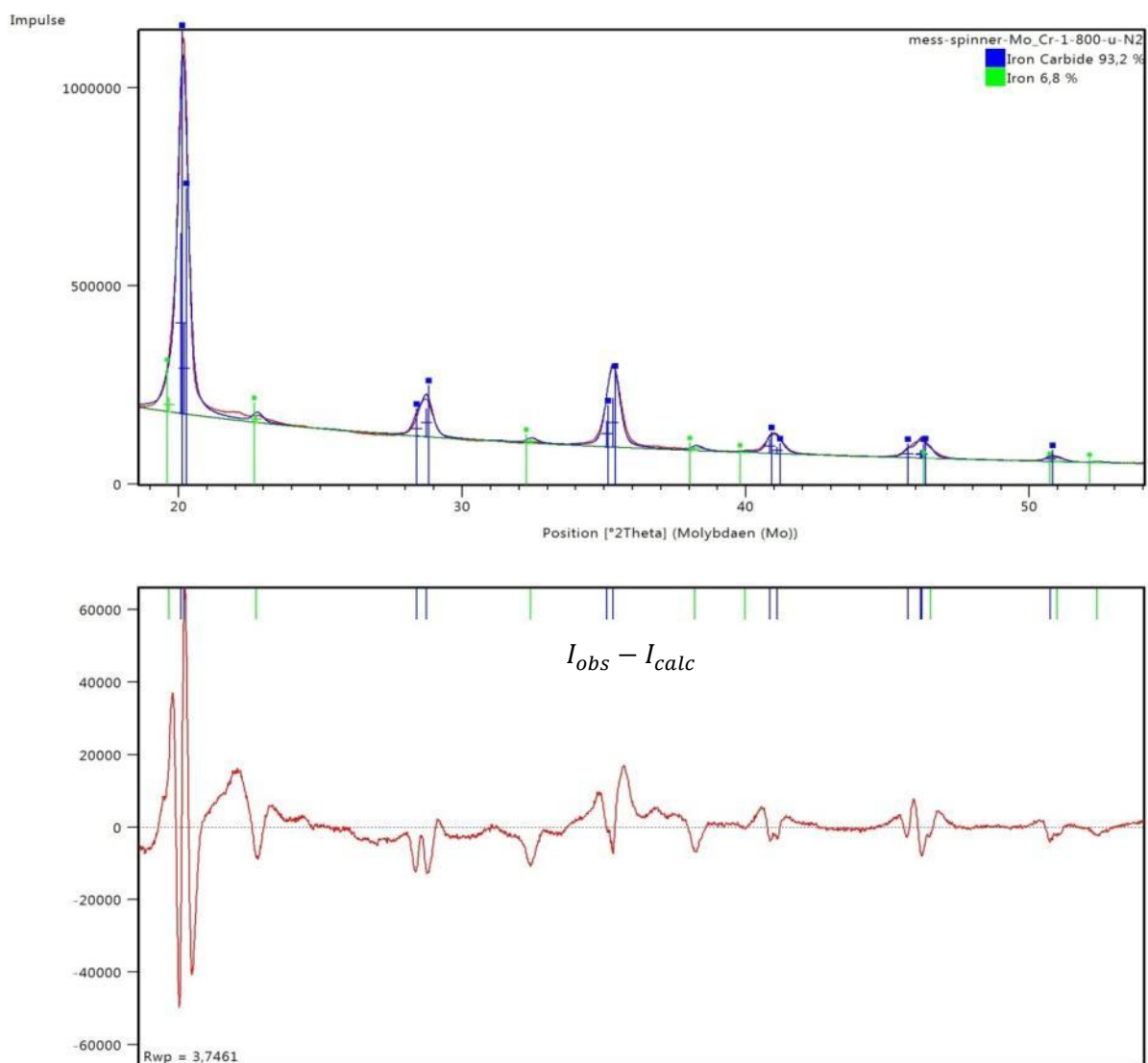
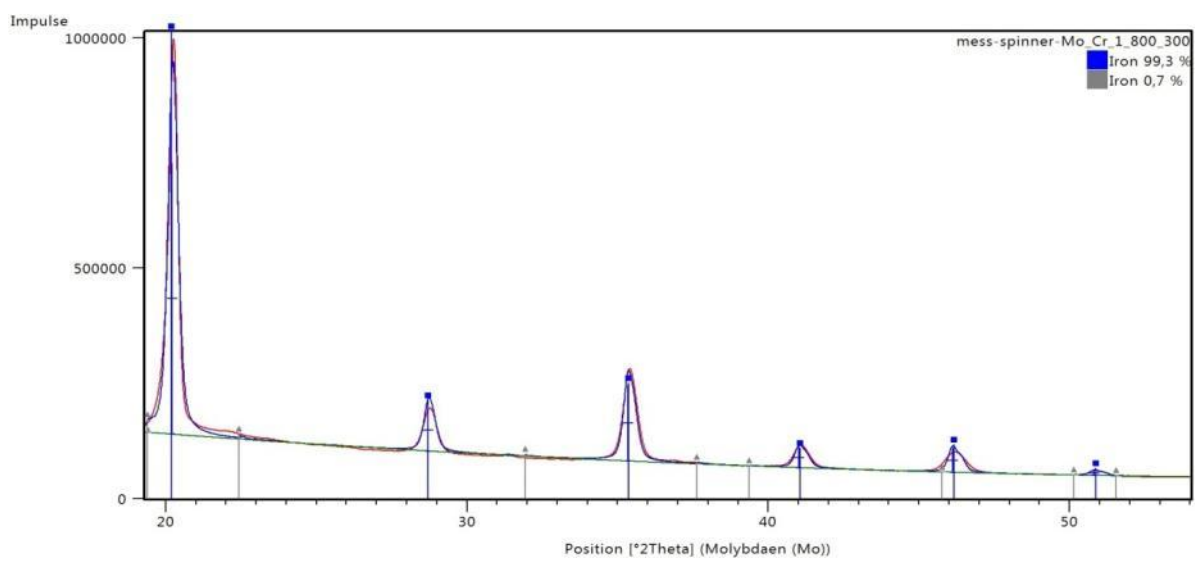


Abb.298: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Cr 1,0\_800+N2-Stahls.



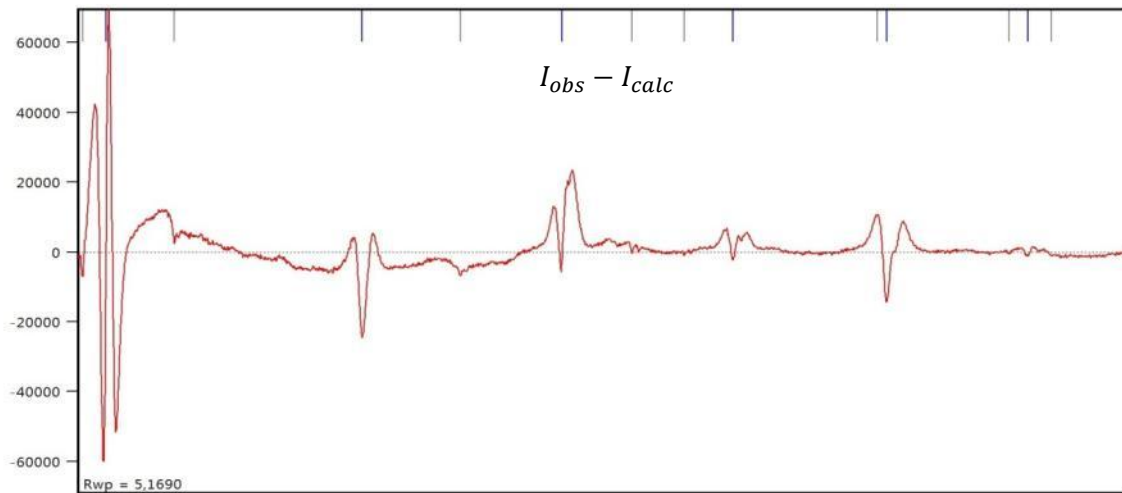


Abb.299: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Cr 1,0\_800\_300-Stahls.

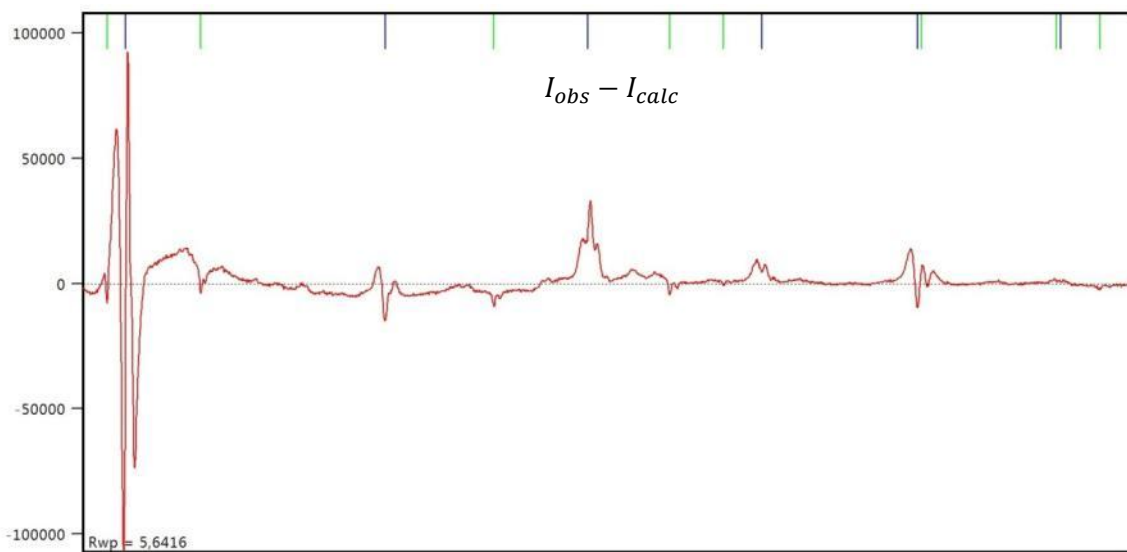
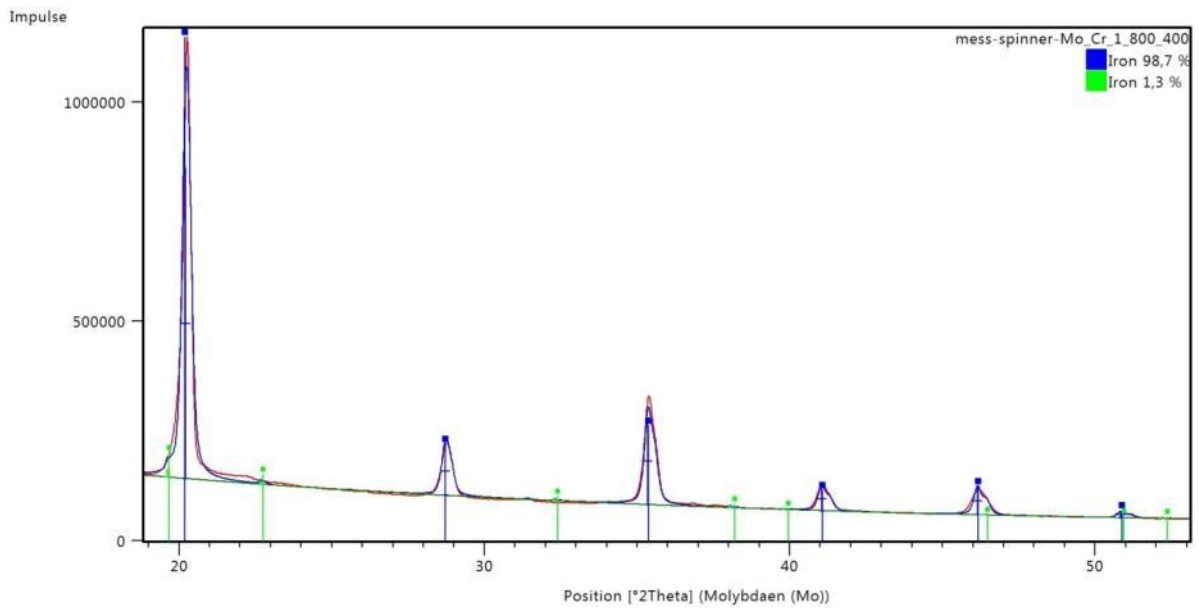


Abb.300: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Cr 1,0\_800\_400-Stahls.

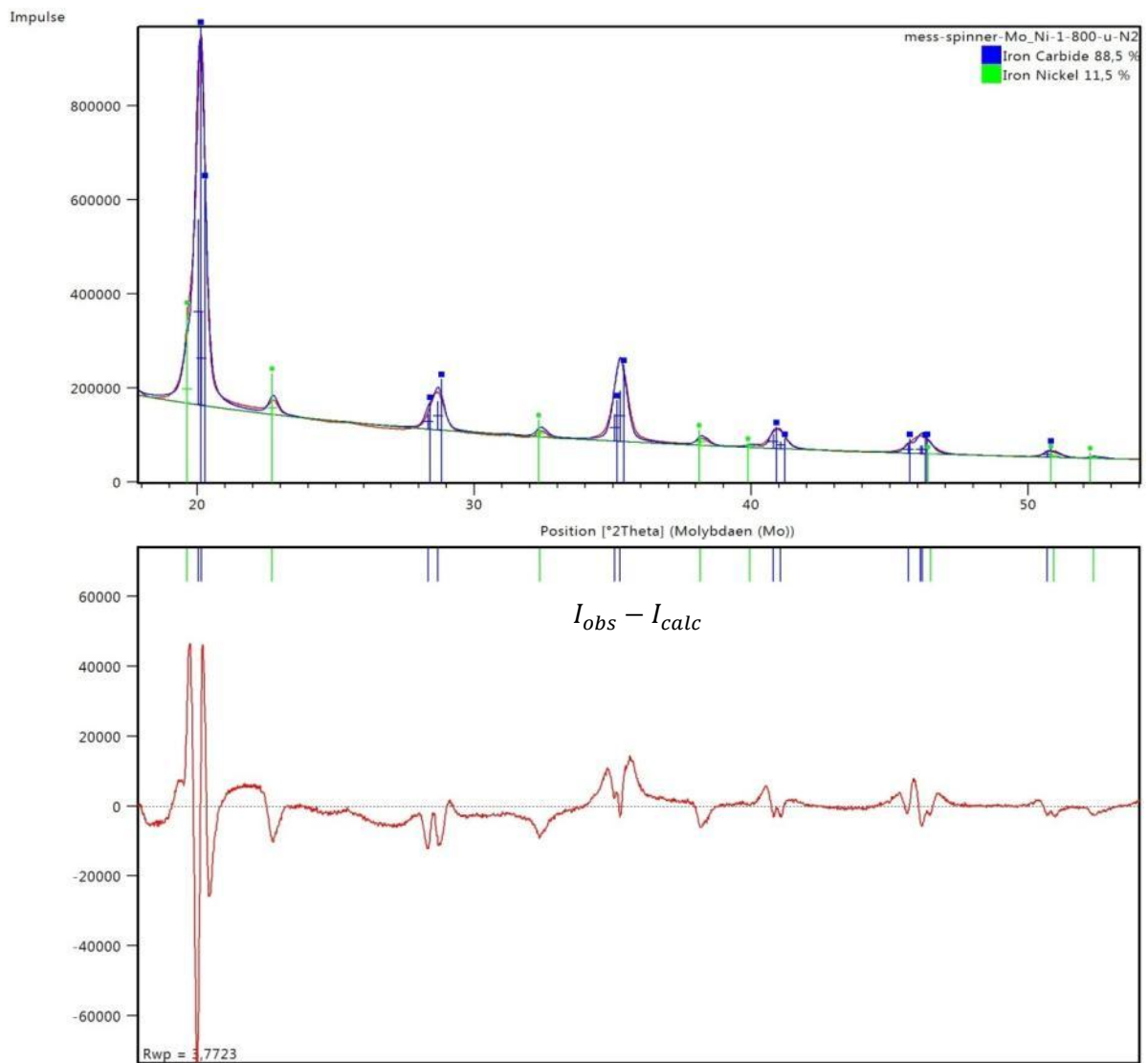
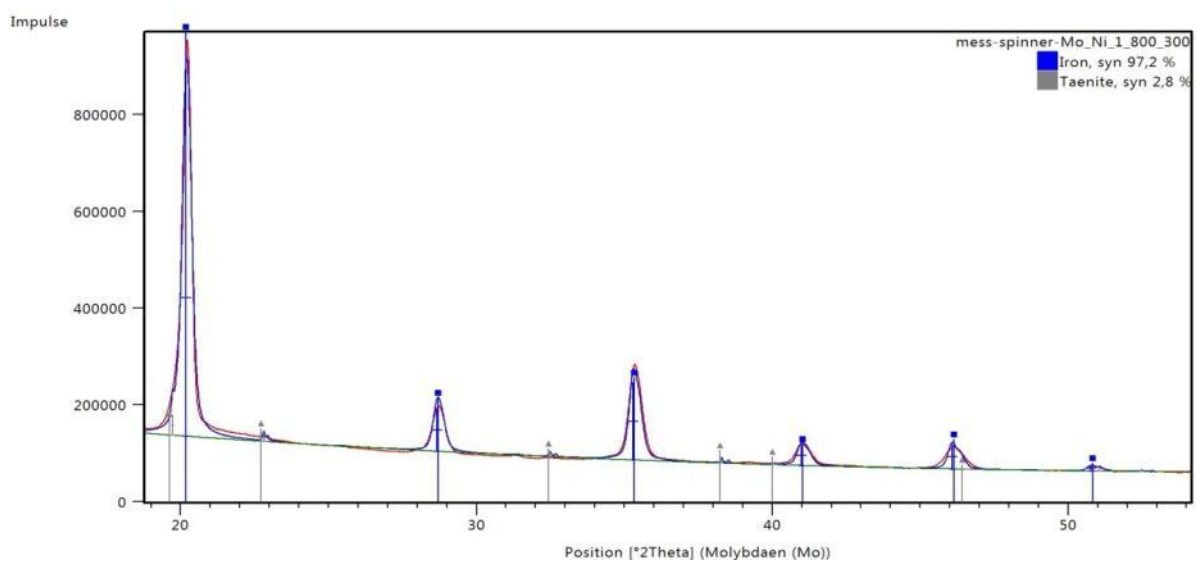


Abb.301: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Ni 1,0\_800+N2-Stahls.



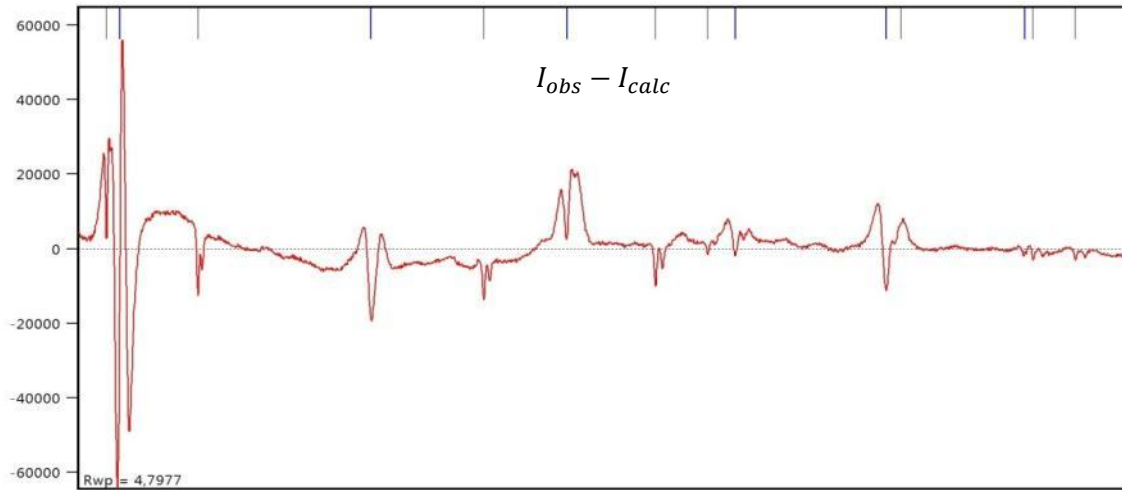


Abb.302: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Ni 1,0\_800\_300-Stahls.

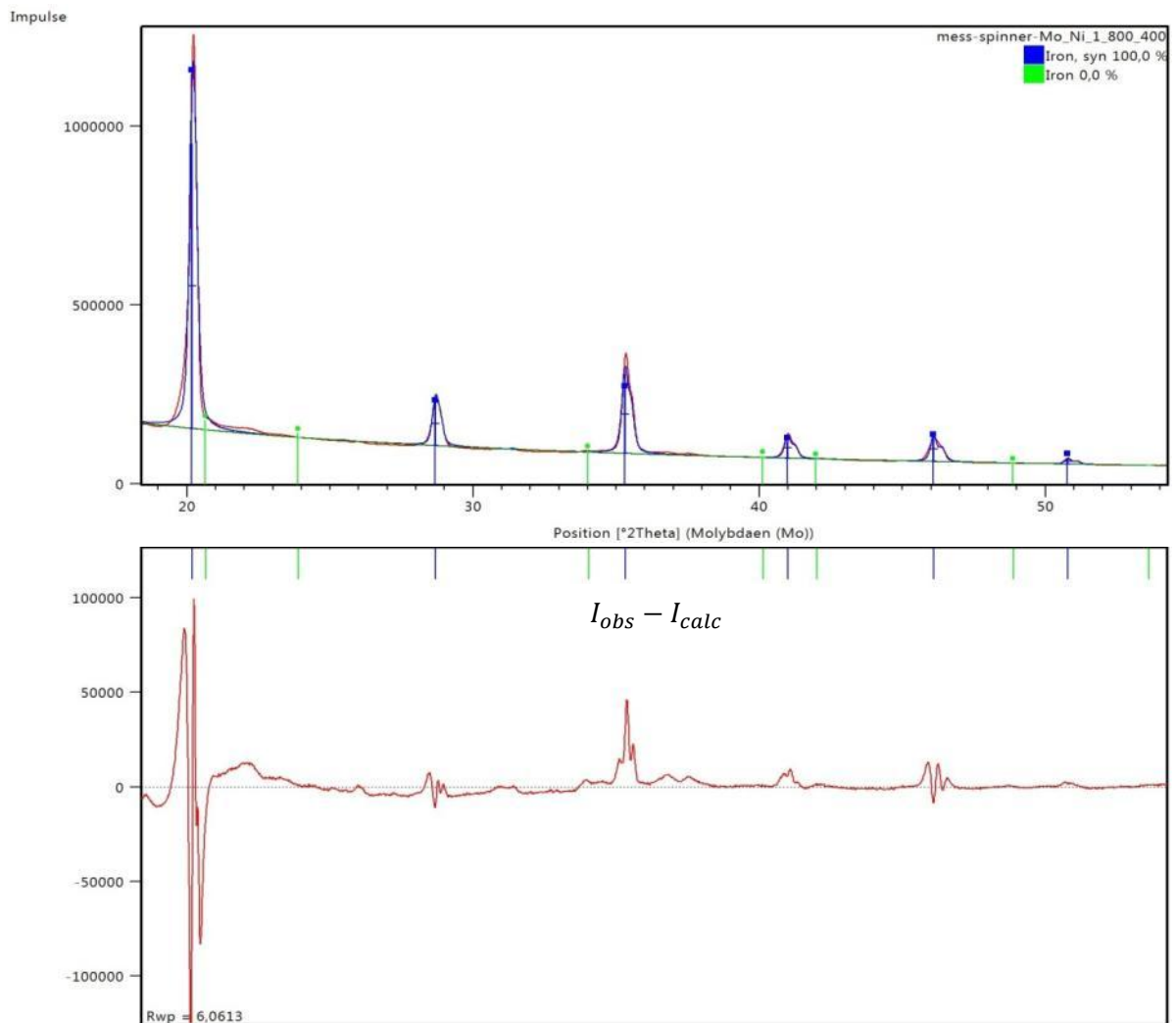


Abb.303: Röntgendiffraktogramm, inklusive  $I_{obs} - I_{calc}$ , des Ni 1,0\_800\_400-Stahls.



## 8. Abkürzungsverzeichnis

A	Querschnitt der Probe [mm <sup>2</sup> ]
$A_b$	Absorptionsfaktor
$A_{iE}^m$	massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der ferritischen Phase gelösten Legierungselements i nach Exner $\left[\frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}}\right]$
$A_{iH}^m$	massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der ferritischen Phase gelösten Legierungselements i nach Hoselitz $\left[\frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}}\right]$
$A_{iM\&S}^m$	massenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der ferritischen Phase gelösten Legierungselements i nach Maurer & Schroeter $\left[\frac{\text{emu}}{\text{g}} * \frac{1}{\text{Masse\%}}\right]$
$A_{iE}^V$	volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der ferritischen Phase gelösten Legierungselements i nach Exner $\left[\frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}}\right]$
$A_{iM\&S}^V$	volumenspezifischer Abschwächungskoeffizient eines in der ferritischen Phase gelösten Legierungselements i nach Maurer & Schroeter $\left[\frac{\text{emu}}{\text{cm}^3} * \frac{1}{\text{Masse\%}}\right]$
$A_{x_{C_{M\&S}}}^m$	Abschwächung des massenspezifischen, magnetischen Sättigungsmoments einer ferritischen Phase durch einen C-Gehalt von $x_C$ nach Maurer & Schroeter [emu/g]
b	Länge der Probe [mm]
$B_n$	isotroper Temperaturkoeffizient
d	Diagonale des Härteeindruckes bei der Härtemessung nach Vickers [mm]
E	E-Modul [GPa]
F	Kraft [N]
$f_f$	flexurale Resonanzfrequenz [Hz]
$F_k$	Strukturfaktor für das zugrunde gelegte Modell
h,k,l	Miller'sche Indizes für einen Reflex
h	Höhe der Probe [mm]
HV	Härte nach Vickers
$I_{bk}g_i$	Untergrund
$I_D$	diffuser Intensitätsanteil
$I_i^{calc}$	Intensität am Profilpunkt i
$J_{S_P}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der untersuchten Probe [emu/g]
$J_{S_0}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe [emu/g]
$J_{S_{Fe}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment von reinem Eisen [218 emu/g]
$J_{S_{0E}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Exner [emu/g]
$J_{S_{0H}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Hoselitz [emu/g]
$J_{S_{0M\&S}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Maurer & Schroeter [emu/g]
$J_{S_{F_i}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment eines Ferromagnetikums i [emu/g]
$J_{S_{x_{F_i}}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment, welches durch einen Ferromagnetikum i mit einem Massenanteil von $x_{F_i}$ hervorgerufen wird [emu/g]
$J_{S_{0L}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Probe, wobei die Gleichgewichtsphasen durch das Hebelgesetz aus dem Fe-Fe <sub>3</sub> C-Phasendiagramm ermittelt wurden [emu/g]
$J_{S_{Fe_3C}}^m$	massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment des Zementits [130 emu/g]

$J_{SM_x}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment des Martensits, nach dem jeweiligen Literaturmodell, chemische Zusammensetzung bestimmt durch ThermoCalc bei entsprechender Austenitierungstemperatur [emu/g]  
 $J_{S_{0T-100^\circ C}}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Probe, Bestimmung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C [emu/g]  
 $J_{S_{0T-100^\circ C_x}}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, geglühten Probe, Bestimmung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C, Bestimmung des  $J_s$  des Ferrits durch das jeweilige Literaturmodell [emu/g]  
 $J_{S_{0e}}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien, gehärteten Probe (empirisch bestimmt) [emu/g]  
 $J_{SM_0}^m$  ..... Massenanteil des Martensits in der austenitfreien, gehärteten Probe [Masse%]  
 $J_{SF_{i_0}}^m$  ..... massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment eines Ferromagnetikums  $i$  in der austenitfreien, geglühten Probe [emu/g]  
 $J_{S_{x_C}}^m$  massenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment einer ferritischen Phase, abgeschwächt durch einen C-Gehalt von  $x_C$  (Modell von Maurer & Schroeter) [emu/g]  
 $J_{S_{Fe}}^V$  ..... volumenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment von reinem Eisen [1719 emu/cm<sup>3</sup>]  
 $J_{S_{0E}}^V$  ..... volumenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Exner [emu/cm<sup>3</sup>]  
 $J_{S_{0M\&S}}^V$  ..... volumenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment der austenitfreien Probe nach Maurer & Schroeter [emu/cm<sup>3</sup>]  
 $J_{S_{x_C}}^V$  ..... volumenspezifisches, magnetisches Sättigungsmoment einer ferritischen Phase, abgeschwächt durch einen C-Gehalt von  $x_C$  (Modell von Maurer & Schroeter) [emu/cm<sup>3</sup>]  
 $l$  ..... Länge der Probe [mm]  
 $L_K$  ..... Lorentzkorrekturfaktor  
 $m$  ..... Masse der Probe [g]  
 $m_k$  ..... Masse der Einheitszelle der Phase  $k$   
 $P_k$  ..... Faktor zur Korrektur von Vorzugsorientierungen  
 $R$  ..... elektrischer Widerstand [ $\Omega$ ]  
 $RA_{Fe}$  ..... Gehalt an Restaustenit, bestimmt über Formel 5 [Masse%]  
 $RA_T^G$  ..... Gehalt an Restaustenit in geglühten Proben, Bestimmung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C [Masse%]  
 $RA_{T_x}^G$  ..... Gehalt an Restaustenit in geglühten Proben, Bestimmung der Gleichgewichtsphasen durch ThermoCalc bei 100°C, Bestimmung des  $J_s$  des Ferrits durch das jeweilige Literaturmodell [Masse%]  
 $RA_{T_x}^H$  ..... Gehalt an Restaustenit in gehärteten Proben nach dem jeweiligen Literaturmodell und theoretischen Bestimmungen durch ThermoCalc [Masse%]  
 $RA_x^{H,ukA}$  ..... Gehalt an Restaustenit in gehärteten Proben, welche durch Überschreiten der unteren, kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit abgeschreckt wurden, Bestimmung des  $J_s$  des Martensits durch das jeweilige Literaturmodell [Masse%]  
 $RA_{X-RAy}^V$  ..... Volumenanteil des Restaustenit, bestimmt durch die Einzelprofil-Analyse [V%]  
 $R_i$  ..... Skalenfaktor zur Berücksichtigung der Staukraft für die unterschiedlichen Netzebenen  
 $S(2\theta_i - 2\theta_k)$  Profilformfunktion  
 $S_F$  ..... Skalenfaktor für das Gesamtprofil  
 $S_k$  ..... Skalenfaktor der Phase  $k$   
 $T_1$  ..... Korrekturfaktor für die Bestimmung des E-Moduls  
 $W_k$  ..... Anteil der Phase  $k$  [Masse%]  
 $x_{F_i}$  ..... Massenbruch eines Ferromagnetikums  $i$  [Masse%]

$x_{F_{iTA}}$  ..... Massenbruch eines Ferromagnetikums  $i$ , bestimmt über ThermoCalc bei entsprechender Austenit-  
 tisierungstemperatur  
 $x_{F_{i0}}$  ..... Massenbruch eines Ferromagnetikums  $i$  in der austenitfreien, gehärteten Probe [Masse%]  
 $x_{Fe_3C_{TA}}$  ..... Massenbruch an Zementit, bestimmt über ThermoCalc bei entsprechender Austenitierungs-  
 temperatur  
 $x_{Fe_3C_{L-100^\circ C}}$  .. Massenbruch des Zementits, bestimmt durch das Hebelgesetz aus dem Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm  
 $x_{Fe_3C_{T-100^\circ C}}$  .. Massenbruch des Zementits, bestimmt durch ThermoCalc bei 100°C  
 $x_{i_M}$  ..... Massenanteil eines Legierungselements  $i$  im Martensit [Masse%]  
 $x_{i_{MTA}}$  ..... Massenanteil eines Legierungselements  $i$  im Martensit, bestimmt durch ThermoCalc bei entspre-  
 chender Austenitierungstemperatur [Masse%]  
 $x_k$  ..... Massenanteil der Phase  $k$ , bestimmt über die Rietveld-Methode [Masse%]  
 $x_{n_{fTA}}$  ..... Massenbruch an nicht-ferromagnetischen Phasen, bestimmt durch ThermoCalc bei entsprechen-  
 der Austenitierungstemperatur  
 $x_{n_{fT-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch an nicht-ferromagnetischen Phasen, bestimmt durch ThermoCalc bei 100°C  
 $x_M$  ..... Massenbruch an Martensit  
 $x_n, y_n, z_n$  ..... Atomkoordinaten im direkten Raum  
 $x_{i_{\alpha TA}}$  ..... Massenanteil eines Legierungselements  $i$  im Ferrit, bestimmt durch ThermoCalc bei entspre-  
 chender Austenitierungstemperatur [Masse%]  
 $x_{i_{\alpha T-100^\circ C}}$  ..... Massenanteil des Legierungselements  $i$  im Ferrit, bestimmt durch ThermoCalc bei 100°C [Mas-  
 se%]  
 $x_{\alpha_{L-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch des Ferrits, bestimmt durch das Hebelgesetz aus dem Fe-Fe<sub>3</sub>C-Phasendiagramm  
 $x_{\alpha_{TA}}$  ..... Massenbruch an Ferrit, bestimmt über ThermoCalc bei entsprechender Austenitierungs-  
 temperatur  
 $x_{\alpha_{T-100^\circ C}}$  ..... Massenbruch des Ferrits, bestimmt durch ThermoCalc bei 100°C  
 $\bar{x}$  ..... Mittelwert der Größe  $x$   
 $\rho_G$  ..... Gründichte [g/cm<sup>3</sup>]  
 $\rho_S$  ..... Sinterdichte [g/cm<sup>3</sup>]  
 $\kappa$  ..... elektrische Leitfähigkeit [1/Ω]  
 $\kappa_S$  ..... spezifische, elektrische Leitfähigkeit [m/(mm<sup>2</sup>\*Ω)]  
 $\lambda$  ..... Wellenlänge der Strahlung [Å]  
 $\gamma_i$  ..... spezifisches Gewicht des Legierungselements  $i$  [g/cm<sup>3</sup>]  
 $\sigma_x$  ..... Standardabweichung der Größe  $x$

