

**Peter Kreutler**

# **Thermophysikalische Daten von Stählen**

Bakkalaureatsarbeit

durchgeführt am  
**Institut für Experimentalphysik**  
an der  
**Technischen Universität Graz**  
Petersgasse 16, 8010 Graz

bei  
Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Gernot Pottlacher

Graz, November 2011

# Inhalt

1	Einleitung.....	1
2	Definition.....	2
3	Gefüge.....	3
3.1	Grundsätzliches.....	3
3.2	Das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild.....	5
4	Herstellung von Stahl.....	8
4.1	Roheisen.....	8
4.2	Frischen.....	9
4.2.1	Sauerstoff-Blas-Verfahren.....	9
4.2.2	Kombinierte Verfahren.....	10
4.2.3	Elektrostrahl-Verfahren.....	10
4.3	Nachbehandlung.....	11
4.3.1	Desoxidation.....	11
4.3.2	Vakuumbehandlung.....	11
4.3.3	Spülgasbehandlung.....	11
4.3.4	Umschmelzverfahren.....	11
4.4	Vergießen.....	12
4.4.1	Strangguss.....	12
4.4.2	Blockguss.....	12
4.5	Legierungs- und Begleitelemente.....	13
4.6	Wärmebehandlung.....	14
4.6.1	Glühverfahren.....	15
4.6.2	Härten.....	16
5	Das Bezeichnungssystem für Stähle.....	18
5.1	Kurznamen von Stählen.....	19
5.1.1	Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften.....	19
5.1.2	Bezeichnung von Stählen aufgrund der chemischen Zusammensetzung.....	20
5.1.3	Bezeichnung von Stählen durch Werkstoffnummern.....	22
6	Thermophysikalische Daten.....	23
6.1	Berechnung der Temperatur.....	23
6.2	Berechnung des elektrischen Widerstandes.....	24
6.3	Berechnung der spezifischen Wärmekapazität.....	25

6.4	Berechnung der Dichte .....	27
6.5	Berechnung der Wärmeleitfähigkeit .....	27
6.6	Berechnung der Temperaturleitfähigkeit.....	28
7	Zusammenfassung.....	29
8	Literatur.....	30

# 1 Einleitung

An Werkstücke, die aus dem Werkstoff Stahl hergestellt sind, werden in vielen Bereichen hohe Anforderungen gestellt, da sie oft hohen Belastungen ausgesetzt sind und auch die Betriebssicherheit gewährleistet sein muss, wie es etwa in der Luftfahrtindustrie oder der Energietechnik der Fall sein kann. Um dem Werkstoff schon im Produktionsprozess die geforderten mechanischen, aber auch chemischen Eigenschaften anzueignen, ist eine genaue Kenntnis der thermophysikalischen Daten von der Schmelze bis zum fertigen Werkstoff notwendig. Anhand der Messdatensammlung „Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil 1: Tafeln und Bilder“, von Friedhelm Richter, sowie der dazugehörigen Datenblättersammlung „Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil 2: Datenblätter“ desselben Autors, wird in der vorliegenden Arbeit sowohl auf die Herstellung von Stählen, als auch die Ermittlung einiger thermodynamischer Größen eingegangen. Die beiden genannten Sammlungen liegen als Anlage dieser Arbeit bei.

Nachdem im ersten Teil eine kurze Definition von Stahl gegeben wird, befasst sich der zweite Teil dieser Arbeit mit der Kristallstruktur von Eisen und den möglichen Einlagerungsmöglichkeiten für Fremdatome im Eisengitter. Außerdem werden anhand des Eisen-Kohlenstoff-Schaubilds(EKS) für die metastabile (Fe-Fe<sub>3</sub>C) Ausbildung des Kohlenstoffs die verschiedenen Gefügearten, in denen Stahl vorliegen kann, erläutert.

Im dritten Teil der wird die Herstellung von Stahl aus Roheisen beschrieben, bzw. wie man den Stahl durch Zulegieren von Fremdelementen und Glühbehandlungen an den gewünschten Verwendungszweck anpasst.

Weiters wird ausführlich auf das verbreitete Bezeichnungssystem EN10020 eingegangen, durch welches in Europa die Bezeichnung von Stählen auf drei unterschiedliche Arten festgelegt ist.

Der letzte Abschnitt gibt einen kurzen Überblick über die Berechnung einiger folgend angeführter thermophysikalischer Größen bei Kenntnis der jeweiligen Temperatur:

- Spezifischer elektrischer Widerstand
- Spezifische Wärmekapazität
- Dichte
- Wärmeleitfähigkeit
- Temperaturleitfähigkeit

## 2 Definition

Als Stähle werden Werkstoffe bezeichnet, deren Hauptbestandteil Eisen ist und die einen Kohlenstoffgehalt von weniger als 2% aufweisen. Zusätzlich sind noch andere Elemente enthalten, wobei der Eisengehalt höher als der jedes anderen Legierungspartners ist. Sind mehr als 2% Kohlenstoff in der Eisen-Kohlenstoff Legierung vorhanden, so wird diese als Gusseisen bezeichnet. Im Gegensatz zu Stahl, wo die Weiterverarbeitung durch Umformen erfolgt (z.B. Walzen, Ziehen), werden Eisen-Gusswerkstoffe durch Gießen zu Werkstücken weiterverarbeitet.

Stähle und Eisen-Gusswerkstoffe sind die am meisten verwendeten metallischen Werkstoffe, da sie preiswert hergestellt werden können und es möglich ist, ihnen durch Legieren bzw. Wärmebehandlung bestimmte Werkstoffeigenschaften im Herstellungsprozess anzueignen. (vgl. [4])

### 3 Gefüge

Die Ausarbeitung dieses Abschnitts erfolgte mittels [1-4, 7]

#### 3.1 Grundsätzliches

In der festen Phase kann wird bei Eisen zwischen drei unterschiedlichen Phasen unterschieden.

**Tabelle 3.1:** Phasen beim reinen Eisen von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt (1536°C)

Phase	Temperaturbereich	Gitterart
$\alpha$ -Eisen	Raumtemperatur bis 911°C	krz
$\gamma$ -Eisen	911°C bis 1392°C	kfz
$\delta$ -Eisen	1392°C bis 1536°C	krz

Im Unterschied zu  $\alpha$ - und  $\delta$ -Eisen, die im kubisch-raumzentrierten (krz) Gitter vorliegen, hat  $\gamma$ -Eisen ein kubisch-flächenzentriertes (kfz) Gitter.

Wie die meisten anderen Metalle ist Eisen im Reinzustand relativ weich und folglich nicht gut als Konstruktionswerkstoff geeignet. Will man eine höhere Festigkeit erreichen, so muss man aus materialphysikalischer Sicht dafür sorgen, dass man das Gleisen und Klettern der Versetzungen im Kristall unterbindet. Dies kann auf verschiedene Arten bewerkstelligt werden.

Bei der Mischkristallhärtung (Legierungshärtung) kommt es aufgrund der unterschiedlichen Größe der Fremdatome zu einer Verzerrung des Wirtsgitters, welche die Bewegung der Versetzungen negativ beeinflusst. Außerdem kommt es zu einer Änderung des Schubmoduls, welche von der Konzentration der Fremdatome abhängt. Liegen die Fremdatome an Zwischengitterplätzen, ist der Verfestigungsgrad höher, als bei Anlagerung an Gitterplätzen (Substitutionsatome).

Im Fall der Korngrenzenhärtung, wird ausgenutzt, dass die Korngrenzen ein Hindernis für die Versetzungsbewegung darstellen, das nicht überwunden werden kann. Die Versetzungen stauen sich an den Korngrenzen an und es kommt zu großen Spannungsfeldern. Dabei gilt, dass Verfestigung des Gefüges umso größer ist, je feinkörniger das vorliegende Gefüge ist.

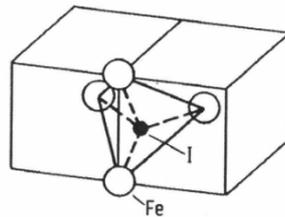
Bei der Ausscheidungshärtung entsteht ein Spannungsfeld, da es durch die Ausscheidungen zu einer Abweichung des Volumens gegenüber der Matrix kommt, Wird die Ausscheidung in der Gleitebene der Versetzung geschnitten ist die Verfestigung geringer, als im Fall, dass sie umgangen wird. Es gilt, dass die verfestigende Wirkung am größten ist, wenn bei gegebenem Anteil des Volumens der Ausscheidungen der Abstand am geringsten ist, solange die Teilchen eine Größe besitzen, dass sie nicht geschnitten werden.

Die Betrachtung der Härtungsmechanismen kann man feststellen, dass die Zugabe von Legierungselementen grundsätzlich zur Verfestigung des Eisens führt, womit man durch Legieren und Härten gezielt auf die gewünschten Eigenschaften des Stahls Einfluss nehmen kann.

Je nach Temperatur, Gittertyp des Fremdelements oder Größe des Fremdatoms im Verhältnis zu Eisenatom liegen die Legierungs- bzw. Fremdelemente als Lösung oder Ausscheidung im Stahl vor.

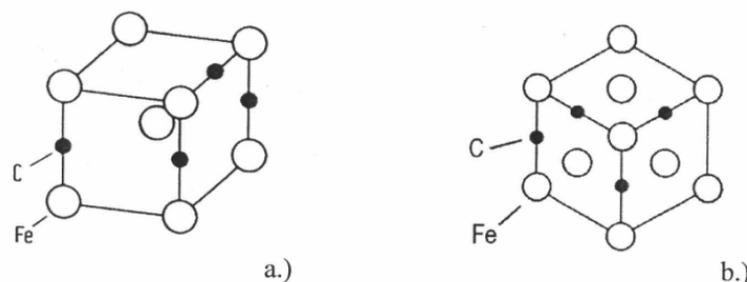
Wenn es zur Aufnahme des Fremdatoms ins Eisengitter kommt, spricht man von einem Mischkristall (MK). Es wird zwischen Interstitions-MK und Substitutions-MK unterschieden.

Beim Interstitions-MK nehmen die Fremdatome Plätze an den Zwischengitterplätzen des Eisengitters ein (Abb.3.2). Interstitions-MK entstehen nur, wenn der Radius der Fremdatome geringer oder nur unwesentlich größer als die Gitterlücke ist. Typischerweise treten bei den Elementen Kohlenstoff, Stickstoff und Wasserstoff Interstitions-MK auf, wobei es bei Kohlenstoff und Stickstoff aufgrund ihres großen Atomradius zu Gitterverzerrungen kommt. Im krz  $\alpha$ -Eisen gibt es zwei Arten von Zwischengitterplätzen, wo sich Kohlenstoffatome anlagern könnten: entweder in die Tetraederlücke (siehe Abb.3.1) oder in die Lücke zwischen zwei Eisenatomen. Da im ersten Fall aber vier Nachbaratome im Eisengitter aus ihrer Gleichgewichtslage verschoben werden müssten, im zweiten Fall aber nur zwei, werden die C-Atome vorzugsweise in die (kleinere) Lücke zwischen den zwei Gitteratomen eingelagert.



**Abbildung 3.1:** Zwischengitterplätze in der Tetraederlücke beim krz  $\alpha$ -Eisen (entnommen aus [7], S.7)

Beim kfz-Gitter können die Fremdatome in die Mitte der Würfelkante der Elementarzelle eingebaut werden. So stehen zwar mehr Gitterlücken als beim krz-Gitter zur Verfügung, da diese aber kleiner sind, kommt es zu stärkeren Verzerrungen und in der Folge zu einer Verringerung der Löslichkeit.



**Abbildung 3.2:** Elementarzelle von Eisen mit Kohlenstoffatomen an den Zwischengitterplätzen für a.) das krz-Punktgitter und b.) das kfz-Punktgitter (entnommen aus [7], S.7)

Elemente mit größeren Atomen nehmen Gitterplätze anstatt der Eisen Atome im Gitter ein. Diese Substitutions-MK entstehen beim Legieren mit den Elementen Al, Co, Cr, Cu, Mn, Mo, Nb, Ni, P, S, Si, Ti, V und W.

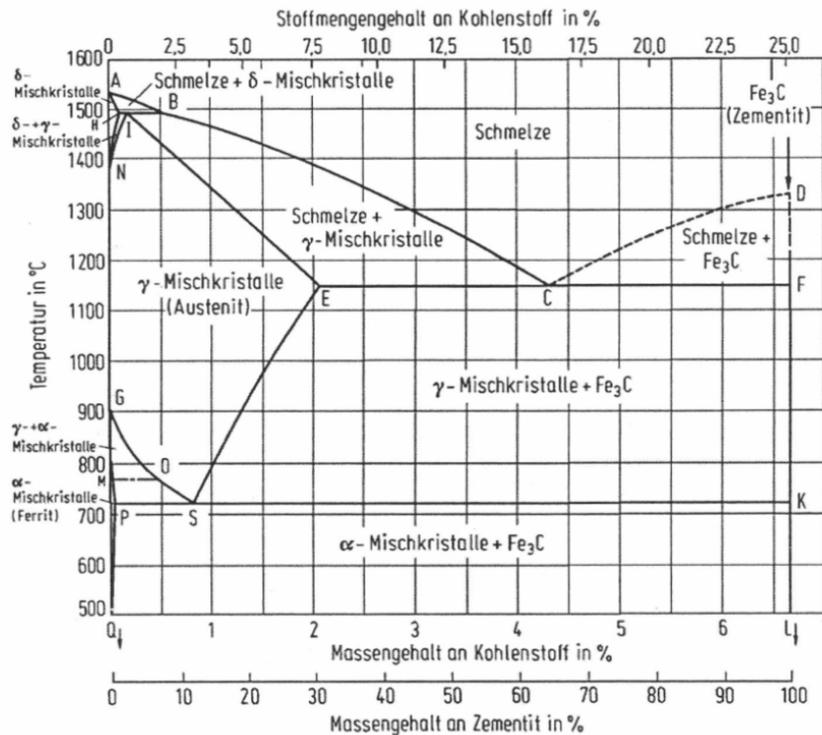
Die beiden Elemente Bor und Sauerstoff werden intersitiell und substitutionell im Gitter eingelagert.

Mit zunehmender Temperatur wachsen die Lücken mit den Elementarzellen und auch die Löslichkeit des Eisens für Fremdatome nimmt folglich zu. Für den Fall, dass die Löslichkeit des Mischkristalles durch die Konzentration an Fremdatomen überschritten wird, beispielsweise bei Phasenumwandlungen oder beim Abkühlen, kommt es zu Ausscheidungen. In diesen Ausscheidungen reichern sich die Fremdatome an und bilden eine neue Phase. Zumeist bestehen die Ausscheidungen nicht aus den Fremdelementen allein, sondern es entstehen Verbindungen des Überschusselements mit Eisen oder anderen Elementen.

### **3.2 Das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild**

Beim Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) handelt es sich um ein Gleichgewichtsschaubild des Systems Eisen-Kohlenstoff, in dem die vom Kohlenstoffgehalt und der Temperatur abhängige Phasenzusammensetzung dargestellt wird.

Neben Kohlenstoff sind in den meisten Eisenlegierungen, die in der Technik verwendet werden, noch weitere Legierungspartner enthalten, die die Eigenschaften und auch das entstehende Gefüge maßgeblich verändern können. Auch führt schnelles Aufheizen und Abkühlen zu Änderungen im Gefüge. Daher ist es dann nicht mehr zuverlässig möglich die von der Temperaturabhängigen Gefügeänderungen, aber auch die Gefügearten und die jeweiligen Anteile zu bestimmen. Trotzdem können aus dem EKS grundsätzliche Erkenntnisse über Kohlenstoffstähle gewonnen werden.



**Abbildung 3.3:** Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) für die metastabile (Fe-Fe<sub>3</sub>C) Ausbildung des Kohlenstoffs (entnommen aus [7], S.8)

In Abbildung 3.3. sind die Phasen im metastabilen Gleichgewicht des Eisenkarbids Zementit Fe<sub>3</sub>C für sehr langsames Aufheizen oder Abkühlen in Abhängigkeit von der Temperatur und des Kohlenstoffgehalts dargestellt. 100% Massengehalt an Zementit entsprechen dabei einem maximalen Kohlenstoffgehalt von 6,67%.

Die Verbindungslinie der Punkte ABCD stellt die Liquiduslinie dar, oberhalb welcher die Legierung in flüssiger Form vorliegt, bei der Verbindung AHIECF handelt es sich um die Soliduslinie, unterhalb derer die Legierung völlig erstarrt ist. Für Stahl sind jedoch nur die Eckpunkte der einzelnen Phasen bis zu einem Massengehalt an Kohlenstoff von 2,06% relevant. Im Folgenden seien die entstehenden Gebiete in diesem Bereich grob unterteilt:

- Schmelze
- δ-Ferrit (Gebiet AHN): krz-Kristallstruktur mit einem maximalen C-Gehalt von 0,1% im Punkt H
- γ-MK oder Austenit (Gebiet NIESOG): kfz-Kristallstruktur mit einem maximalen C-Gehalt von 2,06% im Punkt E
- α-Ferrit (Gebiet MPQ): krz-Kristallstruktur mit einem maximalen C-Gehalt von 0,02% im Punkt P

Beim Punkt S handelt es sich um einen eutektoiden Punkt, d.h. beim Abkühlen geht eine feste Phase in zwei fein verteilte feste Phasen über. Diese werden Ferrit und Zementit genannt und entstehen aus dem eutektischen Zerfall des Austenits. Das entstehende Gefüge ist

lamellenartige Gefüge wird metallografisch als Perlit bezeichnet. Die lamellenartige Struktur entsteht dadurch, dass während der Perlitreaktion der Transport von Eisen und Kohlenstoff über Diffusion erfolgt und sie sich in abwechselnder Reihenfolge als Ferrit- und Zementitlamellen absetzen. Der Abstand und die Feinheit dieser Lamellen werden durch die Abkühltemperatur und die Legierungselemente stark beeinflusst und sind entscheidend für die mechanischen Eigenschaften des Stahls.

Wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten, ist es dem Kohlenstoff nicht mehr möglich zu diffundieren und es kommt zu einer Schiebungsumwandlung des Austenits ( $\gamma$ -Phase) in Martensit ( $\alpha$ -Phase). Der Beginn der Martensitbildung erfolgt schlagartig bei einer bestimmten Temperatur  $M_s$  (martensit start) und endet bei der Temperatur  $M_f$  (martensit finish). Dabei erfolgt die Umwandlung in den Martensit kaskadenförmig, da die Atome nicht einzeln, sondern als Gruppe gekoppelt ihre Plätze wechseln. Die Umwandlung, die diffusionslos erfolgt, hält den Kohlenstoff im tetragonal verzerrten Martensit zwangsgelöst, was den Grund für die hohe Härte des Martensits darstellt.

Ein zunehmender Kohlenstoffgehalt hat mehrere Auswirkungen auf die Martensitbildung. Neben dem Effekt, dass die Temperaturen  $M_s$  und  $M_f$  nach unten hin verschoben wird und auch die kritische Abkühlgeschwindigkeit erniedrigt wird, nimmt auch der Anteil an Restaustenit zu.

Eine weitere Form der Umwandlung des Austenits ist jene in die Bainitstufe. Diese tritt im Temperaturbereich zwischen der Perlit- und Martensitstufe auf und zeichnet sich durch eine Vielfalt von unterschiedlichen Gefügeformen aus, deren Unterscheidung oft nurmehr mittels elektronenoptischer Methoden möglich ist. Nadeliger und körniger Bainit sind die beiden Hauptformen in denen der Bainit vorkommt. Bei der Umwandlung in die Bainitstufe ist die Diffusion des Kohlenstoffs schon sehr verringert und Eisendiffusion tritt überhaupt nicht mehr auf.

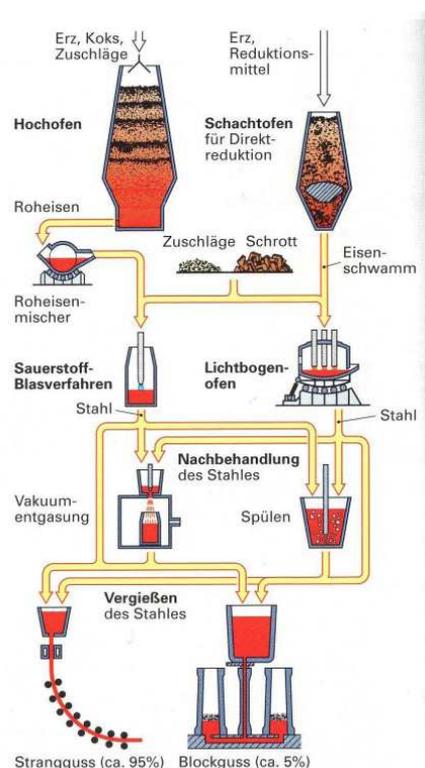
## 4 Herstellung von Stahl

Abschnitt 4 basiert auf den Werken [1], [2] und [4] und soll einen Überblick über die Methoden, die bei der Stahlherstellung angewandt werden, geben.

### 4.1 Roheisen

Stähle werden (so wie auch Eisen-Gusswerkstoffe) aus Roheisen hergestellt. Die Gewinnung des Roheisens wiederum erfolgt aus Reduktion von Eisenerzen im Hochofen.

Der Hochofen wird schichtweise mit einem Gemisch aus Erz, Zuschlägen und Koks beschickt. Unter Zuschlägen versteht man Materialien (z.B. Kalk), die mit dem am Erz haftenden Gestein eine leicht schmelzbare Schlacke bilden. Über Düsen wird Heißwind (ca. 1200°C) eingeblasen und der Koks beginnt zu verbrennen. Dabei entstehen Temperaturen von über 2000°C. Der Kohlenstoff des Koks dient nicht nur als Brennstoff, sondern auch als Reduktionsmittel, indem er sich mit dem Sauerstoff der Luft zu gasförmigem Kohlenmonoxid verbindet, welches das Eisenoxid zu metallischem Eisen, dem Roheisen reduziert. Dieses nimmt Kohlenstoff auf, wodurch sein Schmelzpunkt auf ca. 1400°C herabgesetzt wird.



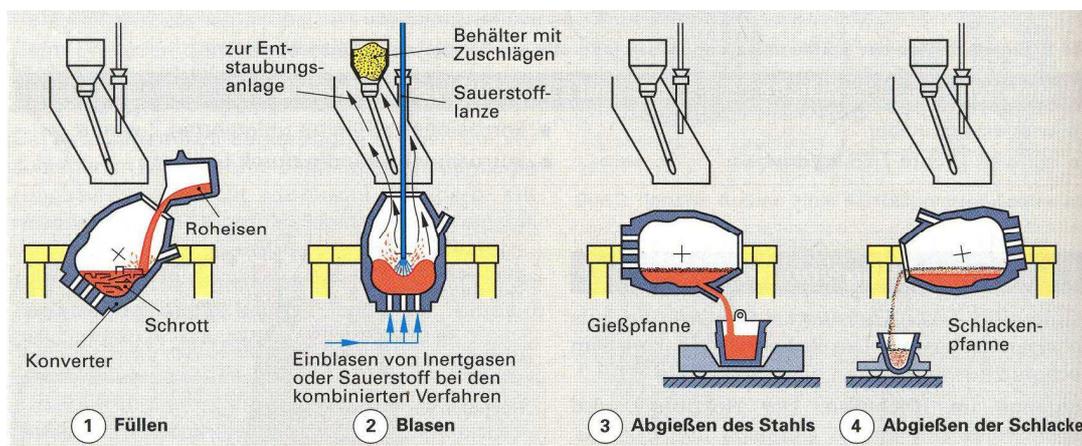
**Abbildung.4.1:** Übersicht Stahlherstellung (entnommen aus [4], S.260)

## 4.2 Frischen

Das Roheisen enthält noch einen hohen Kohlenstoffgehalt von etwa 4-6%, weswegen es spröde und kaum verformbar ist. Außerdem sind noch größere Mengen von Begleitstoffen wie Silizium, Mangan, Schwefel und Phosphor enthalten. Möchte man das Roheisen in Stahl umwandeln, muss man den Kohlenstoffanteil herabsetzen und die unerwünschten Begleitstoffe so gut wie möglich beseitigen. Dieser Prozess wird Frischen genannt. Es gibt mehrere Frischverfahren, auf die im Folgenden kurz eingegangen wird.

### 4.2.1 Sauerstoff-Blas-Verfahren

Das Frischen erfolgt durch das Aufblasen von Sauerstoff auf das flüssige Roheisen. Beim LD-Verfahren (Linz Donawitz Verfahren) wird der Konverter mit flüssigem Roheisen und Schrott beschickt und Sauerstoff wird mit einem Druck von 8-12bar auf den Einsatz geblasen. Der Sauerstoff reagiert mit den Eisenbegleitern und die Schmelze beginnt zu kochen. Nach der Zugabe von Kalk bildet sich eine flüssige Schlacke, in der die festen Abbrandprodukte und die unerwünschten Eisenbegleiter gebunden sind. Der im Roheisen vorhandene Kohlenstoff verbrennt fast vollständig zu CO und CO<sub>2</sub>, die als Gas aus der Schmelze entweichen. Die gewünschten Legierungspartner und Desoxidationsmittel können am Ende des Frischvorganges zugegeben werden, bevor der Stahl in die Gießpfanne abgegossen wird.



**Abbildung 4.2:** Stahlherstellung nach dem LD-Verfahren (entnommen aus [4], S.258)

Hat man phosphorreiches Roheisen vorliegen, erfolgt das Frischen im LD-AC-Verfahren (Arbed/Centre National de Recherches Metallurgiques). Hier wird in zwei Blasabschnitten zuerst die phosphorreiche Schlacke abgezogen, danach erfolgt die Entkohlung des Roheisens.

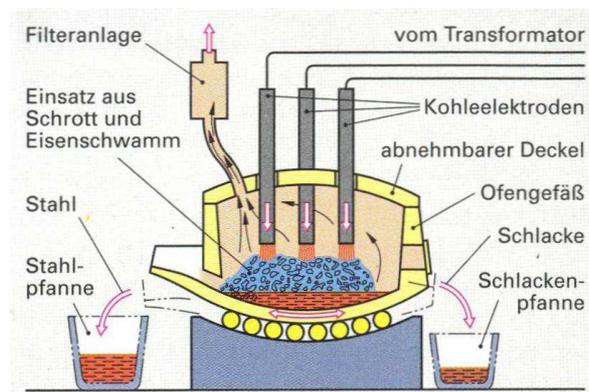
## 4.2.2 Kombinierte Verfahren

Um eine bessere Durchmischung der Schmelze und damit einen beschleunigten Reaktionsablauf zu erreichen, werden bei den kombinierten Verfahren zusätzlich inerte Gase wie Argon und Stickstoff aber auch Sauerstoff durch den Boden des Konverters in die Schmelze geblasen (beim LD und LD-AC-Verfahren trifft der heiße Sauerstoffstrahl nur von oben auf die Schmelze). Dadurch kann mehr Schrott zugegeben werden und durch die verkürzte Blaszeit ist der Verlust von Eisen und Legierungselementen geringer. Es kann Kohlenstoffgehalt von 0,2% erreicht werden.

## 4.2.3 Elektrostrahl-Verfahren

Die zum Schmelzen erforderliche Wärme wird bei den Elektrostrahl-Verfahren durch einen Lichtbogen oder Induktion erzeugt. Da hohe Temperaturen (bis 2000°C) erreicht werden und die Sauerstoffaktivität sehr gering ist, eignen sich Elektrostrahl-Verfahren sehr gut für hochlegierte Stähle.

Der am häufigsten verwendete Elektroofen ist der Lichtbogenofen. Er wird mit Schrott, Eisenschwamm und Roheisen beschickt. Und die Beheizung erfolgt durch das Zünden eines Lichtbogens zwischen drei Graphitelektroden und dem Schmelzgut. Die Temperatur der Schmelze lässt sich durch Regelung des Stromes sehr gut einstellen. Da der Lichtbogen Temperaturen von bis zu 3500°C erzeugt, können auch schwer schmelzbare Legierungselemente wie Wolfram und Molybdän als Ferrolegierungen eingeschmolzen werden.



**Abbildung 4.3:** Lichtbogenofen (entnommen aus [4], S.259)

Ähnlich der Funktionsweise beim Lichtbogenofen, wird beim Lichtbogen-Abschmelzelektroden-Verfahren ein Stahlband kontinuierlich zugeführt, das selbst als Elektrode dient und im Lichtbogen an Luft, inertem Gas oder Vakuum abgeschmolzen wird.

Beim Induktionsofen dient die Schmelze als Sekundärspule. Sie befindet sich in einem tiegelförmigen Gefäß, das von Primärspulen umwickelt ist. Durch die so entstehenden Wirbelströme können im Stahlbad Temperaturen von bis zu 1900°C erreicht werden.

## **4.3 Nachbehandlung**

Ziele der Nachbehandlung des Stahls ist es, die Stahlqualität zu verbessern, indem man unerwünschte Begleitstoffe entfernt.

### **4.3.1 Desoxidation**

Unter Desoxidation versteht man das Zusetzen von Ferrosilizium oder Aluminium zur Stahlschmelze, um den beim Erstarren freiwerdenden Sauerstoff zu binden. So man einen Stahlblock erhält, der frei von Gaseinschlüssen ist.

### **4.3.2 Vakuumbehandlung**

Durch die beim Erstarren des Stahls zurückbleibenden gelösten Gase, kommt es zu starken Spannungen und Rissen im Stahlgefüge, wenn sich die Restgase mit der Zeit ausscheiden. Dadurch wird die Dehnung und Alterungsbeständigkeit des Materials herabgesetzt. Bei der Vakuumbehandlung wird beim Umgießen des flüssigen Stahls der Druck über diesem vermindert, so dass die Gase beinahe zur Gänze aus der Schmelze entweichen können, wo sie dann abgesaugt werden.

### **4.3.3 Spülgasbehandlung**

Bei der sogenannten Spülgasbehandlung wird die Schmelze von einem Spülgas (Argon) durchperlt, wodurch es zu einer Durchmischung und dem Abtransport der Verunreinigungen an die Oberfläche kommt.

### **4.3.4 Umschmelzverfahren**

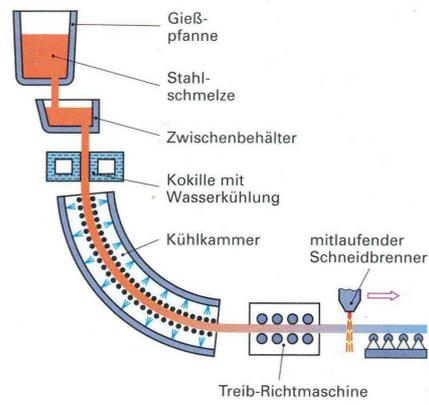
Mit dem Umschmelzverfahren können besonders seigerungsarme (arm an Entmischungen der Schmelze) und reine Edelstähle hergestellt werden. Beim Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren dient der im Elektroofen hergestellte Edelstahlblock als Abschmelzelektrode, die in die flüssige Schlacke getaucht wird. Die notwendige Abschmelzwärme entsteht beim Stromdurchgang durch das Schlackenbad, welches als elektrischer Widerstand wirkt. Der flüssige Stahl tropft durch die reinigende Schlacke in eine wassergekühlte Gussform, wo ein neuer Block mit reinem und gleichmäßigem Gefüge entsteht.

## 4.4 Vergießen

Vor der Weiterverarbeitung wird der geschmolzene Stahl durch Vergießen in die benötigte Ausgangsform gebracht. Etwa 95% des Stahls werden nach dem Stranggussverfahren und der überwiegende Rest nach dem Blockgießverfahren vergossen.

### 4.4.1 Strangguss

Der flüssige Stahl gelangt aus der Gießpfanne in einen Zwischenbehälter, von wo aus er vertikal durch eine wassergekühlte Kokille aus Kupfer fließt, in deren Randzone er zu erstarren beginnt. So entsteht ein innen noch flüssiger Stahlstrang, der nach unten hin abgezogen wird. Um zu verhindern, dass der Strang dabei an der Kokille haften bleibt, führt diese leicht oszillierende Bewegungen aus. In einer Kühlkammer wird der Stahlstrang über Rollen in die Horizontale umgelenkt und mit Wasser besprüht. Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit erhält man homogenen Stahl, der frei von Seigerungen ist. Im letzten Schritt wird der Strang gerichtet und abgelängt. Bei rissempfindlichen Stählen erfolgt die Kühlung nicht über das Besprühen mit Wasser, sondern über innengekühlte Rollen. Durch richtige Wahl des Kokillenquerschnitts, erhält man beim Strangguss Profile, die nahe an den gewünschten Abmessungen des fertigen Profiles liegen. So können beim nachfolgenden Walzen Arbeitsgänge eingespart werden.



**Abbildung 4.4:** Stranggussanlage (entnommen aus [4], S.260)

### 4.4.2 Blockguss

Beim Blockguss wird die Schmelze in die Kokille gegossen und erstarrt in dieser. Dies kann auf zwei Arten geschehen: Beim Oberguss erfolgt das Eingießen von oben, was aber aufgrund von Spritzern in einer schlechteren Oberfläche resultiert. Beim Unterguss wird die Schmelze über ein Zuführsystem von unten eingefüllt. Bei größerem Gussgewicht kann es hierbei zu Einschlüssen kommen, die sich aus dem feuerfest verkleideten Zulauf ablösen können. Das Blockgussverfahren wird im Gegensatz zum Strangguss nur bei einem geringen Teil des

erzeugten Stahls angewandt, und hier vor allem bei risseempfindlichen Stählen und wenn große Dicken gefordert sind.

#### 4.5 Legierungs- und Begleitelemente

Im Folgenden wird zwischen metallischen Legierungspartnern und nichtmetallischen Begleitelementen der Stähle unterschieden, die in großem Maße die Eigenschaften des fertigen Werkstoffes beeinflussen. Die Begleitelemente nehmen besonderen Einfluss auf die Festigkeit und Zähigkeit des Stahls, während die Legierungselemente Eigenschaften, wie Zugfestigkeit, Verschleißfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit verbessern, da sie mit dem Eisen Mischkristalle bilden oder zu feinkörnigen Karbidausscheidungen führen.

**Tabelle 4.1:** Beeinflussung der Eigenschaften von Stahl durch Legierungsmetalle

Element	Element erhöht	Element vermindert
Aluminium (Al)	Zunderbeständigkeit, Eindringen von Stickstoff	
Chrom (Cr)	Härte, Korrosionsbeständigkeit, Zugfestigkeit, Verschleißfestigkeit	Dehnung (in geringem Maße)
Kobalt (Co)	Härte, Warmfestigkeit, Schneidhaltigkeit	Kornwachstum bei höheren Temperaturen
Kupfer (Cu)	Streckgrenze, Härbarkeit, Zugfestigkeit	
Mangan (Mn)	Zugfestigkeit, Durchhärbarkeit	Zerpanbarkeit, Kaltformbarkeit
Molybdän (Mo)	Verschleißfestigkeit, Anlaßbeständigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Warmfestigkeit	Anlaßsprödigkeit, Schmiedbarkeit (bei höheren Anteilen)
Nickel (Ni)	Durchhärtung, Festigkeit, Zähigkeit, Korrosionsbeständigkeit	Wärmedehnung
Vanadium (V)	Dauerfestigkeit, Härte, Warmfestigkeit	Empfindlichkeit gegen Überhitzung
Wolfram (W)	Verschleißfestigkeit, Anlaßbeständigkeit, Warmfestigkeit, Zugfestigkeit, Schneidhaltigkeit	Dehnung (in geringem Maße), Zerspanbarkeit

**Tabelle 4.2:** Beeinflussung der Eigenschaften von Stahl durch nichtmetallische Begleitelemente

Element	Element erhöht	Element vermindert
Kohlenstoff C	Festigkeit und Härte (Maximum bei C=0,9%), Härbarkeit, Rissbildung	Schmelzpunkt, Dehnung, Schweißbarkeit, Schmiedbarkeit
Wasserstoff (H <sub>2</sub> )	Zugfestigkeit, Alterung durch Versprödung	Kerbschlagzähigkeit
Stickstoff (N <sub>2</sub> )	Versprödung, Austenitbildung	Alterungsbeständigkeit
Phosphor (P)	Warmfestigkeit, Zugfestigkeit, Korrosionswiderstand	Kerbschlagzähigkeit, Schweißbarkeit
Schwefel (S)	Zerspanbarkeit	Kerbschlagzähigkeit, Schweißbarkeit
Silizium (Si)	Zugfestigkeit, Dehngrenze, Korrosionsbeständigkeit	Bruchdehnung, Schweißbarkeit, Zerspanbarkeit

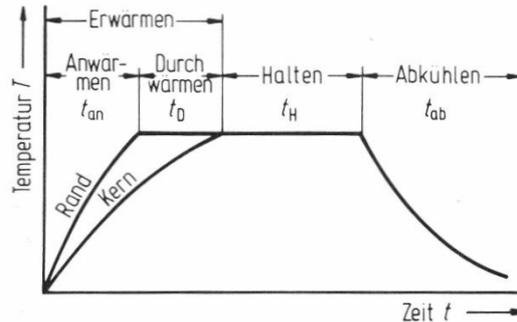
## 4.6 Wärmebehandlung

Bei der Wärmebehandlung von Stählen wird zwischen Glühen und Härten unterschieden. Glühen hat den Zweck, einen Zustand des Gefüges herbeizuführen, der näher am Gleichgewicht liegt und so zu einer Verbesserung der Eigenschaften in der Verarbeitung führt. Dies hat eine langsame Abkühlung der Werkstücke zur Folge. Ziel des Härtens ist es, eine Optimierung der Gebrauchseigenschaften herbeizuführen, was zumeist durch schnelles Abkühlen erreicht wird, indem der Austenit in die Martensitstufe überführt wird.

Die Wärmebehandlung ist der letzte Prozess der bei der Herstellung eines Werkstücks von Seiten des Stahlwerks durchgeführt wird. Die Erwärmung des Werkstückes erfolgt dabei entweder durch Wärmeübertragung (Berührung oder Strahlung), oder durch die Erzeugung der Wärme im Werkstück selbst, was durch Widerstands- oder Induktionserwärmung bewerkstelligt werden kann.

Jegliche Wärmebehandlung wird folgenden drei Schritten unterzogen (Abbildung 4.5):

1. Erwärmen (besteht aus An- und Durchwärmen) auf Solltemperatur
2. Halten der Solltemperatur
3. Abkühlen



**Abbildung 4.5:** Temperaturführung bei der Wärmebehandlung (entnommen aus [1], S.153)

Wird die Wärme im Werkstück erzeugt, sind wesentlich kürzere Aufheizzeiten erreichbar. Soll sich die Beschaffenheit der Oberfläche eines Bauteils (z.B. Verschleißfestigkeit) von der des Kernwerkstoffs unterscheiden so kann man die Oberflächenbehandlung in thermische und thermochemische Verfahren unterteilen. Ziel der thermischen Verfahren ist es, die Oberfläche auf die gewünschten Eigenschaften hin zu verändern, ohne dabei auf die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes Einfluss zu nehmen. Dies geschieht allein durch die Änderung des Werkstoffgefüges. Im Gegensatz dazu kommt es bei den thermochemischen Verfahren zusätzlich zu einer Änderung der chemischen Zusammensetzung der Randschichten, was durch Diffusionsbehandlungen mit Fremdatomen erreicht werden kann.

#### 4.6.1 Glühverfahren

*Spannungsarmglühen* hat den Zweck, die inneren Spannungen im Werkstück, die im Laufe der Herstellung durch Gießen, Walzen, Schmieden etc. entstanden sind zu verringern, ohne dabei das Gefüge zu ändern. Die gewählte Glüh Temperatur sollte dabei unterhalb der Umwandlungstemperatur  $A_1$  (Linie PSK in Abb.3.3) gewählt werden (ca. 550°C-650°C). Die Haltedauer beträgt dabei 1-2 Stunden. Das Abkühlen muss langsam und gleichmäßig erfolgen, damit möglichst wenig neue Spannungen entstehen.

*Rekristallisationsglühen* oder *Zwischenglühen* dient dazu, die Störungen im Kristallgitter, die durch vorherige Kaltverformungen entstanden sind zu beseitigen und wieder einen unverzerrten Gefügestand herzustellen. Nach dem Rekristallisationsglühen hat der Werkstoff wieder seine ursprüngliche Verformbarkeit erlangt. Je nach Legierungsgehalt und dem vorangegangenen Grad der Verformungen beträgt die Glüh Temperatur bei unlegierten Stählen 450°C-600°C und bei höherlegierten Stählen 600°C-800°C und beträgt mehrere Stunden.

Beim *Weichglühen* wird der Stahl in den Bereich um die  $A_1$  Temperatur erwärmt (je nach Kohlenstoffgehalt: 680°C-750°C) und dort um die 100 Stunden gehalten. Das Abkühlen erfolgt wiederum sehr langsam. Durch das Weichglühen wird ein lamellares ferritisch-perlitisches

Gefüge in ein körniges Gefüge überführt, was den Stahl leichter verformbarer und zerspanbarer macht.

*Normalglühen* oder *Rückfeinen* wird angewandt, um das sogenannte „Normalgefüge“ zu erzeugen. Hierbei handelt es sich um ein gleichmäßiges und feinkörniges Gefüge, das beim Normalglühen durch völlige Kornneubildung unabhängig von der vorangegangenen Behandlung des Werkstücks entsteht. Für untereutektoide Stähle liegt die Glüh Temperatur leicht C über der  $A_3$  (Linie GOS in Abb.3.3) Temperatur, für übereutektoide Stähle  $30^{\circ}\text{C}$ - $50^{\circ}\text{C}$  über der  $A_1$  Temperatur. Als untereutektoid werden Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt bis 0,8% (Punkt S in Abb.x) bezeichnen, als übereutektoid jene mit einem höheren C-Gehalt.

*Diffusionsglühen* dient dazu, Konzentrationsunterschiede in einem Gussstück (Seigerung), die beim Vergießen entstanden sind durch Diffusion wieder auszugleichen. Es erfolgt bei hohen Temperaturen von  $1050^{\circ}\text{C}$ - $1250^{\circ}\text{C}$  und die Haltezeit beträgt bis zu 50 Stunden. Das entstehende Gefüge ist durch die hohen Glüh Temperaturen zumeist grobkörnig.

#### 4.6.2 Härten

*Härten* dient dazu, Stähle hart und verschleißfest zu machen, was durch die Martensitbildung beim Abschrecken des Austenits einsetzt, erreicht werden kann. Das zu härtende Werkstück wird auf die Härtetemperatur durcherwärmt und für eine vordefinierte Zeit auf dieser gehalten.

Bei unlegierten Stählen liegt die Härtetemperatur etwa  $40^{\circ}\text{C}$  über der  $A_3$ -Temperatur. Auf diese Weise ist gewährleistet, dass sich das Ferrit-Perlit Gefüge in Austenit umwandelt.

Bei legierten Stählen liegen die Härtetemperaturen höher und auch die Haltezeiten sind länger.

Beim folgenden Abschrecken muss die Abkühlung des Werkstücks so rasch erfolgen, dass auch im Kern die Umwandlungslinie vor der vor der Perlit- und Zwischenstufe vorbeiläuft und das gewünschte Martensitgefüge entsteht. Daher ist Haltung und Bewegung des Werkstückes beim Eintauchen in die Abschreckflüssigkeit (Wasser, Öl, Emulsionen) wichtig, um ein ungleichmäßiges Abschrecken und somit auch einen Härteverzug zu vermeiden. Besteht das Werkstück aus übereutektoiden Stählen, so liegt die im vorigen Abschnitt genannte  $M_f$  Temperatur auf einen Wert, der unter der Raumtemperatur liegt und dazu führt, dass sich das Gefüge des Martensit nicht vollständig einstellen kann. Stattdessen setzt sich das entstandene Gefüge aus Martensit in feinnadeliger Form und eingelagerten Karbiden zusammen. Da die Härte dieser Karbide etwa der des Martensit entspricht, bleibt die erhaltene Werkstoffhärte mit steigendem C-Anteil konstant.

Unter *Anlassen* versteht man das Erwärmen des frischgehärteten Werkstücks bis unter die  $A_1$ -Temperatur, das darauffolgende Halten der Temperatur über einige Stunden, sowie das langsame Abkühlen. Grund für das Anlassen ist, dass Der Stahl nach dem Härten durch das entstandene Martensitgefüge sehr hart und spröde ist. Es liegen innere Gefügeverspannungen vor, die Verzüge, Risse hervorrufen und bei Belastung zum sogenannten Spröbruch führen

können. Durch das Anlassen erhält man aufgrund von Diffusionsvorgängen ein Gefüge, das stabiler und weniger spröde ist. Die Änderungen im Gefüge finden bei charakteristischen Anlasstemperaturen statt. Bei einer Temperatur von 100°C-200°C kommt es zur Ausscheidung von instabilen Eisenkarbiden, was zu einer Verringerung der Gitterspannungen führt. Im Temperaturbereich von 200°C-350°C erfolgt die Umwandlung des Restaustenits in Martensit bzw. Bainit, bei weiterer Erhöhung (350°C-400°C) kommt es zur Bildung von Zementit und instabile Karbide verschwinden. Anlasstemperaturen über 400°C bewirken eine Erholung und Rekristallisation des martensitischen Gefüges. Hochlegierte Stähle werden bei Temperaturen von bis zu 700°C angelassen, was zur Bildung von Sonderkarbiden führt, die erheblich feiner als Eisenkarbide sind und so eine höhere Festigkeit ergeben. Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass das Anlassen die Sprödigkeit des Stahls vermindert, während die Zähigkeit erhöht wird. Die Härte wird durch das Anlassen nur geringfügig vermindert. Die Kombination aus Härten und darauffolgendem Anlassen wird auch *Vergüten* genannt.

## 5 Das Bezeichnungssystem für Stähle

Abschnitt 5 wurde ausgearbeitet mithilfe von [1], [4] und 7.

In Europa ist die Kennzeichnung von Stählen einheitlich nach DIN EN 10020 festgelegt. Die Unterteilung erfolgt nach der Chemischen Zusammensetzung und (aufgrund ihrer Haupteigenschafts- und Anwendungsmerkmale) nach Hauptgüteklassen. Dabei wird zwischen unlegierten Stählen (Werte der Elemente in Tabelle 1 bleiben unter den angegebenen Grenzwerten) und legierten Stählen (Werte in Tabelle 1 für mindestens ein Element erreicht oder überschritten) unterschieden. Bei der Unterteilung nach Hauptgüteklassen wird zwischen Grundstählen, Qualitätsstählen und Edelstählen unterschieden.

*Grundstähle* sind unlegierte Stahlsorten ohne besondere Gebrauchseigenschaften. Es sind keine besonderen Qualitätsmerkmale vorgegeben und Sie sind mit Mindestwerten für die mechanische Beanspruchung ausgestattet. Weiters sind Grundstähle nicht für eine Wärmebehandlung vorgesehen.

*Qualitätsstähle* sind unlegierte bzw. legierte Stahlsorten, für die im Allgemeinen kein gleichmäßiges Ansprechen auf eine Wärmebehandlung und keine Anforderungen an den Reinheitsgrad bezüglich nichtmetallischer Einschlüsse vorgeschrieben sind. Da sie aber beim Gebrauch gewissen Beanspruchungen ausgesetzt sind, bestehen jedoch im Vergleich zu den Grundstählen schärfere oder zusätzliche Anforderungen (Oberflächenbeschaffenheit, Sprödbruchempfindlichkeit, Verformbarkeit, Schweißbarkeit). Daher erfordert die Herstellung der Stähle besondere Sorgfalt. Zu den unlegierten Qualitätsstählen zählen alle unlegierten Stähle, die nicht als Grundstähle oder Edelstähle einzustufen sind.

*Edelstähle* sind unlegierte oder legierte Stahlsorten, deren Schwefel und Phosphorgehalt in der Schmelze 0,035% nicht übersteigt. Im Allgemeinen sind sie für eine weitere Wärmebehandlung vorgesehen, auf welche sie ein gleichmäßiges Anspruchsverhalten zeigen müssen. Ein Edelstahl muss nicht zwangsläufig den Anforderungen eines nicht rostenden Stahls entsprechen, ebenso muss ein nicht rostender Stahl nicht unbedingt ein Edelstahl sein.

**Tabelle 5.1:** Grenzgehalte für die Einteilung in unlegierten bzw. legierten Stahl

Legierungselement	Massengehalt (in %)	Legierungselement	Massengehalt (in %)
Aluminium	0,1	Nickel	0,3
Bismut	0,1	Niob	0,05
Blei	0,4	Selen	0,1
Bor	0,0008	Silizium	0,5
Chrom	0,3	Tellur	0,1
Kobalt	0,1	Titan	0,05
Kupfer	0,4	Vanadium	0,1
Lanthanide	0,05	Wolfram	0,1
Mangan	1,6	Zirkon	0,05
Molybdän	0,08	Sonstige	0,05

## 5.1 Kurznahmen von Stählen

Die Bezeichnung von Stählen erfolgt europaweit durch die Normen EN 10027. Teil 1 der Norm legt den Aufbau der Kurznamen, Teil 2 den Aufbau der Werkstoffnummern fest. Für die Kurznamen ergibt sich eine Unterteilung entweder nach dem Verwendungszweck und den Eigenschaften oder der chemischen Zusammensetzung der Stähle.

### 5.1.1 Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften

Die Kurznamen setzen sich aus Haupt und Zusatzsymbolen zusammen. Ihr schematischer Aufbau gibt Hinweise auf den Verwendungszweck und die physikalischen Eigenschaften des Stahls. Für jede Stahlgruppe bestehen die Hauptsymbole aus bestimmten Buchstaben und Ziffern, die den Anwendungszweck beziehungsweise die mechanischen oder physikalischen Eigenschaften angeben (z.B. Mindeststreckgrenzwert, Streckgrenze, Mindestzugfestigkeit usw.) Die Zusatzsymbole werden in zwei Gruppen unterteilt. In Gruppe 1 befinden sich die Symbole für die Kerbschlagarbeit bei unlegierten Stählen, Gruppe 2 bezeichnet besondere Eigenschaften, wie zum Beispiel die besondere Eignung des Stahls für Kaltumformbarkeit oder ähnliches.

**Tabelle 5.2:** Hauptsymbole für die Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften

Hauptsymbole (Auswahl)	
Kennbuchstabe mit Anwendungsbereich	Streckgrenze $R_e$
S = Stähle für den allgemeinen Stahlbau	Wert für die Mindeststreck- grenze in $N/mm^2$
E = Maschinenbaustähle	
P = Stähle für Druckbehälter	
L = Stähle für den Rohrleitungsbau	
B = Betonstähle	
Y = Spannstähle	
R = Schienenstähle	
H = Flacherzeugnisse aus höherfesten Stählen	
D = Flachstähle zum Kaltumformen	
T = Feinst- und Weißblech und -band	
M = Elektroblech	

**Tabelle 5.3:** Zusatzsymbole für die Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften

Zusatzsymbole (Auswahl)				
Gruppe 1			Gruppe 2	
<b>Kerbschlagarbeit</b>			<b>Prüftemperatur</b>	C = besondere Kaltumformbarkeit L = für tiefe Temperaturen H = für Hohlprofile T = für Rohre W = wetterfest D = für Schmelztauchüberzüge E = für Emailierung F = zum Schmieden M = thermomechanisch gewalzt N = normalgeglüht O = für off-shore-Einsatz P = für Spundwandstahl
in J				
<b>27J</b>	<b>40J</b>	<b>60J</b>		
JR	KR	LR	20	
JO	KO	LO	0	
J2	K2	L2	-20	
J3	K3	L3	-30	
J4	K4	L4	-40	
J5	K5	L5	-50	
J6	K6	L6	-60	
M = thermomechanisch gewalzt N = normalgeglüht Q = vergütet G = andere Merkmale, teils mit 1 oder 2 Ziffern (Symbole M, N, Q gelten für Feinkornstähle)				

*Beispiel 1:* S355J2W bedeutet, dass der Stahl für den Stahlbau bestimmt ist. Die Mindeststreckgrenze  $R_e=355\text{N/mm}^2$  und die Kerbschlagarbeit beträgt 27J bei -20°C. Außerdem ist der Stahl wetterfest

*Beispiel 2:* E335JOC +N bedeutet, dass es sich um einen Maschinenbaustahl mit einer Mindeststreckgrenze  $R_e$  von  $335\text{N/mm}^2$  und einer Kerbschlagarbeit von 27J bei 0°C handelt. Der Stahl weist eine besondere Kaltumformbarkeit auf und wurde normalgeglüht.

## 5.1.2 Bezeichnung von Stählen aufgrund der chemischen Zusammensetzung

Die Kurznamen setzen sich aus Haupt- und Zusatzsymbolen zusammen. Die Einteilung erfolgt dabei aufgrund der chemischen Zusammensetzung in vier Gruppen, die sich durch ihren Legierungsgehalt unterscheiden.

### 5.1.2.1 Unlegierte Stähle mit einem Mangengehalt kleiner als 1%

Der Kurzname besteht aus dem Hauptsymbol C und einer Kennzahl für den Kohlenstoffgehalt (Kohlenstoffgehalt in % \*100). Weiters gibt es noch Zusatzsymbole, die dem Kurznamen angehängt werden.

**Tabelle 5.4:** Zusatzsymbole für die Bezeichnung von Stählen aufgrund der chemischen Zusammensetzung; unlegierte Stähle mit einem Mn-Gehalt <1 %

Zusatzsymbole	
E = maximaler S-Gehalt	S = für Federn
R = Bereich des S-Gehalts	U = für Werkzeuge
C = besondere Eignung zum Kaltumformen	W = für Schweißdraht
G = andere Merkmale	D = zum Drahtziehen

*Beispiel:* C45U ist ein unlegierter Stahl mit einem Mangangehalt < 1%, einem C-Gehalt von 0,45%, der für Werkzeuge verwendet wird.

### 5.1.2.2 Unlegierte Stähle mit einem Mangangehalt größer als 1%, legierte Stähle mit einem Gehalt der einzelnen Legierungspartner unter 5%, sowie unlegierte Automatenstähle

Die Kurznamen setzen sich aus der Kennzahl für den 100fachen Gehalt an Kohlenstoff, den chemischen Symbolen der Legierungselemente und den mit Faktoren multiplizierten Gehalten der Legierungselemente zusammen.

**Tabelle 5.5:** Multiplikationsfaktoren

Legierungselement	Faktor
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Cu, Mo, Pb, Ta, Ti, V	10
C, N, P, S	100
B	1000

*Beispiel 1:* 16MnCr5 bedeutet, dass es sich um einen legierten Stahl mit  $16/100=0,16$  % C und  $5/4=1,25$  % Mn handelt.

*Beispiel 2:* 115CrV3-4 bedeutet, dass es sich um einen legierten Stahl mit  $115/100 = 1,15$  % C,  $3/4=0,75$  % Cr und  $4/10=0,4$  % Vanadiumgehalt handelt.

### 5.1.2.3 Legierte Stähle mit einem Gehalt der einzelnen Legierungspartner >5%

Die Zusammensetzung der Kurznamen erfolgt durch den Kennbuchstaben X (hochlegierte Stähle), der Kennzahl für den 100fachen Kohlenstoffgehalt, den chemischen Symbolen der Legierungselemente und ihren prozentuellen Anteilen.

*Beispiel:* X10CrNi18-8 bedeutet, dass es sich um einen legierten Stahl mit einem C-Gehalt von  $10/100=0,1$  %, einem Cr-Gehalt von 18 % und einem Ni-Gehalt von 8 % handelt.

#### 5.1.2.4 Schnellarbeitsstähle

Der Kurzname besteht aus den beiden Kennbuchstaben HS (Schnellarbeitsstahl), sowie den prozentuellen Gehalten der Legierungselemente Wolfram, Molybdän, Vanadium und Kobalt in ebendieser Reihenfolge.

*Beispiel:* HS6-5-2-5 ist ein Schnellarbeitsstahl mit 6 % Wo, 5 % Mo, 2 % V und 5 % Co.

### 5.1.3 Bezeichnung von Stählen durch Werkstoffnummern

Alle metallischen Werkstoffe können nach der derzeit gültigen Norm EN 10027 mit Werkstoffnummern bezeichnet werden. Für Stähle setzen sich die Nummern nach dem Schema 1.SS.ZZ(ZZ) zusammen. Sie bestehen aus der Hauptgruppennummer 1, einer zweistelligen Stahlgruppennummer SS und einer zweistelligen Zählnummer ZZ (bei Bedarf auf vier Stellen erweiterbar).

**Tabelle 5.6:** Bedeutung der Stahlgruppennummern

Stahlgruppennummer	Verwendungszweck	Stahlsorte
00, 90	Grundstähle	Unlegierte Stähle
01...07, 91...97	Qualitätsstähle	
10...19	Edelstähle	
08, 09, 98, 99	Qualitätsstähle	Legierte Stähle
20...29	Werkzeugstähle	
30...39	verschiedene Stähle	
40...49	chemisch beständige Stähle	
50...89	Bau-, Maschinenbau- und Behälterstähle	

*Beispiel:* Der Stahl S355JO hat die Werkstoffnummer 1.0223, mit der Hauptgruppennummer 1 (Stahl), der Stahlgruppennummer 02 (Baustahl) und der Zählnummer 23.

## 6 Thermophysikalische Daten

Der Abschnitt wurde ausgearbeitet mit: [5], [6], [8]

Neben den in der Materialprüfung gängigen Verfahren zur Ermittlung von werkstoffspezifischen Eigenschaften wie der Härte, Festigkeit oder Korrosionsbeständigkeit, wird auch zunehmend dazu übergegangen, die thermophysikalischen Daten von Stählen zu ermitteln. Dies dient dazu, Kenntnis über das Verhalten des Werkstoffs im jeweiligen Temperaturbereich zu erhalten, um ihn optimal einsetzen zu können, was einen wesentlichen Beitrag zur Erhöhung der Lebensdauer und Wirtschaftlichkeit z.B. eines Bauteils beiträgt.

Werden an einer Probe die Daten für Strom, Spannungsabfall und die zugehörige Temperatur gemessen, kann man aus den erhaltenen Daten weitere Größen berechnen. Im Folgenden wird auf die Berechnung einiger relevanter thermophysikalischer Größen eingegangen.

### 6.1 Berechnung der Temperatur

Erfolgt die Messung nicht unter einer vorgegebenen Temperaturrampe (beispielsweise in einem Ofen), sondern durch Spezialwärmebehandlungen (Pulsheizen, induktive Erwärmung, lokaler Wärmeeintrag durch Laser), kann die Oberflächentemperatur der Probe mittels optischer Pyrometrie unter Verwendung eines Interferenzfilters mit der Beobachtungswellenlänge  $\lambda_0$  (je nach Einsatzbereich) bestimmt werden. Als Grundlage für die optische Pyrometrie dient das Planck'sche Strahlungsgesetz für schwarze Körper

$$L_{\lambda,S}(\lambda, T) = \frac{c_1}{\lambda^5 * \pi} \left( e^{\frac{c_2}{\lambda * T}} - 1 \right)^{-1} \quad (1)$$

$L_{\lambda,S}$ : spektrale Strahldichte eines schwarzen Körpers;  $\lambda$ : Wellenlänge;  $T$ : Temperatur;  $c_1$ ,  $c_2$ : Planck'sche Konstanten.

Da es sich bei der Probe aber nicht um einen idealisierten schwarzen Strahler handelt, muss noch ein Korrekturfaktor herangezogen werden. Daher lautet die Gleichung für die spektrale Strahldichte der Probe

$$L_{\lambda,P}(\lambda, T) = \varepsilon(\lambda, T) * L_{\lambda,S}(\lambda, T) \quad (2)$$

$L_{\lambda,P}$ : spektrale Strahldichte der Probe;  $\varepsilon(\lambda, T)$ : spektraler Emissionskoeffizient (<1).

Um die Strahlleistung pro Flächeneinheit der Probe zu erhalten, muss man die Strahldichte über alle Wellenlängen und den Raumwinkel integrieren. Da aber nur die Strahlung eines sehr kleinen Raumwinkels vom Pyrometer detektiert werden kann und der Wellenlängenbereich des Pyrometers durch den Interferenzfilter auf einen schmalen Bereich um  $\lambda_0$  eingeschränkt

wird, nimmt man für diesen Bereich einen rechteckigen Verlauf an. So ergibt sich die vom Pyrometer detektierte Intensität zu

$$I_P(T) = G * \varepsilon(\lambda_0, T) * L_{\lambda,S}(\lambda_0, T) * T_S * S(\lambda_0) * \Delta\lambda_0 \quad (3)$$

$I_P(T)$ : Pyrometersignal;  $G$ : Geometriefaktor des Pyrometers;  $T_S$ : Transmissionskoeffizient der Medien zwischen Probenoberfläche und Pyrometerdetektor;  $S(\lambda_0)$ : Detektorempfindlichkeit bei zentraler Wellenlänge;  $\Delta\lambda_0$ : durchlässiger Bereich des Interferenzfilters.

Fasst man alle (näherungsweise) temperaturunabhängigen Größen zur Pyrometerkonstante

$$K = G * T_S * S(\lambda_0) * \Delta\lambda * \frac{c_1}{\lambda_0^5 * \pi} \quad (4)$$

Zusammen und setzt (1) in (3) ein, so erhält man nach Auflösung nach der Temperatur die Gleichung

$$T(\lambda) = \frac{c_2}{\lambda * \ln\left(\frac{\varepsilon(\lambda_0, T) * K}{I_P(T)} + 1\right)} \quad (5)$$

mit der man die Temperatur kann, sofern man die Pyrometerkonstante  $K$  kennt. Man erhält sie, indem man beispielsweise das Pyrometer am Schwarzkörper kalibriert.

## 6.2 Berechnung des elektrischen Widerstandes

Misst man den Spannungsabfall an der Probe und den Strom, der durch die Probe fließt, erhält man nach dem Ohm'schen Gesetz

$$R = \frac{U}{I} \quad (6)$$

den elektrischen Widerstand der Probe. Um den Messfehler zu minimieren, der aufgrund der Übergangswiderstände zwischen den Abgriffen und der Probe entsteht, kann man aus der Differenz der Spannungsabfälle an den Abgriffen gegen das Erdpotential den Spannungsabfall an der Probe berechnen. Der elektrische Widerstand eines Leiters mit konstantem Querschnitt  $A$  über seine gesamte Länge  $l$  ergibt sich zu

$$R = \rho * \frac{l}{A} \quad (7)$$

mit dem spezifischen Widerstand  $\rho$ . Nach Umformung erhält man

$$\rho = \frac{U}{I} * \frac{A}{l} \quad (8)$$

Die Querschnittsfläche A eines runden Leiters (z.B. eines Drahts) mit dem Radius r lautet somit

$$\rho = \frac{U}{I} * \frac{r^2 * \pi}{l} \quad (9)$$

Da während des Experiments der unkorrigierte, spezifische Widerstand  $\rho_0(T)$  der Probe gemessen wird, wird die mit der Änderung der Temperatur eingehende Änderung des Probenvolumens nicht berücksichtigt und der zur Berechnung verwendete Wert für  $r_0$  bezieht sich auf den Radius der Probe bei Raumtemperatur.

$$\rho_0(T) = \frac{U(T)}{I(T)} * \frac{r_0^2 * \pi}{l} \quad (10)$$

Wenn man die mit der Temperaturänderung einhergehende Querschnittsänderung der Probe  $(d(T)/d_0m)^2$  miteinbezieht, ist man nun in der Lage zusätzlich den korrigierten, spezifischen elektrischen Widerstand  $\rho_{korr}(T)$  in Abhängigkeit von der Temperatur anzugeben.

$$\rho_{korr}(T) = \rho_0(T) * \left( \frac{d(T)}{d_0} \right)^2 \quad (11)$$

### 6.3 Berechnung der spezifischen Wärmekapazität

Die Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität kann etwa mittels dynamischer Differenzkalometrie (DSC: Differential Scanning Calorimetry) erfolgen. Bei der DSC werden die zu untersuchende Probe und eine Referenzprobe einem geregelten Temperaturprogramm unterworfen und dabei die Differenz der Energiezufuhr als Funktion der Temperatur gemessen. Die Berechnung erfolgt nach der Gleichung

$$c_{p,Probe} = \frac{m_{Referenz}}{m_{Probe}} * \frac{\Phi_{Probe} - \Phi_{leer}}{\Phi_{Referenz} - \Phi_{leer}} * c_{p,Referenz} \quad (12)$$

$c_{p,Probe}$ ,  $c_{p,Referenz}$ : Wärmekapazität der zu untersuchenden Probe bzw. der Referenzprobe

$m_{Probe}$ ,  $m_{Referenz}$ : Masse der Probe bzw. der Referenzprobe

$\Phi_{leer}$ ,  $\Phi_{Probe}$ ,  $\Phi_{Referenz}$ : Signal bei leerer, mit Probe bzw. Referenzprobe gefüllter Probenkammer

Der Temperaturbereich in dem Messungen der spezifischen Wärmekapazität mit dem DSC möglich sind erstreckt sich von 500-1500 K. Für höhere Temperaturen ist es möglich,  $c_p$  über die Enthalpie mittels Pulsheizens einer Probe zu bestimmen.

Die Probe durchfließt während der Versuchsdurchführung ein Strom und durch ihren elektrischen Widerstand wird sie erhitzt. Bildet man das Integral über die elektrische Leistung bezogen auf die Masse der Probe, erhält man die dabei aufgenommene spezifische Energie als Funktion der Zeit.

$$Q(T) = \frac{1}{m} * \int_0^t U(t') * I(t') dt' \quad (13)$$

$Q(T)$ : spezifische Energie,  $m$ : Masse der Probe

Da das Pulsheizexperiment näherungsweise einem isobaren Vorgang entspricht, wodurch die von der Probe aufgenommene Energie gleich der Zunahme der spezifischen Enthalpie  $\Delta H$  ist, gilt

$$Q(T) = H(t) - H_0 = \Delta H \quad (14)$$

$H_0$ : Enthalpie bei Raumtemperatur und Umgebungsdruck

Um die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  bei konstantem Druck zu erhalten, muss die spezifische Enthalpie partiell nach der Temperatur differenziert werden:

$$c_p = \left( \frac{\partial H}{\partial T} \right)_p \quad (15)$$

## 6.4 Berechnung der Dichte

Die Bestimmung der Dichte einer Probe bei Raumtemperatur erfolgt nach der Formel

$$\rho_0 = \frac{m}{V_0} \quad (15)$$

$\rho_0$ : Dichte bei Raumtemperatur,  $m$ : Masse bei Raumtemperatur;  $V_0$ : Volumen bei Raumtemperatur

Um die Dichte in Abhängigkeit von der Temperatur zu bestimmen, ist es notwendig, die mit einer Temperaturänderung einhergehende Änderung des Volumens festzuhalten. Als Beispiel sei das Pulsheizexperiment angeführt, bei dem die Volumensänderung mittels einer CCD Kamera bestimmt werden kann, indem zuerst ein Kaltbild der eingespannten Probe (es handelt sich um einen Draht mit dem Durchmesser  $d_0$ ) beim Start der Messung angefertigt wird, das dann mit Bildern desselben Drahtes bei den verschiedenen Temperaturen verglichen wird. Es kommt zu einer relativen Querschnittsänderung des Drahtes von  $d(T)^2/d_0^2$ . Diese Annahme ist nur möglich, da man davon ausgehen kann, dass der Draht während der kurzen Dauer der Messung nicht axial expandiert. So ist es möglich, die Dichte des Probenmaterials über die Beziehung

$$\rho(T) = \rho_0 * \left( \frac{d_0}{d(T)} \right)^2 \quad (16)$$

zu berechnen.

## 6.5 Berechnung der Wärmeleitfähigkeit

In Festkörpern setzt sich die Wärmeleitfähigkeit aus zwei Beiträgen zusammen. Zum einen handelt es sich die Gitterschwingungen, die auch Phononen genannt werden, zum anderen um die Elektronenleitung. Metallische Festkörper, die den elektrischen Strom gut leiten, weisen in der Regel eine bessere Wärmeleitung auf als solche, die nicht so gute elektrische Leiter sind. Dieser Zusammenhang wird durch das Wiedemann-Franz-Gesetz beschrieben, in das der spezifische elektrische Widerstand  $\rho_{\text{kor}}$  einfließt:

$$\lambda = \frac{L * T}{\rho_{\text{corr}}} \quad (17)$$

$\lambda$ : Wärmeleitfähigkeit;  $L$ : Lorentz-Zahl.

Die Proportionalitätskonstante  $L$  heißt Lorentz-Zahl und hat für Metalle den errechneten Wert  $2,45 \cdot 10^{-8} \text{V}^2/\text{K}^2$ . Nachteil des Wiedemann-Franz-Gesetzes ist, dass der Phononenanteil nicht einfließt, was bei der Berechnung der Wärmeleitfähigkeit zu berücksichtigen ist (Anpassung der Lorentz-Zahl).

## 6.6 Berechnung der Temperaturleitfähigkeit

Bei bekannter Wärmeleitfähigkeit ist es möglich die Temperaturleitfähigkeit mittels der Gleichung

$$a = \frac{\lambda}{c_p * D} = \frac{L * T}{\rho_0 * c_p * D_0} \quad (18)$$

$a$ : Temperaturleitfähigkeit;  $D$ : Dichte des Probenmaterials;  $D_0$ : Dichte bei Raumtemperatur.

## 7 Zusammenfassung

Bezugnehmend auf die die Datensammlungen „Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil 1: Tafeln und Bilder“ und „Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil 2: Datenblätter“ von Friedhelm Richter, war es Ziel dieser Arbeit, einen Überblick über den Zweck der Bestimmung und die Berechnung einiger thermophysikalischer Größen zu geben. Um das Verständnis für die in den beiden Teilen vorkommenden Begriffe aus der Stahlindustrie zu gewinnen, wurde auch auf den Stahlherstellungsprozess mit den abschließenden Glühbehandlungen eingegangen.

Ein besonderes Augenmerk wurde auf die Erläuterung des Stahlbezeichnungssystem EN10020 gelegt, mit dessen Kenntnis man aus den gebräuchlichen Bezeichnungen für die einzelnen Stahlsorten den Verwendungszweck und die Zusammensetzung mit den Anteilen der Legierungspartner herauslesen kann.

Bei dieser Arbeit handelt es sich um eine theoretische Rechercharbeit, im Zuge der, als praktischer Teil, die Messdaten und Datenblätter von Herrn Friedhelm Richter zu den angehängten Datensammlungen zusammengefasst wurden.

## 8 Literatur

- [1] Bargel/Schulze, 1994: Werkstoffkunde, 6. Auflage, VDI-Verlag, Düsseldorf
- [2] Gottstein G., 2001: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- [3] Weißmantel Ch., Hamann C., 1995: Grundlagen der Festkörperphysik, 4. Auflage, Johann Ambrosius Barth Verlag, Heidelberg
- [4] Dillinger J. et.al., 2007: Fachkunde Metall, 55. Auflage, Verlag Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten
- [5] Vogel H., 1999: Physik, 20. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- [6] Reschab H., 2008: Thermophysikalische Daten von X2CrNiMo18-14-3 in der festen und flüssigen Phase, Diplomarbeit, Technische Universität Graz, Graz
- [7] Barić P., 2010: Bestimmung thermophysikalischer Daten von X153CrMoV12 in fester und flüssiger Phase, Diplomarbeit, Technische Universität Graz, Graz
- [8] Wilthan B., 2002: Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität von Stoffen mittels dynamischer Differenzkalorimetrie, Diplomarbeit, Technische Universität Graz, Graz
- [9] Richter F.: Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil1: Tafeln und Bilder, Mülheim a.d. Ruhr
- [10] Richter F.: Die physikalischen Eigenschaften der Stähle. „Das 100-Stähle-Programm“. Teil2: Datenblätter, Mülheim a.d. Ruhr

## **Tabellenverzeichnis**

Tabelle 3.1:	Phasen beim reinen Eisen von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt (1536°C)	3
Tabelle 4.1:	Beeinflussung der Eigenschaften von Stahl durch Legierungsmetalle	13
Tabelle 4.2:	Beeinflussung der Eigenschaften von Stahl durch nichtmetallische Begleitelemente	14
Tabelle 5.1:	Grenzgehalte für die Einteilung in unlegierten bzw. legierten Stahl	18
Tabelle 5.2:	Hauptsymbole für die Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften	19
Tabelle 5.3:	Zusatzsymbole für die Bezeichnung von Stählen nach Verwendungszweck und Eigenschaften	20
Tabelle 5.4:	Zusatzsymbole für die Bezeichnung von Stählen aufgrund der chemischen Zusammensetzung; unlegierte Stähle mit einem Mn-Gehalt <1 %	21
Tabelle 5.5:	Multiplikationsfaktoren	21
Tabelle 5.6:	Bedeutung der Stahlgruppennummern	22

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 3.1:	Zwischengitterplätze n der Tetraederlücke beim krz $\alpha$ -Eisen	4
Abbildung 3.2:	Elementarzelle von Eisen mit Kohlenstoffatomen an den Zwischengitterplätzen für a.) das krz-Punktgitter und b.) das kfz-Punktgitter	4
Abbildung 3.3:	Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) für die metastabile (Fe-Fe <sub>3</sub> C) Ausbildung des Kohlenstoffs	6
Abbildung.4.1:	Übersicht Stahlherstellung	8
Abbildung 4.2:	Stahlherstellung nach dem LD-Verfahren	9
Abbildung 4.3:	Lichtbogenofen	10
Abbildung 4.4:	Stranggussanlage	12
Abbildung 4.5:	Temperaturführung bei der Wärmebehandlung	15