

# **Einfluss des Werkstoffzustandes auf das Wärmebehandlungsergebnis beim induktiven Randschichthärten**

Dem Fachbereich Maschinenbau  
an der Technischen Universität Darmstadt  
zur Erlangung des Grades  
eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte

Dissertation

vorgelegt von

**Dipl.-Ing. Andreas Fiedler**

aus Marburg

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Christina Berger

Mitberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Eberhard Abele

Tag der Einreichung: 22.10.2012

Tag der mündlichen Prüfung: 17.12.2012

Darmstadt 2013

D 17



## **Danksagung**

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt.

Der ehemaligen Leiterin des Fachgebietes und Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Darmstadt, Frau Prof. Dr.-Ing. Christina Berger, möchte ich für die Betreuung und Förderung der Arbeit, für die Übernahme der Hauptreferates, die konstruktiven Diskussionen und vor allem für das in mich gesetzte Vertrauen danken. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner, dem nachfolgenden Leiter des Fachgebietes und Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Darmstadt, für die Unterstützung, Betreuung und Förderung der Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Abele, Leiter des Fachgebietes und Instituts für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen danke ich für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Koreferates.

Herrn Dr.-Ing. Holger Hoche danke ich für die enge Zusammenarbeit und die kontinuierliche Betreuung während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter, im besonderen Maße gilt ihm mein Dank für die Diskussionen und die wertvollen Anregungen, die Bereitstellung der nötigen Freiräume bei der Fertigstellung meiner Arbeit sowie deren aufmerksame Durchsicht.

Herrn Dr. Rainer Landgrebe danke ich für die vertrauensvolle Zusammenarbeit und die wissenschaftliche Unterstützung.

Herrn Dr. Rolf Boelke und Herrn Dr. Herbert Scheerer danke ich für die Unterstützung beim Umbau der Induktionsanlage und die fachliche Diskussion in allen technischen Fragen.

Dank sagen möchte ich natürlich auch allen Mitarbeitern des Fachgebiets und Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Darmstadt, besonders Thomas Weimar, Jutta Pleikies, Dieter Mohr, Petra Leach, Heike Karpenstein, Franziska Oltersdorf für die metallographischen Präparationen und Untersuchungen, Meike Szabo und Heidi Schweitzer für die rasterelektronen-mikroskopische Untersuchungen. Bei meinen Bürokollegen Stefan Gross, Casper Pusch, Dominik Körber, Jasmin Biehler und Daniela Schwerdt bedanke ich mich für die angenehme Arbeitsatmosphäre und ihre Unterstützung.

Mein allergrößter Dank gilt meinen Eltern und meiner Partnerin Nadja Becker für die hilfreiche Unterstützung und den nötigen Freiraum, diese Arbeit anzufertigen.



---

**Inhaltsverzeichnis**

---

|   |            |
|---|------------|
| Danksagung.....   | I          |
| <b>Formelzeichen und Abkürzungen .....</b>                            | <b>VII</b> |
| <b>1 Einleitung .....</b>   | <b>1</b>   |
| <b>2 Stand der Technik.....</b>                                       | <b>3</b>   |
| 2.1 Grundlagen des Induktionshärtens .....                            | 3          |
| 2.1.1 Prinzip der elektromagnetischen Induktion.....                  | 3          |
| 2.1.2 Entwicklungsgeschichte des induktiven Randschichthärtens .....  | 7          |
| 2.1.3 Prozessschritte in Härtereien und Anlagentechnik .....          | 9          |
| 2.1.4 Einflussgrößen auf das induktive Randschichthärten .....        | 15         |
| 2.1.5 Qualitätssicherung und Normung.....                             | 16         |
| 2.1.6 Wechselwirkung von Werkstoffzustand und Härteergebnis.....      | 19         |
| 2.2 Werkstoffspezifische-Einflussgrößen .....                         | 27         |
| <b>3 Zielsetzung .....</b>  | <b>35</b>  |
| <b>4 Vorgehensweise .....</b>   | <b>37</b>  |
| <b>5 Prüfverfahren und Methoden .....</b>                             | <b>41</b>  |
| 5.1 Aufbau der Induktionsanlage.....                                  | 41         |
| 5.1.1 Messsignale des Induktionsprozesses .....                       | 47         |
| 5.2 Emissionsgrad-Bestimmung für die Temperaturmessung.....           | 51         |
| <b>6 Werkstoffcharakterisierung .....</b>                             | <b>55</b>  |
| 6.1 Chemische Zusammensetzung und weitere Einflussgrößen .....        | 55         |
| 6.2 Gefügestände nach der Vorwärmebehandlung.....                     | 58         |
| <b>7 Ergebnisse der Untersuchungen .....</b>                          | <b>65</b>  |
| 7.1 Reproduzierbarkeit der Auswertegrößen .....                       | 65         |
| 7.2 „Werkstoffantwort“ durch gefügespezifische Einflussgrößen .....   | 71         |
| 7.3 Zusammenhang von Oberflächentemperatur und Einhärtungstiefe ..... | 77         |

---

---

## Inhaltsverzeichnis

---

|          |  |            |
|----------|--|------------|
| 7.4      | Simulation.....  | 83         |
| 7.4.1    | Stand der Simulationstechnik.....  | 83         |
| 7.4.2    | Temperaturverteilung im Probeninneren.....                                 | 85         |
| 7.4.3    | Ergebnisse der Temperaturberechnung.....                                   | 86         |
| 7.4.4    | Gefüge-Modelle .....   | 88         |
| 7.4.5    | Diffusionsmodell.....  | 89         |
| 7.4.6    | Ergebnisse der Kohlenstoffdiffusion.....                                   | 91         |
| 7.4.7    | Vergleich Simulationsergebnisse mit gemessener SHD .....                   | 94         |
| 7.5      | Inline-Regelungskonzept.....   | 97         |
| 7.6      | Sensitivitätsanalyse und Verifikation des Verfahrens der Inline-Regelung.. | 102        |
| 7.6.1    | Einfluss des Vergütungszustands auf die Leistungskurve .....               | 102        |
| 7.6.2    | Einfluss des Kopplungsabstandes.....                                       | 109        |
| <b>8</b> | <b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>                                  | <b>115</b> |
|          | <b>Literaturverzeichnis .....</b>  | <b>119</b> |
|          | <b>Normenverzeichnis .....</b>   | <b>125</b> |
|          | <b>Bildverzeichnis.....</b>  | <b>127</b> |
|          | <b>Tabellenverzeichnis.....</b>  | <b>131</b> |
|          | <b>Anhang.....</b>   | <b>133</b> |
|          | A. Grundlagen.....   | 133        |
|          | B. Prüfverfahren und Methoden.....   | 137        |
|          | C. Leistungskurven.....  | 139        |
|          | D. Härtewerte .....  | 144        |
|          | E. Simulation .....  | 146        |
|          | <b>Lebenslauf.....</b>   | <b>151</b> |

---

**Formelzeichen und Abkürzungen**


---

**Lateinische Symbole**

| Formelzeichen     | Größe                   | Einheit                             |
|-------------------|-------------------------|-------------------------------------|
| $a$               | Fläche                  | mm <sup>2</sup>                     |
| $\vec{B}$         | magnetische Flussdichte | Tesla (T)                           |
| $D$               | Diffusionskoeffizient   | m <sup>2</sup> /s                   |
| $E$               | Aktivierungsenergie     | eV                                  |
| $f$               | Frequenz                | 1/s                                 |
| $h$               | Höhe                    | mm                                  |
| $\vec{H}$         | magnetische Feldstärke  | A/m                                 |
| $I$               | Strom                   | A                                   |
| $\vec{J}$         | Diffusionsstrom         | mol m <sup>-2</sup> s <sup>-1</sup> |
| $k$               | Kopplungsabstand        | mm                                  |
| $l$               | Länge                   | mm                                  |
| $P$               | Leistung                | W                                   |
| $P_{\text{wirk}}$ | Wirkleistung            | W                                   |
| $Q$               | Blindleistung           | W                                   |
| $r$               | Radius                  | mm                                  |
| $R$               | Widerstand              | Ω                                   |
| $U$               | Spannung                | V                                   |
| $t$               | Sekunde                 | s                                   |
| $T$               | Temperatur              | °C                                  |
| $T_0$             | Raumtemperatur (20 °C)  | °C                                  |

**Griechische Symbole**

| Formelzeichen | Größe                                       | Einheit                |
|---------------|---|------------------------|
| $\alpha$      | Temperaturkoeffizient                       | -                      |
| $\delta$      | Stromeindringtiefe                          | mm                     |
| $\Delta T$    | Temperaturdifferenz                         | °C                     |
| $\varepsilon$ | Emissionsgrad                               | -                      |
| $\lambda$     | Wellenlänge                                 | μm                     |
| $\mu$         | Permeabilität                               | V · s/A · m            |
| $\mu_0$       | Permeabilität des Vakuums                   | V · s/A · m            |
| $\mu_r$       | relative magnetische Permeabilität          | -                      |
| $\rho$        | spezifischer elektrischer Widerstand        | Ω · mm <sup>2</sup> /m |
| $\rho_0$      | spez. elektr. Widerstand bei Raumtemperatur | Ω · mm <sup>2</sup> /m |
| $\varphi$     | Phasenwinkel                                | °                      |

## Abkürzungen

| <b>Symbol</b>   | <b>Bedeutung</b>   |
|-----------------|--|
| A               | Anzahl der Übereinstimmungen   |
| a. u.           | arbitrary units (dimensionslose Einheit, vgl. S.42)  |
| $A_c$           | Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen   |
| $A_{c1}$        | ersmalige Bildung von Austenit   |
| $A_{c2}$        | Curie-Temperatur   |
| $A_{c3}$        | Gebiet des inhomogener Austenit  |
| $A_{cc}$        | Gebiet des homogener Austenit  |
| CNC             | Computerized Numerical Control (Computergestützte numerische Steuerung)                                  |
| cos             | Cosinus  |
| DEW             | Deutsche Edelstahl Werke   |
| DS              | Depth Surface  |
| DIN             | Deutsches Institut für Normung   |
| EN              | Europäische Norm   |
| EKD             | Eisen-Kohlenstoff-Diagramm   |
| F               | Ferrit   |
| FFT             | Fast Fourier Transformation  |
| Her             | magnetische Feldstärke   |
| HF              | Hochfrequenz   |
| HV              | Härte-Vickers  |
| ISO             | International Organization for Standardisation   |
| IGBT            | Insulated-Gate Bipolar Transistor  |
| IFP             | Independent controlled Frequency and Power   |
| kfz             | kubisch-flächen-zentriert  |
| krz             | kubisch-raum-zentriert   |
| kW              | kilo Watt  |
| kHz             | kilo Herz  |
| $L_\lambda$     | Strahlung des Körpers  |
| $L_{\lambda,s}$ | Strahlung des schwarzen Körpers  |
| LiMi            | Lichtmikroskop   |
| M               | Martensit  |
| $M_s$           | Martensit-Start-Temperatur   |
| $M_f$           | Martensit-Finish-Temperatur  |
| min.            | mimimal  |
| max.            | maximal  |
| MOSFET          | Metall-Oxid-Halbleiter-Feldeffekttransistor (englisch metal-oxide-semiconductor field-effect transistor) |
| MF              | Mittelfrequenz   |
| MW              | Megawatt   |
| N               | Normalisiert   |
| P               | Perlit   |
| RVE             | repräsentativen Volumenelemente  |
| REM             | Rasterelektronenmikroskop  |
| Rht             | Einhärtungstiefe (Randhärtungstiefe)   |

| <b>Symbol</b>     | <b>Bedeutung</b>                           |
|-------------------|--|
| S                 | Schrittweite                               |
| sin               | Sinus                                      |
| SHD               | Surface hardening depth                    |
| SDF               | Simultan-Dual-Frequenz                     |
| $T_c$             | Curie-Temperatur                           |
| $T_{\text{wahr}}$ | wahre Temperatur eines Körpers             |
| $T_s$             | Temperatur des Schwarzen Körpers           |
| U                 | Überlappung                                |
| USA               | United States of America                   |
| vgl.              | vergleiche                                 |
| V                 | Vergütet                                   |
| V4A               | nichtrostender Edelstahl                   |
| W                 | Weichgeglüht                               |
| z. B.             | zum Beispiel                               |
| ZTA               | Zeit-Temperatur-Austenitisierung Schaubild |
| ZTU               | Zeit Temperatur Umwandlungs-Schaubild      |

### Legierungsbezeichnungen, chemische Elemente und Verbindungen

| <b>Symbol</b> | <b>Bedeutung</b>            |
|---------------|-----------------------------|
| Ag            | Silber                      |
| Al            | Aluminium                   |
| B             | Bor                         |
| C             | Kohlenstoff                 |
| Ck45          | Vergütungsstahl mit 0,45% C |
| Cr            | Chrom                       |
| Cu            | Kupfer                      |
| Fe            | Eisen                       |
| $Fe_3C$       | Eisencarbid                 |
| $Fe_{2,4}C$   | Epsilon-Carbid              |
| FeO           | Eisen(II)-oxid              |
| $Fe_2O_3$     | Eisen(III)-oxid             |
| $Fe_3O_4$     | Eisen(II,III)-oxid          |
| $M_3C$        | Metallcarbid                |
| Mn            | Mangan                      |
| Mo            | Molybdän                    |
| Ms            | Messing                     |
| Ni            | Nickel                      |
| P             | Phosphor                    |
| S             | Schwefel                    |
| Si            | Silizium                    |



---

## 1 Einleitung

---

Bei den üblichen Randschichthärteverfahren werden metallische Bauteile durch gezielte Wärmebehandlung mit einer harten Oberfläche versehen, um Schwingfestigkeit und Verschleißbeständigkeit zu erhöhen. Das Gefüge im Randbereich wird dabei auf Temperaturen oberhalb der Austenititsierungstemperatur ( $A_{c3}$ -Temperatur) erhitzt und anschließend durch schnelles Abschrecken in ein martensitisches Gefüge überführt. Ein spezielles Verfahren des Randschichthärtens ist das *induktive Randschichthärten*. Hierbei wird durch einen Induktor ein magnetisches Feld erzeugt, der Wirbelströme im metallischen Werkstoff induziert und diesen dadurch lokal in der Randschicht erhitzt. Dabei wird der Randbereich *kurzzeit-austenitisiert*, bevor er durch schnelles Abschrecken in Martensit umwandelt. Das induktive Randschichthärten hat sich dabei als äußerst wirtschaftliches und effizientes Verfahren mit einer hohen Reproduzierbarkeit der Prozessparameter zur Herstellung von hoch beanspruchten Bauteilen, wie z. B. Kurbelwellen, Pumpenwellen und Zahnrädern in der Automobilindustrie bewährt [Rollmann, 1999] [Scheerer, et al., 2006]. Aber auch auf dem in den letzten Jahren stark gewachsenen Markt der Windenergieanlagen, wo Großwälzlager und Verzahnungen immer höheren Belastungen standhalten und lange wartungsfrei laufen müssen [Stiele, et al., 2008] [Carsens, et al., 2009], hat es weiter an Bedeutung gewonnen.

Im Rahmen von Schadensanalysen, die zur Zeit der Antragstellung des DFG-Forschungsprojektes, das die Grundlage für diese Arbeit darstellt, durchgeführt wurden, zeigte sich eine Reihe von Schäden bei induktiv randschichtgehärteten Bauteilen, bei denen als Schadensursache festgestellt wurde, dass die Wärmebehandlungsparameter nicht auf den *Werkstoffzustand* des Ausgangsmaterials angepasst worden waren. Der Werkstoffzustand liegt beim induktiven Randschichthärten meist als vergütetes oder normalisiertes Gefüge vor, vereinzelt als weichgeglühtes. Diese Schäden waren zum Teil mit erheblichen Schadenssummen aufgrund von Produktionsstillständen verbunden [Berger, et al., 2006].

Ein optimales *Wärmebehandlungsergebnis* liegt dann vor, wenn Oberflächenhärte, Randschichthärtetiefe (SHD) und Kernhärte den technischen Zeichnungsangaben entsprechen und so die Schwingfestigkeit und Verschleißbeständigkeit des Bauteils

garantieret werden kann. Diese hohe Beanspruchbarkeit der induktiv gehärteten Bauteile resultiert zum einen aus der reinen Werkstofffestigkeit des besonders feinkörnigen martensitischen Gefüges und zum anderen aus der günstigen Wirkung der hohen Druckeigenstressungen im Randbereich [Braisch, et al., 2000]. Beeinflusst wird das Wärmebehandlungsergebnis von der Art der Erwärmung (Vorschub oder Umlauf), der Bauteilgeometrie, dem Kopplungsabstand, der chemischen Zusammensetzung, **dem Werkstoffzustand d.h. der Mikrostruktur und den damit verbundenen Werkstoffkennwerten (relative magnetische Permeabilität und spezifischer elektrischer Widerstand)**, den Anlagenparametern mit ihrer Leistung und Frequenz, dem daraus resultierenden Temperatur-Zeit-Verlauf im Probeninneren und dem Abschreckprozess.

Der Werkstoffzustand kann im allgemeinen vor der Wärmebehandlung nur durch Zerstörung des Bauteils bestimmt werden. Von Vorteil wäre es, wenn diese Bestimmung des Werkstoffzustands zerstörungsfrei während des Prozesses mittels eines der Prozessparameter erfolgte, die zur Qualitätssicherung zwar aufgenommen, aber nicht zur Regelung des Prozesses herangezogen werden [Hanisch, 2006], und dadurch zum Erreichen des gewünschten Härteergebnisses während des Prozesses genutzt werden könnte.

In Vorversuchen aus vorangegangenen Projekten [Kloos, et al., 1988] [Kloos, et al., 1995] [Rollmann, et al., 1996] [Rollmann, 1999] [Braisch, et al., 2000] [Scheerer, et al., 2006] zum Themenbereich *Induktives Randschichthärten* im Hinblick auf „Schwingfestigkeitseigenschaften“ wurde an der zur Verfügung stehenden Induktionsanlage registriert, dass ein Einfluss des Werkstoffzustands auf die am Generator abgegriffene Leistungskurve vorliegt, dieser aber bis jetzt noch nicht genauer untersucht wurde.

Basierend auf diesen Vorarbeiten soll in der vorliegenden Arbeit die Abhängigkeit zwischen dem Werkstoffzustand, der Leistungskurve und dem erzielten Härteergebnis bei der induktiven Erwärmung grundlegend analysiert werden. Ziel ist es, anhand einer Messgröße den Werkstoffzustand zu erkennen und auf die für den Werkstoff nötige Oberflächentemperatur zu erwärmen, um die geforderte Randhärte (SHD) zu erreichen. Dazu kommen verschiedene Werkstoffe aus unterschiedlichen Chargen in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen zum Einsatz.

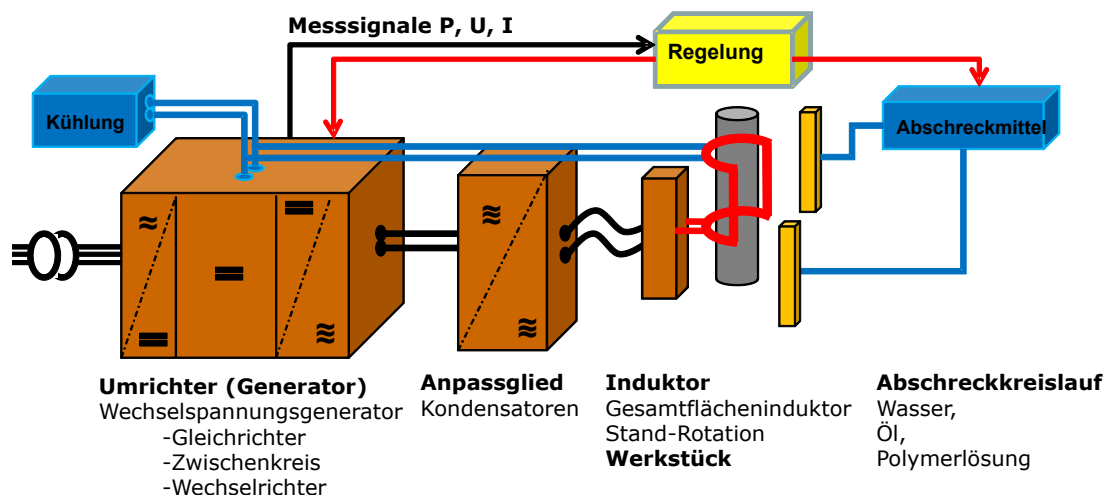
## 2 Stand der Technik

### 2.1 Grundlagen des Induktionshärstens

Das induktive Randschichthärten zählt zu den thermischen Randschicht- härteverfahren. Wesentliches Kennzeichen gegenüber anderen Erwärmungsverfahren ist die Tatsache, dass die Wärme unmittelbar im Werkstück selbst erzeugt und nicht durch Wärmeleitung, Konvektion oder Wärmestrahlung übertragen wird [Baake, 2009].

#### 2.1.1 Prinzip der elektromagnetischen Induktion

Eine mit Wechselstrom durchflossene Spule (Induktor) wird von einem ebenfalls wechselnden Magnetfeld umgeben. Wird ein leitfähiger metallischer Werkstoff dem magnetischen Wechselfeld ausgesetzt, werden elektrische Wechselspannungen induziert, die ihrerseits wieder Kurzschlussströme (Wirbelströme) [Peter, 2008] im Werkstück induzieren (Lenz'sche Regel). Der mit Wirbelströmen beaufschlagte Bereich des Werkstücks erwärmt sich aufgrund seines ohmschen Widerstands sowie - bei ferromagnetischen Metallen (Fe, Co, Ni, unterhalb ihrer Curie-Temperatur) - zusätzlich aufgrund von Hysterisis-Verlusten [Braisch, 1981].



**Bild 1:** Prinzip-Skizze Induktionsanlage, nach [Liedtke, 2009]

In **Bild 1** ist beispielhaft eine Prinzip-Skizze einer Induktionsanlage dargestellt. Diese besteht aus einem Umrichter (im Beispiel ein Wechselspannungsgenerator, mit Gleichrichter, Zwischenkreis und Wechselrichter), der seine Leistung (P), bestehend aus Strom (I) und Spannung (U), über die Kondensatoren (Kapazität) als Anpassglied an den Induktor (Induktivität) abgibt. Generator und Induktor werden über einen Kreislauf gekühlt. Die Leistung des Generators und die Anlagenfrequenz werden bei

Bau der Anlage bestimmt und sind später nur über die Veränderung des Anpassgliedes in geringem Maße zu beeinflussen. Die Kondensatoren bilden zusammen mit dem induktiven Verbraucher (Induktor und Werkstück) einen Schwingkreis (je nach Anordnung einen Parallel- oder Reihenschwingkreis). Zur Minimierung der Verluste muss der Schwingkreis auf den Induktor und das Werkstück angepasst werden, was im Folgenden beschrieben wird. Die Regelung der Anlage greift am Generator die Messsignale Strom (I), Spannung (U) und Leistung (P) ab, worüber auch der Prozess geregelt wird. Sie regelt ebenfalls den Abschreckkreislauf, der mit Wasser, Öl oder einer Polymerlösung betrieben werden kann.

In der Induktionsanlage stellt der Induktor mit dem Werkstück den wesentlichen Teil der Schwingkreisinduktivität dar. Durch die Rückwirkung des Werkstückwiderstandes auf den Induktor ist die Induktivität nicht konstant, denn der *spezifische elektrische Widerstand*  $\rho$  des Materials (Werkstückwiderstand) ändert sich mit der Temperatur. Durch die Veränderung der Induktivität verändert sich die Phasenlage (Phasenwinkel  $\varphi$ ) zwischen Strom und Spannung. Die veränderte Phasenlage (Phasenverschiebung  $\cos \varphi$ ) bewirkt wiederum eine Veränderung der Wirkleistung und somit auch der Blindleistung.

Die **Wirkleistung**  $P_{wirk}$  ist der Teil der Leistung, der gewollt in Wärme umgesetzt wird. Um eine möglichst hohe Wirkleistung zu erreichen, wird die Phasenverschiebung  $\cos \varphi$  durch Zuschalten von Kondensatoren möglichst auf nahe Null gebracht.

$$P_{wirk} = U \cdot I \cdot \cos \varphi \quad (1)$$

Mit U = Spannung

I = Strom

Die **Blindleistung**  $Q$  ist die hin und zurück übertragene, aber nicht genutzte Leistung.

$$Q = U \cdot I \cdot \sin \varphi \quad (2)$$

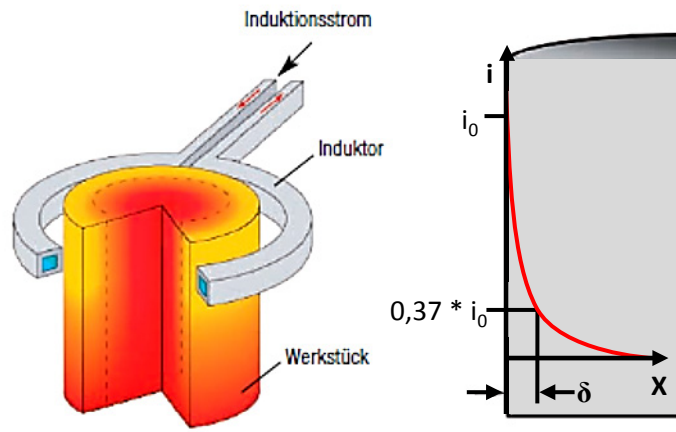
Zu beachten ist, dass der Umrichter einen erheblichen Anteil an Mehrleistung aufgrund der Blindleistung aufbringen muss, die aus der Phasenverschiebung  $\varphi$  resultiert [Zornhagen, et al., 2001].

### Skin-Effekt

Die von der Induktionsanlage induzierten Wirbelströme konzentrieren sich aufgrund des magnetischen Wechselfeldes an der Oberfläche des Werkstücks und nehmen zum Inneren exponentiell ab. Der dabei wirkende Effekt wird als ***Skin-Effekt*** bezeichnet. Der Bereich, in dem die Stromdichte auf 37% ihres Maximalwertes oder vergleichbar auf 13% der Leistung absinkt, wird als *Stromeindringtiefe*  $\delta$  definiert (**Bild 2**). Sie lässt sich mit der nachfolgenden Formel errechnen, in die zum einen die *Anlagenfrequenz*  $f$  und zum anderen die beiden Werkstoffkennwerte *relative magnetische Permeabilität*  $\mu_r$  und *spezifischer elektrischer Widerstand*  $\rho$  als Variable eingesetzt werden [Peter, 2001] [Rudnev, 2003]:

$$\delta \approx 503 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \cdot f}} \quad (3)$$

mit  $\delta$  [mm] = Stromeindringtiefe  
 $\rho$  [ $\Omega \cdot \text{mm}^2 / \text{m}$ ] = spezifischer elektrischer Widerstand des Materials,  
 $\mu$  [ $\text{V} \cdot \text{s} / \text{A} \cdot \text{m}$ ] =  $\mu_0 \cdot \mu_r$  (Permeabilität)  
 $\mu_0$  [ $\text{V} \cdot \text{s} / \text{A} \cdot \text{m}$ ] = magnetische Feldkonstante  
 $\mu_r$  [1] = relative magnetische Permeabilität  
 $f$  [1/s] = Frequenz des Induktorstroms.



**Bild 2:** Prinzipskizze Induktion (links) und Darstellung des Skin-Effekts (rechts) [Liedtke, 2009]

Zu beachten ist, dass der *spezifische elektrische Widerstand*  $\rho$  und die *relative magnetische Permeabilität*  $\mu_r$  des zu erheizenden Materials in Gleichung (3) temperaturabhängig und daher nicht-linear sind und die Permeabilität außerdem von der magnetischen Feldstärke  $\vec{H} = \vec{B} / \mu$  abhängt, wobei  $\vec{B}$  die magnetische Flussdichte

ist. Bei Erreichen der Curie-Temperatur, der Temperatur, bei der ein ferromagnetische Material nichtmagnetisch wird, gilt für  $\mu_r$ , dass es den Wert für die magnetische Feldkonstante  $\mu_0$  annimmt. Die Curie-Temperatur wird durch die Aufheizgeschwindigkeit in geringem Maße beeinflusst und ist hauptsächlich von der chemischen Zusammensetzung abhängig.

Von grundlegender Bedeutung bei der Auswahl der Induktionserwärmung ist der Zusammenhang von Anlagen-Frequenz  $f$  und Stromeindringtiefe  $\delta$ :

- bei hoher Frequenz ist die Eindringtiefe gering
- bei niedriger Frequenz ist die Eindringtiefe hoch.

Durch die Wahl der Frequenz ist es auf Grund dieses Zusammenhangs möglich, den zu erheizenden Bereich über die Stromeindringtiefe gezielt zu beeinflussen [Rudnev, 2004]. Die Stromeindringtiefe entspricht jedoch nicht der Randhärtetiefe, da bei der Erwärmung des Werkstücks der Effekt der Wärmeleitung hinzukommt und tiefere Bereiche im Werkstückinneren erreicht werden (Wärmeeinflusszone), was über die Stromeindringtiefe hinaus zu einer Gefügeumwandlung und der damit verbundenen Härtesteigerung nach dem Abschrecken führt.

Da Kupfer eine hohe Strom- und Wärmeleitfähigkeit besitzt, werden Induktoren als Kupfer-Hohlprofile mit einer inneren Wasserkühlung ausgeführt. Zum Erhöhen der Induktoreffizienz werden so genannte „Konzentratoren“ (Weicheisenpartikel in einer Polymermatrix) am Induktor angebracht, die das Magnetfeld gebündelter (konzentrierter) in das Werkstück einleiten und so eine intensivere Erwärmung der Randschicht ermöglichen [Peter, 2004]. Zur weiteren Beschreibung der Herstellung und Vielfalt von Induktoren und deren Auslegung sei auf Zinn und Peter verwiesen, wo auch Hinweise auf den optimalen Kopplungsabstand  $k$  (siehe **Anhang A, Bild A-1**) zwischen Induktor und Werkstück in Abhängigkeit von der Dimension des Werkstücks gegeben werden [Zinn, et al., 1988] [Peter, 2001]. Allgemein wird festgestellt, dass sich mit abnehmendem Kopplungsabstand der Wirkungsgrad des Prozesses erhöht, da mehr Leistung übertragen wird [Benkowsky, 1990] [Peter, 2001].

### 2.1.2 Entwicklungsgeschichte des induktiven Randschichthärtens

Das Prinzip der elektromagnetischen Induktion ist seit Entdeckung im Wesentlichen unverändert geblieben, natürlich wurden aber im Laufe der Jahre die Anlagen neu bzw. weiter entwickelt, wie in einem kurzen Überblick gezeigt werden soll.

Das Härten von Eisen mit elektrischer Energie ist seit über hundert Jahren bekannt. Nachdem die theoretischen Grundlagen der elektromagnetischen Induktion von Michael **Faraday** (1791-1867) über James Prescott **Joules** (1818-1889) und James Clerk **Maxwell** (1831-1829) gelegt worden waren und Carles P. **Steinmetz** (1865-1923) Methoden der Berechnung und Auslegung von Transformatoren und Generatoren vorangetrieben und die Stromeindringtiefe des elektromagnetischen Feldes („electromagnetic penetration depth“) in das Material untersucht hatte, waren die wissenschaftlichen Grundlagen für ein industriell nutzbares Induktionshärten gelegt [Mühlbauer, 2008].

So wurde in den USA 1918 ein erstes Patent von E. F. **Northrup** für die Idee des lokalen Induktionshärtens mit einem „focus“- Induktor angemeldet, das die Grundlage für das von der Firmen *Ajax Electrothermic* und *Ohio Crankshaft Company* (TOCCO) entwickelte TOCCO-Randschichthärteverfahren für Kurbelwellen bildete. In Russland führte Valentin Petrovich **Vologdin** 1936 das Induktionshärten mit zwei Patenten ein, das eine zum Härten von Eisenbahnschienen, das andere zum Härten von Kurbelwellen. Damit war der Grundstein für alle Induktions-Erwärmungs-Technologien (wie Härten, Schmelzen und Hartlöten) nahezu zeitgleich in den USA und Russland gelegt.

Weiterentwicklungen der in den 40er Jahren des letzten Jahrhunderts führten zu industriell einsetzbaren **Röhrengeneratoren**, die für den Hochfrequenzbereich von 400 bis 1200 kHz mit Leistungen bis zu 100 kW gebaut waren [Schumann, et al., 2005]. Das Interesse der Industrie verlagerte sich vom einfachen Konturhärten zunehmend auf das komplexe konturgetreue Härten von Zahnrädern, was mit dem „tooth by tooth“- oder „gap by gap“- Verfahren realisiert wurde und ausführlich von Rudnev (vgl. [Rudnev, 2003], [Rudnev, et al., 2004], [Rudnev, 2008]) beschrieben wird.

Mit Einführung von Power-MOSFET- (Metal-Oxyde-Silicon Field Effect Transistor) **Transistorgeneratoren** Ende der 80er Jahre wurden die Röhrengeneratoren verdrängt und es war möglich, den gesamten Frequenzbereich von 10 kHz Mittelfrequenz bis 500 kHz Hochfrequenz abzudecken. In den 90er Jahren wurden die Power-MOSFET- von **IGBT**-(Insulated Gate Bipolar Transistor) **Transistoren** abgelöst. Diese Generatoren schaffen bei entsprechender Ansteuerung Frequenzen bis zu 500 kHz bei Leistungen von weit mehr als 1000 kW.

Die bereits 1948 von *General Electric* in den USA patentierte **SDF<sup>®</sup>**-Technik (**Simultandual-Frequenz-Verfahren**; Zweifrequenzhärtung), bei der gleichzeitig Hochfrequenz (HF) und Mittelfrequenz (MF) an einem gemeinsamen Induktor angelegt werden, wurde in den 90er Jahren von der Firma *Eldec* wiederentdeckt und gilt heute als zukunftsweisend [Peter, 2004] [Häusler, et al., 2005] [Schumann, et al., 2005] [Wrona, et al., 2006]. Die **SDF<sup>®</sup>**-Generatoren waren zuerst mit 75 kW MF und 75 kW HF ausgestattet, um Kettenräder für Motorsteuerungen zu härten. Die größte industriell eingesetzte Anlage ist eine 3-MW-SDF<sup>®</sup>-Härteanlage, die 1000 kW MF und 2000 kW HF besitzt. Eine ausführliche Beschreibung des prinzipiellen Aufbaus von Zweifrequenz-Speisesystemen, wie sie in der **SDF<sup>®</sup>**-Technik verwendet werden, findet sich in [Vladimirowitsch, 2005]. Die **SDF<sup>®</sup>**-Technik wird von Davis gleichgesetzt mit „green manufacturing“, da sie eine Energiereduzierung um den Faktor 3 im Vergleich zum Einfrequenz-Härten erreichen kann [Davis, 2009].

Rudnev, Nuding und Ulfers beschreiben den neuesten Umrichtertyp, der nicht mehr als Schwingkreisumrichter wie z. B. die **SDF<sup>®</sup>**-Generatoren arbeitet, sondern als sogenannter „zwangsgeführter Umrichter“ namens **IFP<sup>®</sup>** (**Independent controlled Frequency and Power**) [Rudnev, 2008] [Nuding, 2009] [Ulferts, et al., 2010]. Mit ihm ist nicht nur das konturgetreue Härten mit unterschiedlichen Frequenzen, die Online während des Prozesses durch Impulsweitenmodulation (vgl. Abschnitt 2.1.3) variiert werden, in nur einer Anlage möglich, sondern auch das Anlassen mit dem gleichen Induktor bei geänderten Frequenzen [Mädler, et al., 2002] [Conradt, 2003] [Gezarzick, 2005].

### 2.1.3 Prozessschritte in Härtereien und Anlagentechnik

Der Gesamtprozess des induktiven Randschichthärtens erfolgt in einer Reihe von Teilschritten, die beispielhaft für einen Prozess mit Zweifrequenz(SDF<sup>®</sup>)-Zahnhärtung in **Bild 3** dargestellt sind.



**Bild 3:** Prozesskette für verzahnte Bauteile mit SDF<sup>®</sup>-Randschichthärten [Stiele, H.-J.: 2006]

Nach Auswahl des Halbzeuges (Profilstahl) seines Zuschnitts, Schmiedens, Normalisierens (oder auch Vergütens), Reinigens, Drehens, Verzahmens kommt es in der Wärmebehandlung (in Bild 3 SDF<sup>®</sup>-Randschichthärten) darauf an, dem fast fertigen Bauteil die gewünschte Oberflächen- und Randschichthärte zu geben. In der Praxis können je nach Bauteilgeometrie einzelne der im Bild 3 dargestellten vorangehenden Prozessschritte fehlen, ebenso wie das im Beispiel dargestellte nachfolgende Kugelstrahlen, welches für die Beanspruchbarkeit des Bauteils ebenfalls positive Druckeigenstressungen in die Oberfläche einträgt, eher selten zu Anwendung kommt. Die dem induktiven Randschichthärten üblicherweise nachgeschalteten Prozessschritte sind Richten, sowie Lappen oder Schleifen.

Um in der Wärmebehandlung ein erfolgreiches Ergebnis zu erreichen werden in der Regel folgende Angaben benötigt:

- Werkstoff + ggf. Vorbehandlung (Gefüge),
- Zeichnung mit Angabe des zu härtenden Bereiches,
- geforderte Oberflächenhärte,
- geforderte Randhärte (SHD).

Hierbei ist zu beachten, dass dem Wärmebehandler in den meisten Fällen der Wärmebehandlungszustand im Anlieferungszustand unbekannt ist und nur durch die Zerstörung des Werkstücks oder über Härtemessung überprüft werden kann.

Für jede neue Anwendung ist ein passender Induktor zu fertigen, der im Anschluss durch den Maschinenbediener an der Induktionsanlage einzurichten ist, wofür er

Einstellstücke entsprechender Geometrie benötigt, die zerstört werden müssen, um das Härteergebnis zu kontrollieren. Erst wenn das Härteergebnis des Einstellstücks die Anforderungen erfüllt, erfolgt das Randschichthärten mit den ermittelten Parametern.

### Das Härten

Bei den meisten Prozessen in der Wärmebehandlung wird die Energiemenge geregelt, so dass dem Maschinenbediener nach jedem Heizvorgang die abgegebene Generatorenergie als Zahlenwert übermittelt wird, die ihm als Kontrolle dient [Franze, et al., 2011]. Zusätzlich wird z. B. bei einer Stückzahl von 100 Teilen jedes zehnte einer Rissprüfung unterzogen, und das Härteergebnis an der Zahnflanke überprüft und dokumentiert [Link, et al., 2012].

In der Anlagentechnik haben sich, wie die Entwicklungsgeschichte zeigt, aufgrund der Nachfrage nach Bauteilen in immer neuen Anwendungsgebieten viele Veränderungen ergeben. Das Hauptziel bei der Verfahrensentwicklung liegt im Verzicht auf Prozessschritte. So wird durch effiziente kurze Erwärmungsprozesse versucht, nur geringe Maß- und Formänderungen zu erhalten und so z. B. Richten, Schleifen und Läppen einzusparen. Diese Optimierungsversuche beginnen bereits bei der Auswahl des Halbzeuges für das Bauteil, da Qualität der Mikrostruktur, Verzug, Oberflächenhärte und Härteverlauf nach dem Härteprozess die notwendigen Schritte für den gesamten Prozessablauf bestimmen.

Das Einrichten von Induktionsanlage, Induktor und Werkstück erfolgte lange über die Veränderung der Kapazität des Schwingkreiskondensators und der Umrichterausgangsspannung mit Hilfe eines Ausgangstransformators oder eines kapazitiven Spannungsteilers. Neueste Entwicklungen in der Anlagentechnik vereinfachen diese Anpassungsarbeiten. Mit der Entwicklung der automatischen Anpassung von Schwingkreisumrichtern ist es jetzt möglich, durch Messen der relevanten Größen wie Leistung, Strom, Spannung und Frequenz den optimalen Arbeitsbereich einzustellen [Smirek, 2006], was eine erhebliche Vereinfachung für den Anlagenbediener bedeutet, da dieser keine großen Modifikationen an der Anlage mehr vornehmen muss.

Der Independent controlled Ferquency and Power (IFP<sup>®</sup>)-Prozess mit Online-Frequenzoptimierung lässt Härteprozesse für komplexe Geometrien mit nur einem

Induktor zu, in dem zwei Frequenzen anliegen, die sich im Optimalfall um den Faktor 10 unterscheiden. Beim zwangsgeführten Umrichter Statitron-IFP<sup>®</sup> der Firma *HWG Inducoheat GmbH* wird die Umrichterfrequenz dabei nicht mehr durch die im System enthaltenen induktiven und kapazitiven Elemente bestimmt, sondern es wird durch eine CNC-Steuerung eine Pulsweitenmodulation vorgegeben. Über die Änderung der Impulslänge wird so die Frequenz während des Heizprozesses frei variierbar. Dabei ist bei identischer Qualität der Temperaturverteilung eine Einsparung von bis zu 27 % im Energieverbrauch möglich [Ulferts, et al., 2010] [Ulferts, et al., 2011]. Diese Entwicklungen finden sich vorerst an den neuesten Anlagen, an älteren wird meistens versucht, die Prozesse mittels der etablierten Prozess-Messsignale wie Strom, Spannung, Leistung und Temperatur zu optimieren.

Bei den gängigen Verfahren wird auf das Vergleichen von vorher empirisch ermittelten Referenzkurven (in die Leistung, Spannung, Strom, Phasenwinkel, Frequenz und Temperatur einfließen können) zurückgegriffen, um Abweichungen zu diesen Referenzkurven zu minimieren, sie möglichst auf Null zu reduzieren. Die Referenzkurven werden beim Einrichten der Anlage für einen bekannten Werkstoffzustand, dessen Härteergebnis nach dem Härteprozess für gut befunden wird, ermittelt und für den nachfolgenden Härteprozess in der Anlagenregelung hinterlegt. Während des dann anschließenden Härteprozesses wird auf diese hinterlegte Referenzkurve zurückgegriffen.

Diese Verfahren, soweit sie in der Literatur und den Eigendarstellungen der Wärmebehandlungsfirmen beschrieben sind, zielen also auf eine möglichst genaue Reproduzierbarkeit der oben genannten Prozesskenngößen als Referenzkurven in einem vorgegebenen Zyklus ab. Es fällt auf, dass in der Regel der Werkstoffzustand (z. B. normalisiert oder vergütet) vorausgesetzt wird, im Prozess selbst eine Werkstoffzustandsänderung jedoch unberücksichtigt bleibt, da sie nicht in Echtzeit erkannt und so auch nicht in der Prozesssteuerung mit verarbeitet werden kann.

Diesen Mangel betont auch Braisch, der in seinem Patent einen weiterführenden Ansatz vorstellt. Er projiziert die Entwicklung eines werkstoffabhängigen Verfahrens, welches die Eigenschaften des Werkstoffs auch im Verlauf des Prozesses in einen geschlossenen Regelkreis einbeziehen soll. Abweichungen im relevanten Kurvenverlauf werden während des Prozesses zu vorher ermittelten Referenzkurven

analysiert und ab einem gewissen Zeitpunkt nicht **gegen null** zur Referenzkurve geregelt. Es sollen vielmehr mit Hilfe bestimmter Analysekriterien - die er jedoch nicht konkret beschreibt – charakteristische Unterschiede erarbeitet werden, die eine Errechnung des Korrekturbetrags zur Referenzkurve ermöglichen. Das ursprüngliche Messsignal wird im noch laufenden Prozess mit dem Korrekturbetrag beaufschlagt und eliminiert die erkannte Werkstoffabweichung [Braisch, 1994].

Bei diesem Verfahren soll also im Induktionsprozess vor allem auf **werkstoffabhängige** Schwankungen (chemische Zusammensetzung und Gefügeheterogenitäten) reagiert werden. **Ein Fortschritt wäre es, wenn der Regelprozess ohne vorherige Kenntnis des Werkstoffs und dessen Gefüges zu den vorgegebenen Härteergebnissen führen könnte.** Dies setzt jedoch eine werkstoffunabhängige Erkennung des vorliegenden Gefügezustandes aus einer Prozessgröße (wie z. B. der Leistungskurve) **während des Prozesses** voraus.

### Temperaturmessung

Für das Erreichen der gewünschten Randschichthärtetiefe spielt im Härtingsprozess die Temperatur in der Probentiefe die maßgebliche Rolle. Sie kann beim induktiven Randschichthärten nicht ohne weiteres im Inneren des Bauteils gemessen werden, sondern nur an der Oberfläche. Infolge der Rotation der Probe ist aber auch hier ein direktes Abgreifen des Signals an einem Temperatursensor nicht ohne eine spezielle Vorrichtung möglich. Hinzu kommt, dass der Temperatursensor selbst im Magnetfeld läge und durch die eigene Induktivität das Messergebnis verfälschen würde. Die gängige Möglichkeit, die Temperatur an der Oberfläche zu bestimmen, ist die berührungslose Messung mittels eines Strahlungs-Pyrometers. Über die so ermittelte Oberflächentemperatur kann dann mit geeigneten Modellen auf den Temperaturverlauf im Bauteilinneren geschlossen und der Diffusions- und Austenitisierungsvorgang in der Tiefe berechnet werden (vgl. dazu **Abschnitt 7.4 Simulation**).

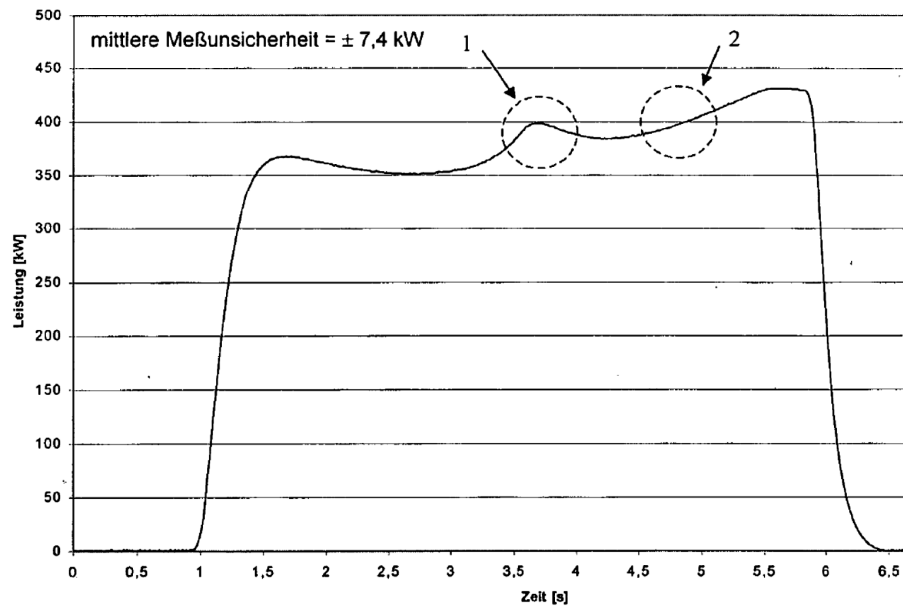
Die Temperaturmessung mittels eines Pyrometers geschieht in folgender Weise: Es wird die elektromagnetische Strahlung (Infrarotstrahlung) des zu erhitzenden Körpers in einem breiten Wellenbereich gemessen. Die Eigenschaften dieser Infrarotstrahlung werden durch das Maß des Emissionsgrades  $\epsilon$  bestimmt, das von der Wellenlänge abhängig ist. Im kurzwelligen Spektralbereich ist der Emissionsgrad besonders hoch

und nimmt mit zunehmender Wellenlänge ab (Wiensches Verschiebungsgesetz). Daher sollen Metalle mit Pyrometern oder Thermographiekameras gemessen werden, die im kurzwelligeren Bereich arbeiten und deren Messfleck sehr klein ist, wobei die Erfassungszeit des Gerätes im  $\mu$ -Sekundenbereich liegen muss [Bozorgian, 2009]. Wird dies nicht berücksichtigt, kann es zu Ungenauigkeiten bei der Temperaturmessung kommen, die zu nicht tolerierbaren Abweichungen im Härteergebnis führen, wenn die Temperatur als Regelgröße in den Prozess eingeht [Körholz, 2005] [Wittenbecher, et al., 2006] [Stroiczek, et al., 2006] [Tuschke, 2007]. Da bei der zur Verfügung stehenden Induktionsanlage die Temperatur als Regelgröße in den Prozess eingreift und darüber hinaus auch als Grundlage für die Simulation genutzt werden soll, ist es wichtig, den Emissionsgrad des verwendeten Pyrometers für die verwendeten Werkstoffe und den Ziel-Temperaturbereich einzustellen, um möglichst geringe Abweichungen im Temperatur-Messergebnis zu erhalten.

#### Leistungskurve

Die Leistung, die vom Generator an den Schwingkreis des Induktions-Prozesses abgegeben wird, lässt sich hingegen als Messsignal direkt am Generator abgreifen und beschreibt die Energiemenge, die in den Schwingkreis der Anlage eingebracht wird. Sie gibt die Summe der Wirkleistung und Blindleistung der Anlage wieder (vgl. S. 4). Durch das zeitliche Aufsummieren der Leistung ergibt sich der Verlauf der **Leistungskurve**. Der Verlauf der Leistungskurve findet in der Literatur immer wieder Erwähnung. Er lässt sich aber nicht allgemein mit markanten Punkten beschreiben, da sich unterschiedliche Verlaufscharakteristiken der Leistungskurve ergeben, je nachdem welcher der einander bedingenden Betriebsparameter (Spannung, Strom oder auch der Phasenwinkel zwischen diesen beiden) konstant gehalten wird.

Beispielhaft sei eine Leistungskurve angeführt, deren Verlauf Zornhagen beschreibt (**Bild 4**).



**Bild 4:** Leistungskurvenverlauf aus Patent DE 101 43 652 B4 ([Zornhagen, et al., 2001], Bild 34 S.42)

Die Leistungskurve steigt im Bereich von 1 Sekunde zu einem ersten Maximum an, was den Einschwingvorgang des Prozesses darstellt. Zornhagen erklärt das zweite auftretende Maximum bei 3,5 s (Punkt 1 Bild 4) mit der Curie-Temperatur. Der Prozess endet beim dritten Maximum im Bereich von 6 s, von wo die Leistungskurve stark abfällt. Des Weiteren versucht er, anhand des Kurvenverlaufs die  $A_{c3}$ -Temperatur (Punkt 2 Bild 4) zu erkennen (zur detaillierteren Behandlung der  $A_c$  Temperatur vgl. S.20 Abschnitt 2.1.6), was sich als bloße Vermutung darstellt. Zur weiteren Beschreibung der Ergebnisse der erreichten Randhärtetiefe (SHD) arbeitet er mit der von ihm eingeführten „Oberflächenwärmemenge in  $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}$ “ (vgl. **Anhang A, Bild A-2**), über die er den Prozess regeln will [Zornhagen, et al., 2001]. Erklärungsprobleme ergeben sich bei Zornhagen jedoch für die zu niedrige Curie-Temperatur von  $600^{\circ}\text{C}$  (vgl. **Anhang A, Bild A-3**), die wohl auf einen Messfehler durch den falsch eingestellten Emissionsgrad am Pyrometer zurückzuführen ist, wodurch auch die für einen induktiv zu härtenden Stahl niedrig erscheinenden Oberflächentemperaturen im Bereich von  $800^{\circ}\text{C}$  bis  $900^{\circ}\text{C}$  (in **Anhang A Bild A-3**) zu erklären sind. Da die im Patent verwendeten Werkstoffe und deren Werkstoffzustände unbekannt sind und außerdem bei der im Patent verwendeten Anlage die Anlagenfrequenz variiert wurde (vgl. **Anhang A, Bild A-4**), was zum Anstieg der Leistungskurve nach dem Erreichen der Curie-Temperatur führt und auch eine Änderung im Verlauf der Spannung bewirkt (vgl. **Anhang A, Bild A-5**), ist eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen nicht möglich.

Scheerer gibt in seinen Untersuchungen zur „Wälzlagerermüdung nach induktivem Kurzzeitanlassen“ den Hinweis, dass sich im Randbereich einer normalisierten Probe durch zweimaliges induktives Härten mit gleichen Anlagenparametern infolge der unterschiedlichen „thermischen Vorgeschichte“ Unterschiede im Verlauf der Messsignale ergeben [Scheerer, et al., 2006]. Der sich ändernde Gefügestand konnte dabei jedoch noch nicht mit dem Verlauf der Leistungskurve verknüpft werden. Die Möglichkeit einer solchen Verknüpfung wurde jedoch im DFG-Antrag postuliert [Berger, et al., 2006], was die Hypothese für die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit bildet.

### Abschrecken

Der letzte wichtige Schritt beim induktiven Randschichthärten ist das Abschrecken oder Abkühlen. Das zu erreichende Gefüge kann dabei aus den Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU)-Schaubildern (vgl. Abschnitt 2.1.6) abgelesen werden, wodurch das Zeitfenster, in dem die Abschreckung erfolgen muss, festgelegt wird. Da ein martensitisches Gefüge entstehen soll, muss sehr schnell abgeschreckt werden. Bei einem Abschrecken der Bauteile an reiner Luft wäre die Wärmeabfuhr zu gering, daher kommen Abschreckmittel wie Wasser, Öl, Druckluft sowie Polymerlösungen zum Einsatz. Polymerlösungen bieten den Vorteil, dass die Abschreckgeschwindigkeit über die Konzentration der Lösung einstellbar ist und es darüber hinaus aufgrund der Polymere zu einer Vernetzung auf der Metalloberfläche kommt. Das verhindert ein Entstehen von kleinen Dampfnestern, was wiederum zu einer gleichmäßigen Wärmeabfuhr führt, die eine rissmindernde Wirkung hat [Liedtke, 2007]. Abhängig vom jeweiligen Verfahren kommen für das Zuführen von Abschreckmitteln neben Brausen auch turbulente Tauchbäder zum Einsatz. Bei den in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungen wurde mit Kastenbrausen abgeschreckt, die Abschreckparameter wurden dabei konstant gehalten (vgl. Abschnitt 5.1).

#### **2.1.4 Einflussgrößen auf das induktive Randschichthärten**

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Ausbildung der Härtezone durch folgende Faktoren bestimmt wird [Zornhagen, et al., 2001]:

- Art der Erwärmung (Stand, Stand-Umlauf- oder Vorschubhärtung),
- Dauer der Erwärmung,
- Induktorform,

- Werkstoffzusammensetzung,
- Temperaturleitfähigkeit des Werkstoffs,
- Wanddicke oder Durchmesser des Bauteils (Probengeometrie),
- Kopplungsabstand,
- Abschreckmedium.

Differenziert man weiter zwischen konstanten und variablen Prozessparametern, so ergibt sich für hier verwendete Anlage folgendes Bild:

Konstant gehaltene Parameter sind im Wesentlichen:

- Induktorform (daraus der Kopplungsabstand),
- Probengeometrie,
- Probenoberfläche (z. B. metallisch blank),
- Positionierung der Probe in der Anlage,
- Probenrotation,
- Abschreckprozess (Zeit, Kühlmittel, Temperatur vom Kühlmittel).

Zu den variablen bzw. unbekanntem Prozessparametern zählen:

- Werkstoff,
- Gefügezustand (vergütet, normalisiert, weichgeglüht),
- Werkstoff-Inhomogenitäten,
- Spannungen und Dehnungen im Werkstück,
- Temperaturverteilung,
- Wirbelstromverteilung,
- Widerstand im Werkstück (der spezifische elektrische Widerstand  $\rho$ ),
- Magnetfeld im Werkstück (die relative magnetische Permeabilität  $\mu_r$ ).

### 2.1.5 Qualitätssicherung und Normung

Die gewünschten Ergebnisse werden, wie bereits angedeutet, bislang weitestgehend nur in Folge von Qualitätssicherungsmaßnahmen durch wiederholte Überprüfung von Prozessparametern erzielt. So wird speziell aufgrund der Produkthaftung für die gehärteten Bauteile bei modernen Anlagen eine lückenlose und reproduzierbare Ergebniskontrolle gefordert. Dabei wird auf folgende Prozessparameter ein besonderes Augenmerk gelegt: Energiemenge und Leistung, Abschreckmittelmenge, -

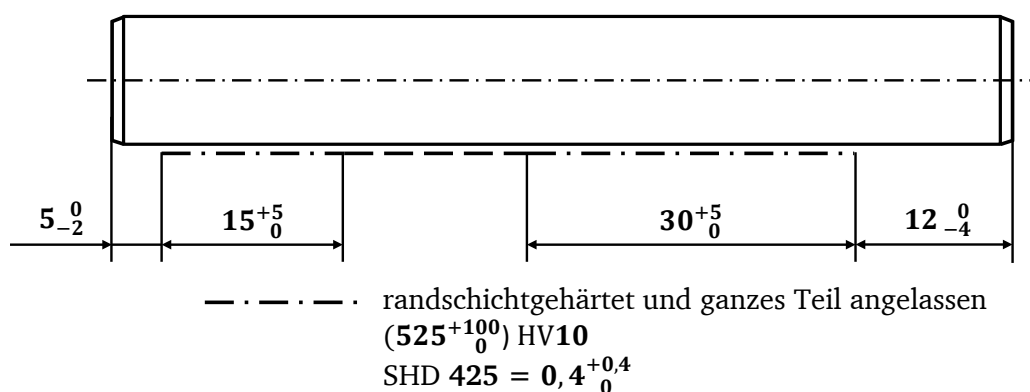
druck und –temperatur sowie Härte- und Anlasstemperatur [Köpfer, 1990] [Hanisch, 2006].

So wird in der aktuellen Literatur immer wieder darauf hingewiesen, dass die Erfolge der meisten Induktionsprozesse von der Erfahrung des Anlagenbedieners abhängen, und das gewünschte Ergebnis häufig nur durch einen „trial-and-error“ Prozess zu erreichen ist, bei dem durch zerstörende Prüfung das Härteergebnis am Schliff für das Bauteil exakt ermittelt wird [Favennec, et al., 2003] [Nuding, 2009]. Dies zeigt einen Forschungsbedarf in Hinblick auf die Prozesssicherheit auf, dem in dieser Arbeit durch den Versuch einer Inline-Regelung während des Prozesses nachgegangen werden soll.

### Gültige Normen

Es seien einige Bemerkungen zu den gültigen Normen beim induktiven Randschichthärten und den darauf basierenden Angaben in Zeichnungen für die zu härtenden Bauteile sowie den verwendeten Härtemessbereichen und den erlaubten Toleranzen für die Ermittlung der Härtetiefe angefügt.

Vorgaben zu Zeichnungsangaben, aber auch zur Wahl der richtigen Härtemessbereiche, gibt die Norm [DIN ISO 15787: 2010] („Darstellung und Angaben wärmebehandelter Teile aus Eisenwerkstoffen“). Diese Norm ersetzt seit 2010 die [DIN 6773-3: 1976], und in ihr wird auch die Abkürzung für die Randhärtetiefe neu definiert. So wird nun, wie in **Bild 5** dargestellt, bei Zeichnungsangaben nicht mehr die Abkürzung **Rht** „Einhärtungstiefe“ verwendet sondern die Abkürzung **SHD** für „Surface hardening depth“, was „Randschichthärtungs-Härtetiefe“ bedeutet (früher nach [DIN 6773-3: 1976] und [DIN 50190-2: 1979] **Rht** und nach [DIN EN 10328: 2005] „Depth Surface“ **DS**, die ebenfalls neben der SHD Gültigkeit besitzt)



**Bild 5:** Beispielhafte Zeichnungsangabe aus ([DIN ISO 15787: 2010], Bild 11)

In der Konstruktion von induktiv randschichtgehärteten Bauteilen ist es üblich, bei der geforderten SHD eine gewisse Toleranz anzugeben, z. B. SHD 4 mm<sup>+2,5</sup>, was einer zulässigen Toleranz von über 50 % entspricht. **Tabelle 1** zeigt für das Induktionshärten und das Laserstrahlhärten eine Gegenüberstellung der erlaubten Oberflächen-Grenzabweichungen, die der [DIN ISO 15787: 2010] entnommen sind.

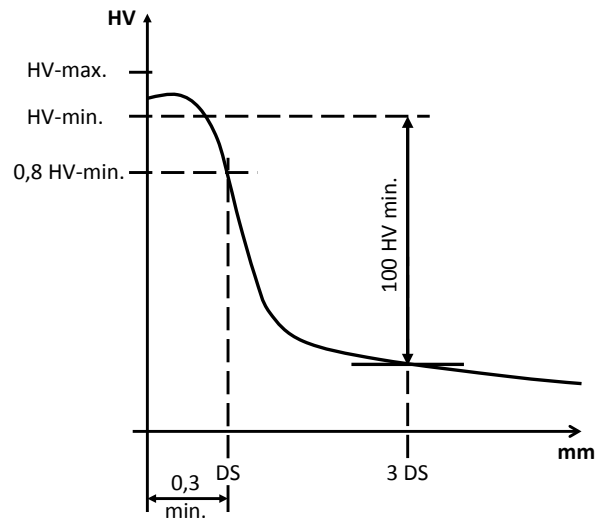
Beim induktiven Randschichthärten werden im Bereich von 1 mm bis 5 mm Abweichungen von über 50 % hingenommen, unter 1 mm sogar bis zu 100 %. Beim Laserhärten liegen die Abweichungen ab 1 mm bei 50% und kleiner, es können jedoch nur Bereiche bis maximal 3 mm Tiefe gehärtet werden.

**Tabelle 1:** SHD-Werte und Grenzabweichungen aus ([DIN ISO 15787: 2010], Tabelle A.5)

| Einhärtungs-Härtetiefe SHD<br>mm | Oberflächengrenzabweichung in mm |                                      |
|----------------------------------|----------------------------------|--------------------------------------|
|                                  | Induktionshärten                 | Laser- und<br>Elektronenstrahlhärten |
| 0,1                              | 0,1                              | 0,1                                  |
| 0,4                              | 0,4                              | 0,2                                  |
| 0,8                              | 0,8                              | 0,4                                  |
| 1                                | 1                                | 0,5                                  |
| 1,6                              | 1,3                              | 0,8                                  |
| 2                                | 1,6                              | 1                                    |
| 2,5                              | 1,8                              | 1                                    |
| 3                                | 2                                | 1                                    |
| 4                                | 2,5                              | -                                    |
| 5                                | 3                                | -                                    |

Eine weitere wichtige Norm für das Randschichthärten stellt die [DIN EN 10328: 2005] dar, in der die „Bestimmung der Eindhärtungstiefe nach dem Randschichthärten“ genormt ist. Dort wird in Punkt 3.1 die Grenzhärte definiert als „Härte (in HV, gemessen nach [EN ISO 6507-1: 2006]), in Bezug auf den Mindestwert der Oberflächenhärte des betreffenden Werkstückes“: „Grenzhärte“ = 0,8 x „Mindestwert der Oberfläche“

Ebenso wird dort in Punkt 3.2 der „Abstand zwischen Oberflächenhärte des zu prüfenden Werkstücks und derjenigen Stelle in der Schicht, an der die Vickers-Härte, gemessen bei einer Prüfkraft von 9,807 N, der Grenzhärte entspricht“, als „Eindhärtungstiefe nach dem Randschichthärten“ bezeichnet.



**Bild 6:** Definition der Härtetiefe Depth Surface (DS) aus ([DIN EN 10328: 2005]; Bild 1)

Die Einhärtungstiefe DS entspricht dem senkrechten Abstand von der Oberfläche bis zu dem Punkt, an dem noch eine gewisse Härte, die Grenzhärte, vorhanden ist. Diese beträgt im Regelfall 80 % der Oberflächen-Mindesthärte in HV. Im Abstand von 3 DS muss der Härtewert nach Norm mindestens 100 HV unter der Oberflächen-Mindesthärte liegen.

Ein wichtiger Gesichtspunkt, nämlich der Werkstoffzustand, wird bei der Normung allerdings vernachlässigt. So spielt es keine Rolle, ob ein vergüteter oder normalisierter Zustand untersucht wird, wobei sich im Härteabfall (z. B. im Falle des normalisierten Zustands) eine größere Streuung in den Härteergebnissen ergeben kann.

Es sei in diesem Zusammenhang darauf hingewiesen, dass es nicht Ziel der Arbeit ist, eine vorgegebene Einhärtungstiefe exakt zu erreichen, es geht vielmehr um die Entwicklung einer Regelung mit Hilfe der Leistungskurve, durch die die erlaubten Toleranzwerte aus der [DIN ISO 15787: 2010] mit geringerer Streuung zu erreichen.

### 2.1.6 Wechselwirkung von Werkstoffzustand und Härteergebnis

Das wichtigste Legierungselement des Eisens ist der Kohlenstoff. Schon geringe Unterschiede im Kohlenstoffgehalt ändern die Stahleigenschaften entscheidend. Die Härbarkeit und die Vergütbarkeit eines Stahles sind ebenfalls an eine bestimmte Mindestkohlenstoffmenge gebunden, hängen aber auch von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes und somit von dessen Legierungselementen ab.

Für das induktive Randschichthärten wird ein Kohlenstoffgehalt von 0,3% - 0,7% als optimal angesehen [Stiele, 2008].

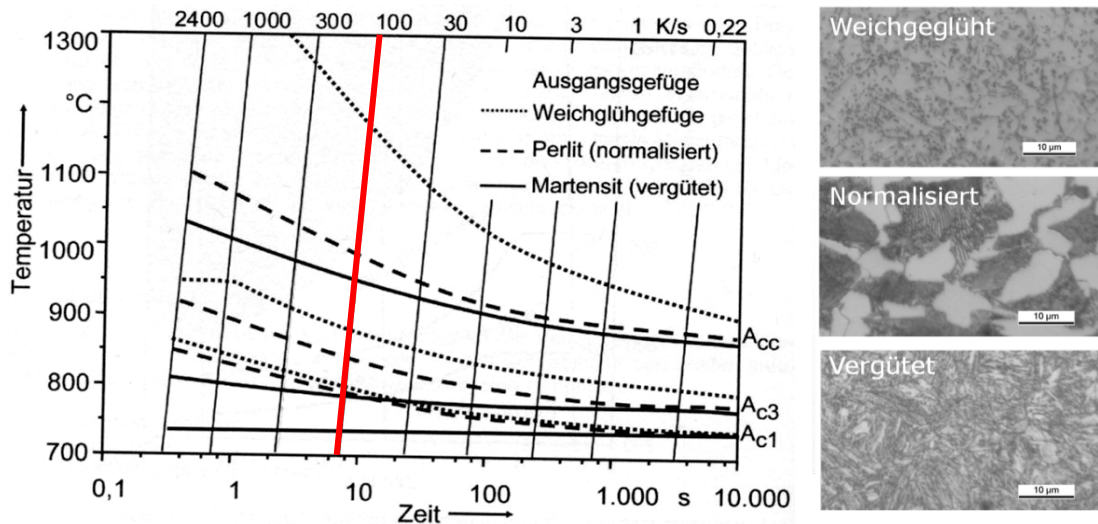
Der Kohlenstoff kann im Stahl beim induktiven Randschichthärten in unterschiedlicher Form vorliegen und beeinflusst so die Härte des vorliegenden Gefügestandes:

- im Kristallgitter unter Bildung von Mischkristallen interstitiell gelöst und
- als Verbindungsphase z.B. als Eisenkarbid ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) oder Epsilon-Karbid ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ).

Auch Wärmeleitfähigkeit und damit die Ausdehnung der Wärmeeinflusszone hängen stark vom Kohlenstoffgehalt und weniger stark von den Legierungselementen ab, so dass mit sinkendem Kohlenstoffgehalt die Wärmeeinflusszone breiter wird. Darüber hinaus zeigt sich, dass die Wärmeleitfähigkeit von gehärtetem Stahl kleiner ist als die im normalisierten Zustand [Spur, et al., 1987]. Der Effekt macht sich aber erst ab einem Kohlenstoffgehalt von 1 % bemerkbar und spielt daher bei den vorliegenden Stählen mit Kohlenstoffgehalten unter 1 % keine maßgebliche Rolle.

Viele Wärmebehandlungsverfahren, z. B. das Härten oder Normalglühen, erfordern ein Aufheizen des Materials bis in das Austenitgebiet. Mit dem Erwärmen und der damit verbundenen Auflösung der Karbide gehen zeitabhängige Diffusionsvorgänge einher. Die im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD) gezeigten Umwandlungstemperaturen sowie Löslichkeiten gelten nur für sehr geringe Umwandlungsgeschwindigkeiten (siehe **Anhang A, Bild A-6**). In der technischen Anwendung sind jedoch häufig deutlich höhere Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeiten gebräuchlich, die die Umwandlungstemperatur zu höheren bzw. niedrigeren Temperaturen verschieben. Um dem Rechnung zu tragen, wurden Zeit-Temperatur-Austenitisierungs(ZTA)- und Zeit-Temperatur-Unwandelungs(ZTU)-Schaubilder entwickelt, die die Umwandlung bei höherer Geschwindigkeit beschreiben. Zunächst sei auf die ZTA-Schaubilder eingegangen:

- Kontinuierliche ZTA-Schaubilder beschreiben die Umwandlungen eines Stahls in Abhängigkeit des Zeit-Temperatur-Verlaufs beim Erwärmen.
- Isotherme ZTA-Schaubilder beschreiben die Phasenumwandlung von Stählen bei gegebener Aufheizgeschwindigkeit und anschließendem isothermen Halten.



**Bild 7:** Kontinuierliches ZTA-Schaubild für 50CrMo4 aus [Liedtke, 2007]

Für die folgenden Untersuchungen von Bedeutung ist vor allem das kontinuierliche ZTA-Schaubild, in dem die Umwandlung bei steigender Aufheizgeschwindigkeit beschrieben wird (**Bild 7**).

Die aus dem EKD bekannten Umwandlungstemperaturen sind im ZTA-Schaubild in Abhängigkeit vom Temperaturgradienten für die drei Gefügestände (vergütet, normalisiert und weichgeglüht, Bild 7 rechts) dargestellt. Die Kenntnis der Ac-Umwandlungspunkte beim Aufheizen (Ac steht für *arrêt au chauffage*) ist für die Wärmebehandlung von grundlegender Bedeutung. Die Ac-Temperaturen sind dabei abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Stahls.

Die  $Ac_1$ -Kurve gibt diejenige Temperatur wieder, bei der erstmalig Austenit (kubischflächenzentriertes(kfz)-Gitter) gebildet wird.

Die  $Ac_2$ -Temperatur (nicht im Bild dargestellt) beschreibt den Übergang vom ferromagnetischen in den paramagnetischen Zustand und ist damit physikalisch die Curie-Temperatur, die normalerweise für die Wärmebehandlung nicht von Interesse ist, jedoch bei der induktiven Randschichthärtung eine große Rolle für die werkstoffspezifischen Kenngrößen spielt.

Die Umwandlung vom kubischraumzentrierten(krz)-Gitter ins kfz-Gitter ist bei Erreichen der  $Ac_3$ -Kurve abgeschlossen. Oberhalb der  $Ac_3$ -Temperatur liegt der Bereich des **inhomogenen Austenits**, da im Gefüge noch Karbide ( $Fe_3C$  und  $M_3C$ ) vorhanden sind, die erst bei Erreichen der  $Ac_c$ -Temperatur vollständig in Lösung

gehen. Bei den Karbiden handelt es sich um Eisen-Kohlenstoff-Verbindungen, die sich als reine Eisen-Kohlenstoff-Verbindung in Form von Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) oder als Mischkarbid, bei dem einzelne Eisenatome durch Legierungselemente z. B.  $(\text{Fe},\text{Cr})_3\text{C}$  oder  $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$  ersetzt werden, was auch verallgemeinernd als Metallkarbid ( $\text{M}_3\text{C}$ ) bezeichnet wird.

Der Bereich oberhalb der  $A_{c_c}$ -Temperatur wird als **homogener Austenit** bezeichnet und lässt sich durch höhere Temperaturen oder längere Haltezeiten erreichen. Für das induktive Randschichthärten ist vor allem der Verlauf der  $A_{c_3}$ -Temperatur relevant:

Die  $A_{c_3}$ -Temperatur muss erreicht werden, um überhaupt beim Abschrecken ein martensitisches Gefüge zu erhalten, in dem jedoch noch nichtgelöste Karbide vorhanden sind. Sie hängt nicht nur von der Aufheizgeschwindigkeit ab, sondern auch vom Ausgangsgefügezustand und hier im Wesentlichen von der Größe der Karbide.

Die  $A_{c_c}$ -Temperatur muss dann erreicht werden, wenn die Karbide vollständig gelöst werden sollen, was aber in der Praxis meist nicht verfolgt wird, da es durch die höheren Temperaturen zu unerwünschter Kornvergrößerung kommen kann.

Aufgrund der Diffusionsvorgänge und der kurzen Prozesszeit werden beim induktiven Randschichthärten Temperaturen gewählt, die etwa  $50\text{ °C}$  bis  $100\text{ °C}$  über der  $A_{c_3}$ -Temperatur liegen.

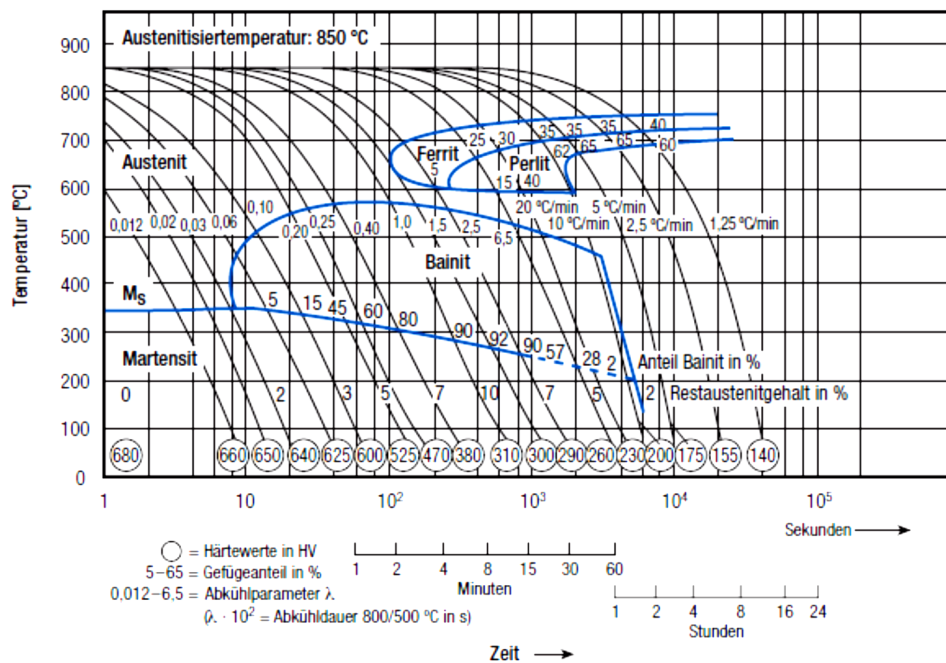
Die in Bild 7 dargestellten Gefügezustände mit den dazugehörigen Umwandlungskurven zeigen im Einzelnen folgende Merkmale:

Der angelassene Martensit (**vergütetes Gefüge**) weist in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur neben der nadeligen Struktur feinere oder gröbere Karbide auf. Das **normalisierte Gefüge** besteht aus Ferrit und Perlit, wobei sich der Perlit aus lamellar angeordnetem Ferrit und Zementit( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) zusammensetzt. Das **weichgeglühte Gefüge** ist durch eine homogene Verteilung globular eingeformter Karbide in der ferritischen Matrix gekennzeichnet.

Bei einer für die verwendete Induktionsanlage typischen Aufheizgeschwindigkeit von  $100\text{ °C/s}$  (rote Linie, Bild 7) lassen sich die Umwandlungstemperaturen bei Erreichen der jeweiligen  $A_{c_3}$ -Temperaturen für die drei Gefügezustände ablesen. Sie liegen jeweils um  $50\text{ °C}$  auseinander: ab  $800\text{ °C}$  für den vergüteten Zustand (durchgezogen

Linie), 850 °C für den normalisierten Zustand (gestrichelt) und 900 °C für den weichgeglühten Zustand (punktiert). Dies ist im Wesentlichen bedingt durch die unterschiedliche Ausprägung der Karbide und die damit verbundenen Diffusions- und Auflösungs Vorgänge. Bezüglich der Effekte, die zur Austenitbildung bei der Kurzzeitaustenitierung führen, sei auf die Veröffentlichungen von Schlicht verwiesen, der dort die Möglichkeiten für die Auflösung des Kohlenstoffs und die damit einhergehende Austenitbildung beschreibt [Schlicht, 1974].

Beim Abschrecken sind die Zeit-Temperatur-Umwandlungs(ZTU)-Schaubilder von großer Bedeutung (**Bild 8**).

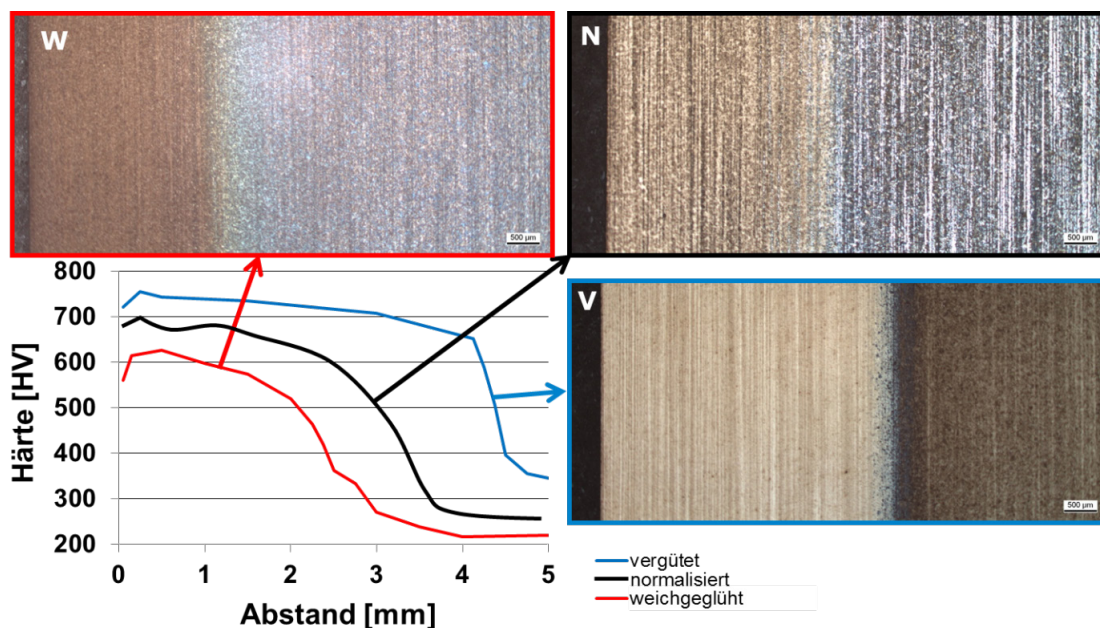


**Bild 8:** Kontinuierliches ZTU-Schaubild des 42CrMo4 aus [Liedtke, 2009]

Aus dem im logarithmischen Maßstab aufgetragenen Schaubild lässt sich durch die Wahl der Abkühlgeschwindigkeit das gewünschte Gefüge und somit auch das Härteergebnis ablesen. Die blauen Linien kennzeichnen den Beginn und ggf. das Ende einer Umwandlung (*Umwandlungslinien*). Die schmalen als **Abkühlkurven** bezeichneten Linien kennzeichnen unterschiedliche Temperatur-Zeit-Verläufe des Abkühlvorgangs; an ihnen kann der Verlauf der Gefügeumwandlung verfolgt werden. Zum Erreichen eines rein martensitischen Gefügestands muss die Abkühlung sehr schnell erfolgen, so dass die Abkühlkurve nicht den Bereich des Bainits schneiden darf, sondern direkt durch die horizontale Linie der Martensit-Starttemperatur ( $M_s$ ) verlaufen muss. Nur so ist eine direkte Umwandlung von Austenit in Martensit

gegeben. Mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit finden vor der Martensitbildung noch andere Gefügeumwandlungen statt [Läpple, 2006]. Durch die damit verbundene Kohlenstoff-Anreicherung des noch nicht umgewandelten Austenits kommt es zu einer Absenkung der Ms-Temperatur. Dieser Bereich ist jedoch für das induktive Randschichthärten nicht von Interesse.

Beispielhaft sind die Härteergebnisse der drei Gefügestände (aus Bild 7) für eine Erwärmungszeit von 5 Sekunden bei gleichen Anlagenparametern in **Bild 9** darstellt.



**Bild 9:** Vergleich der Härtetiefenverläufe für unterschiedliche Gefügestände bei gleichen Anlagenparametern.

Der Härtetiefenverlauf des vergüteten Ausgangsgefüges zeigt die höchsten Oberflächenhärtewerte (blauer Verlauf) verbunden mit der größten erreichten Randhärtetiefe von 4,5 mm bei 550 HV. Im normalisierten Zustand (schwarzer Verlauf) weist aufgrund der höheren Austenitisierungstemperatur (vgl. ZTA-Schaubild) eine niedrigere Randhärtetiefe von ca. 3mm bei 550 HV auf, da die Umwandlung erst später einsetzt. Der weichgeglühte Zustand liegt unter den beiden Verläufen und erreicht die niedrigste Randhärtetiefe mit ca. 2mm bei 550 HV. In den geätzten Gefügebildern sind die induktiv gehärteten Randzonen erkennbar (Probenoberfläche jeweils linker Bildrand).

Aus diesen und ähnlichen phänomenologischen Beobachtungen werden allgemein für die dem Prozess des induktiven Randschichthärtens zugeführten Ausgangsgefügestände folgende Empfehlungen gegeben [Liedtke, 2007]:

- Körniger Zementit als Ausgangsgefüge führt nicht zu optimalen homogenen martensitischem Härtingsgefügen.
- Die Ausbildung eines Ferritnetzwerks beeinflusst die Homogenität des Härtingsgefüges, da ein Stahl mit feinem Ferritnetzwerk bei gleicher Stahlqualität besser homogenisiert als ein Stahl mit gröberem Ferritnetzwerk.
- Mit zunehmender Korngröße wird gerade bei normalisierten Gefügen aufgrund der größeren Diffusionswege für den Kohlenstoff mehr Energie zur Austenitisierung benötigt.
- Homogene Härtingsgefüge werden hauptsächlich mit bainitischen oder vergüteten Ausgangsgefügen erzielt.
- Kleine und gleichmäßig verteilte Karbidausscheidungen sind ebenfalls günstig im Hinblick auf die Auflösung der Karbide und die Diffusionswege, da sie zu einem homogenen Härtingsgefüge führen.

Da beim induktiven Randschichthärten eine harte Randschicht entstehen soll, wird sehr schnell abgekühlt, womit ein tetragonal verzerrtes krz-Gitter (Martensit) entsteht, das im Allgemeinen wegen der hohen Härte auch sehr spröde ist. Da es in dieser Form keine Anwendung findet, wird dieser sehr gleichgewichtsferne Zustand durch das Anlassen in ein gleichgewichtsnäheres stabileres Gefüge überführt. Die Änderung der Eigenschaften des Materials beruht auf der zunehmenden Beweglichkeit von Eisen- und Kohlenstoffatomen mit steigender Anlasstemperatur. Bei niedrigen Anlasstemperaturen bildet sich Martensit und sehr feinkörniges  $\epsilon$ -Karbid. Bei hohen Anlasstemperaturen werden  $\alpha$ -Eisen und Zementit gebildet. Die Bandbreite der möglichen Vergütungsgefüge ist somit groß und kann daher für die jeweilige Anwendung eingestellt werden. Für eine detaillierte Beschreibung der Anlassvorgänge sei auf [Schumann, et al., 2005] verwiesen.

#### Vergleich mit anderen Randschichthärteverfahren

Es sei kurz ein Überblick über die verschiedenen thermischen Randschichthärteverfahren und ihre spezifischen Kennwerte angefügt (**Tabelle 2**), die einen Vergleich mit dem induktiven Randschichthärten erlauben.

**Tabelle 2:** Vergleich von Kennwerten thermischer Randschichthärteverfahren [Liedtke, 2007]

| Parameter                        | Erwärmen mit Flamme   | Induktives Erwärmen                | Laserstrahl-Erwärmung | Elektronenstrahl-Erwärmung |
|----------------------------------|---|------------------------------------|-----------------------|----------------------------|
| Leistungsflussdichte in $W/cm^2$ | $10^3 - 6 \cdot 10^3$   | $10^3 - 10^4$                      | $10^3 - 10^5$         |                            |
| Aufheizrate in K/s               | $10^2$  | $10^3 - 10^4$                      | $10^3 - 10^5$         |                            |
| Übliche Randhärte-tiefen in mm   | 1,5 – 20  | 0,1 – 20                           | 0,1 – 2,0             |                            |
| Abkühlungsart                    | Fremdabschreckung <ul style="list-style-type: none"> <li>• Brause</li> <li>• Bad</li> </ul> |                                    | Selbstabschreckung    |                            |
| Führungsmaschinen                | Sonderformen  | Sonderformen<br>Portal und Roboter |                       | Sonderformen               |

Die thermischen Randschichthärteverfahren unterscheiden sich – abgesehen von recht unterschiedlichen Verfahrensweisen – vor allem in der übertragenen Leistung pro Flächeneinheit (Leistungsflussdichte). Über diese Leistungsflussdichte kann beim Randschichthärten zum einen die Aufheizrate, zum anderen die angestrebte Randhärte-tiefe bestimmt werden. Bei der erreichbaren Randhärte-tiefe deckt das induktive Randschichthärten den größten Einsatzbereich von 0,1 mm bis 20 mm ab, obwohl es im Vergleich zum Laserstrahlhärten niedrigere Leistungsdichten aufweist. Aufgrund der kurzen Erwärmungszeiten ist das induktive Randschichthärten die verzugsarme Alternative zum thermochemischen Einsatzhärten, da die Wärme nur dort eingebracht wird, wo ein martensitisches Gefüge entstehen soll. Neben der lokalen Erwärmung, wodurch Zeit und Kosten eingespart werden können, wirken sich die betragsmäßig hohen induzierten Druckeigen-spannungen in der Randschicht positiv auf die zyklische Beanspruchbarkeit im Dauerfestigkeits- bzw. Übergangsgebiet aus [Scheerer, et al., 2006] [Rollmann, 1999].

Als Vorteile des Verfahrens werden allgemein herausgestellt [Rollmann, et al., 1996] [Braisch, et al., 2000] [Scheerer, 2004] [Gezarzick, 2005] [Körholz, 2005] [Hanisch, 2006] [Peter, 2008] [Tavakoli, et al., 2009] [Jehnert, et al., 2009]:

- großer Härtebereich von 0,1 mm – 20 mm in der Randschicht,
- geringer Verzug des Bauteils im Vergleich zur Durchhärtung von Werkstücken,
- positiv wirkende Druckeigen-spannungen und ihre Verteilung,
- partielles Härten der Randschicht,
- gute Regulierbarkeit, Automatisierbarkeit und Integration in die Fertigung,
- Arbeitsplatz- und Umweltfreundlichkeit,
- Kosten- und Zeiteinsparung im Vergleich zu anderen Verfahren.

Resümee:

Bei den vorgestellten Veröffentlichungen wird das Augenmerk auf die Prozessentwicklung und das dabei erzielte Ergebnis, nämlich konturgetreu zu härten, gelegt. Dabei führen im Wesentlichen die Erfahrung des Anlagenbedieners und „trial-and-error“-Prozesse mit anschließender zerstörender Prüfung zu den gewünschten Härteergebnissen. Der Einfluss des Werkstoffzustands selbst bleibt dabei weitgehend unbeachtet. Es finden sich in der aktuellen Literatur zwar Empfehlungen, welche Werkstoffzustände gut oder schlecht induktiv härtbar sind, was zum größten Teil auf die Kohlenstoffdiffusion während der kurzen Erwärmzeiten zurückgeführt wird. Die beschriebenen Mängel liegen zumeist darin begründet, dass die komplexen Grundlagen der induktiven Erwärmung noch nicht bis ins letzte Detail geklärt sind und es in diesem Bereich noch Forschungsbedarf gibt, um die Verfahren zu optimieren. Gerade für den Wärmebehandler wäre es ein großer Fortschritt, den oft unbekanntem Werkstoffzustand zerstörungsfrei während des Induktionsprozesses **werkstoffunabhängig** zu erkennen und aus den relevanten Prozess-Größen (Strom, Leistung, Temperatur), ein Regelkriterium abzuleiten, welches das geforderte Härteergebnis automatisch während des Prozesses regeln kann.

## 2.2 Werkstoffspezifische-Einflussgrößen

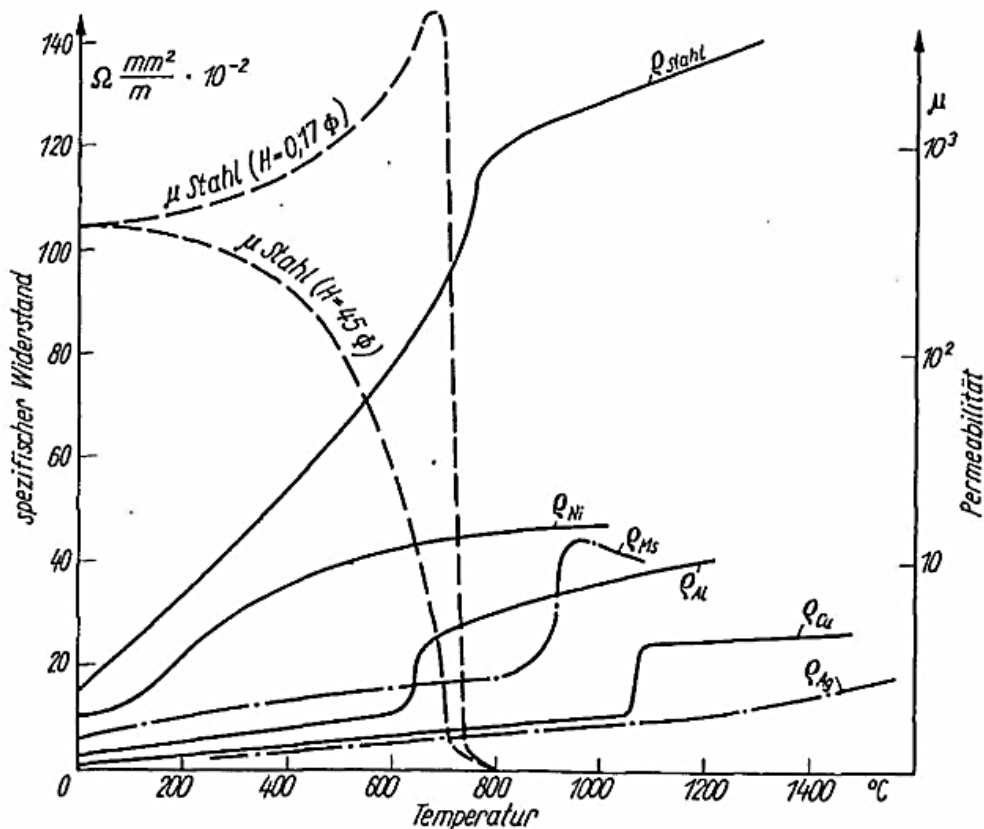
Aus der komplexen Interaktion von *elektromagnetischen*, *thermischen* und *metallurgischen* Phänomenen seien die beiden wichtigsten variablen Einflussgrößen eingehender dargestellt: der spezifische elektrische Widerstand  $\rho$  und die relative magnetische Permeabilität  $\mu_r$ .

Der **spezifische elektrische Widerstand  $\rho$**  besitzt die Einheit Ohm-Meter und gibt an, wie gut ein Material den elektrischen Strom leitet. Er ändert sich mit der chemischen Zusammensetzung und der Mikrostruktur des Metalls, der Korngröße (er wächst mit feinerem Korn) und der plastischen Deformation (wächst mit höherem Verformungsgrad), in größerem Maße von der Temperatur. Bei den meisten Metallen steigt er mit zunehmender Temperatur an. Die Formel für die Berechnung lautet:

$$\rho(T) = \rho_0[1 + \alpha(T - T_0)] \quad (4)$$

wobei  $\rho_0$  der Widerstand bei *Raumtemperatur*  $T_0$  (meist 20 °C) ist und  $\alpha$  der *Temperaturkoeffizient* des spezifischen elektrischen Widerstands. Der Temperaturkoeffizient ist bei den meisten Metallen ebenfalls nicht-linear temperaturabhängig.

In **Bild 10** ist beispielhaft der Verlauf des spezifischen Widerstandes über der Temperatur für den Oberbegriff Stahl dargestellt. Gleichzeitig ist der Verlauf (gestrichelte Linien) der Permeabilität für unterschiedliche magnetische Feldstärken angegeben, in denen sich ein Unterschied im Verlauf von starken ( $H=45$ ) zu schwachen ( $H=0,75$ ) Feldstärken abbildet. Deutlich zu erkennen ist der Einfluss der Curie-Temperatur bei  $768\text{ °C}$  für Stahl, da hier die Permeabilität komplett verschwindet und im spezifischen elektrischen Widerstand ein Sprung erfolgt. Weiter dargestellt sind die Verläufe der Permeabilität für Nickel (Ni), Messing (Ms), Aluminium (Al), Kupfer (Cu) und Silber (Ag), bei denen die Curie-Temperatur in anderen Temperaturbereichen als bei Stahl liegt.



**Bild 10:** Spezifischer elektrischer Widerstand und relative magnetische Permeabilität über der Temperatur für unterschiedliche Werkstoffe [Benkowsky, 1990].

Der spezifische elektrische Widerstand darf nicht mit dem *ohmschen Widerstand*  $R$  (Einheit Ohm) verwechselt werden. Für den ohmschen Widerstand  $R$ , in den der spezifische elektrische Widerstand  $\rho$  über folgende Formel eingeht, gilt:

$$R = \frac{\rho l}{a} \quad (5)$$

wobei  $l$  die Länge des Werkstückes,  $\rho$  den *spezifischen Widerstand* und  $a$  die *Fläche* angibt, in der der Strom fließt.

Die *relative magnetische Permeabilität*  $\mu_r$  ist eine dimensionslose Größe, welche die Fähigkeit eines Metalls wiedergibt, den *magnetischen Fluss* besser zu leiten als das Vakuum oder die Luft.

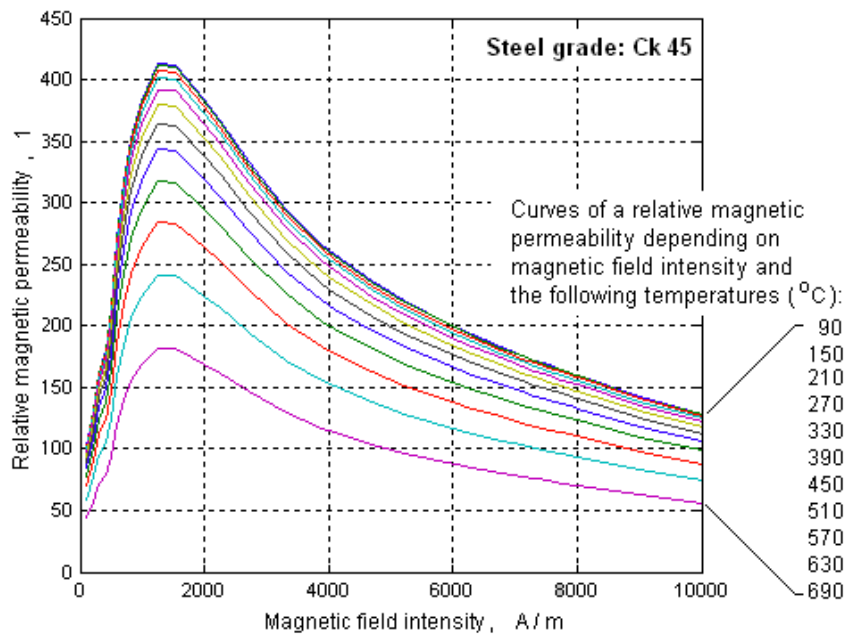
Das Produkt aus *relativer magnetischer Permeabilität*  $\mu_r$  und der *Permeabilität*  $\mu_0$  des Vakuums wird *Permeabilität* genannt und korrespondiert zu dem Verhältnis von *magnetischer Flussdichte*  $B$  zu *magnetischer Feldstärke*  $H$ :

$$\frac{B}{H} = \mu_r \cdot \mu_0 \quad (6)$$

Die relative magnetische Permeabilität ändert sich mit den magnetischen Eigenschaften des Materials, die sich in paramagnetisch, diamagnetisch und ferromagnetisch aufspalten lassen. Für die vorliegende Arbeit von Interesse sind nur die ferromagnetischen Werkstoffe.

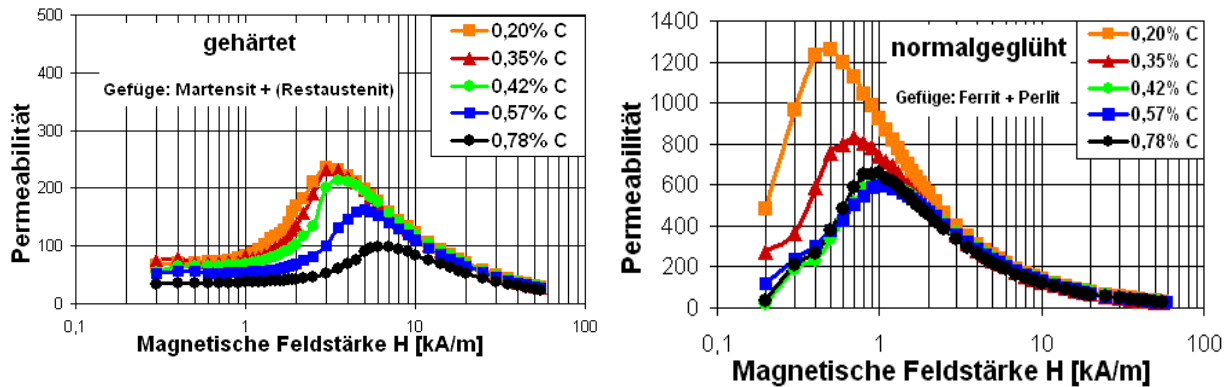
Die *ferromagnetischen Eigenschaften* von Metallen sind komplexe Funktionen, die durch die Struktur, chemische Zusammensetzung, vorherige Behandlung, Korngröße, Frequenz, magnetische Feldstärke und Temperatur bestimmt werden. Die relative magnetische Permeabilität hängt dabei nicht nur von der Temperatur, sondern auch von der magnetischen Feldstärke ab. Der Zusammenhang von *magnetischer Flussdichte*, *magnetischer Feldstärke* und *relativer magnetischer Permeabilität* wird im Folgenden an mehreren Beispielen dargestellt.

Landek beschreibt ein eigens entwickeltes Simulationsprogramm, in dem die Berechnung der relativen magnetischen Permeabilität für einen Stahl der Güte Ck45 über eine Spline-Interpolation erfolgt. Das Ergebnis für die Permeabilität über der magnetischen Feldstärke für unterschiedliche Temperaturen ist in **Bild 11** dargestellt [Landek, et al., 2004]. Deutlich zu erkennen ist, dass die Kurven im Bereich der niedrigen Temperaturen nahe beieinander liegen und zu höheren Temperaturen hin ihren Abstand vergrößern, was mit dem in Bild 10 dargestellten Verlauf der Permeabilität, der bei einer Feldstärke von  $H=45 \Phi$  dargestellt ist, übereinstimmt. Allerdings ist der Wärmebehandlungszustand bei diesen Ergebnissen nicht bekannt.



**Bild 11:** Relative Permeabilität in Abhängigkeit der magnetischen Feldstärke für eine Ck45 [Landek, et al., 2004]

Es existieren bisher nur wenige Daten über die magnetischen Eigenschaften von Stählen und diese sind meist ohne Angaben zum Gefüge- und Wärmebehandlungszustand tabelliert. Auch über die Wirkung der verschiedenen Gefügeausbildungen auf die magnetischen Kennwerte gibt es bisher keine klaren Vorstellungen. Lediglich zum Einfluss der Korngröße und der Martensitbildung sind Deutungsversuche unternommen worden. So liefert Hünicke an Stählen gewonnene Messergebnisse, die metallkundliche Zusammenhänge im magnetischen Gleichfeld untersuchen. Er stellt dar, dass sich die Permeabilität in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt verändert. So verschiebt sich beim normalisierten Gefügestand das Maximum mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu höheren Feldstärken und niedrigeren Permeabilitätswerten (**Bild 12 rechts**), während für den gehärteten Zustand (vergleichbar dem vergüteten Zustand) die Maximalwerte der Permeabilität im Vergleich zum normalisierten Zustand um den Faktor 2-4 niedriger liegen und sich das Maximum im Kurvenverlauf zu deutlich höheren Feldstärken verlagert (**Bild 12 links**) [Hünicke, et al., 2003]. Es handelt sich dabei jedoch nur um statische Effekte, die nicht im magnetischen Wechselfeld und auch nicht in Abhängigkeit von der Temperatur gemessen wurden. Gerade solche Messungen im Wechselfeld wären jedoch für das induktive Randschichthärten von großem Interesse; sie könnten z. B. helfen, den Verlauf der in dieser Arbeit untersuchten Leistungskurve weiter zu erklären.



**Bild 12:** Permeabilität in Abhängigkeit des Gefügestandes für den gehärteten (links) und normalisierten Zustand (rechts) bei unterschiedlicher magnetischer Feldstärke [Hünicke, et al., 2003]

Die Kurvenverläufe des normalisierten Zustandes lassen jedoch einen zu Bild 11 vergleichbaren Verlauf erkennen, bei dem die Kurvenverläufe zu höheren Temperaturen hin abnehmen. Die von Hünicke bei Raumtemperatur gemessenen Kurven liegen damit über den Permeabilitätswerten von Landek und weisen für den Stahl mit 0,45 %C ebenfalls ein vergleichbares Maximum im Bereich der magnetischen Feldstärke von 1 kA/m auf, wobei die maximalen Permeabilitätswerte bei Landeck bei 90°C um 200 Punkte geringer sind, was auf den unterschiedlichen Werkstoff oder einen Werkstoffzustand mit beispielsweise anderer Korngröße zurückzuführen ist.

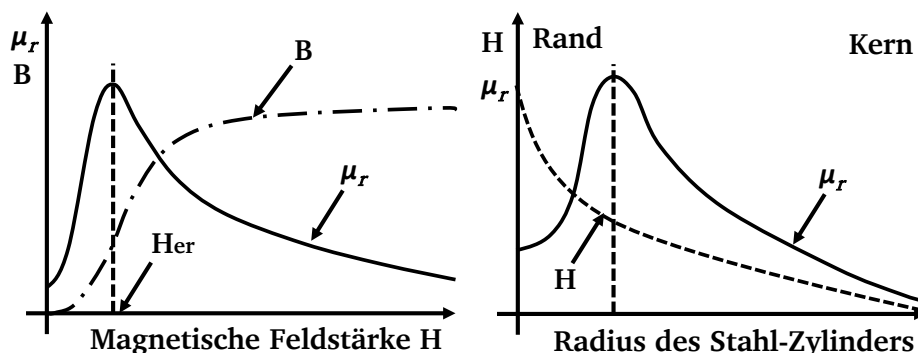
Die Kennwerte der statischen Magnetisierungskurve charakterisieren bei weichmagnetischen Stählen nicht nur die Legierungszusammensetzung, sondern in starkem Maße den Gefüge- und Behandlungszustand. Besonders deutlich wirken sich Martensitbildungsvorgänge auf die magnetischen Messwerte aus. Weiter ist bekannt, dass **Gefügeänderungen** bei **unlegierten Stählen** weitgehend den **Legierungseinfluss** überdecken. Entsprechend verwendet Hünicke die gewonnene Funktion  $\mu_r = f(H)$  als "magnetic materials signature" zur Sortenanalyse und Eigenschaftscharakterisierung [Hünicke, et al., 2003]. Dies bedeutet für die hier durchgeführten Untersuchungen, dass sich anhand der Leistungskurve weniger die Legierungseinflüsse, sondern eher die Gefügeänderungen ablesen lassen.

Weitere Effekte zur relativen magnetischen Permeabilität sind bei Untersuchungen von verformungsinduziertem Martensit entdeckt worden, wo gezeigt werden konnte, dass zum einen mit steigendem Verformungsgrad die relative Permeabilität, zum

anderen mit steigendem Martensitgehalt die maximale Permeabilität exponentiell zunimmt [Hünicke, et al., 2004].

Kawaguchi stellt eine Methode vor, die aus einer Messung mit einer nachgeschalteten Approximation die *relative magnetische Permeabilität* in Abhängigkeit von der *Temperatur* und der magnetischen Flussdichte ( $B$ ) sowie der magnetischen Feldstärke ( $H$ ) für unterschiedliche Frequenzen darstellt. Dabei zeichnet sich ab, dass eine Erhöhung der Frequenz von 10 kHz auf 100 kHz die Permeabilität um den Faktor 2 ansteigen lässt [Kawaguchi, et al., 2005].

Den rein phänomenologischen Zusammenhang von der relativen magnetischen Permeabilität, der magnetischen Feldstärke und der magnetischen Flussdichte über den Probenquerschnitt stellt [Rudnev, 2003] dar (**Bild 13**). Daraus wird ersichtlich, dass die Permeabilität  $\mu_r$  über den Probenquerschnitt (von Rand zu Kern, Bild 13 rechts) nicht konstant abnimmt, sondern ihr Maximum aufgrund der komplexen Abhängigkeit von magnetischer Feldstärke ( $H$ ) und magnetischer Flussdichte ( $B$ ) unterhalb der Oberfläche bildet.



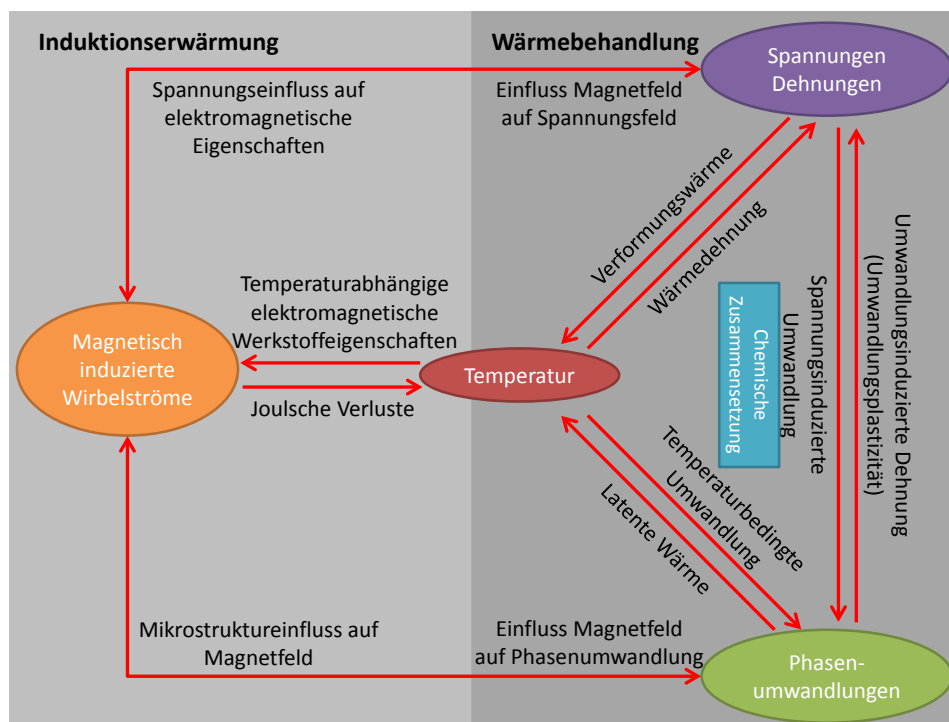
**Bild 13:** Phänomenologischer Zusammenhang von relativer magnetischer Permeabilität, magnetischer Feldstärke und magnetischer Flussdichte (links) und über eine zylindrische Probe (rechts) nach [Rudnev, 2003].

In der Literatur finden sich zwar einige Diagramme, die den spezifischen elektrischen Widerstand und die Permeabilität, die als wichtigste Einflussgrößen auf die Leistungskurve beim induktiven Randschichthärten zu betrachten sind, auch über der Temperatur abbilden. Diese Diagramme sind jedoch nur für einige ausgewählte Stähle vorhanden und beschreiben meist die Werte bei statischen Messungen und berücksichtigen z. B. nicht die Kopplungsvorgänge während der Induktion und die Schwankungen, die sich aus der Abhängigkeit vom induktiven Schwingkreis ergeben. Die Stromeindringtiefe lässt sich nach Gleichung (3) aus den beschriebenen

physikalischen Zusammenhängen als Punkt berechnen, wobei jedoch überschlägige Zahlenwerte verwendet werden, die meist auf die Gruppe „Stahl“ bezogen sind und keinen speziellen Werkstoff oder Werkstoffzustand wiedergeben.

Da aber die Leistungskurve als Antwort des komplexen Gesamtsystems aus Induktionsanlage, Induktor und Werkstoffprobe zu verstehen ist, können die bisher vorhanden elektromagnetischen Kennwerte nicht zu einer Vorhersage des Leistungskurvenverlaufs für die unterschiedlichen Werkstoffzustände herangezogen werden. Es konnte daher in dieser Arbeit nur eine rein phänomenologische Betrachtung der Leistungskurve erfolgen, die ihrerseits aber die temperaturabhängigen Kennwerte in Kombination beinhaltet.

Auch [Schwenk, et al., 2010] fehlen bei den gleichzeitig auftretenden sehr komplexen Wechselwirkungen oft die konkreten Zusammenhänge zwischen den verschiedenen Prozessparametern, deren Interaktion er beispielhaft in **Bild 14** dargestellt hat.



**Bild 14:** Einflussfaktoren der Temperatur auf die Induktionserwärmung [Schwenk, et al., 2010]

Die sich gegenseitig beeinflussenden Größen stehen in den ovalen Feldern. Ihre Beeinflussung untereinander ist durch die Pfeile mit ihren Begrifflichkeiten markiert. Im dunkelgrauen Bereich sind die aus der klassischen Wärmebehandlung im Ofen bekannten Beziehungen von Temperatur, Spannung - Dehnung und

Phasenumwandlung in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung dargestellt. Der hellgrau unterlegte Bereich stellt die Erweiterung durch die induktive Erwärmung dar, bei dem die elektromagnetischen Einflussgrößen eine zusätzliche Rolle spielen. Hierbei werden der Mikrostruktureinfluss, die Spannungen und Dehnungen als Einfluss auf die elektromagnetischen Eigenschaften angeführt. Die Spannungen, die während der Erwärmung entstehen, müssen jedoch bei den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen unberücksichtigt bleiben, da sie erst nach dem Abschrecken im Werkstück messbar sind. Ihr Einfluss während der Erwärmung spiegelt sich jedoch im Verlauf der Leistungskurve wieder, insofern diese einen Hinweis auf die sich ändernden elektromagnetischen Eigenschaften des Werkstücks liefert.

### Resümee:

*Die beim Induktionshärten auftretenden elektromagnetischen Effekte, die sich im spezifischen elektrischen Widerstand und der relativen magnetischen Permeabilität widerspiegeln, weisen nichtlineare Zusammenhänge mit den Temperaturänderungen auf. Die Verläufe sind rein phänomenologisch bekannt und wurden bei statischen Messungen im magnetischen Gleichfeld für einige Werkstoffe bestimmt. Kennwerte für das magnetische Wechselfeld, die auch die Temperaturänderung und unterschiedliche Werkstoffzustände berücksichtigen, liegen hingegen nicht vor.*

### 3 Zielsetzung

Übergeordnetes Ziel der Arbeit ist es, für das induktive Randschichthärten eine Regelung zu entwickeln, die anhand der Leistungskurve eine Prozessführung ermöglicht, die unabhängig vom Gefügezustand des Ausgangswerkstoffs zum gewünschten Härteergebnis führt.

Bisher wird die am Generator messbare Leistung im allgemein nur als reine Messgröße verwendet, um in der Qualitätssicherung auf die in das Werkstück eingebrachte Energiemenge als Zahlenwert zu schließen [Franze, et al., 2011] [Hanisch, 2006] [Köpfer, 1990]; der zeitliche Verlauf der Leistung bleibt jedoch unberücksichtigt. Ziel dieser Arbeit ist es, die Leistung in Form des Verlaufs der Leistungskurve als Regelgröße zu verwenden und so die bisher notwendige zerstörende Prüfung zur Erkennung des Werkstoffzustands [Nuding, 2009] [Favenec, et al., 2003] durch eine zerstörungsfreie Erkennung während des Induktionsprozesses zu ersetzen. Dabei soll die Übertragbarkeit der Erkennung der Werkstoffzustände an mehreren Stählen untersucht werden. Sollten sich die Messgrößen zur Erkennung des Werkstoffzustands als ausreichend erweisen, wäre eine relativ günstige Übertragbarkeit auf bestehende Induktionsanlagen und Fertigungsverfahren möglich.

In den vorliegenden Untersuchungen soll eine umfangreiche Datenbasis für die bekannten Werkstoffzustände generiert werden, indem diese im Induktions-Prozess auf unterschiedliche Oberflächentemperaturen erwärmt werden. Angesichts der komplexen Zusammenhänge der elektromagnetischen Eigenschaften der Werkstoffe und deren Zustände [Hünicke, et al., 2003] ergeben sich, wenn an der verwendeten Anlage die Spannung ( $U$ ) konstant gehalten wird, Verlaufsänderungen in den Messgrößen Strom ( $I$ ) und Leistung ( $P$ ). Für die Messgröße Leistung ( $P$ ) soll bei den einzelnen Werkstoffen und Werkstoffzuständen eine Verlaufscharakteristik der Leistungskurve herausgearbeitet werden, auf der die zu entwickelnde Prozessregelung basiert.

Allgemein wird festgestellt, dass die Temperaturmessung aufgrund der Rotation der Probe am besten berührungslos mittels eines Pyrometers bewältigt werden kann [Körholz, 2005] [Wittenbecher, et al., 2006] [Stroiczek, et al., 2006] [Tuschke,

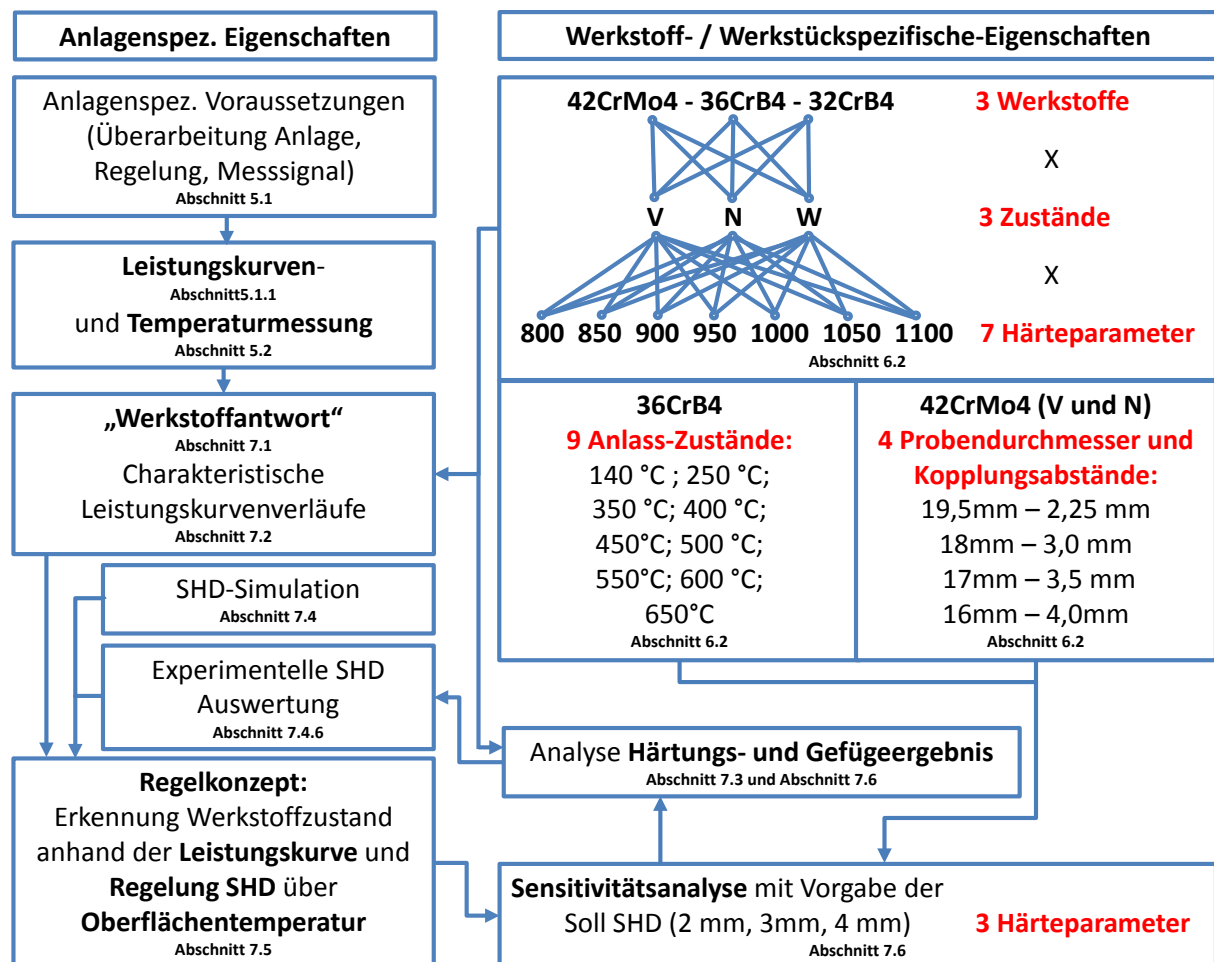
2007]. Allerdings lässt sich so keine Aussage über die genaue Temperaturverteilung im Probeninneren erreichen, die immerhin eine wesentliche Einflussgröße auf das Wärmebehandlungsergebnis darstellt. Hier soll über die gemessene Oberflächentemperatur anhand eines zu entwickelnden Simulations-Modells eine Vorstellung von der Temperaturverteilung im Probeninneren gewonnen werden. Über dieses Modell soll dann die Kohlenstoffdiffusion in Zeit- und Temperaturabhängigkeit ermittelt und so die Randhärte tiefe für die unterschiedlichen Gefügestände errechnet werden. Ein Vergleich von errechneten zu gemessenen Randhärte tiefen kann dabei Aufschluss über die Verwendbarkeit des Simulations-Modells geben.

Wie [Zinn, et al., 1988] [Benkowsky, 1990] [Peter, 2001] gezeigt haben, bewirkt die Änderung des Kopplungsabstandes eine Wirkungsgradveränderung des Prozesses. In einer Sensitivitätsanalyse soll der Einfluss des Kopplungsabstands durch Verringerung des Probenvolumens auf den Verlauf der Leistungskurve und das damit verbundene Härtungsergebnis überprüft werden. In einem weiteren Schritt soll der Vergütungszustand variiert werden und mögliche Änderungen im Verlauf der Leistungskurve untersucht werden. Diese Untersuchungen dienen ebenfalls zur Verifikation der Inline-Regelung

Insgesamt gilt es zu zeigen, dass der Ausgangs-Gefügestand anhand der Leistungskurve während des Prozesses identifiziert werden kann, wodurch eine vorherige zerstörende Überprüfung entfällt. Das dabei zu entwickelnde Regelkonzept sieht nicht einen Vergleich von vorher gemessenen Referenzkurven des Messsignals vor, bei der die Errechnung eines Korrekturfaktors für das zur Identifikation genutzte Messsignal und dessen Anpassung im Prozess angestrebt wird (so [Braisch, 1994]), sondern ergibt sich aus dem mathematisch erfassbaren Zusammenhang des Verlaufs der Leistungskurve und dem Ausgangs-Gefügestand. Die zu erreichende Härte tiefe kann aus hinterlegten Diagrammen für die Induktor-Anlagen-Werkstoff-Kombination abgelesen und die benötigte Oberflächentemperatur im Prozess angepasst werden, wodurch eine geringere Streuung in den SHD-Werten erreicht werden soll.

## 4 Vorgehensweise

Im Folgenden soll kurz die Vorgehensweise der durchgeführten Untersuchungen veranschaulicht werden. Die nachfolgende Darstellung (**Bild 15**) soll zugleich auch den Bezug zum Aufbau der Arbeit verdeutlichen und verweist auf die einzelnen Abschnitte.



**Bild 15:** Vorgehensweise in der vorliegenden Arbeit

Die Darstellung teilt sich auf in die anlagenspezifischen Eigenschaften im linken Diagrammbereich und die werkstoff- und werkstückspezifischen Eigenschaften im rechten Diagrammbereich. Diese Aufteilung wurde gewählt, da in der vorliegenden Arbeit einerseits die Leistungskurve als anlagenspezifisches Messsignal und andererseits die werkstoffspezifischen Eigenschaften in ihrer Einwirkung auf die Leistungskurve durch eine umfangreiche Parametervariation untersucht werden.

In **Abschnitt 5.1** wird der generelle Aufbau der Induktionsanlage sowie ihre mechanische und elektrische Überarbeitung vorgestellt. Es folgt die Beschreibung der

für die weiteren Untersuchungen verwendeten Messsignale Leistung (**Abschnitt 5.1.1**) und Temperatur (**Abschnitt 5.2**). Bei der Temperatur wird aufgrund der weiteren Verwertung des Signals sowohl für die Regelung als auch für die Simulation auf die Bestimmung des Emissionsgrades am Pyrometer genauer eingegangen.

Die Charakterisierung der verwendeten Werkstoffe schließt sich in **Abschnitt 6.1** an. Die Ergebnisse der Vorwärmebehandlung der Werkstoffe zur Erzielung vergleichbarer Ausgangsgefügezustände für die Induktionsversuche werden in **Abschnitt 6.2** mit beispielhaften Schliffaufnahmen und Härtemessungen vorgestellt.

Auf die im oberen rechten Diagrammabschnitt dargestellte Prüfmatrix, die den Untersuchungen zugrunde gelegt wird, sei kurz eingegangen. Untersucht werden die Vergütungsstähle **42CrMo4** (42), Stahlnummer 1.7225, **36CrB4** (36), Stahlnummer 1.7077, und **32CrB4** (32), Stahlnummer 1.7076, die in den folgenden Diagrammen nur mit den in Klammern gesetzten Zahlen abgekürzt werden. Diese Werkstoffe werden in der Vorwärmebehandlung in die drei Zustände vergütet (V), normalisiert (N) und weichgeglüht (W) überführt. Für die Charakterisierung und Herausarbeitung der „Werkstoffantwort“ in Form der Leistungskurve werden die hergestellten Werkstoffzustände mit den 7 Oberflächentemperaturen als Härteparameter von 800 °C bis 1100 °C induktiv randschichtgehärtet. Die Oberflächentemperaturen werden ebenfalls in den weiteren Diagrammen mit den Zahlenwerten ohne Einheiten angegeben. Je Parametervariation werden drei Proben gehärtet, um den Einfluss der Parametervariation und die Reproduzierbarkeit des Prozesses sicherzustellen; die jeweilige Probe ist in den Diagrammen ebenfalls als Ziffer aufgeführt.

Die Werkstoffantworten mit ihren Variationen, die sich aus den unterschiedlichen Gefügezuständen ergeben, werden in **Abschnitt 7.1** behandelt. Die sich daraus ableitenden charakteristischen Verläufe der Leistungskurve für die gefügespezifischen Einflussgrößen der Werkstoffzustände sind in **Abschnitt 7.2** dargestellt. In **Abschnitt 7.3** schließt sich die Darstellung der Härteverläufe und der dabei entstehenden Gefüge an, weiter wird der Zusammenhang zwischen erreichter Härtetiefe und Oberflächentemperatur diskutiert.

Um Anhaltswerte für die Temperaturverläufe über den Probenquerschnitt zu erhalten, wird die Simulation zur Hilfe genommen und aus den Temperaturverläufen die sich in Abhängigkeit von der Temperatur einstellende Kohlenstoffdiffusion im Probeninneren berechnet (**Abschnitt 7.4**). Über diese Berechnung kann die Austenitisierungstiefe und die sich damit ergebende Härtetiefe abgeschätzt werden. Diese wird mit den experimentell ermittelten Härtewerten des vorangegangenen Abschnitts verglichen, woraus der Zusammenhang zwischen erreichten Härtewerten und der Oberflächentemperatur für die Regelung erarbeitet werden kann (**Abschnitt 7.4.7**)

Das Regelungskonzept und dessen Implementierung an der Induktionsanlage wird in **Abschnitt 7.5** dargestellt.

In der Sensitivitätsanalyse wird der Einfluss des Vergütungszustands auf die Leistungskurve beispielhaft an einem Werkstoff über die Variation des Ausgangsgefüges durch die Anlasstemperatur in 9 Stufen von 140 °C bis 650 ° untersucht. Diese Proben werden mit der neu entwickelten Regelung auf die jeweilige vorgegebene Soll-SHD gehärtet, der im Prozess nach Erkennung des Werkstoffzustands eine Oberflächentemperatur zugeordnet wird, auf die die Probe dann erhitzt wird. Die Auswertung der Leistungskurvenverläufe sowie eine Darstellung der Ergebnisse erfolgt in **Abschnitt 7.6.1**.

Ein weiterer Einfluss auf den Leistungskurvenverlauf wird durch Variation des Kopplungsabstandes für den vergüteten und normalisierten Zustand untersucht. Dabei werden die Probendurchmesser variiert (**Abschnitt 7.6.2**). Diese Untersuchungen der Sensitivitätsanalyse dienen ebenfalls der Verifikation der Inline-Regelung.

Den Abschluss bilden die Zusammenfassung der Ergebnisse und der Ausblick (**Abschnitt 8**).

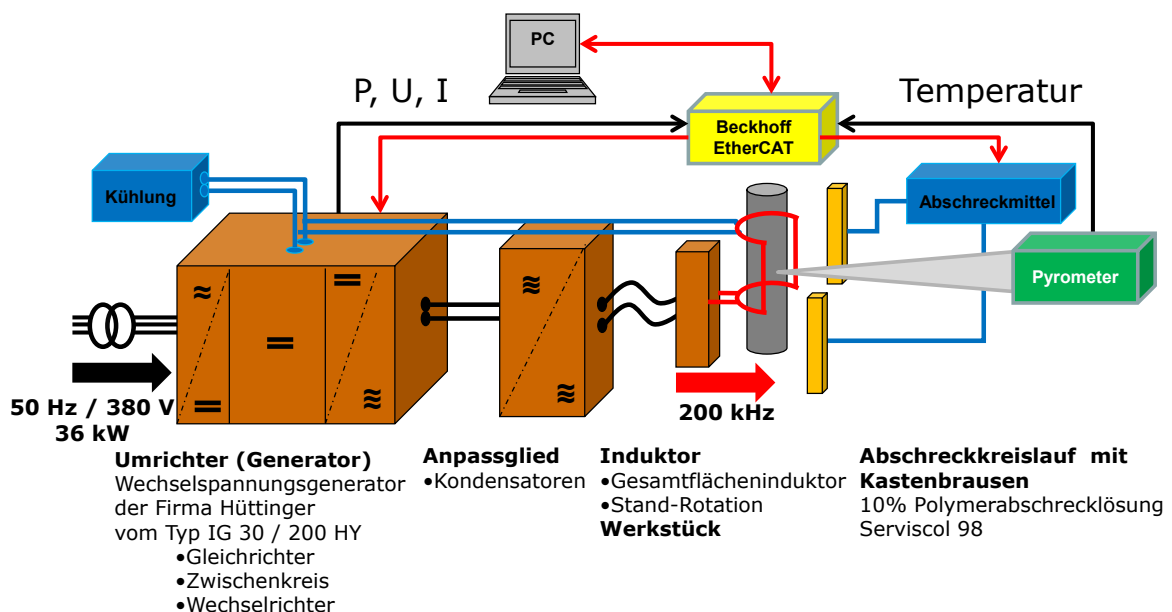


## 5 Prüfverfahren und Methoden

Im folgenden Kapitel wird die verwendete Induktionsanlage mit den dazugehörigen Messapparaturen vorgestellt, welche die Messgrößen liefern. Dabei hat die Temperaturmessung mit der Emissionsgradeinstellung eine große Bedeutung für die Regelung des Prozesses und die Simulation.

### 5.1 Aufbau der Induktionsanlage

Die Prinzip-Skizze der zur Verfügung stehenden Anlage ist in **Bild 16** dargestellt.



**Bild 16:** Prinzip Skizze der verwendeten Induktionsanlage

Beim Generator handelt es sich um einen Wechselspannungsgenerator der Firma *Hüttinger* vom Typ IG 30 / 200 HY, der als Röhrengenerator ausgeführt ist und im Parallelschwingkreis arbeitet. Er wird mit 50 Hz bei 380 V betrieben und besitzt eine Leistung von 36 kW. Weitere spezifische Werte des Generators sind **Tabelle 3** zu entnehmen.

**Tabelle 3:** Technische Daten des HF-Generators

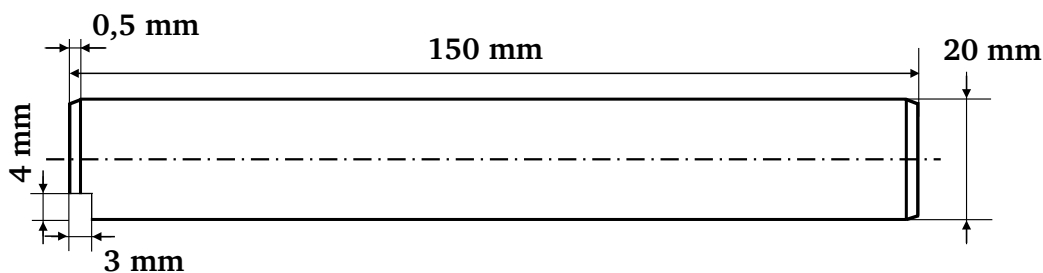
|                                |             |
|--------------------------------|-------------|
| HF-Klemmenleistung             | 36 kW       |
| Leistungsaufnahme aus dem Netz | 60 kVA      |
| Netzspannung                   | 380 V; 3/PE |
| Netzfrequenz                   | 50 Hz       |
| $\cos \varphi$                 | 0,9         |
| Absicherung                    | 100 A       |
| Arbeitsfrequenz                | 200 kHz     |
| Anodengleichspannung           | 9 kV        |

Die Anlage wird mit einem Gesamtflächeninduktor betrieben, der in Standrotation arbeitet. Über das Anpassglied wird der Schwingkreis, wie im Stand der Technik beschrieben, abgestimmt, so dass die Phasenverschiebung zwischen Strom und Spannung möglichst null ergibt. Die Erwärmung des Werkstücks erfolgt im Single-Shot-Verfahren, welches das Werkstück in „einem Schuss“ auf Austenitierungstemperatur erwärmt. Die Anlagenfrequenz beträgt konstant 200 kHz.

Über die Speicher-Programmierbare-Steuerung (SPS) der Firma *Beckhoff* werden die Messsignale (Strom (I), Spannung (U) und Leistung (P)) direkt am Generator abgegriffen, die Temperatur wird vom kalibrierten Pyrometer ausgelesen. Die abgegriffenen Messwerte entsprechen dabei Spannungswerten von 0 V bis 12 V, die sich bei den am Generator abgegriffenen Werten nicht als Absolutwerte von Strom (in Ampere), Spannung (in Volt) oder Leistung (in kilo-Watt) ausgeben lassen, sondern als Spannungswerte in der Angabe in % vorliegen. Eine Kalibrierung der Anlagenwerte gestaltet sich dagegen schwierig, da während des Prozesses durch den Schwingkreis Blindleistungsverluste auftreten, die nicht erfasst werden können. Da die Anlage aber auch bei Überlast betrieben werden kann, z. B. 120 %, wird mit der dimensionslosen Einheit der **arbitrary units (a.u.)** gearbeitet. Über die Steuerungssoftware *TwinCAT* der Firma Beckhoff, die auf dem Messrechner läuft, wird der Prozess des Heizens und Abschreckens geregelt

Zur Abschreckung wird eine industrielle Standard-Polymerlösung der Firma *Burgdorf* mit der Bezeichnung *Serviscol 98* verwendet, die im Abschreckbecken auf eine 10%ige Lösung mit Wasser verdünnt wird. Das Abschreckmedium wird in einer Gegenkühlanlage konstant auf 20°C gehalten, um eine gleichmäßige Abschreckwirkung während des Prozesses zu gewährleisten.

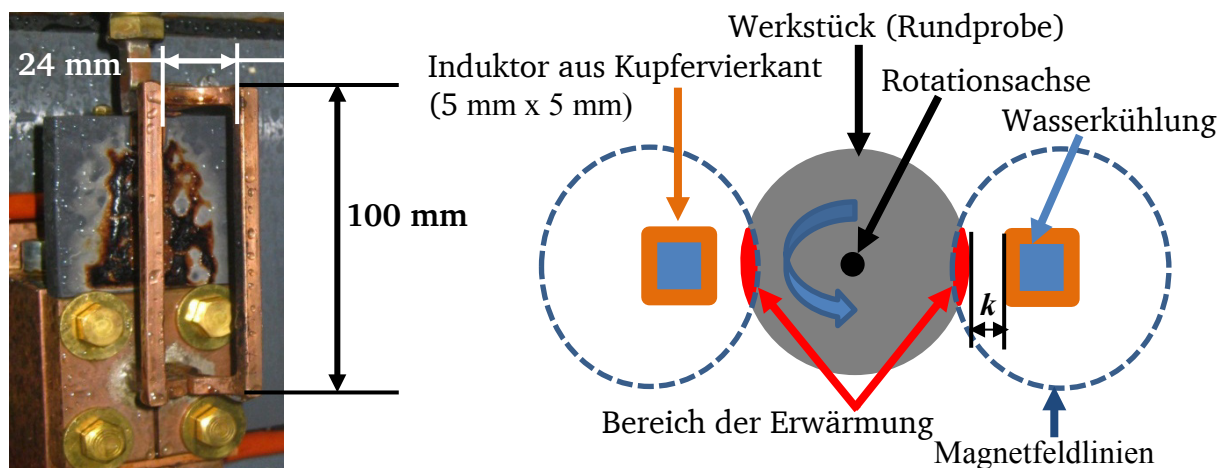
Die zylindrische Probengeometrie im Ausgangszustand vor der Vorwärmebehandlung ist in **Bild 17** dargestellt.



**Bild 17:** Probengeometrie

Sie ist 150 mm lang, hat einen Durchmesser von 20 mm und auf der einen Seite als Mitnehmer für die Rotation der Probe eine Nut. Die Achse der Probe wurde über zwei Zentrierbohrungen justiert.

Der verwendete Flächeninduktor für die oben dargestellte zylindrische Induktionsprobe ist in **Bild 18 links** abgebildet.

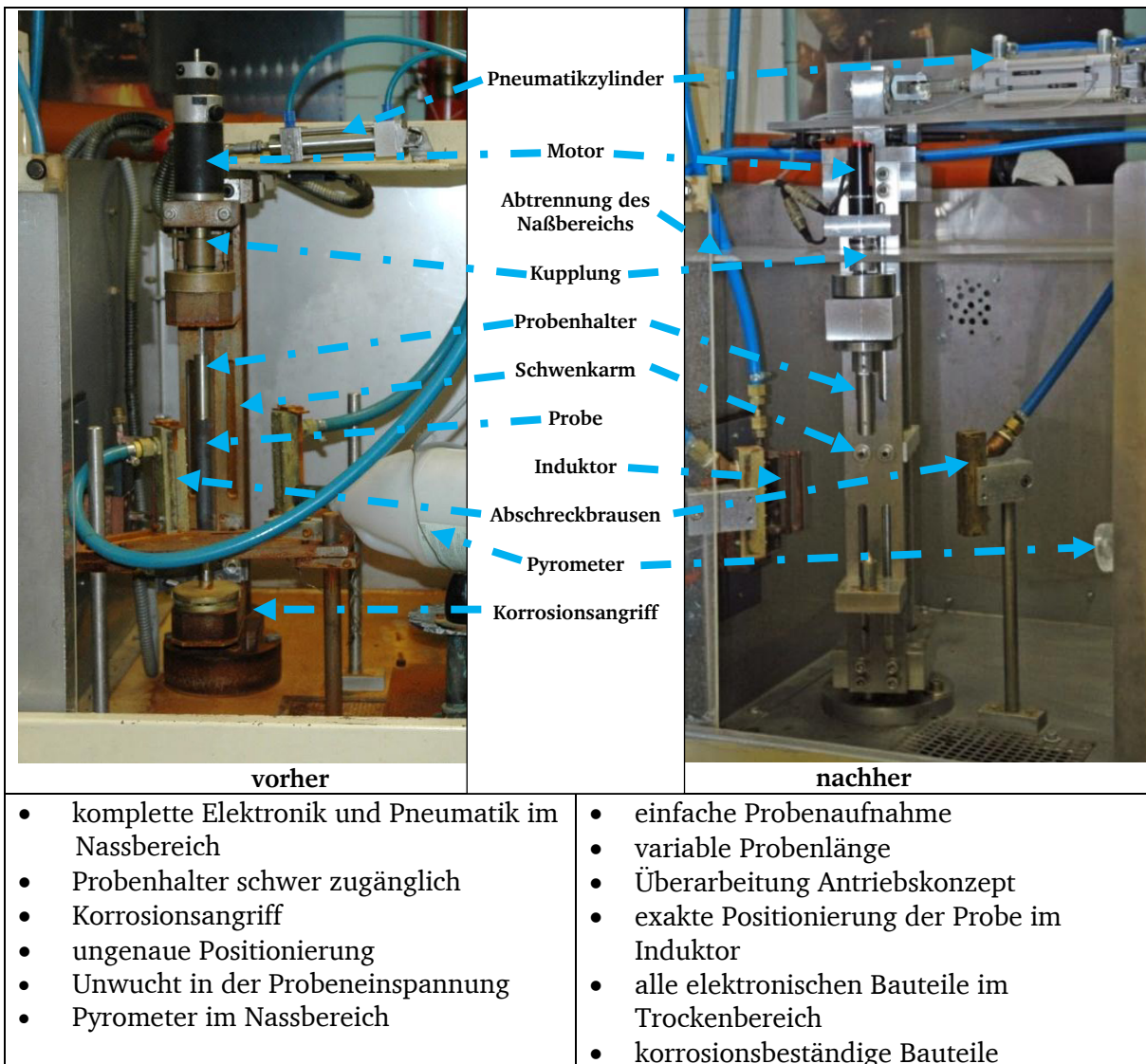


**Bild 18:** Induktorgeometrie (links) und beispielhafte Darstellung des sich ausbildenden Magnetfeldes im Querschnitt(rechts)

Er besitzt eine Länge von 100 mm und einen Innendurchmesser von 24 mm, so dass der Kopplungsabstand  $k$  (kürzester Abstand zwischen Probe und Induktor, vgl. **Bild 18 rechts**) auf jeder Seite der Probe 2 mm beträgt, wenn die Probe einen Durchmesser von 20 mm aufweist. Das Kupferprofil hat einen quadratischen Querschnitt von 5 mm x 5 mm und wird durch einen Wasserkreislauf innengekühlt. Das sich ausbildende Magnetfeld ist beispielhaft für den Probenquerschnitt dargestellt. Damit es zu einer gleichmäßigen Erwärmung (roter Bereich) der Oberfläche kommt wird die Probe mit 600 Umdrehungen in der Minute rotiert.

In Vorversuchen zu dieser Arbeit hatte sich gezeigt, dass es für einen reproduzierbaren Prozess, aber auch für eine belastbare Auswertung der Messdaten sinnvoll erschien, die vorhandene Induktionsanlage einer umfassenden Überholung zu unterziehen. Diese beinhaltete einerseits die Neukonstruktion des gesamten mechanischen Probenaufnahmebereichs und andererseits die komplette Erneuerung der Steuerungs- bzw. Regelungselektronik einschließlich der Software (**Bild 19**).

Die im Probenaufnahmebereich vorhandene Mechanik hatte zum Projektstart nicht den Anforderungen einer reproduzierbaren Prozessführung mit einer steifen ausgelegten Probeneinspannung genügt. Dies machte sich zum einen durch eine Unwucht bei der Rotation der Induktionsprobe bemerkbar, was auf eine zu weich ausgelegte Einspannung der Proben zurückzuführen war, zum anderen durch Schwierigkeiten bei der Positionierung der Proben im Induktor. Durch Korrosionsangriff im Schwenkbereich war die Positionierung der Probe schwerfällig und nicht immer reproduzierbar.



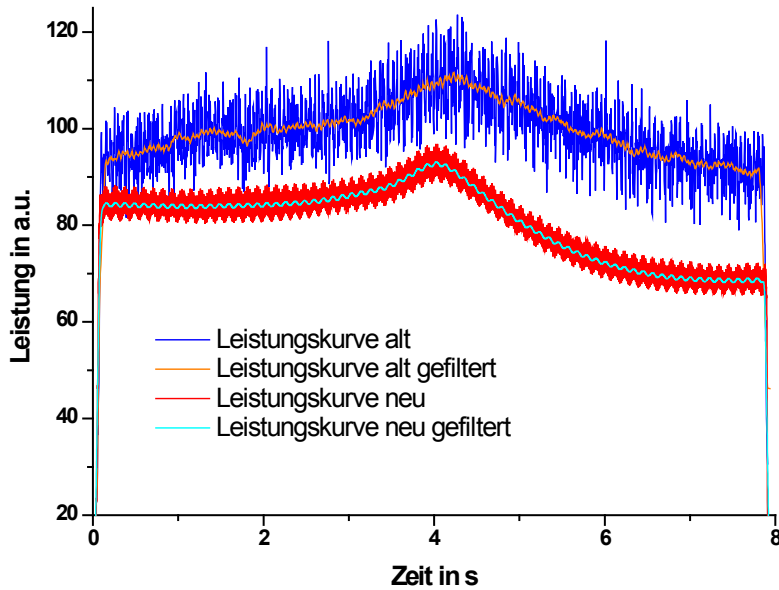
**Bild 19:** Probenhalter und Pneumatiksteuerung der Induktionshärteanlage vor (links) und nach der Umrüstung (rechts)

Ein neuer Probenhalter für eine einfachere Probenaufnahme wurde konstruiert, der folgende Anforderungen erfüllt:

- eine steifer ausgelegte Probenhalterung, um eine genauere Positionierung der Probe im Induktor zu ermöglichen und den Einfluss eines undefinierten Kopplungsabstandes von Induktor zu Probenoberfläche zu eliminieren,
- Korrosionsschutz durch die Verwendung von V4A-Stahl im Bereich des Schwenkarms für das Verfahren der Probe von der Härteposition in die Abschreckposition,
- Einsatz von Dämpfungselementen, um eine definierte Endposition zu gewährleisten und reproduzierbare Prozesszeiten zwischen Härte- und Abschreckposition zu erzielen.

Des Weiteren wurden alle elektrischen Komponenten aus dem Nassbereich der Induktionsanlage durch entsprechende Vorrichtungen in den Trockenbereich verlegt und alle Komponenten im Nassbereich aus nichtrostendem austenitischen Stahl der Güte „V4A“ (Werkstoffnummer 1.4571) gefertigt, was ein erneutes Korrodieren verhindert.

Darüber hinaus wurde eine komplett neue Steuerungs- und Regelungselektronik einschließlich einer entsprechenden Softwareoberfläche realisiert. Vor dem Umbau der Anlage war nur die Steuerung des Prozesses möglich, nicht jedoch eine Regelung. Im Vordergrund der Arbeiten stand die Forderung nach einer rauschärmeren und besser reproduzierbaren Signalqualität der elektrischen Messgrößen, da die zu Projektbeginn vorhandene Elektronik stark verrauschte Messergebnisse lieferte (blauer Verlauf **Bild 20**). Dafür wurde eine neue SPS-Steuerung der Firma *Beckhoff* an der Induktionsanlage eingebaut. Mit dieser wurde die analoge Steuerung durch eine digitale Programmierung der Anlage mit der Steuerungssoftware *TwinCAT* ersetzt, die es nun ermöglicht, die Messwerte über eine Ethernet-Verbindung Namens *EtherCAT* auszulesen. Vor allem die wesentlich höhere Abtastrate und das Abgreifen der analogen Signale mit geschirmten Kabeln direkt am Generator verringert die Signalstörungen erheblich (roter Verlauf **Bild 20**).



**Bild 20:** Beispielhafte Gegenüberstellung von altem zu neuem Messsignal der Leistungskurve

Das blau dargestellte Messsignal der alten Anlagenkonfiguration zeigt ein eher chaotisches Rauschen (oranger Verlauf). Das rot dargestellte Messsignal der überarbeiteten Anlagenkonfiguration hingegen weist eine immer wiederkehrende sinusförmige Schwingung auf, die sich mit Hilfe eines geeigneten Filters glätten lässt (hellblauer Verlauf). Die Schwingungen im Ausgangssignal der neuen Anlagenkonfiguration sind hierbei nicht abhängig vom Werkstoffzustand oder dem Kopplungsabstand, sondern hängen nur mit der Anlagenfrequenz und dem Wechselfeld zusammen und zeigen eine vergleichbare Verlaufscharakteristik, die von Minimum zu Maximum um 6 Einheiten auf der Leistungsskala schwankt (vgl. **Anhang B, Bild B-1** und **Bild B-2**).

Mit der neuen *Beckhoff*-SPS und dem *Ethercat*-System ist es möglich, in Echtzeit die Signale zu erfassen, die Messgrößen **während** des Prozesses zu analysieren und die so gewonnenen Daten für eine Regelung aufzuarbeiten. Darüber hinaus können entsprechende Filterfunktionen in die Steuerungs- und Regelungssoftware implementiert werden, die eine belastbare Aufnahme und Auswertung der Messgrößen gewährleisten.

Bei der Prozessprogrammierung der Anlage wurde darauf geachtet, dass ein mehrstufiges Aufheizen der Induktionsproben möglich ist. Die jetzige Konfiguration sieht fünf Einzelschritte für den Aufheizvorgang vor, wobei die Anzahl der Schritte beliebig durch die einfache Programmierung erweitert werden kann. Nach dem

Aufheizen erfolgt das Abschrecken. Eine Anlassbehandlung mit zwei Einzelschritten ist nach dem Abschreckvorgang ebenfalls als Möglichkeit vorgesehen. Die Anlagenregelung lässt es zu, in fünf unterschiedlichen Betriebsarten zu arbeiten:

- temperaturendwertgeregelt,
- temperaturgeregelt,
- zeitgesteuert,
- energiemengengesteuert,
- automatisch betreiben.

Die Anlage wurde bei den Induktionsversuchen zunächst für alle Messungen (Leistungskurve, Untersuchung auf Reproduzierbarkeit der Prozessparameter, Einfluss der chemischen Zusammensetzung, Werkstoffausgangszustände) temperaturendwertgeregelt betrieben. Dabei wurde der Anlage eine Temperatur vorgegeben, auf die sie die Probe an der Oberfläche erhitzte. Die Regelung erfolgte dabei über das Pyrometer.

Mit fortschreitenden Versuchen sollte es möglich werden, die Anlage im Automatikbetrieb zu betreiben und damit das Ziel einer Inline-Regelung des Induktionsprozesses zu erreichen. Das dafür benötigte Regelkriterium wird im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen erarbeitet (vgl. **Abschnitt 7.5**).

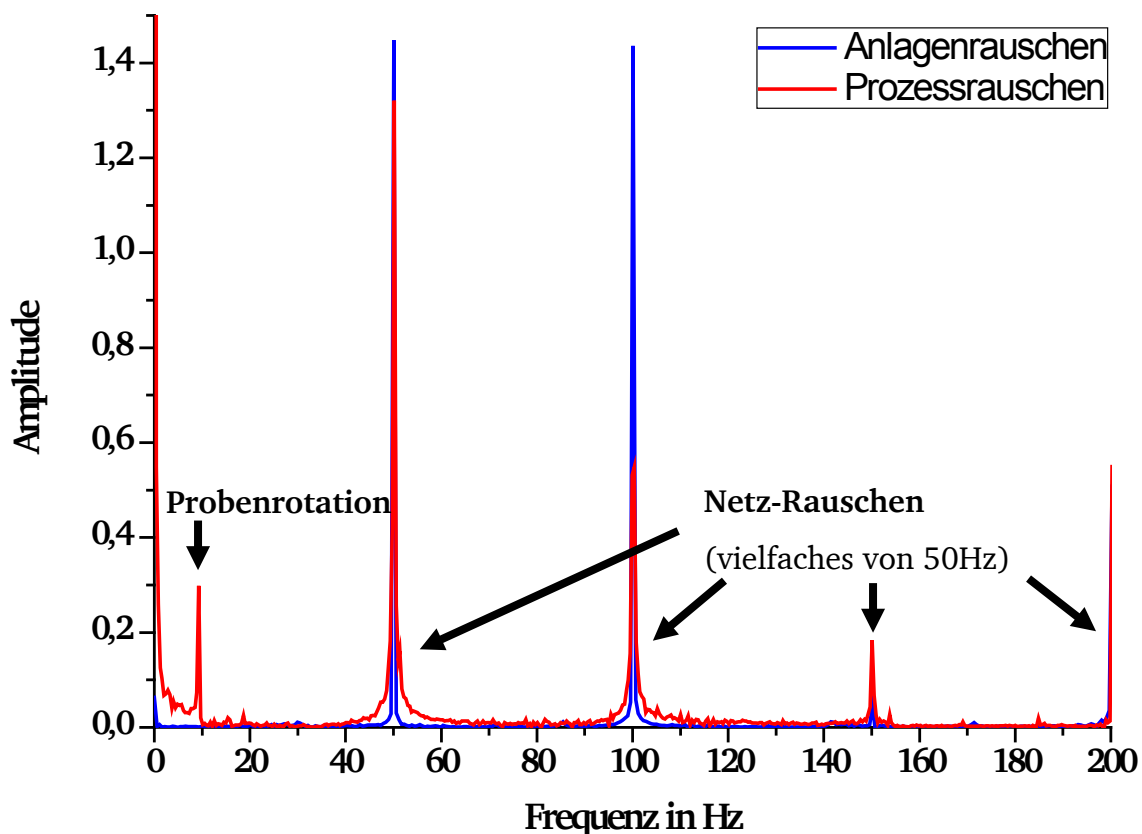
### 5.1.1 Messsignale des Induktionsprozesses

Am Generator der Induktionsanlage werden die analogen Signale *Strom (I)*, *Spannung (U)* und *Leistung (P)* abgegriffen, über das Pyrometer die *Oberflächentemperatur (T)*. Da aber auf den Signalen ein Rauschen liegt, müssen diese für die weitere Verarbeitung und Auswertung gefiltert werden. Eine Anforderung an die Filterung der Signale ergibt sich dabei aus folgenden Punkten:

- Das Signal soll möglichst dem reellen Verlauf entsprechen (geringe Totzeit).
- Eine Verfälschung des gefilterten Signals durch zu starkes Überschwingen soll vermieden werden.
- Die Filterung soll in die Regelung der Anlage implementierbar sein (einfache mathematische Operatoren und keine komplexen Filterfunktionen).
- Die Signalverarbeitung (Filterung) soll inline in Echtzeit erfolgen.

- Das gefilterte Signal soll für die Regelung weiter verwendbar sein.

Mittels *Fast-Fourier-Transformation* (FFT) wurden die Störfrequenzen aus dem das Messsignal der Leistung bestimmt. Dabei wurde das Anlagenrauschen im Stillstand (blaue) und das Prozessrauschen (rot) analysiert. Als Störfrequenzen konnte das Netz-Rauschen von 50Hz (und dessen Vielfaches) in beiden Verläufen ermittelt werden (**Bild 21**). Das Prozessrauschen weist darüber hinaus noch einen 10Hz-Peak auf, der auf die Probenrotation zurückzuführen ist.

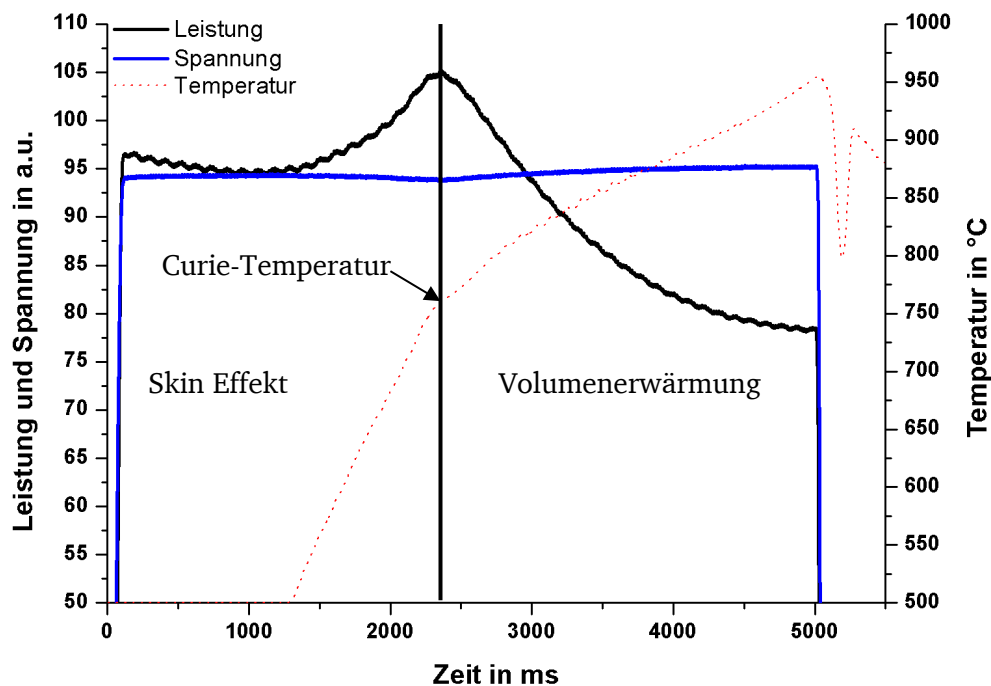


**Bild 21:** Frequenzband aus der FFT-Analyse von Anlagenrauschen und Prozessrauschen.

Der Versuch, das Signal mit einem Wiener-Filter unter Verwendung der aus der FFT ermittelten Störfrequenzen zu glätten, führte zu einer Verfälschung der Charakteristik im Kurvenverlauf. Das Signal wird am einfachsten durch den Medianfilter geglättet, der auch am besten die Charakteristik des Kurvenverlaufs beibehält. Der Vorteil dieses Filters für die Inline-Regelung mittels der Anlagenprogrammierung ist seine hohe Filtergeschwindigkeit und die Tatsache, dass auf komplexe Differentialgleichungen verzichtet werden kann, wie sie in anderen Filterfunktionen benötigt werden, die in der vorhandenen Regelungssoftware der Anlage nicht programmiert werden können. Der Medianfilter benötigt nur wenige einfache mathematische Operationen für das

Glätten der Leistungskurve und führt im Signal lediglich zu einer Zeitverschiebung um die halbe Mittelungsbreite. Da das Eingreifen in die Regelung aber erst zu einem viel späteren Zeitpunkt stattfindet, hat die Zeitverschiebung auf die Erkennung keinen Einfluss. Der Medianfilter glättet mit einer Schrittweite von hundert Messpunkten, was bei einer Abtastrate von 1 ms einem Intervall von 100 ms entspricht.

Für den Härtungsvorgang liefert die Anlage während des gesamten Prozesses eine konstante Spannung (**Bild 22**, blauer Verlauf). Variabel ist der Strom (nicht dargestellt), der sich ebenfalls in der Leistung (schwarzer Verlauf) über Gleichung (1) widerspiegelt. Der Verlauf der Temperatur ist rot punktiert dargestellt. Der starke Abfall und Anstieg im Verlauf der Temperaturkurve nach Erreichen der maximalen Temperatur von 950 °C bei ca. 5000 ms stammt aus der Schwenkbewegung der Probe von der Heizposition im Induktor in die Abschreckposition zwischen die Kastenbrausen, wobei die Probe kurzzeitig aus dem Messfeld des Pyrometers fährt.



**Bild 22:** Beispielhafte Darstellung der Messsignale von Leistung, Spannung und Temperatur

Der in der Probe induzierte Strom wird im Wesentlichen von der relativen magnetischen Permeabilität  $\mu_r$  und dem spezifischen elektrischen Widerstand  $\rho$  der Probe bestimmt, die temperaturabhängig sind. Durch die Änderung der **Stromeindringtiefe** während des Erwärmungsvorgangs der Probe ergibt sich eine Änderung des ohmschen Widerstands, die sich im Verlauf der Leistungskurve bemerkbar macht. Die Leistungskurve (Bild 22, schwarz) zeigt nach dem

Einschwingvorgang bei 200 ms nach einem geringen Abfall bis 1200 ms in ihrem Verlauf einen Anstieg bis zum Maximum der Kurve. Danach fällt der Verlauf wieder ab. Vor diesem Maximum, das der Curie-Temperatur entspricht, ist die Probe im Randbereich ferromagnetisch, so dass die Wärme hauptsächlich im äußersten Randbereich aufgrund des Skin-Effekt produziert wird. Das zeigt auch der Temperaturverlauf (rot punktiert) in diesem Bereich. Die Temperaturkurve beginnt erst bei 500 °C, da der Messbereich des Pyrometers nicht für niedrigere Werte ausgelegt ist, und steigt dann linear bis zum Erreichen der Curie-Temperatur (ca. 768 °C und einer Zeit von etwa 2300 ms) konstant an. Bei Erreichen der Curie-Temperatur ändern sich die magnetischen Eigenschaften der Probe im Randbereich; sie wird paramagnetisch. Dadurch kommt es zu einer Volumenerwärmung, was mit einem flacheren Anstieg der Temperaturkurve einhergeht. Die Änderung der Leistungskurve im Bereich der Curie-Temperatur ist auf die schlagartig ansteigende Änderung der stromdurchflossenen Querschnittsfläche der Probe zurückzuführen, wodurch der ohmsche Widerstand steigt und weniger Strom fließt, was zum Abfall der Leistungskurve nach Erreichen der Curie-Temperatur führt.

### Resümee:

*Durch die Überarbeitung der Induktionsanlage konnte vor allem das Messsignal der Leistungskurve zum einen durch eine weiter entwickelte Anlagentechnik, zum anderen durch ein geschickteres Abgreifen des Signals direkt am Generator dahingehend verbesserte werden, dass das Messsignal der Leistungskurve nicht mehr so stark verrauscht ist, wie vor dem Umbau der Anlage. Es weist nun eine immer wiederkehrende Schwingung im Signal auf, die auf die Probenrotation zurückzuführen ist. Ebenso konnte die Reproduzierbarkeit des Prozesses durch die Neukonzeptionierung des mechanischen Bereichs verbessert werden, wodurch eine präzise der Probenrotation sichergestellt wird.*

## 5.2 Emissionsgrad-Bestimmung für die Temperaturmessung

Eine exakte Einstellung des Emissionsgrades  $\varepsilon$  am Pyrometer im gewünschten Anwendungstemperaturbereich ist nicht nur für die Überprüfung der Härteergebnisse wichtig, der ermittelte Temperaturverlauf bildet auch die Grundlage der Simulation. Der Emissionsgrad  $\varepsilon$  ist definiert als das Verhältnis der emittierten Strahlung  $L_\lambda$  eines Körpers zur Strahlung des schwarzen Strahlers  $L_{\lambda_s}$ , und liegt damit im Wertebereich zwischen 0 und 1:

$$\varepsilon(\lambda, T) = \frac{L_\lambda}{L_{\lambda_s}} \quad (7)$$

Er ändert sich bei den meisten Körpern mit der *Temperatur*  $T$  und der *Wellenlänge*  $\lambda$  des verwendeten Messgerätes.

Dabei wird die von der Probe ausgehende Wärme-Strahlung durch die Oberflächenbeschaffenheit (Rauheit und Farbe) beeinflusst, die sich in Abhängigkeit von der Temperatur durch z. B Anlauffarben und Verzunderung durch Oxide (schwarze Eisenoxide FeO und Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, sowie schwarze Feststoffe Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) verändert. Der Emissionsgrad liegt für einen schwarzen Körper bei eins und nähert sich zu glänzenden Oberflächen hin dem Wert null an. Daher ist eine genaue Ermittlung des Emissionsgrades unerlässlich und bestimmt letztendlich die Güte des gesamten Prozesses.

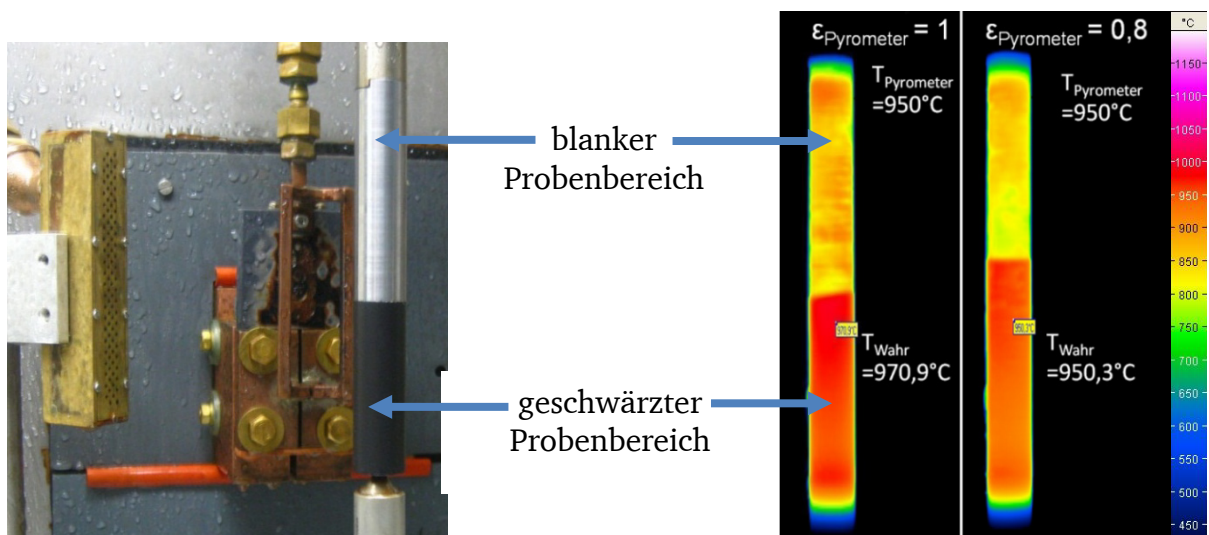
Für die Bestimmung des Emissionsgrades wird das Anlagenpyrometer vom Typ *Infratherm-IG 2* der Firma *Impac* verwendet, an dem der Emissionsgrad über einen Regler eingestellt wird, und für den Vergleich eine mobile Wärmebildkamera der Firma *Infratec* mit der Bezeichnung *VarioCAM<sup>®</sup> hr head* (siehe **Bild 23**).



**Bild 23:** Pyrometer *Infratherm-IG 2* mit einstellbarem Emissionsgrad (links) und Infrarot-Wärmebildkamera *VarioCAM<sup>®</sup> hr head* (rechts)

Die Wärmebildkamera nimmt die Temperaturverteilung der gesamten Werkstückoberfläche auf, so dass die Temperatur an einer vergleichbaren Position wie der Pyrometermessfleck bestimmt wird. Die wichtigsten technischen Daten der beiden Geräte sind im **Anhang B** in **Tabelle B-1** und **B-2** zusammengestellt.

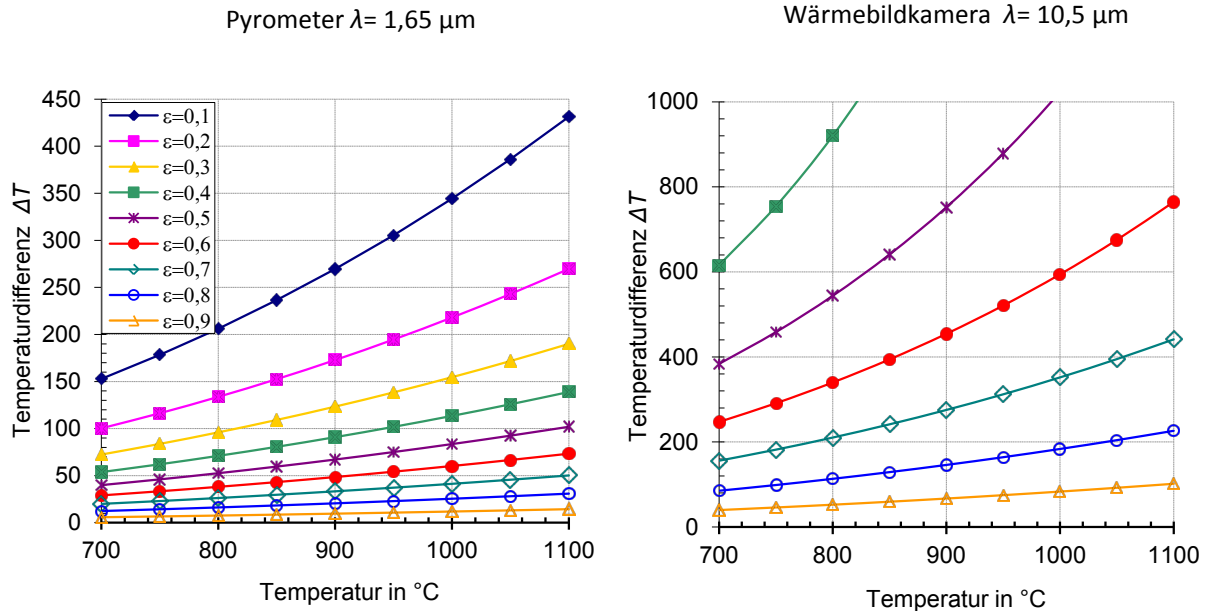
Zur Ermittlung des Emissionsgrades bei einer bestimmten Wellenlänge des Messgerätes sind zwei Parameter messtechnisch notwendig: die Temperatur der geschwärzten Probe  $T_s$  und die wahre Temperatur der blanken Probe  $T_{\text{wahr}}$ . Die in den Probenhalter eingespannte Induktionsprobe wird dafür partiell mit einem Speziallack der Firma *Kager* mit der Bezeichnung *Hie-Coat 840-M* geschwärzt. Der Lack ist nach Angaben des Herstellers hitzebeständig bis  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  und besitzt einen definierten Emissionsgrad von  $\varepsilon = 0,97$  (**Bild 24 links**).



**Bild 24:** Messprobe für die Emissionsgradbestimmung (links) und Wärmebildkameraaufnahmen der Wärmeverteilung an der Probenoberfläche bei verschiedenen Einstellungen des Emissionsgrades  $\varepsilon$  am Pyrometer (rechts).

Die wahre Temperatur wird nun im lackierten geschwärzten Bereich der Probe (mit dem bekannten Emissionsgrad) durch die kalibrierte Wärmebildkamera ermittelt. Hierzu erfolgt die Messung während eines Aufheizvorganges bis  $T = 950\text{ }^\circ\text{C}$  (gemessen am Anlagenpyrometer), auf der die Probe für 10 s gehalten wird, um in einem konstanten Bereich die Temperaturen von Wärmebildkamera und Pyrometer vergleichen zu können. **Bild 24 rechts** zeigt die Wärmebildkameraaufnahmen für unterschiedlich eingestellte Pyrometer-Emissionsgrade und die dabei auftretenden Abweichungen in der Temperatur  $T_{\text{wahr}}$ , die die Wärmebildkamera bei dem für den schwarzen Lack eingestellten Emissionsgrad misst. Bedingt durch die Induktorform erwärmen sich die Bereiche am Ende der Probe stärker.

Den oben beschriebenen Zusammenhang von Emissionsgrad  $\varepsilon$  und Temperaturdifferenz  $\Delta T$  in Abhängigkeit der Wellenlänge  $\lambda$  zeigen die in Bild 25 dargestellten Diagramme.

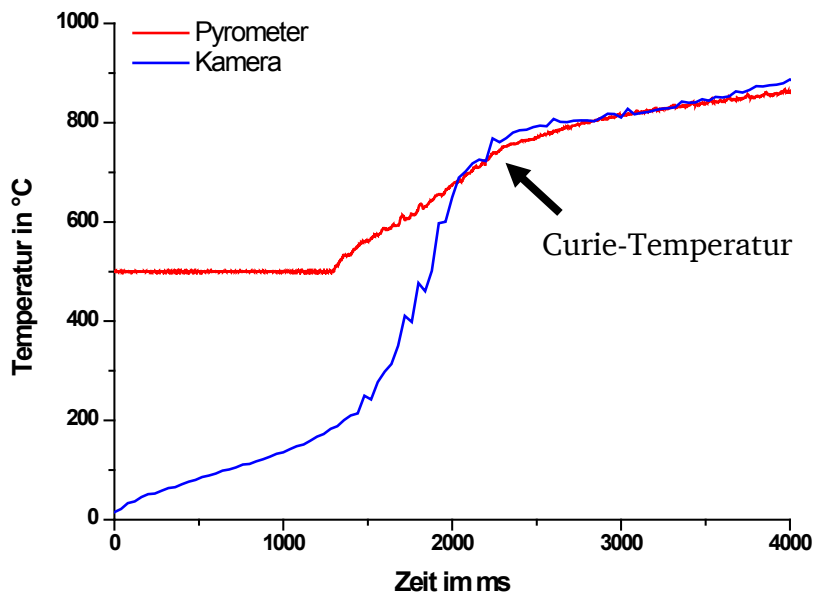


**Bild 25:** Temperaturunterschied  $\Delta T$  zwischen der wahren Temperatur  $T$  und der schwarzen Temperatur  $T_s$ , für die Wellenlänge des Pyrometers  $\lambda = 1,65 \mu\text{m}$  (links) und die Wellenlänge der Wärmebildkamera  $\lambda = 10,5 \mu\text{m}$  (rechts).

Der Einfluss eines nicht optimal eingestellten Emissionsgrades ist bei der verwendeten Wärmebildkamera im Bereich eines Emissionsgrades  $\varepsilon$  von z. B. 0,8 (blaue Linie, leere Kreise) größer als beim Pyrometer, das im niedrigeren Wellenlängenbereich misst. Die Abweichungen beim Pyrometer sind in dem für die Messung relevanten Temperaturbereich zwischen 900  $^{\circ}\text{C}$  und 1100  $^{\circ}\text{C}$  so gering, dass der Emissionsgrad für die Auswertung der Temperaturverläufe am Pyrometer auf einem konstant eingestellten Wert belassen werden kann, ohne dass dabei mit größeren Fehlern in den Messergebnissen zu rechnen ist. Mögliche Messungenauigkeiten sind also weniger auf einen nicht korrekt eingestellten Emissionsgrad zurückzuführen, sondern vielmehr bedingt durch einen sich ändernden Oberflächenzustand und den während der Erwärmung entstehenden Dampf. Am Pyrometer kann aufgrund dieser Tatsache im Mittel ein Emissionsgrad von  $\varepsilon_{\text{Pyrometer}} = 0,8$  eingestellt werden, ohne dass größere Abweichungen bei der Temperaturmessung im relevante Messbereich zwischen 900  $^{\circ}\text{C}$  und 1100  $^{\circ}\text{C}$  zu erwarten sind.

Ein Vergleich von gemessenem Temperaturverlaufs am Pyrometer (roter Verlauf) und der Wärmebildkamera (blauer Verlauf) ist wegen des langsamen Ansprechverhaltens

und der niedrigen Aufnahmesequenz von 25 Hz/s an der Wärmebildkamera nicht möglich (**Bild 26**).



**Bild 26:** Vergleich Temperaturverlauf Pyrometer und Wärmebildkamera während des Aufheizvorganges

Bei der Wärmebildkamera kommt es im Bereich von 0 °C bis 650 °C zu einer deutlichen Verzögerung im Messsignal, was auch auf den vom Hersteller erst ab 500 °C kalibrierten Messbereich zurückgeführt werden kann. Es zeigt sich, dass die Wärmebildkamera erst bei Temperaturen oberhalb der Curie-Temperatur ein mit dem verwendeten Pyrometer vergleichbares Signal aufweist. Die Überlegung, das Temperaturverhalten während der Erwärmung im Bereich von 0 °C bis 500 °C durch die Aufzeichnungen der Wärmebildkamera analysieren zu können, ist somit nicht durchführbar.

Resümee:

*Durch die Einstellung des Emissionsgrades am Pyrometer, welches für die Regelung des Induktionsprozesses verwendet wird, kann die damit gemessene Temperatur für die Auswertung herangezogen werden, ohne dass mit großen Abweichungen und Fehlern in der Temperaturmessung gerechnet werden muss. Die Wärmebildkamera hingegen kann für die Messung der Temperaturverläufe im Bereich von 0 °C bis 500 °C nicht herangezogen werden, da sie mit einer zu niedrigen Abtastrate arbeitet und so das Messsignal verfälscht ist.*

## 6 Werkstoffcharakterisierung

Beim induktiven Randschichthärten kommen hauptsächlich Vergütungsstähle zum Einsatz, da sie die gewünschten Härteprofile erreichen, und dabei noch recht kostengünstig in der Beschaffung sind. Zur Durchführung der Experimente wurden verwendet die Vergütungsstähle: **42CrMo4** (42), Stahlnummer 1.7225, **36CrB4** (36), Stahlnummer 1.7077, und **32CrB4** (32), Stahlnummer 1.7076, die sich in ihrem Kohlenstoffgehalt und ihren Hauptlegierungselementen unterscheiden, und damit die Versuchsreihen auf eine breitere Basis stellen. Die charakteristischen Werkstoffkennwerte werden anhand der chemischen Zusammensetzung, durch Stirnabschreck- und Dilatometerversuche, metallographische Gefügeuntersuchungen und Härtemessungen bestimmt.

### 6.1 Chemische Zusammensetzung und weitere Einflussgrößen

Die für das induktive Randschichthärten verwendeten Stähle sind untereutektoide Stähle, d. h. ihr Kohlenstoffgehalt ist kleiner als 0,8 %, und sie unterscheiden sich sowohl im Kohlenstoffgehalt als auch in der Art und Anzahl ihrer Hauptlegierungselemente. Mittels Funken-Emissions-Spektral(FES)–Analyse wurde die chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe in Massenanteilen in Prozent (%) bestimmt. Die gemessenen Werte sind dabei den Sollwerten (Werkstoffnummer) der Zusammensetzungen nach dem Stahlschlüssel (Version 2007) gegenübergestellt. Die aus 5 Einzelmessungen gemittelten Zahlenwerte für die untersuchten Probenwerkstoffe sind in **Tabelle 4** dargestellt. Die gemessenen Elementgehalte liegen innerhalb der jeweiligen spezifizierten Bereiche der Werkstoffe.

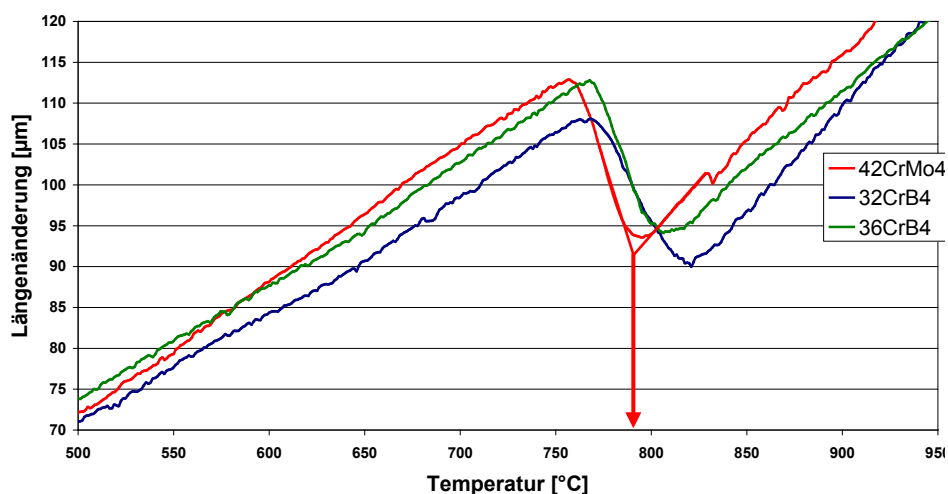
**Tabelle 4:** Chemische Zusammensetzung in %

| Element             | C             | Si           | Mn            | P               | S               | B                 | Cr            | Mo            | Cu           |
|---------------------|---------------|--------------|---------------|-----------------|-----------------|-------------------|---------------|---------------|--------------|
| <b>42CrMo4</b>      | <b>0,402</b>  | <b>0,207</b> | <b>0,671</b>  | <b>0,012</b>    | <b>0,026</b>    |                   | <b>1,06</b>   | <b>0,16</b>   | -            |
| Sollwerte<br>1.7225 | 0,38-<br>0,45 | ≤0,40        | 0,60-<br>0,90 | ≤0,035          | ≤0,035          | -                 | 0,90-<br>1,20 | 0,15-<br>0,30 | -            |
| <b>36CrB4</b>       | <b>0,355</b>  | <b>0,094</b> | <b>0,751</b>  | <b>&lt;0,01</b> | <b>&lt;0,01</b> | <b>0,0020</b>     | <b>1,06</b>   | <b>0,054</b>  | <b>0,111</b> |
| Sollwerte<br>1.7077 | 0,34-<br>0,38 | ≤0,30        | 0,70-<br>1,00 | ≤0,025          | ≤0,025          | 0,0008-<br>0,0050 | 0,90-<br>1,20 | -             | ≤0,25        |
| <b>32CrB4</b>       | <b>0,32</b>   | <b>0,234</b> | <b>0,885</b>  | <b>&lt;0,01</b> | <b>&lt;0,01</b> | <b>0,0020</b>     | <b>1,19</b>   | <b>0,024</b>  | <b>0,098</b> |
| Sollwerte<br>1.7076 | 0,30-<br>0,34 | ≤0,30        | 0,60-<br>0,90 | ≤0,025          | ≤0,025          | 0,0008-<br>0,0050 | 0,90-<br>1,20 |               | ≤0,25        |

Dilatometermessungen zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen

Durch die Änderung des Kristallgitters bei Erreichen der Umwandlungstemperatur  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  treten Volumenänderungen auf. Diese Änderungen lassen sich durch Dilatometer messen, welche die thermische Längendehnung mittels eines Wegaufnehmers ermitteln und für die Erstellung von ZTU- und ZTA-Schaubildern eingesetzt werden. Bei den vorliegenden Untersuchungen sollte hauptsächlich die Austenitisierungstemperatur  $A_{c3}$  der drei Werkstoffe bestimmt werden.

Die zylindrischen Proben mit einem Durchmesser von 3,8 mm und einer Länge von 10 mm wurden vor dem Versuch in Salzsäure unter Zugabe eines Inhibitors gereinigt. Während des Versuchs wurde die Versuchskammer mit Argon geflutet, um Reaktionen mit der Umgebung zu vermeiden. Die Temperatur-Längenänderungsverläufe der drei Stähle sind in **Bild 27** dargestellt. Das vorgegebene Temperaturprofil beginnt bei Raumtemperatur und steigt mit 5 °C/min auf 1040 °C.



**Bild 27:** Auswertung Dilatometerversuche, Probenabmessung: Durchmesser 3,8 mm, Länge 10 mm aus (Studienarbeit [Lieder, 2009])

Aus den Temperatur-Längenänderungsverläufen wird die  $A_{c3}$ -Temperatur der Stähle mit Hilfe der Schnittpunkte der Geraden bestimmt (beispielhaft am roten Kurvenverlauf gezeigt) und sind in **Tabelle 5** dargestellt.

**Tabelle 5:** Umwandlungstemperaturen aus Dilatometerversuchen

| Werkstoff | $A_{c3}$ -Temperatur |
|-----------|----------------------|
| 42CrMo4   | 787 °C               |
| 36CrB4    | 815 °C               |
| 32CrB4    | 822 °C               |

Ein Vergleich mit Literaturwerten ist leider nur beim Stahl 42CrMo4 möglich. Die im Versuch ermittelte  $A_{c3}$ -Temperatur von 787 °C liegt im Bereich der Wert, die auch in der Literatur genannt werden: zwischen 780 °C und 790 °C [DEW, 2011]. Die Austenitisierungstemperaturen können allerdings nur als Anhaltswerte herangezogen werden, da die induktive Randschichthärtung bei höheren Aufheizgeschwindigkeiten stattfindet und die  $A_{c3}$ -Temperatur sich in höhere Bereiche verschiebt. Die ermittelten  $A_{c3}$ -Temperaturen entsprechen dem aus dem Eisenkohlenstoffdiagramm (vgl. Anhang A, Bild A-6) bekannten Abfall der GOS-Linie mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

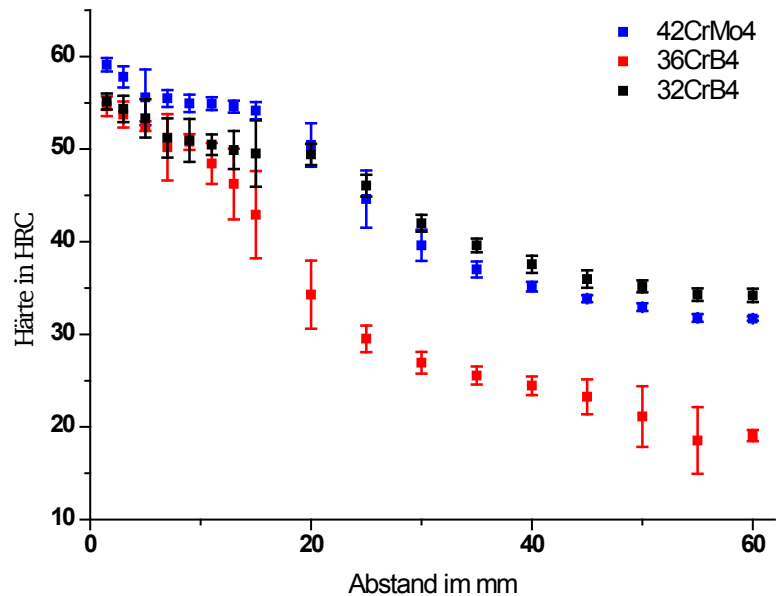
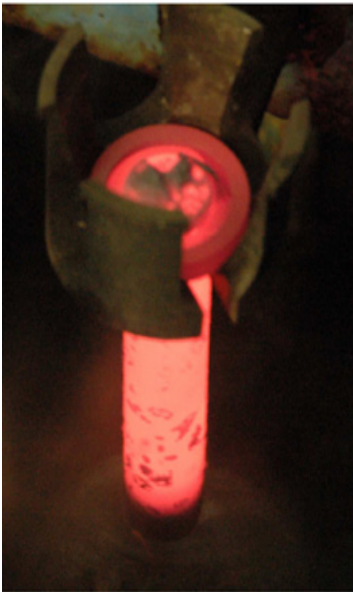
### Stirnabschreckversuch

Der Stirnabschreckversuch ist nach [DIN EN ISO 642: 1999] ein Verfahren zur Überprüfung der Ein- und Aufhärbarkeit eines Werkstoffs. Die Aufhärbarkeit beschreibt die maximal erreichbare Härte an bzw. in der Nähe der Oberfläche, die Einhärbarkeit gibt die größte erreichbare Einhärte an. Die verwendeten Proben haben eine zylindrische Form mit einem Durchmesser von 20 mm und einer Länge von 100 mm. Für den Versuch wurden die Proben auf Härtetemperatur von 860 °C gebracht und 30 bis 35 Minuten auf dieser Temperatur gehalten. Anschließend wurden sie in einer Vorrichtung mindestens zehn Minuten lang an der Stirnseite mit konstantem Wasserdruck abgeschreckt (**Bild 28 links**).

Nach dem Abkühlen wurden die Proben auf planparallelen Seiten in Längsrichtung um 0,4 mm - 0,5 mm angeschliffen. Auf diesen Flächen wurden in definierten Abständen Härtemessungen nach [DIN EN ISO 642: 1999] vorgenommen und daraus die Härtetiefenverläufe bestimmt (**Bild 28 rechts**). Für die hier dargestellten Verläufe wurden jeweils 6 Proben untersucht und aus diesen Messungen der Mittelwert gebildet.

Der Härtetiefenverlauf für den 42CrMo4 liegt im Vergleich zu Messungen nach [DIN EN 10083-3: 2007] im Bereich des oberen Streubandes. Für die anderen beiden Werkstoffe sind diese Streubänder aus Stirnabschreckversuchen nicht bekannt. Es ist jedoch auffällig, dass der 32CrB4 eine bessere Härte aufweist, als der 36CrB4, der sogar im Abstand von 20 mm über den Härtewerten des 42CrMo4 liegt. Hier wäre zu erwarten gewesen, dass der 32CrB4 durch seinen niedrigeren Kohlenstoffgehalt

eine etwas schlechtere Härte gegenüber dem 36CrB4 aufweist. Eine Verwechslung der Werkstoffe wurde durch die chemische Analyse ausgeschlossen. Eine Erklärung für die bessere Einhärtebarkeit des 32CrB4 gegenüber dem 36CrB4 kann mit den höchsten Gehalten der Legierungselemente von Chrom (Cr) und Silizium (Si) und Mangan (Mn) begründet werden (vgl. Tabelle 4), da vor allem diese Elemente die Einhärtebarkeit verbessern [Läpple, 2006] [Liedtke, 2007].



**Bild 28:** Jominy-Proben beim Abschrecken (links) und Härtetiefenverläufe der drei Werkstoffe (rechts).

## 6.2 Gefügestände nach der Vorwärmebehandlung

Bei der Firma *BUKO Ferrodur* wurden über Wärmebehandlung definierte Gefügestände aus dem vorhandenen Probenmaterial hergestellt, die für alle drei Werkstoffe folgende Anforderungen erfüllen sollten:

- vergütet: vergleichbare Martensitnadelgröße,
- normalisiert: Korngröße im Bereich  $G = 10$  identische Anforderung der Ferrit-Perlit Bereiche,
- weichgeglüht: kugelig eingeformte Karbide und Zementit.

Die Wärmebehandlungsparameter für das einzustellende vergütete, normalisierte und weichgeglühte Gefüge sind in **Tabelle 6** aufgelistet. Alle Behandlungen wurden in kohlenstoffneutraler Atmosphäre durchgeführt. Die Anlasstemperatur bei der Vergütung betrug  $450\text{ °C}$ . Sie befindet sich also im unteren Bereich der vierten Anlasstufe, in der schon größere Mengen an Zementit ausgeschieden werden.

Tabelle 6: Parameter der Vorwärmebehandlung bei *Buko Ferrodur*, aus [Lieder, 2009]

| Werkstoff | Vergüten                              |                                       | Normalglühen<br>(45 min.)<br>Luft-<br>abschreckung | Weichglühen<br>(Pendelglühen<br>für 24 h)<br>Luft-<br>abschreckung |
|-----------|---------------------------------------|---------------------------------------|--|--|
|           | Härten<br>(45 min.)<br>Ölabschreckung | Anlassen<br>(2 h)<br>Luftabschreckung |  |  |
| 42CrMo4   | 850 °C                                | 450 °C                                | 840 °C   | 700 °C-720 °C  |
| 36CrB4    | 850 °C                                | 450 °C                                | 840 °C   | 700 °C-720 °C  |
| 32CrB4    | 850 °C                                | 450 °C                                | 840 °C   | 700 °C-720 °C  |

Für die metallographische Untersuchung wurden am Längsschliffe erstellt. Die zu untersuchenden Proben wurden in einer Warmeinbettpresse für die metallographische Untersuchung eingebettet (*Durofast*, Firma *Struers*). Zur Untersuchung der Gefügeausbildungen wurden die Proben, im Anschluss an das Polieren in 3% alkoholischer Salpetersäure tauchgeätzt. Anhand des unter dem Mikroskop erkennbaren Gefüges wurde die Gefügeausbildung charakterisiert.

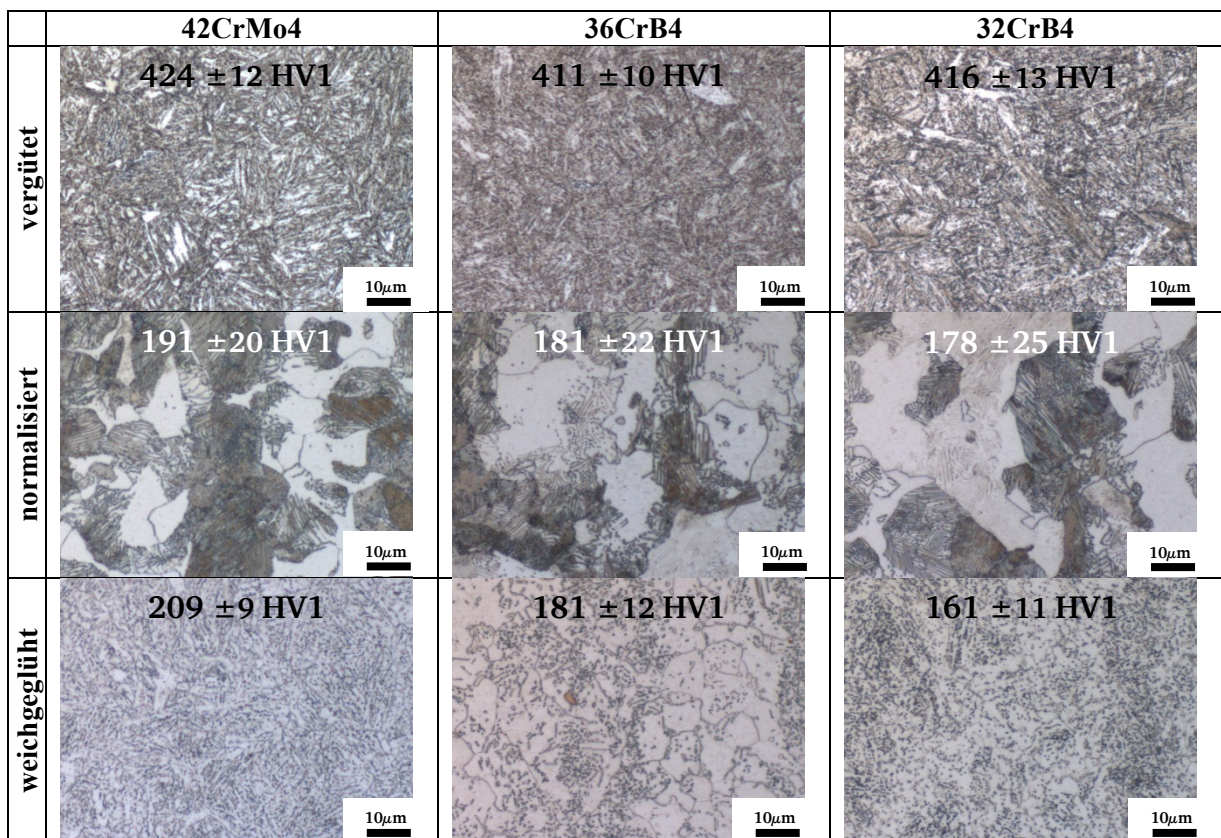


Bild 29: Beispielhafte Gefügaufnahmen der unterschiedlichen Ausgangsgefüge

Bild 29 zeigt beispielhaft die entstandenen Ausgangsgefügezustände im Längsschliff nach der Vorwärmebehandlung der einzelnen Werkstoffe und die dazugehörigen Härtewerte. Für die Messungen der Härte wurde eine Prüfkraft  $F$  von 9,807 N

gewählt, was einer Härte nach Vickers (HV) von HV1 entspricht. Die Härteergebnisse wurden als Mittelwert aus drei Härtemessungen gebildet.

Die Gefüge des vergüteten Zustands zeigen bei allen drei Werkstoffen gute Übereinstimmungen miteinander. Nach dem Normalglühen zeigen die verschiedenen Stähle Unterschiede aufgrund von Kohlenstoffseigerungen (Zeiligkeit) im Gefüge. Die Zeiligkeit nimmt vom 42CrMo4 über den 36CrB4 zum 32CrB4 ab. Dies kann auf den Herstellungsprozess beim Strangguss und dem anschließenden Walzen zurückzuführen sein, da die Probendurchmesser des Rohmaterials unterschiedliche Ausgangsdurchmesser besaßen. Alle drei normalisierten Werkstoffzustände weisen eine vergleichbare mittlere Korngrößenzahl von  $G = 10$  nach [DIN EN ISO 643: 2012] auf, was einer durchschnittlichen Korngröße von rund  $20 \mu\text{m}$  entspricht.

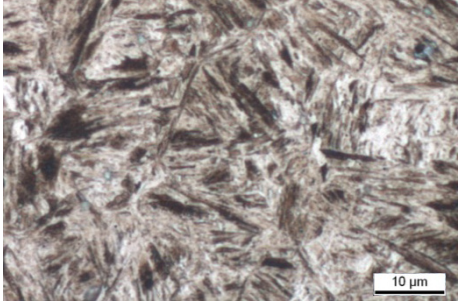
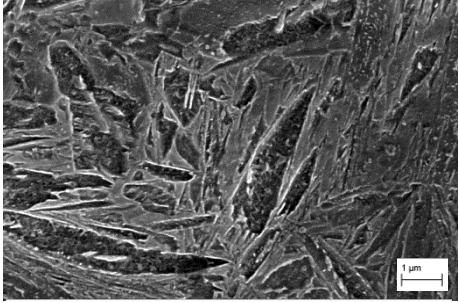
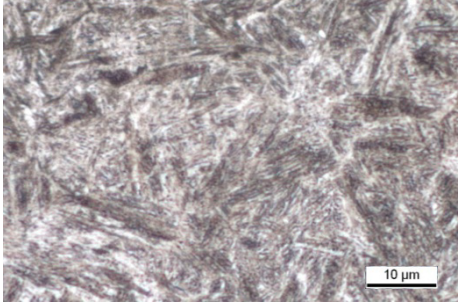
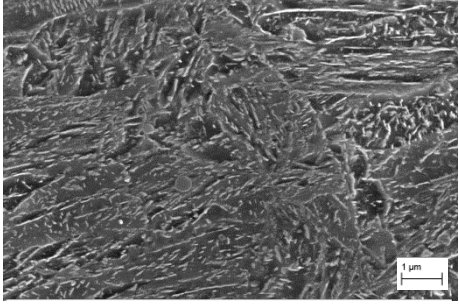
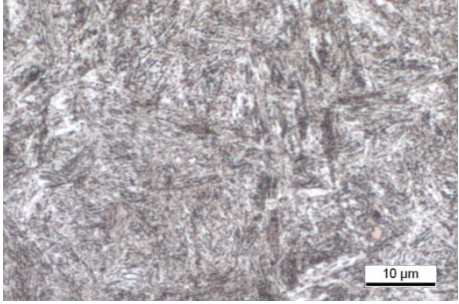
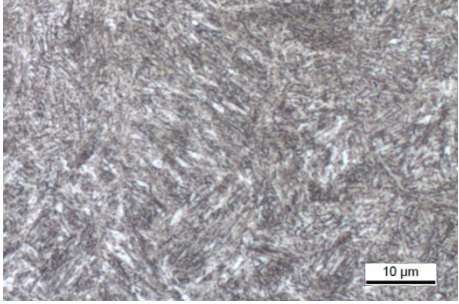
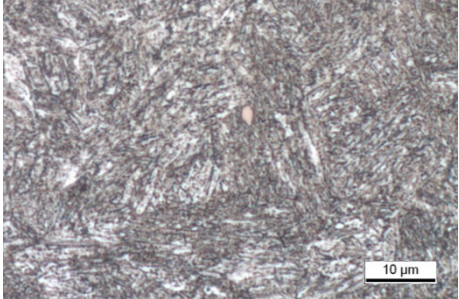
Das Weichglühen sollte das Einformen des Perlits zur Folge haben, was zum Teil nur unvollständig eintrat. Beim 42CrMo4 sind die Perlitlamellen noch zu erkennen. Beim 32CrB4 ist der Vorgang bereits weiter fortgeschritten und die lamellenartige Struktur des ehemals ferritisch - perlitischen Gefüges größtenteils aufgelöst. Der 36CrB4 zeigt das beste Ergebnis mit nahezu vollständig globular eingeformtem Zementit, jedoch sind Inhomogenitäten in der Verteilung erkennbar.

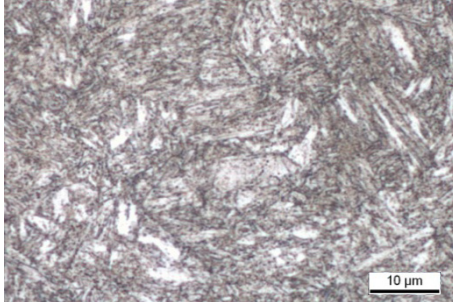
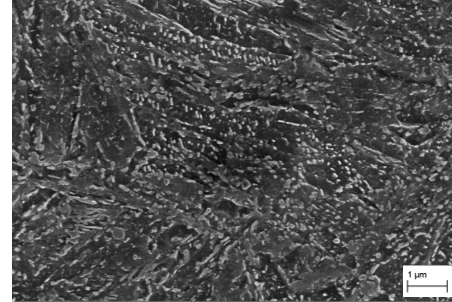
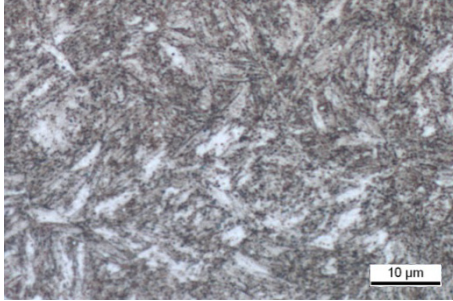

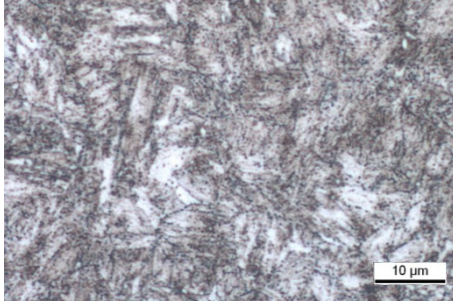
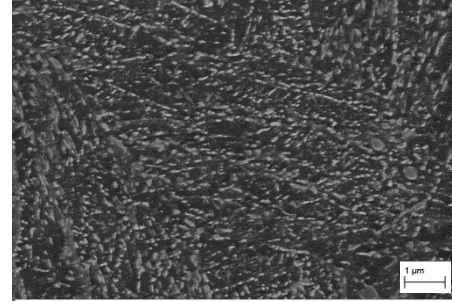
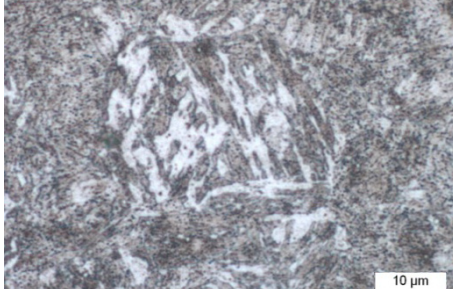

Alle vorgestellten Proben wurden nach der Gefügeeinstellung überdreht, um vergleichbare Oberflächenzustände vorliegen zu haben und somit mögliche Randeffekte, Inhomogenitäten und Randoxidation zu beseitigen.

Für die Versuche der Kopplungsabstandsvariation wurden ebenfalls die oben dargestellten Werkstoffzustände des 42CrMo4 verwendet und die Proben entsprechend auf die zu untersuchenden Durchmesser von 19,5 mm auf 18 mm, 17 mm und 16 mm verjüngt (vgl. Bild 15).

Für die Variation der Anlasszustände wurden die Proben des 36CrB4 erneut gehärtet und durch zweistündiges Anlassen in den gewünschten Vergütungszustand überführt. Die dabei entstandenen Vergütungsgefüge im Längsschliff sind in **Bild 30** beispielhaften REM-Aufnahmen von einzelnen Proben gegenübergestellt, um die Ausscheidungen zu verdeutlichen. Die Schliffe wurden mit 3 % Salzsäure für 15 s geätzt. Die Proben für die REM-Untersuchungen wurden mit einem leitfähigen

Einbettmittel eingebettet. Die Anlasstemperatur und die erreichten Härtewerte (Mittelwert aus 3 Messungen) sind in der linken Spalte angegeben.

|                               | LiMi-Aufnahme   | REM-Aufnahme  |
|-------------------------------|---|---|
| <p>140 °C<br/>584 ±18 HV1</p> |    |   |
| <p>250 °C<br/>529 ±8 HV1</p>  |   |  |
| <p>350 °C<br/>502 ±10 HV1</p> |  |   |
| <p>400 °C<br/>470 ±9 HV1</p>  |  |   |
| <p>450 °C<br/>422±9 HV1</p>   |  |   |

|                                |   |  |
|--------------------------------|---|--|
| <p>500 °C<br/>386 ± 10 HV1</p> |    |    |
| <p>550 °C<br/>328 ± 12 HV1</p> |    |    |
| <p>600 °C<br/>291 ± 13 HV1</p> |   |   |
| <p>650 °C<br/>253 ± 15 HV1</p> |  |  |

**Bild 30:** 36CrB4 Vergleich der Anlasszustände von Gefügen mit LiMi- und REM-Aufnahmen

Es zeigt sich, dass mit zunehmender Anlasstemperatur immer mehr Karbide bzw. Zementit ausgeschieden wird, was auch den REM-Bildern auf der rechten Seite der Abbildung zu entnehmen ist. Dort ist eine deutliche Zunahme der grau erscheinenden Punkte erkennbar, was mit einem gemessenen Härteabfall einhergeht (Bild 30, linke Spalte HV-Werte). Das Gefüge und die Härte bei 450 °C Anlasstemperatur zeigt ein zu Bild 29 vergleichbares Ergebnis. Die bei 140 °C noch groben Martensitnadeln scheinen sich mit steigender Anlasstemperatur immer feiner auszubilden, was durch den sich in die Karbide einlagernden Kohlenstoff zu erklären ist. Im Bereich von 350 °C bis 550 °C weisen die Gefügeausbildungen eine feinnadliger erscheinende Martensitausbildung

mit zunehmenden Anlasskarbiden zu 550 °C hin auf, die sich aber optisch nicht signifikant differenzieren lässt. Ab 600 °C weist das Gefüge schon ansatzweise ferritische Bereiche auf und der martensitische Charakter nimmt ab. Alle Anlassgefüge weisen nach der Vorwärmebehandlung sowohl im Schlibbild als auch in röntgenographischen Messungen keinen Restaustenit auf.

Resümee:

*Die verwendeten Werkstoffe von 42CrMo4, 36CrB4 und 32CrB4 erfüllen die Spezifikationen der chemischen Zusammensetzung. In ihrer Auf- und Einhärtbarkeit zeigen sich Unterschiede, die auf ihre Legierungsgehalte zurückzuführen sind. Durch die Vorwärmebehandlung konnten vergleichbare Ausgangs-Gefügestände für die drei Werkstoffe geschaffen werden, die in ihren Härtewerten ebenfalls vergleichbar sind. Die Gefügestände infolge der Variation der Anlasstemperaturen zeigen Unterschiede in in einer Zunahme der Ausscheidungen in Form von Karbiden bei steigender Anlasstemperatur und dadurch hervorgerufene ferritische Bereiche, was mit sinkenden Härtewerten einhergeht.*



## 7 Ergebnisse der Untersuchungen

### 7.1 Reproduzierbarkeit der Auswertegrößen

Im Folgenden werden die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen dargestellt.

In wiederholten Messungen wurden folgende Parameter variiert:

- der Werkstoff (42CrMo4, 36CrB4, 32CrB4),
- der Werkstoffzustand (vergütet, normalisiert, weichgeglüht),
- die Oberflächentemperatur des Induktionsprozesses (800 °C-1100 °C).

Die bei der Auswertung betrachteten Größen sind:

- der Verlauf der Leistungskurve,
- der Temperaturverlauf an der Oberfläche und der sich daraus ergebende
- Härtetiefenverlauf.

Die Ergebnisse werden zunächst für Werkstoffproben im vergüteten (V) Zustand vorgestellt, danach für den normalisierten (N) und weichgeglühten (W) Zustand. Bei diesen Untersuchungen wird am Generator die Spannung - wie bei allen Versuchen - konstant gehalten und der Prozess nur über die vorgegebene Oberflächentemperatur geregelt. Daraus ergibt sich für jede Probe eine eindeutige Erkennbarkeit in der folgenden Form z. B. 36-V-1000-3, was bedeutet, dass der 36CrB4 im vergüteten Zustand auf eine Oberflächentemperatur von 1000 °C als 3. Probe dieser Variation gehärtet wurde. Somit ist ein Vergleichen der Ergebnisse untereinander, vor allem bei der erreichten Randhärtetiefe in Abhängigkeit von der Oberflächentemperatur möglich. Eine Vorgabe von einer festen Energiemenge würde zu unterschiedlichen Oberflächentemperaturen bei den einzelnen Werkstoffzuständen führen, womit eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse untereinander nicht direkt möglich wäre.

#### Reproduzierbarkeit für den vergüteten Werkstoffzustand:

Die Proben des 32CrB4 im **vergüteten** Zustand zeigen beispielhaft bei 950 °C Oberflächentemperatur sehr gute Übereinstimmungen für Temperatur (gestrichelte Linien) und Leistungskurve (durchgezogene Linien) (**Bild 31**). Die Temperaturverläufe der drei Proben erreichen nahezu zeitgleich zum Zeitpunkt von ca. 5000 ms die geforderte Oberflächentemperatur von 950 °C. Die Leistungskurven

fallen nach dem Einschwingvorgang bei ca. 250 ms ab, bevor sie bei 1000 ms wieder bis zur Curie-Temperatur ansteigen.

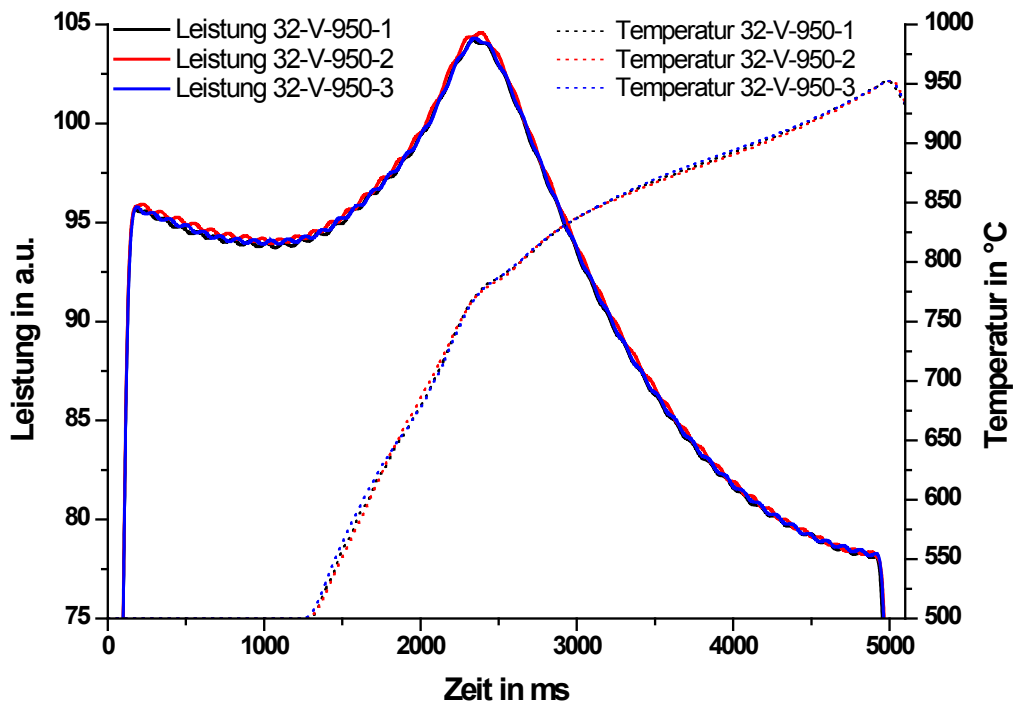


Bild 31: 32CrB4 Reproduzierbarkeit, vergütet (950 °C Oberflächentemperatur)

Eine genauere Betrachtung des Ausschnitts der Leistungskurve nach dem Einschwingvorgang ab 250 ms über einen Zeitraum von 1000 ms zeigt Bild 32.

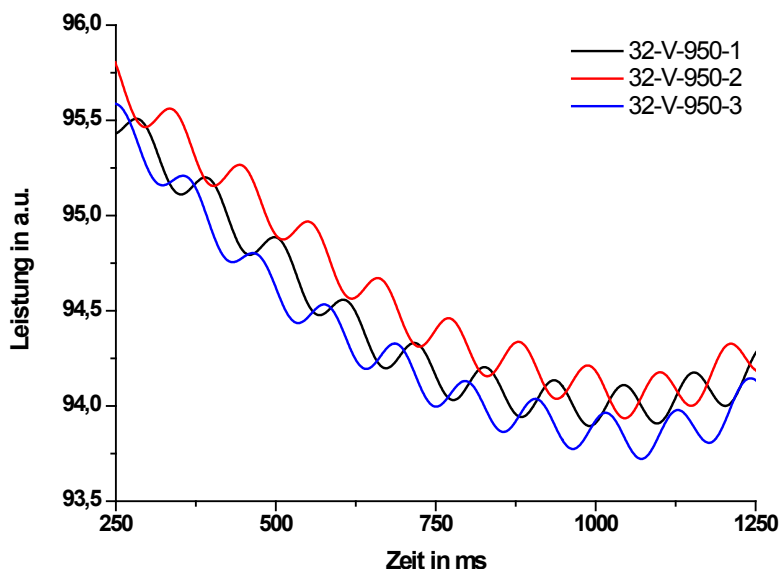


Bild 32: 32CrB4, Reproduzierbarkeit der Leistungskurve vergütet 950 °C

Die Messwerte im ausgewählten Bereich schwanken um 0,5 Leistungswerte. Die Leistungskurve insgesamt fällt beim vergüteten Zustand im Verlauf zwischen 250 ms und etwa 1000 ms ab, bevor sie bis zum Erreichen der Curie-Temperatur wieder ansteigt. Die Messergebnisse stellen sich jeweils als Sinuskurve dar, was durch die

Probenrotation von 10 Hz bedingt ist. Die Schwankung innerhalb einer Probenumdrehung liegt ebenfalls bei 0,5 Leistungswerten. Das Rauschen vor der Filterung des Signals lag jedoch im Bereich von  $\pm 3$  Leistungswerten (von Maximum zu Minimum also 6 Leistungswerten, vgl. **Abschnitt 5.1**). Dass sich bei den Verläufen für die drei Proben keine völlige Deckungsgleichheit ergibt, kann auf mögliche Gefügeinhomogenitäten, minimale Probendurchmesserschwankungen sowie anlagenspezifische Schwankungen zurückzuführen sein. Da die Leistungskurve nur als Erkennungsmerkmal für den Werkstoffzustand herangezogen und nicht - wie im Patent von Braisch beschrieben [Braisch, 1994] - eine Abweichung im Verlauf während der Regelung ausgeglichen werden soll, ist eine absolute Deckungsgleichheit auch nicht erforderlich.

**Tabelle 7** enthält beispielhaft die Berechnung der Flächeninhalte unter der Leistungskurve bis zum Erreichen der Curie-Temperatur ( $T_c$ ) für den vergüteten Zustand des 42CrMo4. Der Zeitbereich, in dem die Curie-Temperatur erreicht wird, ist in der letzten Zeile angegeben.

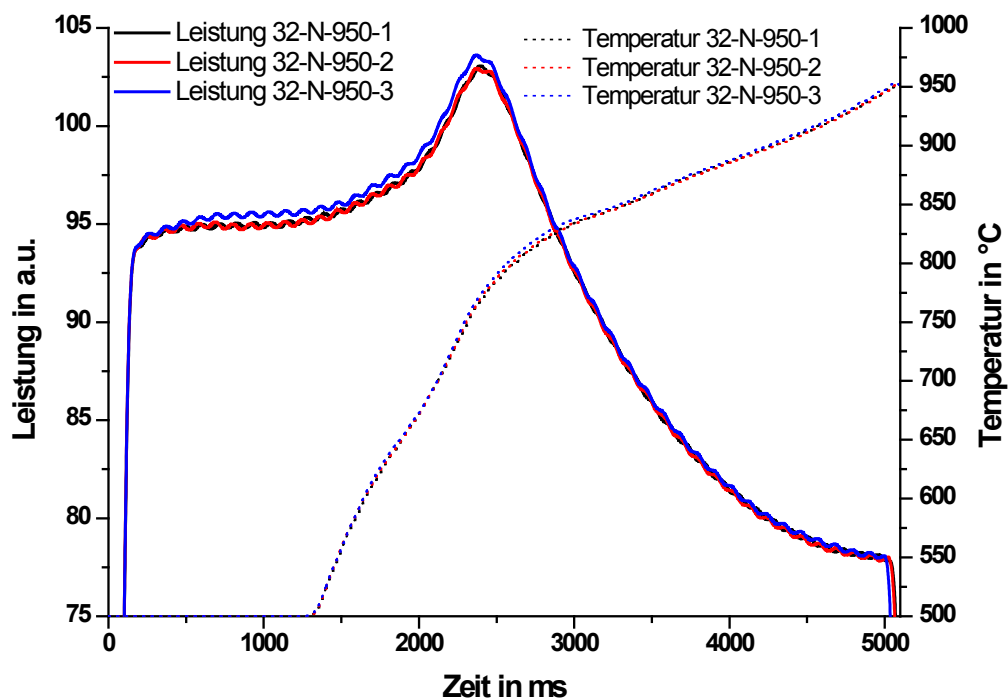
**Tabelle 7:** 42CrMo4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den vergüteten Zustand

| Probe                | 42-V-900      | 42-V-950      | 42-V-1000     |
|----------------------|---------------|---------------|---------------|
| 1                    | 222664        | 228945        | 225168        |
| 2                    | 224617        | 229096        | 225663        |
| 3                    | 224096        | 229711        | 224353        |
| <b>Mittelwert</b>    | <b>223423</b> | <b>229251</b> | <b>225061</b> |
| Standardabweichung   | 1011          | 405           | 662           |
| Zeit in ms bis $T_c$ | 2327-2350     | 2311-2357     | 3230-2351     |

Die Fläche unter der Leistungskurve ist dabei äquivalent der Energiemenge, die dem Prozess zugeführt wird. Bei **einem** herausgegriffenen Versuchsparameter (hier 950 °C Oberflächentemperatur) zeigt sich, dass die Zeit bis zum Erreichen der Curie-Temperatur etwa um 30 ms schwankt. Dies kann auf die Sinusschwingung zurückgeführt werden, die auf dem Signal liegt, wodurch je nach Amplitudenposition das Maximum leicht verschoben vorliegt. Die Flächeninhalte liegen dabei in einem engen Streuband mit einer Abweichung kleiner 0,5%. Damit ist eine hohe Reproduzierbarkeit der Prozessführung gewährleistet.

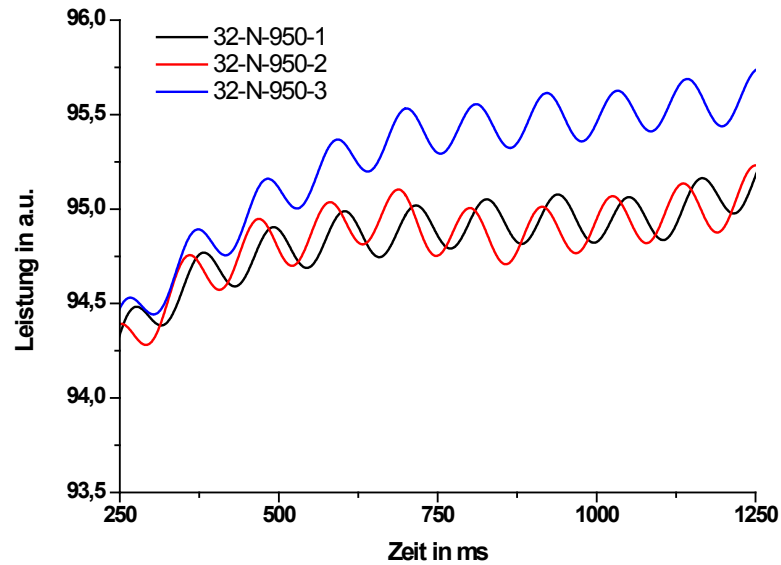
Reproduzierbarkeit für normalisierten und weichgeglühten Werkstoffzustand:

In **Bild 33** sind die Verläufe von Temperatur und Leistung für die Proben des 32CrB4 im **normalisierten** Zustand beispielhaft für eine Oberflächentemperatur von 950 °C dargestellt. Die Leistungskurve steigt hier nach dem Einschwingvorgang bis zum Erreichen der Curie-Temperatur an. Der blaue Kurvenverlauf nach dem Einschwingvorgang bis zum Erreichen der Curie-Temperatur weicht leicht von den beiden anderen Kurvenverläufen ab, was auf die Gefügeinhomogenitäten in der Kohlenstoffverteilung (Seigerungen) des normalisierten Gefüges zurückzuführen ist, wodurch eine geringfügig veränderte Einkopplung der Leistung in jeder Probe resultiert. Die Abweichungen in der Leistungskurve haben aber offensichtlich keinen Einfluss auf das Erreichen der Oberflächentemperatur von 950 °C. Diese wird bei allen drei Proben in einem engen Zeitfenster bei ca. 5100 ms erreicht.



**Bild 33:** 32CrB4 Reproduzierbarkeit, normalisiert (950 °C Oberflächentemperatur)

Betrachtet man die Leistungskurve in einem Ausschnitt vergleichbar zu Bild 32, so zeigt sich in den Verläufen wiederum eine gewisse Streuung (**Bild 34**).



**Bild 34:** 32CrB4, Reproduzierbarkeit der Leistungskurve normalisiert 950°C

Der blaue Kurvenverlauf liegt im Messbereich gegenüber dem roten und schwarzen um etwa einen Leistungswert nach oben verschoben vor. Diese Verschiebung dürfte auf die nicht gleichmäßige Einkopplung des Magnetfeldes in der Induktionsprobe infolge der inhomogenen Kohlenstoffverteilung in den ferritischen und perlitischen Bereichen zurückzuführen sein.

Die Leistungskurve des normalisierten Zustands unterscheidet sich in diesem Ausschnitt deutlich von der des vergüteten Zustands. Sie steigt nach dem Einschwingvorgang kontinuierlich bis zum Erreichen der Curie-Temperatur an.

**Tabelle 8** enthält beispielhaft die Berechnung der Flächeninhalte unter der Leistungskurve bis zum Erreichen der Curie-Temperatur ( $T_c$ ) für den normalisierten Zustand des 32CrB4.

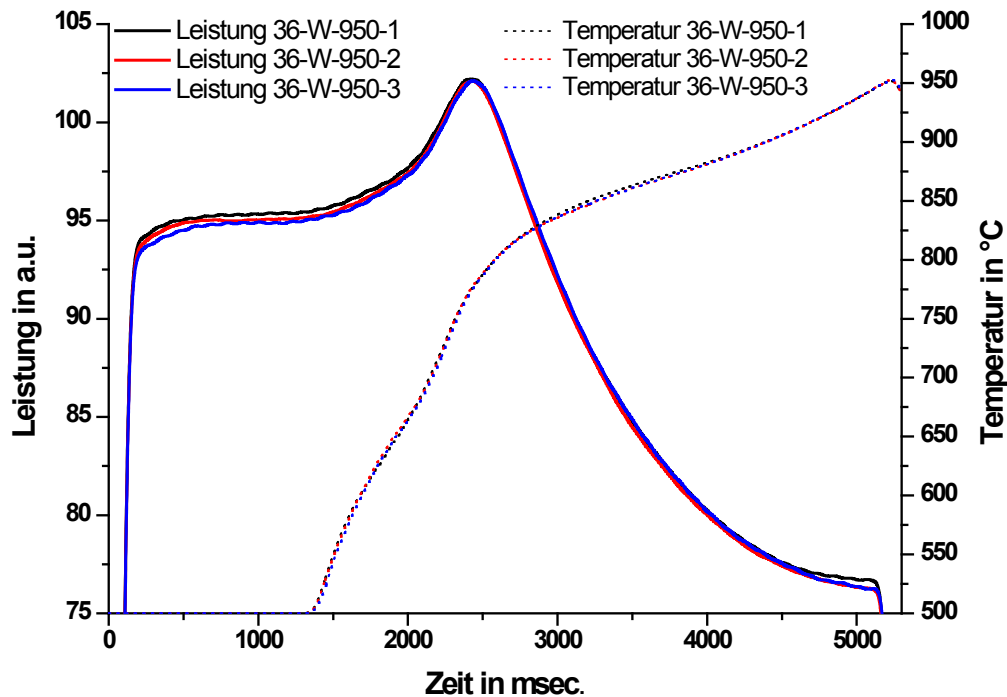
**Tabelle 8:** 32CrB4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den normalisierten Zustand

| Probe                | 32-N-900      | 32-N-950      | 32-N-1000     |
|----------------------|---------------|---------------|---------------|
| 1                    | 229237        | 221968        | 223726        |
| 2                    | 224557        | 221153        | 223854        |
| 3                    | 226689        | 223795        | 225355        |
| <b>Mittelwert</b>    | <b>226828</b> | <b>222305</b> | <b>224311</b> |
| Standardabweichung   | 2343          | 1353          | 906           |
| Zeit in ms bis $T_c$ | 2399-2443     | 2371-2399     | 2388-2412     |

Auch hier schwankt die Zeit bis zum Erreichen der Curie-Temperatur um bis zu 40 ms. Die Flächeninhalte liegen dabei in einem engen Streuband mit einer Abweichung kleiner 1%. Obwohl die Kurven in ihren Verläufen geringe Unterschiede aufweisen ist

also auch für den normalisierten Zustand mit seinem inhomogeneren Gefüge eine hohe Reproduzierbarkeit der Prozessführung gewährleistet,.

Für den **weichgeglühten** Zustand des 36CrB4, bei dem sich im Gefüge die Zeiligkeit des Kohlenstoffs am stärksten ausgeprägt abzeichnet, verlaufen die Leistungskurven bereits im Anfangsbereich vor der Curie-Temperatur mit leichten Abweichungen (**Bild 35**).



**Bild 35:** 36CrB4, Reproduzierbarkeit, weichgeglüht (950 °C Oberflächentemperatur)

Die Oberflächentemperatur wird aber trotz des inhomogenen Zustandes bei gleicher Zeit um 5200 ms erreicht. Der weichgeglühte Zustand benötigt damit insgesamt am längsten, um die Oberflächentemperatur zu erreichen. Die Kurve für den weichgeglühten Zustand steigt im Auswertungsbereich ebenfalls an und weist eine ähnliche Verlaufsscharakteristik wie der normalisierte Zustand auf. Dies kann auf die ferritsche Grundmatrix mit den kugelig eingeformten Karbiden zurückzuführen zu sein, was einen vergleichbaren Zustand zum Perlit im normalisierten Gefüge darstellt.

**Tabelle 9** enthält beispielhaft die Berechnung der Flächeninhalte unter der Leistungskurve bis zum Erreichen der Curie-Temperatur ( $T_c$ ) für den weichgeglühten Zustand des 36CrB4.

**Tabelle 9:** 36CrB4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den weichgeglühten Zustand

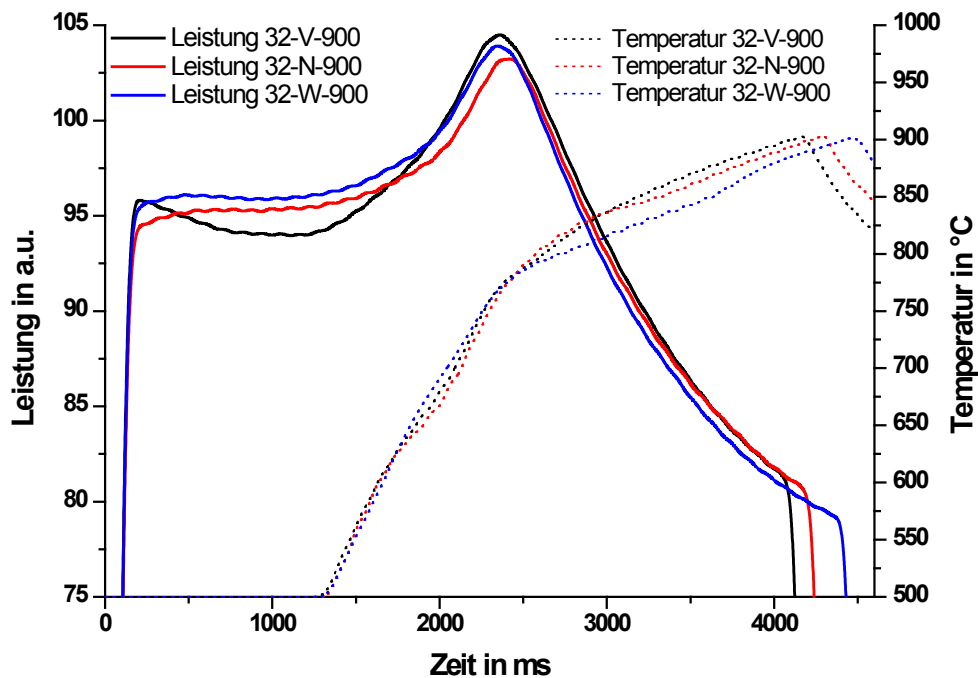
| Probe              | 36-W-900      | 36-N-950      | 36-W-1000     |
|--------------------|---------------|---------------|---------------|
| 1                  | 228446        | 226530        | 225358        |
| 2                  | 226825        | 226901        | 226813        |
| 3                  | 224204        | 226742        | 226590        |
| <b>Mittelwert</b>  | <b>226492</b> | <b>226714</b> | <b>226245</b> |
| Standardabweichung | 2140          | 185           | 784           |
| Zeit in ms bis Tc  | 2394-2455     | 2426-2435     | 2429-2441     |

Auch hier schwankt die Zeit bis zum Erreichen der Curie-Temperatur etwa um bis zu 60 ms. Die Streuung der Flächeninhalte liegt auch hier unter 1%.

Insgesamt ergibt sich, dass für alle Werkstoffzustände eine hohe Reproduzierbarkeit im Verlauf der Leistungskurve und der Temperaturkurve erreicht wird. Aufgrund dieser hohen Reproduzierbarkeit wird im Folgenden jeweils nur ein Kurvenverlauf je Probenvariation dargestellt.

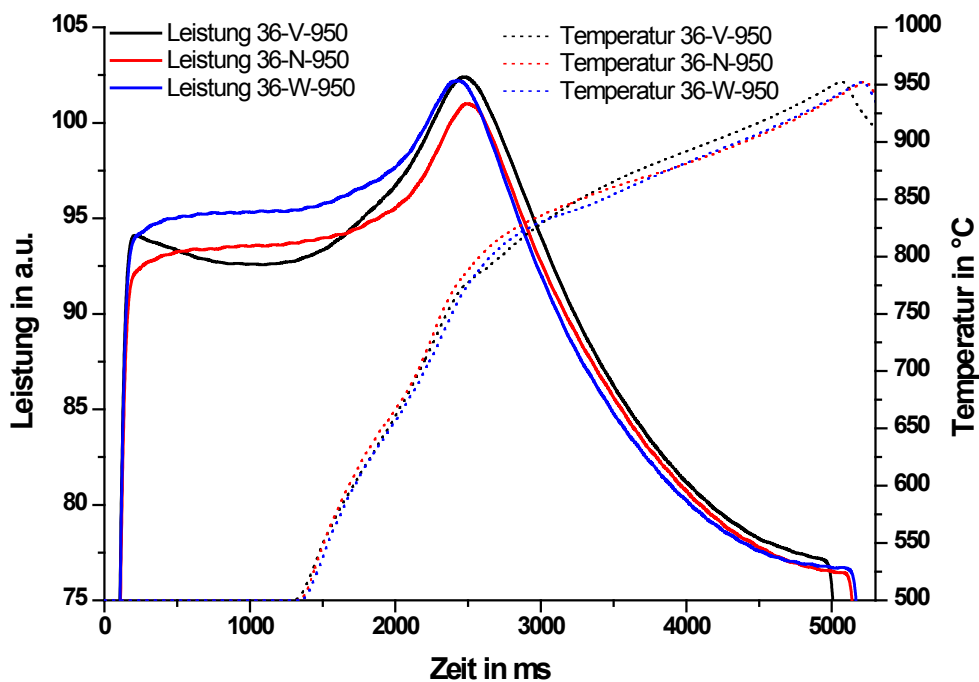
## 7.2 „Werkstoffantwort“ durch gefügespezifische Einflussgrößen

Der Vergleich der Leistungskurvenverläufe bei unterschiedlichen Ausgangsgefügezuständen für den 32CrB4 ist beispielhaft in **Bild 36** bei einer Oberflächentemperatur von 900 °C dargestellt.

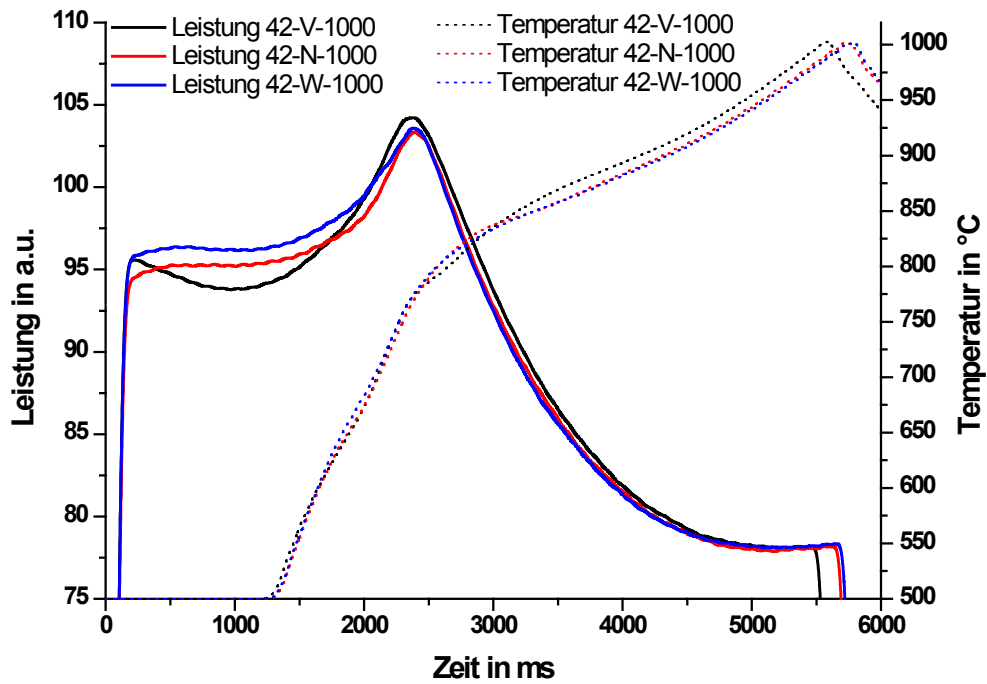
**Bild 36:** Einfluss Werkstoffzustand für den 32CrB4 (900 °C Oberflächentemperatur)

Die Verläufe der Leistungskurven unterscheiden sich deutlich und zeigen die vorher beschriebenen charakteristischen Unterschiede vor Erreichen der Curie-Temperatur (Maximum der Leistungskurve). Beim vergüteten Zustand fällt die Leistung in den ersten 1000 ms nach dem Einschwingvorgang bei etwa 200 ms ab, nimmt dann aber bis zum Erreichen der Curie-Temperatur zu (schwarze durchgezogene Linie). Für den normalisierten (rote Linie) und den weichgeglühten Zustand (blaue Linie) steigt die Leistung stetig bis zum Erreichen der Curie-Temperatur, so dass eine Unterscheidung in diesem Bereich aufgrund der Verlaufscharakteristik nicht möglich ist.

Bei den Aufheizzeiten bis zum Erreichen der Oberflächentemperatur zeigt sich eine systematische Abhängigkeit vom Gefügestand, die sich schon im vorherigen Abschnitt beobachtet wurde. Das vergütete Gefüge erreicht die Oberflächentemperatur vor dem normalisierten und dem weichgeglühten Gefüge (Bild 36). Dieser Zusammenhang ist, wie auch der Verlauf der Leistungskurve, unabhängig von der gewählten Oberflächentemperatur und dem untersuchten Werkstoff, was beispielhaft für den 36CrB4 bei einer Oberflächentemperatur von 950 °C in **Bild 37** und für den 42CrMo4 bei einer Oberflächentemperatur von 1000 °C in **Bild 38** dargestellt ist.

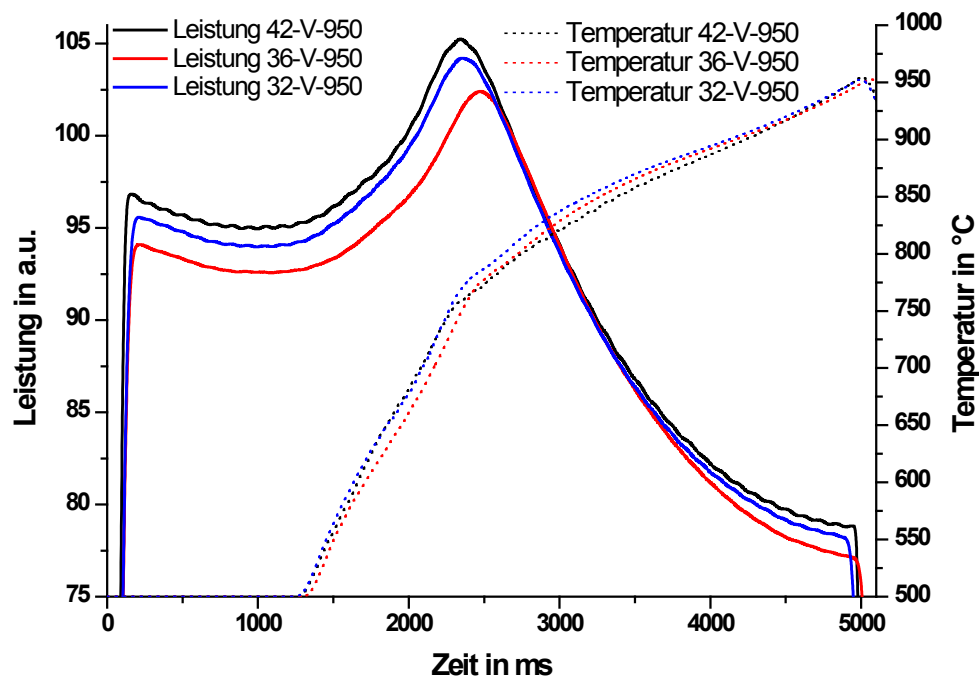


**Bild 37:** Einfluss Werkstoffzustand für den 36CrB4 (950 °C Oberflächentemperatur)



**Bild 38:** Einfluss Werkstoffzustand für den 42CrMo4 (1000 °C Oberflächentemperatur)

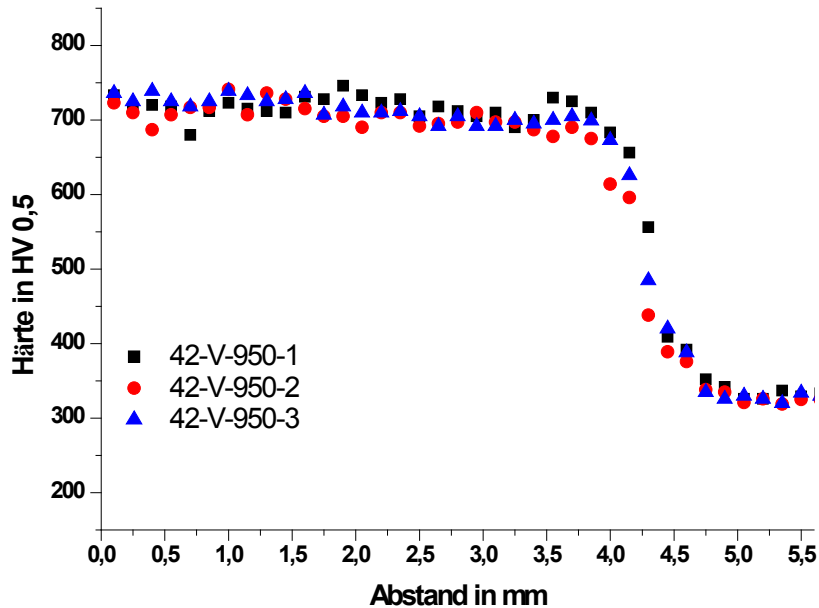
**Bild 39** zeigt beispielhaft die Verläufe für die drei untersuchten Werkstoffe im vergüteten Zustand bei einer Oberflächentemperatur von 950 °C. Bei allen drei Werkstoffen weist die Leistungskurve in ihrem Verlauf eine vergleichbare Charakteristik auf, lediglich die Verlaufshöhen und die Maximalwerte unterscheiden sich.



**Bild 39:** Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Leistungskurve (950 °C Oberflächentemperatur) aus [Fiedler, et al., 2010]

Die sich aus den Untersuchungen ergebenden Härteverläufe für die einzelnen Ausgangsgefügezustände sollen im Folgenden beispielhaft betrachtet werden.

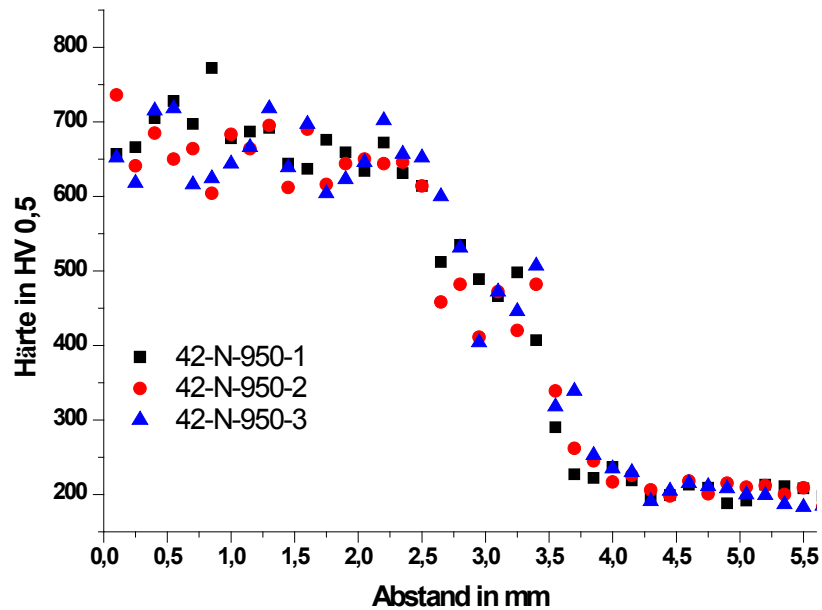
In **Bild 40** sind die Härtetiefenverläufe für den 42CrMo4 im vergüteten Zustand bei einer Oberflächentemperatur von 950 °C dargestellt. Hierbei wurden je Parametervariation - wie auch bei den folgenden Härtemessungen - 3 Härteverläufe gemessen.



**Bild 40:** 42CrMo4, Beispielhafter Härtetiefenverlauf für den vergüteten Zustand bei 950°C

Es zeigt sich ein homogener Verlauf mit Härtewerten über 700 HV<sub>0,5</sub> im gehärteten Bereich vor dem Härteabfall. Der Härteabfall selbst ist stark ausgeprägt und liegt bei allen drei Proben in einem engen Streuband. Die Kernhärte des Werkstücks liegt bei etwa 330 HV<sub>0,5</sub> und ist damit durch den Wärmeeintrag in die Probe um etwa 100 HV von 424 HV<sub>1</sub> abgesunken. Die Härteergebnisse zeigen gute Übereinstimmungen für die drei untersuchten Werkstoffproben. Somit ergibt sich für den vergüteten Zustand eine hohe Reproduzierbarkeit der Messgrößen.

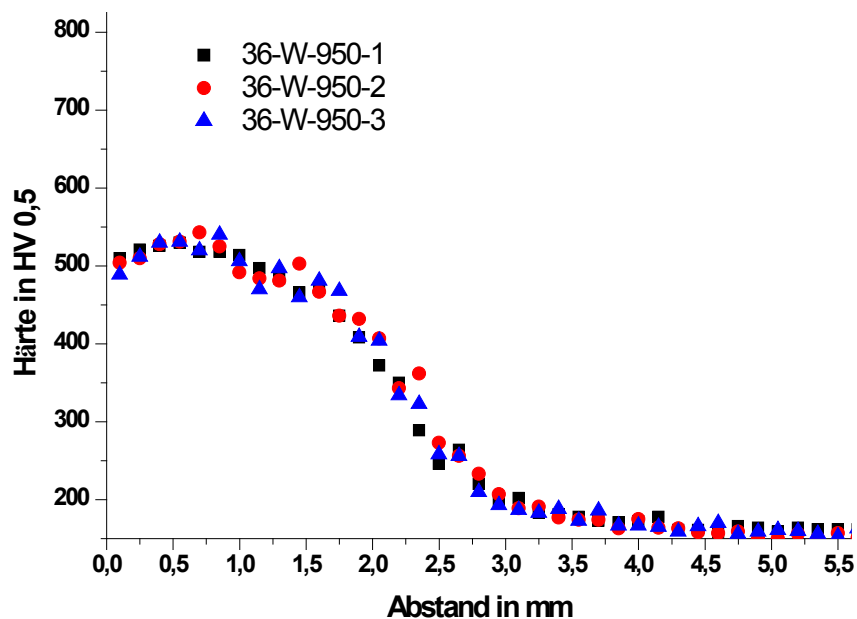
Der Härtetiefenverlauf für den normalisierten Zustand weist im gehärteten Bereich eine wesentlich größere Streuung zwischen 600 HV<sub>0,5</sub> und 730 HV<sub>0,5</sub> auf. Der der Abfall der Härte in Richtung Kernhärte ist nicht so steil ausgeprägt ist wie beim vergüteten Zustand (**Bild 41**).



**Bild 41:** 42CrMo4 Beispielhafter Härtetiefenverlauf für den normalisierten Zustand bei 950°C

Die Kernhärte liegt jedoch recht homogen im Bereich um die 200 HV<sub>0,5</sub>. Die Streuung in den Härteergebnissen ist wiederum auf die beim ferritisch-perlitischen Ausgangsgefüge übliche inhomogene Kohlenstoffverteilung zurückzuführen. Der Einfluss der Gefügeinhomogenitäten macht sich beim normalisierten Zustand nicht nur im Verlauf der Leistungskurve, sondern vor allem im Härtetiefenverlauf bemerkbar. Vergleicht man diesen Härteverlauf mit dem vergüteten Zustand, so zeigt der normalisierte Zustand erwartungsgemäß eine niedrigere Einhärtetiefe.

Die Werte des weichgeglühten Zustands liegen im Härtebereich in einem engen Streuband (**Bild 42**).



**Bild 42:** 36CrB4 Härtetiefenverlauf, weichgeglüht (950 °C Oberflächentemperatur)

Es zeigt sich jedoch, dass die Härtesteigerung beim weichgeglühten Zustand bei der vorliegenden Oberflächentemperatur von 950 °C nicht so intensiv ausfällt wie bei den anderen beiden Werkstoffzuständen. Die maximale Härte liegt hier unter 550 HV<sub>0,5</sub>. Der weichgeglühte Zustand weist auch nach dem Härten die niedrigste Kernhärte von ca. 170 HV<sub>0,5</sub> auf. Dies unterstreicht die Tatsache, dass der weichgeglühte Zustand aufgrund der geringen Härtesteigerung und aufgrund des dadurch fehlenden Beanspruchbarkeitsprofils beim induktiven Randschichthärten fast keine technologische Relevanz besitzt. Daher wird er im Folgenden nur noch am Rande betrachtet.

Die vorliegenden Untersuchungen zeigen, dass der Verlauf der Leistungskurve Aufschluss über den jeweiligen Ausgangsgefügezustand des Werkstoffs gibt und dadurch unabhängig vom Werkstoff die technologisch relevanten Zustände erkannt werden können. Das Messsignal der Leistungskurve kann also als Regelgröße für die Inline-Regelung des normalisierten und vergüteten Zustands eingesetzt werden.

Die Erklärung der Unterschiede in den Verläufen nach dem Einschwingvorgang gestaltet sich hingegen schwieriger. Der aufgezeigte Zusammenhang zwischen dem spezifischen elektrischen Widerstand und der relativen magnetischen Permeabilität zeigt zwar, dass die Permeabilität beim normalisierten Zustand höhere Werte besitzt und im vergüteten niedrigere [Hünicke, et al., 2003]. Diese Werte variieren jedoch mit der magnetischen Feldstärke und der Temperatur, die sich über den Probenquerschnitt hin fortlaufend ändert. Der spezifische elektrische Widerstand steht ebenfalls in starker Interaktion mit der relativen magnetischen Permeabilität und ist temperaturabhängig. Da bei der Induktion Blindleistungsverluste auftreten und sich durch das unterschiedliche Gefüge das Einkopplungsverhalten ändert, ist das System zu komplex, als dass sich die auftretenden Phänomene mit den im Stand der Technik bislang gegebenen einfachen physikalischen Ansätzen beschreiben ließen. Aber gerade diese Komplexität kann durch die Auswertung der Leistungskurve genutzt werden, um aus ihrer Antwort unabhängig vom Werkstoff auf den Werkstoffzustand zu schließen, und damit das Wärmebehandlungsergebnis durch die Erkennung während des Prozesses gezielt zu beeinflussen.

Resümee:

Es konnte gezeigt werden, dass der Werkstoffzustand einen deutlichen Einfluss auf den Verlauf der Leistungskurve hat. Durch die Parametervariationen wurde herausgearbeitet, dass der Verlauf der Leistungskurve rein qualitativ unabhängig vom Werkstoff und der erreichten Oberflächentemperatur ist. So weist die Leistungskurve für den vergüteten Zustand nach dem Einschwingvorgang in den ersten 1000 Millisekunden bei allen Werkstoffen einen Abfall auf. Bei Proben im normalisierten und weichgeglühten Zustand hingegen steigt sie in diesem Bereich an. Die Streuung der Messsignale im Bereich bis 1000 ms ist wegen der größeren Gefügeinhomogenitäten im normalisierten Zustand größer als im vergüteten Zustand. Aufgrund der Tatsache, dass sich für die jeweiligen Wärmebehandlungszustände charakteristische **reproduzierbare** Verläufe abzeichnen, ist es möglich, die Leistungskurve als wesentlichen Bestandteil für die zu entwickelnde Regelung heranzuziehen.

### 7.3 Zusammenhang von Oberflächentemperatur und Einhärtungstiefe

Bevor die ermittelten SHD-Werte ausgewertet und mit der Oberflächentemperatur in Zusammenhang gebracht werden, soll zunächst auf die in der DIN 10328 beschriebene Bestimmung der SHD, die dort über die Grenzhärte ermittelt wird, kritisch eingegangen werden, da sich auf der Basis der Bestimmung für die vorgelegten Untersuchungen eine zu große Vielfältigkeit der Bezugswerte ergeben würde.

**Tabelle 10** zeigt die Ergebnisse der Härtemessung beispielhaft für die Proben des 42CrMo4 im vergüteten, normalisierten und weichgeglühten Zustand nach dem induktiven Randschichthärten im Oberflächentemperaturbereich von 900 °C bis 1000 °C. Dabei sind in der Tabelle die Oberflächenhärte, die sich aus der Grenzhärte (80% der Oberflächenhärte nach [DIN EN 10328: 2005] angegeben als SHD 80%) und die SHD bei 550 HV0,5 mit der dazugehörigen Standardabweichung aufgeführt.

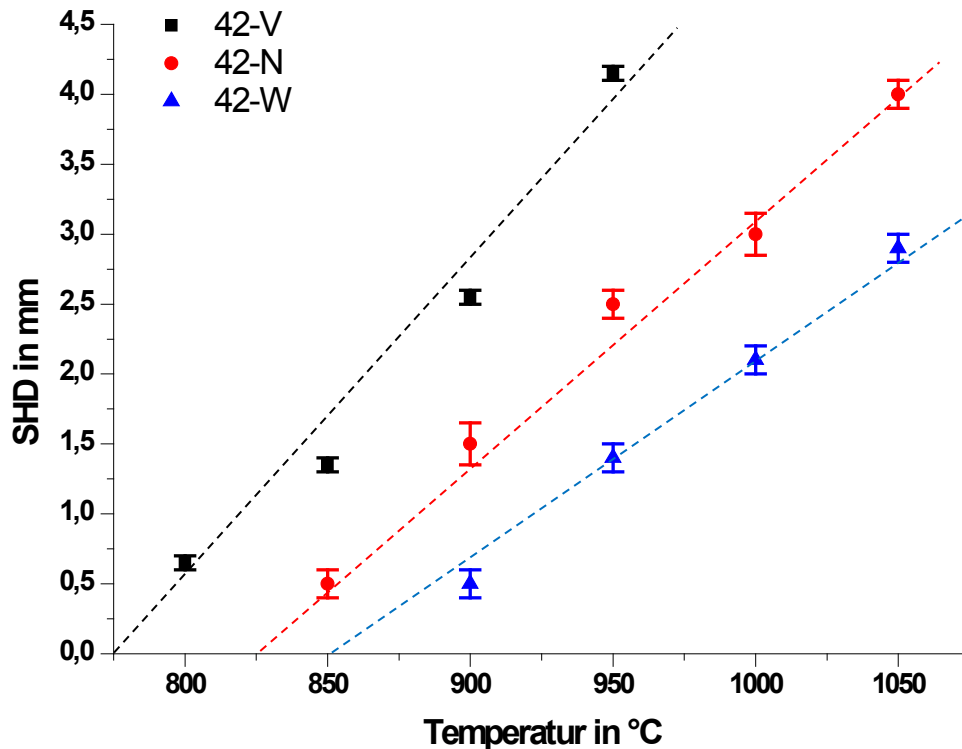
**Tabelle 10:** Vergleich SHD 80% Oberflächenhärte mit SHD 550 HV0,5 beim 42CrMo4

| Werkstoff                 | 42-V-<br>900 | 42-N-<br>900 | 42-W-<br>900 | 42-V-<br>950 | 42-N-<br>950 | 42-W-<br>950 | 42-V-<br>1000 | 42-N-<br>1000 | 42-W-<br>1000 |
|---------------------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|---------------|---------------|---------------|
| <b>Oberflächenhärte</b>   | 720          | 690          | 555          | 710          | 700          | 620          | 710           | 710           | 650           |
| <b>Grenzhärte</b>         | 575          | 550          | 450          | 575          | 550          | 500          | 550           | 550           | 525           |
| <b>SHD 80%</b>            | <b>2,45</b>  | <b>1,5</b>   | <b>1,25</b>  | <b>4,15</b>  | <b>2,7</b>   | <b>1,9</b>   | <b>5,55</b>   | <b>3,0</b>    | <b>2,45</b>   |
| <b>Standardabweichung</b> | 0,05         | 0,15         | 0,05         | 0,05         | 0,1          | 0,15         | 0,05          | 0,15          | 0,05          |
| <b>SHD 550 HV0,5</b>      | <b>2,55</b>  | <b>1,5</b>   | <b>0,5</b>   | <b>4,15</b>  | <b>2,5</b>   | <b>1,4</b>   | <b>5,55</b>   | <b>3,0</b>    | <b>2,1</b>    |
| <b>Standardabweichung</b> | 0,05         | 0,15         | 0,1          | 0,05         | 0,1          | 0,15         | 0,05          | 0,15          | 0,1           |

Es wird deutlich, dass sich die erzielten Oberflächenhärten der einzelnen Ausgangsgefügezustände mit steigender Oberflächentemperatur dem Maximalwert des vergüteten Zustands annähern. Die Oberflächenhärten für den vergüteten und normalisierten Zustand liegen hierbei in einem Bereich von 690 HV bis 720 HV im Temperaturfenster von 900 °C bis 1000 °C. Der weichgeglühte Zustand erreicht in diesem Bereich deutlich geringere Härten.

Die daraus abgeleiteten Grenzhärten für die vergüteten und normalisierten Zustände zeigen keine großen Unterschiede, jedoch weicht der weichgeglühte Zustand aufgrund der geringen Oberflächenhärte deutlich von den beiden anderen Zuständen ab. Für die Vergleichbarkeit der Ergebnisse erscheint für die vorliegende Arbeit sinnvoll, die SHD nicht wie in [DIN EN 10328: 2005] auf 80% der Oberflächenhärte zu beziehen, sondern sie hier auf einen festen HV-Wert von 550 HV zu setzen, da die Grenzhärten für den vergüteten und normalisierten Zustand hauptsächlich um diesen Grenzhärtebereich schwanken. Diese von der Norm abweichende Auswertung vereinfacht die Vergleichbarkeit der Härteergebnisse untereinander, da keine unterschiedlichen Grenzhärten berücksichtigt werden müssen.

Der Zusammenhang zwischen Oberflächentemperatur und erreichter SHD 550HV ist für die unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände am Beispiel des Werkstoffs 42CrMo4 in **Bild 43** bis zu einer SHD von 4,5 mm dargestellt.

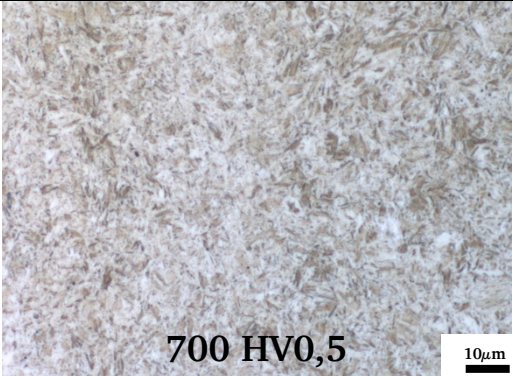
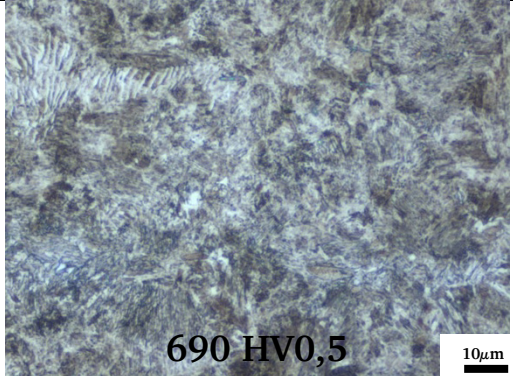

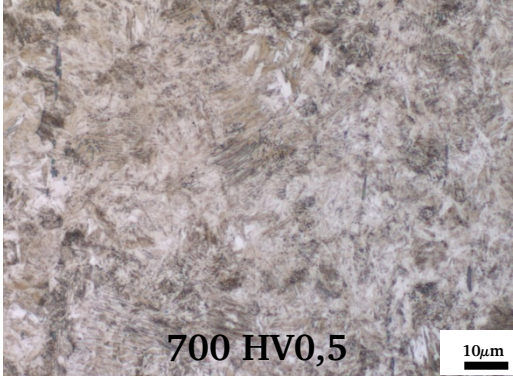
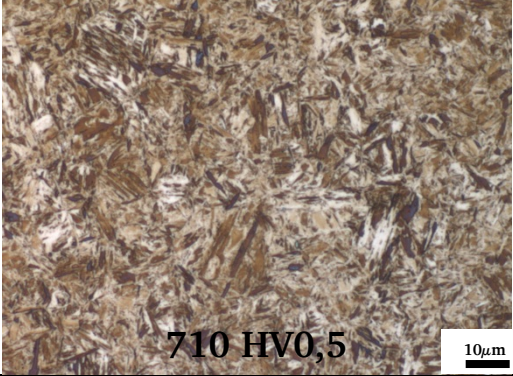
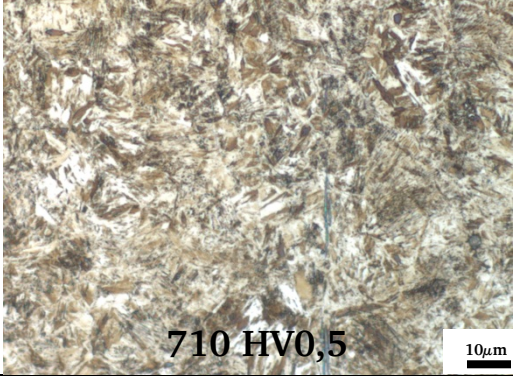
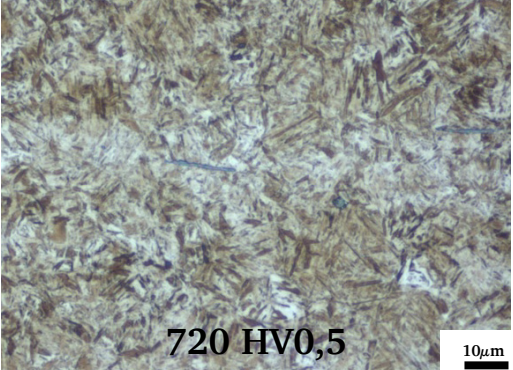
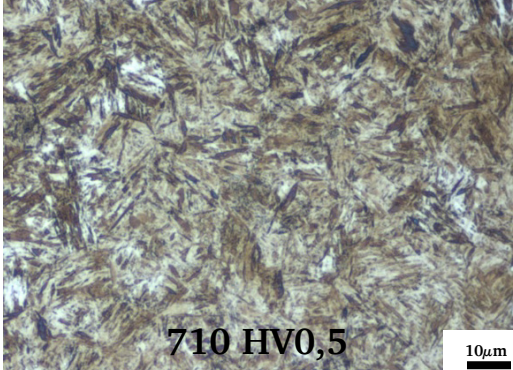


**Bild 43:** SHD 550 HV0,5 für verschiedene Ausgangsgefüge in Abhängigkeit der Oberflächentemperatur am Beispiel des 42CrMo4

Beim vergüteten Zustand liegt eine geringe Streuung in den Härtewerten vor, was auf das bereits homogene Gefüge im Ausgangszustand zurückzuführen ist. Aus den Ergebnissen lässt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Oberflächentemperatur und erreichter SHD darstellen (gestrichelte Linien). Das dargestellte Diagramm kann verglichen werden mit dem von Zornhagen entwickelten „Oberflächenwärmemengen-Diagramm“ (vgl. **Anhang A, Bild A-2**). Dieser hatte den erreichten SHD-Werten eine Oberflächenwärmemenge zugeordnet, die im weiteren Sinne der erreichten Oberflächentemperatur durch Aufsummierung des Temperaturverlaufs entspricht. Auch er beschreibt einen linearen Zusammenhang zwischen Oberflächenwärmemenge und erreichter SHD.

Die Darstellung der Gefügebildung im Randbereich sowie im Bereich der ermittelten SHD 550HV zeigen **Bild 44** und **Bild 45** mit einer Gegenüberstellung des vergüteten und normalisierten Gefüges im Längsschliff. Die Härtewerte für die unterschiedlichen Gefügestände und Temperaturen im Randbereich sind in **Bild 44** zusätzlich angegeben.

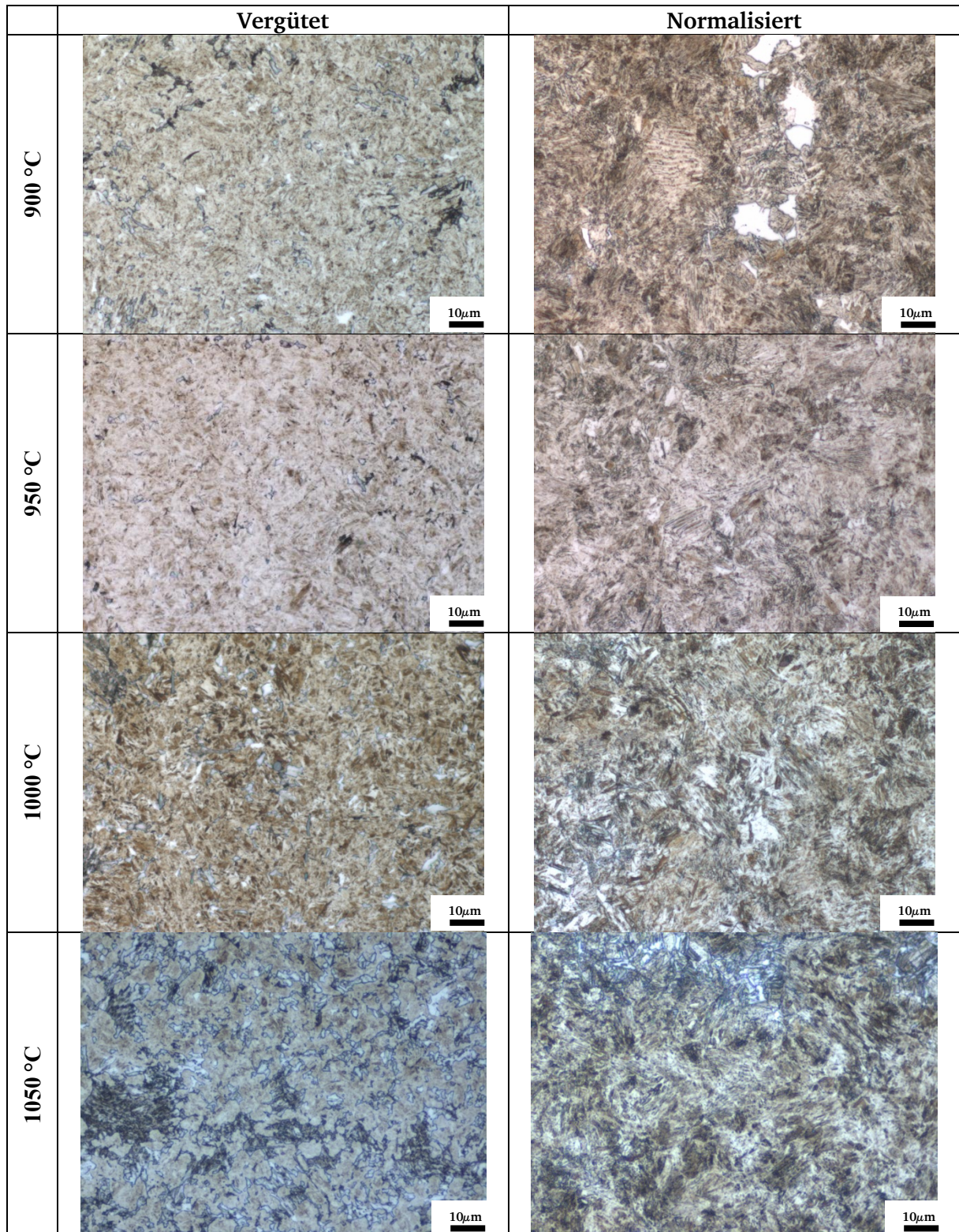
## Ergebnisse der Untersuchungen

|         | Vergütet  | Normalisiert   |
|---------|---|--|
| 900 °C  |  <p>700 HV0,5<br/>10μm</p>   |  <p>690 HV0,5<br/>10μm</p>   |
| 950 °C  |  <p>710 HV0,5<br/>10μm</p>   |  <p>700 HV0,5<br/>10μm</p>   |
| 1000 °C |  <p>710 HV0,5<br/>10μm</p>  |  <p>710 HV0,5<br/>10μm</p>  |
| 1050 °C |  <p>720 HV0,5<br/>10μm</p> |  <p>710 HV0,5<br/>10μm</p> |

**Bild 44:** Gefüge im Randbereich des 42CrMo4 bei verschiedenen Ausgangsgefügezuständen und unterschiedlichen Oberflächentemperaturen

Beim vergüteten Zustand bilden sich im Randbereich von 900 °C zu 1050 °C die Martensitnadeln unterschiedlich aus. Sie scheinen zu höheren Temperaturen hin stärker ausgeprägt, was sich aber in der Oberflächenhärte kaum bemerkbar macht. Beim normalisierten Ausgangsgefügezustand ist bei 900 °C im Randbereich noch die

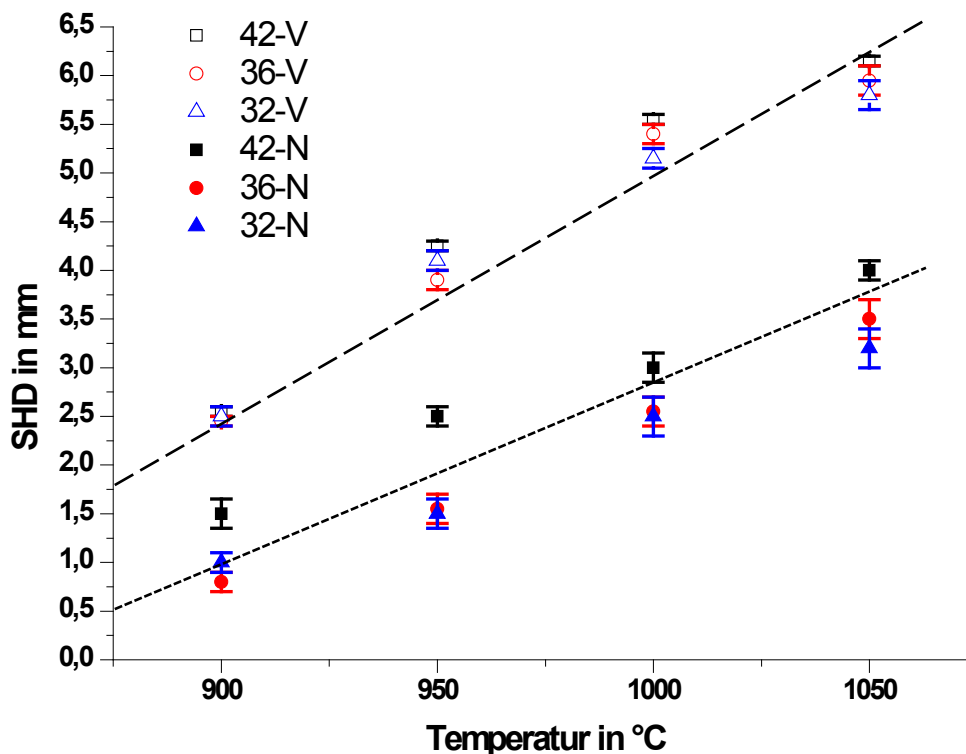
perlitische Grundstruktur neben dem sich andeutenden Martensit zu erkennen. Sie verschwindet mit zunehmender Temperatur, weil die Karbide mehr Zeit zur Auflösung und Diffusion haben, so dass ab 1000 °C reiner Martensit vorliegt. Die Oberflächenhärte steigt hier mit zunehmender Oberflächentemperatur an.



**Bild 45:** Gefüge im Bereich der SHD 550 HV<sub>0,5</sub> des 42CrMo<sub>4</sub> bei verschiedenen Ausgangsgefügezuständen und unterschiedlichen Oberflächentemperaturen

Bei Betrachtung der Gefügebilder im Bereich der SHD 550 HV0,5 in **Bild 45** fällt auf, dass die Gefüge bei allen Härtetemperaturen nahezu identisch ausgebildet sind, was auf die im Umwandlungsbereich vergleichbare Temperatur zurückzuführen ist. Im vergüteten Zustand sind im Bereich der SHD ferritische Anteile im Gefüge vorhanden. Im normalisierten Gefüge ist die Struktur deutlich inhomogener ausgebildet und es zeichnen sich neben den Ferritinseln noch perlitische Strukturen ab. Die Struktur scheint dabei mit höheren Oberflächentemperaturen feiner zu werden.

Vergleicht man nun die vergüteten und normalisierten Werkstoffzustände der unterschiedlichen Werkstoffe, so zeigt sich, dass die SHD-Werte mit steigenden Oberflächentemperaturen bei allen drei Werkstoffen etwa im gleichen Maße ansteigen (**Bild 46**).



**Bild 46:** SHD 550 HV0,5 in Abhängigkeit der Oberflächentemperatur für die verschiedenen Werkstoffe im vergüteten und normalisierten Zustand

Dabei zeigen die normalisierten Zustände größere Streuungen in den Härtewerten als die vergüteten Zustände, bei denen alle drei Werkstoffe in ihren SHD-Werten recht nah bei einander liegen. Bei den normalisierten Zuständen macht sich die schon niedrigere maximale Oberflächenhärte bei den beiden Werkstoffen 36CrB4 und 32CrB4 im Vergleich zum 42CrMo4 bemerkbar, so dass hier die SHD-Werte im Schnitt 0,75 mm unter denen des 42CrMo4 liegen (vgl. auch Stirnabschreckversuche

Abschnitt 6.2). Auch hier lässt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Oberflächentemperatur und erreichter SHD für die vergüteten Zustände (in Bild 46 lang gestrichelte Mittelwertlinie) und normalisierten Zustände (kurz gestrichelte Mittelwertlinie) feststellen.

#### Resümee:

*Die erzielte Oberflächenhärte nimmt vom vergüteten Zustand zum weichgeglühten Zustand aufgrund der noch nicht vollendeten Kohlenstoffauflösung während der induktiven Randschichthärtung ab. Die erzielten Randhärteiefen nehmen ebenfalls vom vergüteten zum weichgeglühten Gefüge hin aufgrund der nicht vollständigen Kohlenstoffauflösung aus den Karbiden ab. Bei den dargestellten Ergebnissen ist ein linearer Zusammenhang zwischen Oberflächentemperatur und SHD festzustellen. Über diesen Zusammenhang kann in der zu entwickelnden Inline-Regelung durch die Variation der Oberflächentemperaturen beim vergüteten und normalisierten Zustand eine vergleichbare SHD erreicht werden.*

## **7.4 Simulation**

Im Folgenden soll kurz auf einige wichtige Gesichtspunkte der Simulation bei der induktiven Randschichthärtung eingegangen werden, um danach das für diese Untersuchungen entwickelte Modell der Temperaturverteilung im Probeninneren und die damit verbundenen Diffusionsvorgänge im Detail zu beschreiben, was helfen soll, den bislang nicht messbaren Temperaturverlauf im Inneren einer rotierenden Probe während des Induktionsprozesses zu verdeutlichen.

### **7.4.1 Stand der Simulationstechnik**

Die Simulation hat in den letzten Jahren bei der induktiven Erwärmung sowohl bei der Verfahrensentwicklung wie auch der Produktentwicklung an Bedeutung gewonnen und deutlich dazu beigetragen, Kosten und Zeit für aufwendige Experimente zu ersparen [Rudnev, 2011]. Diese Fortschritte wurden vor allem durch die rasante Entwicklung der Computertechnik mit immer höheren Rechenleistungen vorangetrieben.

Lavers bietet eine umfassende Literaturrecherche zu „State of the art of numerical modeling for induction processes“, wo aufgezeigt wird, wie vielfältig, aber auch unübersichtlich das Gebiet der induktiven Erwärmungs-Simulation ist [Lavers, 2008].

Da der Induktionshärteprozess eine Kombination aus elektromagnetischen, thermischen und metallurgischen Phänomenen ist [Schwenk, et al., 2010] [Dolega, et al., 2004], erschwert die Komplexität der Zusammenhänge von Temperaturentwicklung, Temperatúraustausch, Element-Diffusion, Phasentransformation und plastischer Verformung die Simulation erheblich [Magnabosco, et al., 2006] [Schwenk, et al., 2010]. Darüber hinaus sind die meisten Materialparameter nicht linear temperaturabhängig und die notwendigen Daten für den gerade verwendeten Werkstoff selten komplett vorhanden [Klimpke, et al., 1997] [Drobenko, et al., 2007]. Aber gerade die Datenbasis spielt für die Interpretation der Ergebnisse eine große Rolle, da ungenügende Datengrundlagen oder zu große Vereinfachungen bei der Modellerstellung zu enormen Abweichungen im Ergebnis der Simulation führen können („garbage in – garbage out“) [Rudnev, 2011]. Umgekehrt kann eine umfassende Datenbasis Kosten für zeitaufwendige Experimente einsparen [Hellenthal, et al., 2006].

In der Wärmebehandlungssimulation ist es üblich, Gefügeanteile über phänomenologische Gleichungen abzubilden, die z. B. nur die Mittelwerte der einzelnen Phasen und weitere Größen wie Korngröße und den gelösten Kohlenstoffgehalt beinhalten. Bei dieser Modellierung handelt es sich um makroskopische Modelle, die nicht auf die Meso- oder Mikrostruktur des Stahles und seine Phasen eingehen. Die verwendeten Größen wie Phasenanteile und Massenanteile stellen Durchschnittswerte über nicht zu kleine Volumina dar, die sogenannten „repräsentativen Volumenelemente“ (RVE) [Wolff, et al., 2006]. Oft ist aber gerade die Verteilung dieser Größen entscheidend.

Hunkel stellt daher ein Simulationsmodell vor, das Makro- und Mikro-Simulation verbindet. Bei dieser übergreifenden Simulation, die zunehmend verwendet wird, gibt es zwei Hauptrichtungen: die Simulation verschiedener, aufeinanderfolgender Prozesse entlang einer Prozesskette (horizontale Kopplung) [Simsir, et al., 2011] und die Simulation über verschiedene Skalen (vertikale Kopplung) [Konovalov, et al., 2011], die auch Hunkel in seiner Mikro- und Makro-Simulation beschreibt. In ihr wird die Erwärmung mit der elektromagnetischen Kopplung, aber auch die Abkühlung für die unterschiedlichen Phasen in mehreren Schritten simuliert [Bay, et al., 2003] [Hunkel, 2011].

Bei den gängigen Simulationen wird das Augenmerk eher auf den **Abkühlprozess** gelegt, für den die ZTU-Diagramme durch die Gleichungen von „Koistinen-Marburger“, „Johnson-Mehl-Avrami“ und „Leblond und Deveaux“ beschrieben werden [Landek, et al., 2004] [Roos, et al., 2004] [Dolega, et al., 2004] [Magnabosco, et al., 2006] [Sinha, et al., 2007].

Es findet sich in der Literatur aber auch eine Reihe von Schweißsimulationsmodellen, in denen der Blick eher auf den **sehr schnellen Erwärmungsprozess** gerichtet wird, der in gewisser Weise Ähnlichkeiten mit dem Induktionsprozess aufweist [Jasnau, 1999] [Seyffarth, et al., 2001] [Miokovic, et al., 2002] [Roos, et al., 2004] [Miokovic, et al., 2005] [Miokovic, 2005] [Hildebrand, et al., 2006]. Hier wird das Ziel verfolgt, geeignete ZTA-Schaubilder zu entwickeln, mit deren Hilfe die Austenitisierung bei Aufheizgeschwindigkeiten von bis zu 10000 °C/s beschrieben werden kann.

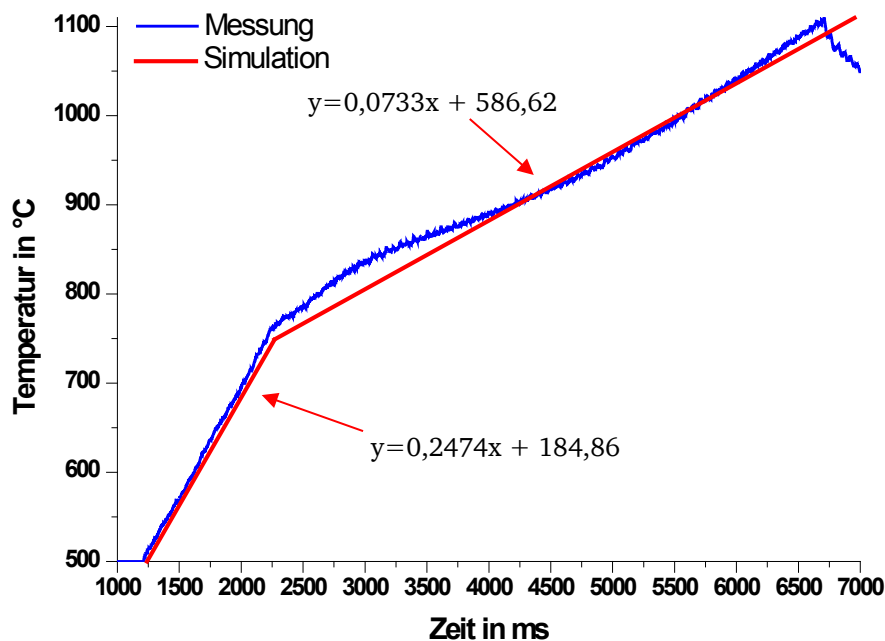
Bei dem in dieser Arbeit entwickelten Simulationsmodell wird der Aufheizprozess vereinfacht über die Oberflächentemperatur als Eingangsgröße abgebildet und die Erwärmung im Probeninneren mit einer vereinfachten Annahme für den Skin-Effekt berechnet. Die Kohlenstoff-Diffusion in der Tiefe wird über ein makroskopisches Gefügemodell abgebildet, wie [Wolff, et al., 2006] es beschreibt. Die Diffusion wird über die Diffusionsgleichung (zweites Fick'sches Gesetz) berechnet. Der Abschreckvorgang wird bei der Simulation außer Acht gelassen unter der Annahme, dass die Tiefe, in der die Kohlenstoff-Diffusion vollständig stattgefunden hat, der martensitischen Randschicht nach dem Abschrecken entspricht, und so die erreichte Randhärtetiefe (SHD) abgeschätzt.

Für die Simulation wurden die FEM-Programme *ABAQUS* (Version 6.8) zur Temperaturfeldberechnung und *Matlab* (Version 2007) zur Diffusionsrechnung verwendet.

#### 7.4.2 Temperaturverteilung im Probeninneren

Für die Temperaturberechnung der Probe wird der Bereich betrachtet, in dem die Temperatur gleichmäßig über den Querschnitt angenommen werden kann. Dies ist im vorliegenden Fall die Probenmitte, also die Stelle, an der auch die Temperatur mittels des Pyrometers gemessen wird. Die für diesen Bereich getroffenen Vereinfachungen lauten wie folgt:

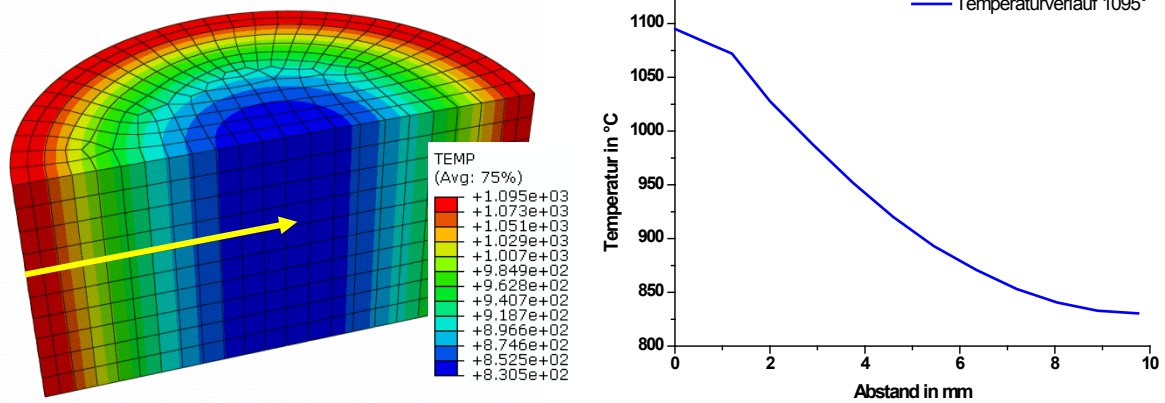
- Die Symmetriebedingungen an einem Halbzylinder werden ausgenutzt.
- Die Maße sind: Radius  $r = 9,75$  mm und Höhe  $h = 10$  mm.
- Der Temperatureintrag erfolgt über die Oberfläche.
- Die Proben-Rotation wird vernachlässigt.
- Aufgrund der unterschiedlichen Aufheizgeschwindigkeiten wird der Temperaturanstieg in 2 Schritte unterteilt (vgl. **Bild 47** roter Verlauf mit Geradengleichungen).
- Die Stromeindringtiefe wird vereinfacht durch den linearen Temperaturabfall bis 1,2 mm (aus Anlagenfrequenz und Werkstoffparametern oberhalb der Austenitisierungstemperatur berechnet) beschrieben.
- Die Werkstoffeigenschaften wie **Dichte  $\rho$** , **Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$**  und **Wärmekapazität  $c$**  werden aus der „Dr. Sommer Werkstofftechnik“-Datenbank übernommen (**Anhang E; Bilder E-1 bis E-3**).



**Bild 47:** Oberflächentemperatur-Zeitverlauf des Induktionsprozesses

### 7.4.3 Ergebnisse der Temperaturberechnung

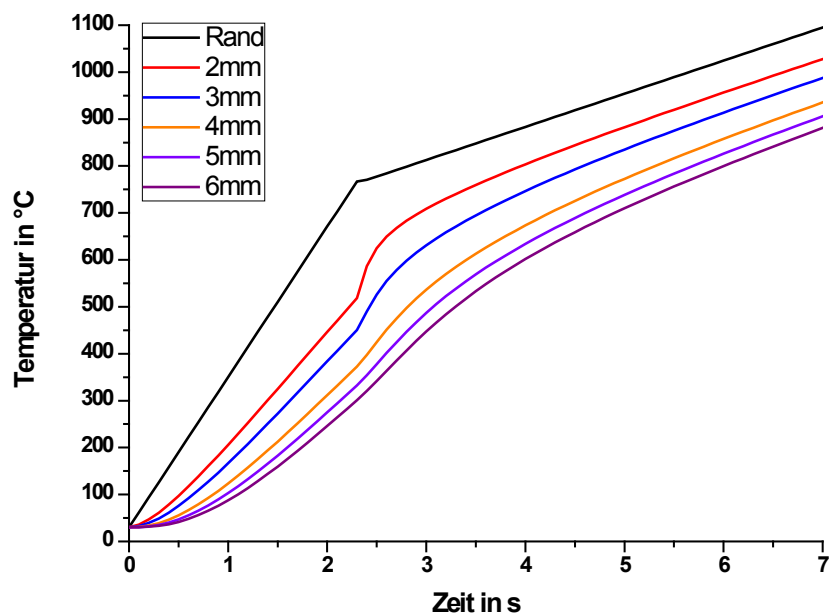
Die berechnete Temperaturverteilung und der beispielhafte Temperaturverlauf entlang des gelben Pfeils ist von außen nach innen zur Symmetrieachse des Modells über den Probenquerschnitt in **Bild 48** für die simulierte maximale Oberflächentemperatur von 1095 °C dargestellt, die sich aus dem Verlauf in Bild 45 ergibt. Die FE-Struktur wird über 2460 Hexaeder-Elementen des Typs *Heat-transfer (DC3D20)* diskretisiert.



**Bild 48:** Temperaturmodell (links) mit Auswertung entlang der gelben Linie (rechts)

Der Temperaturverlauf fällt bis 1,2 mm aufgrund der Annahme des Skin-Effektes (83% der Energie wird im oberflächennahen Bereich in Wärme umgewandelt) linear und von 1,2 mm über den Querschnitt hin exponentiell ab, was dem bekannten Stromabfall im Probeninneren entspricht (vgl. Bild 2). Der Knick bei 1,2 mm ergibt sich aus der Anlagenfrequenz und den Werkstoffparametern bei einer Temperatur von 1095 °C (vgl. Gleichung (3) S. 5).

Die simulierten Temperaturverläufe an den Orten mit den Abständen von 2 mm, 3 mm, 4 mm, und 5 mm von der Oberfläche sind beispielhaft in **Bild 49** dargestellt. Sie bilden im Modell die Temperatur im Probeninneren nach, wie sie sich durch die getroffenen Annahmen für die Stromeindringtiefe aus dem Skin-Effekt ergibt.



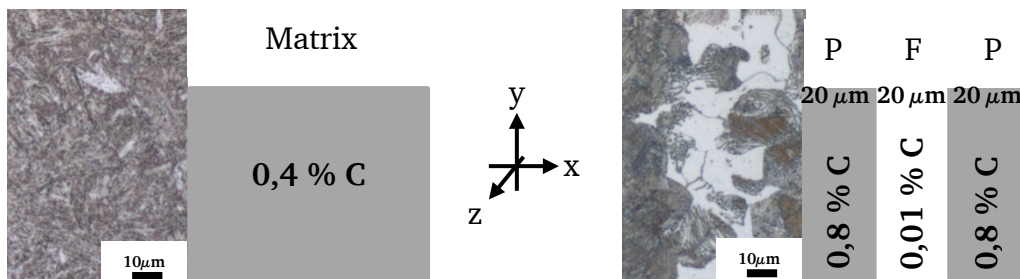
**Bild 49:** Simulierte Temperaturverläufe für unterschiedliche Randabstände.

Bis zum Erreichen der Curie-Temperatur bei 2,3 s ist an den untersuchten Auswertungsorten nach einer kurzen Anfangsphase im Bereich bis ca. 1 s ein nahezu

linearer Anstieg der Temperaturen ersichtlich. Mit Erreichen der Curie-Temperatur steigt die Stromeindringtiefe schlagartig an, wodurch infolge des paramagnetischen Verhaltens ein größerer Randbereich erwärmt wird. Es kommt zur Volumenerwärmung, und die Steigung der Temperaturkurve sinkt entsprechend. Der Sprung nimmt mit größerem Abstand vom Rand deutlich ab, und die Kurven liegen aufgrund der in tieferen Bereichen vorliegenden Wärmeleitung näher beieinander, was sich auch in Bild 48 rechts durch den exponentiellen Abfall im Kurvenverlauf andeutet.

### 7.4.4 Gefüge-Modelle

Bei der Erstellung des Gefüge-Modells stand die Verteilung des Kohlenstoffs in den unterschiedlichen Ausgangsgefüge im Vordergrund. Das in dieser Arbeit entwickelte Gefügemodell legt eine Fe-C-Legierung mit einem Kohlenstoffanteil von ca. 0,4 Gew.-% zugrunde. Die Simulation wurde für das vergütete und das normalisierte Gefüge unter starker Vereinfachung der Gefügestruktur durchgeführt (**Bild 50**).



**Bild 50:** Gegenüberstellung reales Gefüge und vereinfachtes Modell

In y-Richtung besitzen die Gefügekörner eine unendliche Ausdehnung, die z-Richtung wird bei der Modellierung außer Acht gelassen. Für die Modellierung gelten die folgenden Randbedingungen bzw. Vereinfachungen:

vergütet:

- Homogene Verteilung des Kohlenstoffs in der Matrix mit  $C = 0,4 \%C$
- Sofortige Lösung des Kohlenstoffs im Austenit bei Erreichen von  $A_{c3}$ -Temperatur

normalisiert:

- Inhomogene Kohlenstoffverteilung: Ferrit(F) 0,01 %C; Perlit(P) 0,8 %C (Perlit: Vereinfachung für Gemisch aus Ferrit 0,01 %C und Zementit 6,67 %C)
- Korngröße Ferrit/Perlit jeweils 20  $\mu\text{m}$
- Verhältnis Ferrit : Perlit = 1:1, so dass sich ein mittlerer Kohlenstoffgehalt von 0,405 % ergibt
- Berücksichtigung der Diffusion

#### 7.4.5 Diffusionsmodell

Durch Konzentrationsunterschiede in einem Festkörper kommt es zur Durchmischung der Spezies bis hin zum vollständigen Konzentrationsausgleich. Diese zumeist thermisch aktivierte Bewegung wird als Diffusionsstrom  $\vec{j}$  bezeichnet und kann über den Proportionalitätsfaktor zum Diffusionskoeffizienten  $D$  umgerechnet werden. Über eine partielle Differentialgleichung zweiter Ordnung (das zweite Fick'sche Gesetz oder auch Diffusionsgleichung) kann ein Zusammenhang zwischen den zeitlichen und örtlichen Konzentrationsunterschieden mit Gleichung (8) beschrieben werden:

$$\vec{\nabla} \cdot (D\vec{\nabla}c) = \frac{\partial c}{\partial t} = D\Delta c \quad (8)$$

$$\text{mit } \Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}. \text{ (für kartesische Koordinaten)}$$

Für die Lösungsfunktion des normalisierten Gefügestandes sind das endliche Raumintervall auf  $a=0 \mu\text{m} \leq x \leq 20 \mu\text{m}$  und das Zeitintervall, das der maximalen Erwärmungszeit der durchgeführten Induktionsversuche entspricht, auf  $t_0=0 \text{ s} \leq t \leq t_e = 8 \text{ s}$  beschränkt. Die Anfangsbedingungen für die Kohlenstoffkonzentration im normalisierten Gefügestand sind wie folgt definiert:

$$c(x) = 0,8 \% \text{ für } a = 0 \mu\text{m} \leq x \leq 10 \mu\text{m} \text{ und}$$

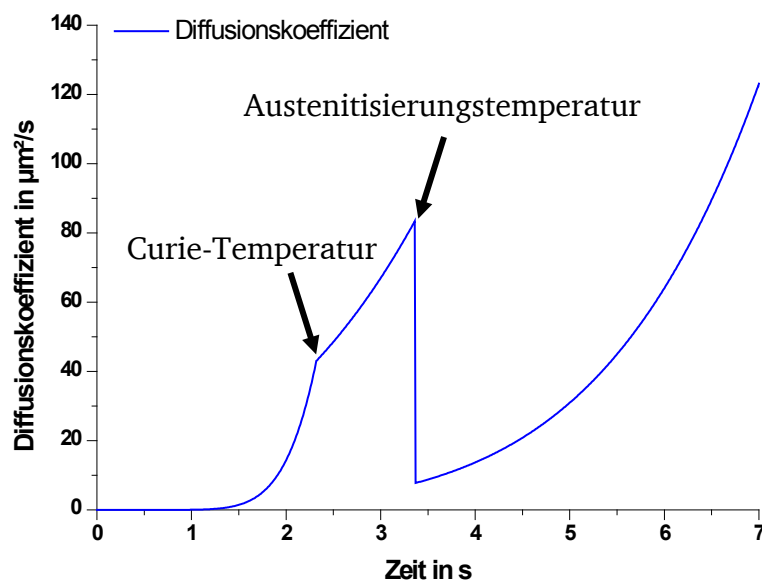
$$c(x) = 0,01 \% \text{ für } a = 10 \mu\text{m} \leq x \leq 20 \mu\text{m} \text{ und } T_0 = 30 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Dadurch ist es möglich, die Diffusionsgleichung für diese Kornpaarung von Ferrit und Perlit an jeder beliebigen Stelle der Probe mit Hilfe der berechneten Temperaturverläufe aus dem Modell in **Bild 47** zu bestimmen.

Der Zusammenhang zwischen dem Diffusionskoeffizienten und der Temperatur wird durch die Arrhenius-Gleichung beschrieben:

$$D = D_0 \exp\left[-\frac{E}{k_B T}\right] \quad (9)$$

Dabei entspricht  $E$  der Aktivierungsenergie und  $D_0$  dem Frequenzfaktor. Das nachfolgende Diagramm zeigt den berechneten Verlauf des Diffusionskoeffizienten für Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Zeit im Bereich der Probenoberfläche (**Bild 51**). Dieser Diffusionskoeffizient wird anhand der Gleichung (9) berechnet und ändert sich mit dem berechneten Temperaturverlauf ins Probeninnere hin.



**Bild 51:** Berechneter Diffusionskoeffizient für Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Zeit an der Probenoberfläche

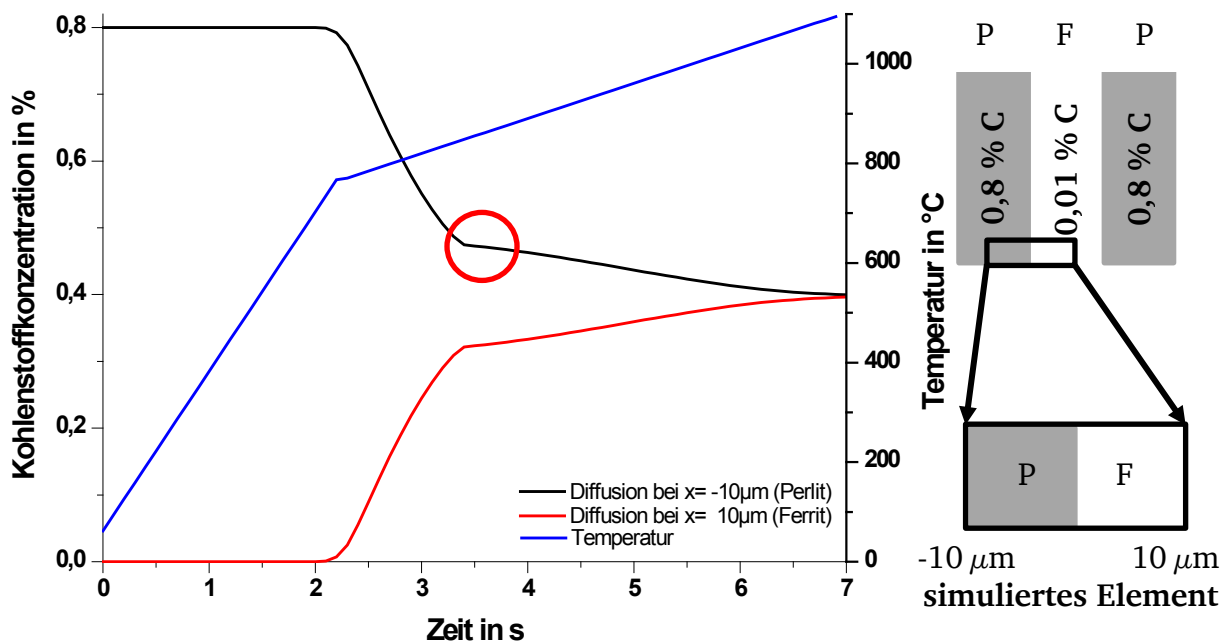
Der Knick bei etwa 2,3 s kommt dadurch zustande, dass sich die Aufheizgeschwindigkeit bei Erreichen der Curie-Temperatur ändert. Der Übergang von  $\alpha$ -Eisen zu  $\gamma$ -Eisen ist durch den Sprung bei 3,4 s zu erkennen, was einer Temperatur von ca. 840 °C entspricht (vgl. Bild 49). Dies entspricht auch der Temperatur, die bei einer Aufheizgeschwindigkeit von ca. 100 °C/s aus dem ZTA-Diagramm aus Bild 7 abgelesen wird. Die Konstante  $D_0$  ist in diesem Fall vom Kristallgitter abhängig. Die Aktivierungsenergie für Kohlenstoff im  $\alpha$ -Eisen (krz-Kristallgitter, Ferrit) beträgt  $E = 0,91$  [eV] und der Diffusionskoeffizient  $D_0 = 0,011$  [ $\text{cm}^2/\text{s}$ ]. Für  $\gamma$ -Eisen (kfz-Kristallgitter, Austenit) sind die Werte  $E = 1,43$  [eV] und  $D_0 = 0,23$  [ $\text{cm}^2/\text{s}$ ].

### 7.4.6 Ergebnisse der Kohlenstoffdiffusion

Für den **vergüteten Ausgangsgefügezustand** wurde die Annahme getroffen, dass mit Erreichen der Austenitisierungstemperatur sofort ein austenitisches Gefüge vorliegt, da der Kohlenstoff im Martensit als homogen verteilt angenommen wurde und wegen der Zwangslösung im Gitter nicht mehr diffundieren muss. Daher wird für diesen Zustand keine Kohlenstoffdiffusionssimulation benötigt.

Für den **normalisierten Ausgangsgefügezustand** wird im Folgenden der Diffusionsvorgang durch die Lösung der partiellen Differentialgleichung (7) dargestellt. Aus Symmetriegründen wird die Diffusion nur für ein halbes Perlit-Ferrit Korn simuliert. Somit beträgt der Simulationspfad in x-Richtung, ausgehend von der Phasengrenze, je Bereich  $10\ \mu\text{m}$ .

Die beiden in **Bild 52** dargestellten Verläufe sind an den Rändern des modellierten Elementes (Bild 52 rechts) dargestellt und geben die Bereiche wieder, in denen sich die Diffusion am langsamsten vollzieht.

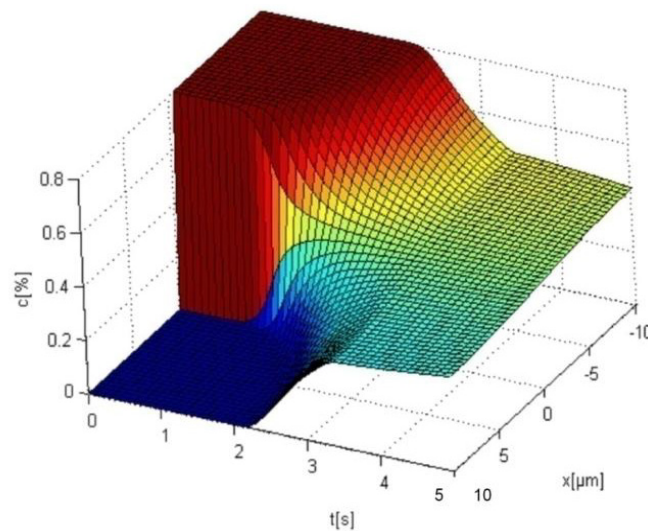


**Bild 52:** Konzentrationsausgleich im Bereich der Probenoberfläche im normalisierten Zustand

Die Kohlenstoff-Diffusion setzt im Randbereich erst bei rund zwei Sekunden ein, was auch aus den Diffusionskoeffizienten aus Bild 51 hervorgeht. Eine Sekunde später ist der Konzentrationsunterschied zwischen beiden Gebieten bereits so klein, dass die Diffusion - auch aufgrund der sich ändernden Gefügestruktur im Austenit - deutlich langsamer verläuft und davon auszugehen ist, dass sich beim Abschrecken ein

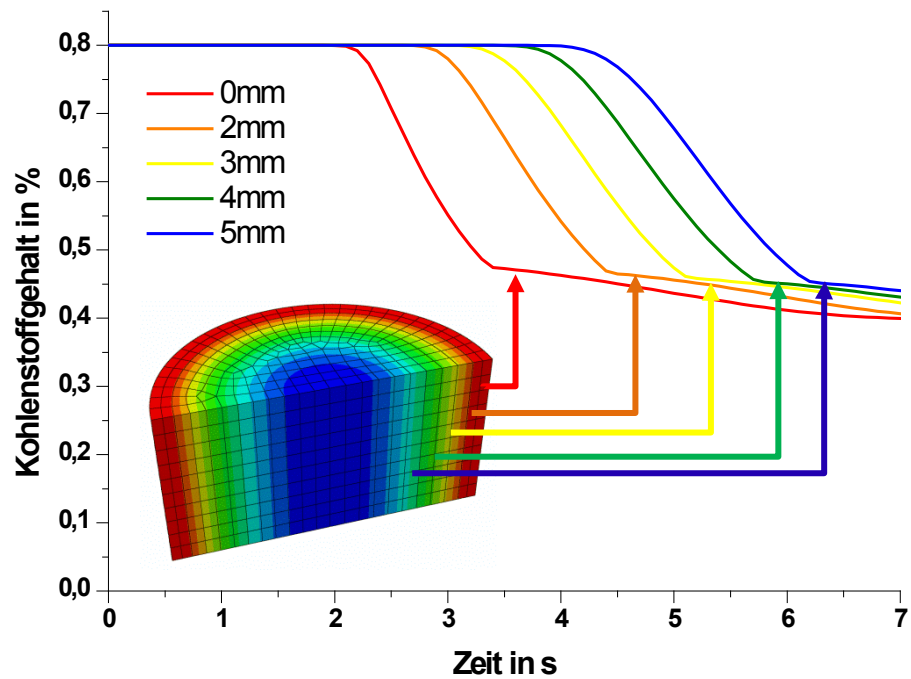
martensitischen Gefüge ergibt, dessen Ausbildung bei 3,5 s (sich andeutender linearer Verlauf der Kurve im roten Kreis) beginnt. Der ermittelten Zeit kann aus Bild 49 die dort vorliegende Oberflächentemperatur zugeordnet und dadurch auf die SHD zurückgeschlossen werden.

Die Konzentrationsänderung ist für ein simuliertes Element zu jedem Zeitpunkt und an jedem Punkt im Bereich der Probenoberfläche in **Bild 53** dargestellt. Auf der X-Achse ist die Zeit in s, auf der Y-Achse sind die Raumkoordinaten des simulierten Elementes in  $\mu\text{m}$ , auf der Z-Achse ist die C-Konzentration in % angegeben. Es verdeutlicht, dass die äußersten Simulationsbereiche ( $10 \mu\text{m}$  und  $-10 \mu\text{m}$ ) die längste Zeit benötigen um die C-Homogenisierung bei ca. 3,5 s zu erreichen.



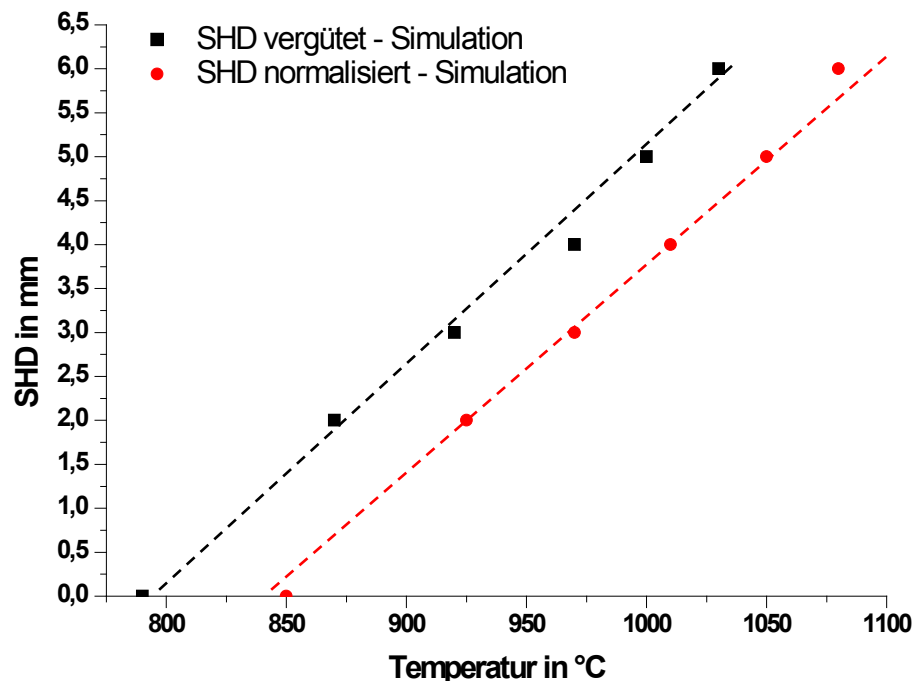
**Bild 53:** Zeitlich-räumliche Änderung für ein simuliertes Element im normalisierten Zustand

Die Kohlenstoff-Diffusion für den normalisierten Gefügestand in unterschiedlichen Tiefen ist in **Bild 54** beispielhaft für die Temperaturverläufe in Tiefen von 0 mm, 2 mm, 3 mm, 4 mm und 5 mm ab Oberfläche dargestellt. Dabei geben die Verläufe die bei  $-10 \mu\text{m}$  (Mitte des modellierten Perlitkorns) dargestellten Kurven aus Bild 53 wieder. Daraus wird die Verzögerung der Diffusion des Kohlenstoffs mit zunehmender Entfernung von der Oberfläche in Richtung Kern ersichtlich. Darüber hinaus zeigt sich, dass die Verläufe in Richtung Kern aufgrund der Wärmeleitung dichter bei einander liegen.



**Bild 54:** Zeitliche Entwicklung der Kohlenstoffdiffusion für 5 Tiefen im normalisierten Zustand

Weiter lässt sich der Zusammenhang der Diffusionsverläufe in unterschiedlichen Tiefen und der sich daraus ergebenden Austenitumwandlung in einem Diagramm darstellen (**Bild 55**).



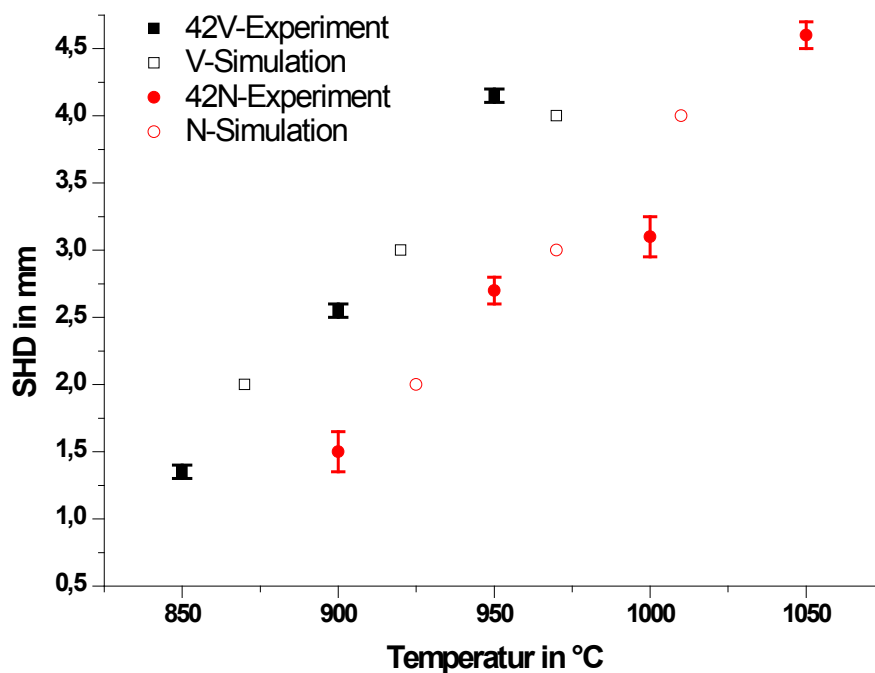
**Bild 55:** Simulationsergebnisse der Kohlenstoffdiffusion als Darstellung der SHD über der Oberflächentemperatur

So kann aus der ermittelten Zeit (Bild 54) für den normalisierten Zustand die dort vorliegende Oberflächentemperatur aus Bild 49 zugeordnet und so auf die SHD

zurückgeschlossen werden. Die sich aus dem Zusammenhang von Oberflächentemperatur und simulierter Kohlenstoffdiffusion ergebenden Verläufe weisen ebenfalls einen linearen Anstieg auf, der sich aus den idealisierten Bedingungen eines völlig homogen ausgebildeten Gefüges ergibt. In den realen Verläufen sind aufgrund von Gefügeinhomogenitäten eher größere Abweichungen zu erwarten. Unter der Annahme, dass die Tiefe der vollständig austenitisierten Randschicht der Tiefe der Randschichthärtung (SHD) nach dem Abschrecken entspricht, lässt sich diese in Abhängigkeit von der Oberflächentemperatur ablesen. Dabei zeigt sich, dass beim normalisierten Zustand (rot) die induktive Erwärmung auf 950 °C zu einer vollständigen Austenitisierung bis zu einer Tiefe von 2,7 mm führt.

### 7.4.7 Vergleich Simulationsergebnisse mit gemessener SHD

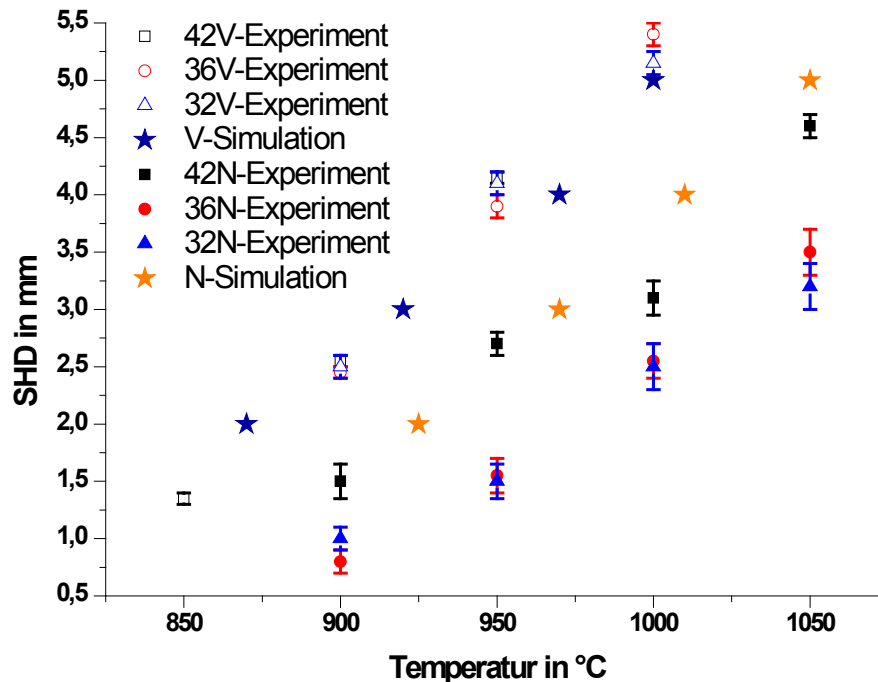
In **Bild 56** werden die Simulationsergebnisse den experimentellen Ergebnissen für den 42CrMo4 im vergüteten und normalisierten Zustand gegenübergestellt.



**Bild 56:** Gegenüberstellung der SHD-Werte aus Simulation und Experiment für den 42CrMo4 im vergüteten und normalisierten Zustand

Es zeigt sich eine weitgehende Übereinstimmung von simulierten zu gemessenen Ergebnissen für den 42CrMo4. Die Abweichungen bei höheren Temperaturen sind auf die vereinfachte Annahme einer völlig homogenen Gefügeverteilung zurückzuführen, die es in der Realität nicht gibt, wodurch zum Teil höhere gemessene SHD-Werte (im

vergüteten Zustand) oder niedrigere SHD-Werte (im normalisierten Zustand) bei den experimentell ermittelten Werten erreicht werden.



**Bild 57:** Gegenüberstellung der SHD-Werte aus Simulation und Experiment für die drei Werkstoffe im vergüteten und normalisierten Zustand

Eine Gegenüberstellung der experimentellen SHD-Werte und simulierten SHD-Werten für alle drei untersuchten Werkstoffe im vergüteten und normalisierten Zustand gibt **Bild 57**. Auch hier zeigen die vergüteten Zustände eine gute Übereinstimmung mit den simulierten SHD-Werten. Die normalisierten SHD-Simulationsergebnisse liegen für die Werkstoffe 36CrB4 und 32CrB4 hingegen deutlich über den gemessenen SHD-Werten, was auf das vereinfachte Gefügemodell mit dem höheren Kohlenstoffgehalt, aber auch auf die schlechtere Einhärtbarkeit aus den Stirnabschreckversuchen (vgl. Bild 28) zurückzuführen ist.

Aufgrund der vereinfachten Gefüge-Modellannahme werden die für die Regelung benötigten Geraden aus den experimentell ermittelten Daten im unteren Bereich der Fehlerbalken angelegt. So können auch bei ungünstigen Ausgangs-Gefügeständen, bei denen die Kohlenstoffkonzentration unter den in der Simulation angenommenen 0,4 % liegt, die geforderten SHD-Werte erreicht werden. Die sich daraus ergebenden Geradengleichungen für die drei Werkstoffe sind in **Tabelle 11** dargestellt.

**Tabelle 11:** Geradengleichungen für die Inline-Regelung

| Werkstoff | vergütet         | normalisiert     |
|-----------|------------------|------------------|
| 42CrMo4   | $x = 38 y + 800$ | $x = 73 y + 800$ |
| 36CrB4    | $x = 29 y + 850$ | $x = 67 y + 850$ |
| 32CrB4    | $x = 27 y + 850$ | $x = 65 y + 850$ |

Die Gleichungen unterscheiden sich durch ihre unterschiedlichen Steigungen und die sich ändernden Anfangs-Austenitisierungstemperaturen. Da bei der Inline-Regelung die zu erreichenden SHD-Werte vorgegeben werden, ergeben sich aus den Geradengleichungen die erforderlichen Oberflächentemperaturen. Eine exaktes Erreichen der SHD-Werte ist durch das gewählte Regelkriterium nicht umsetzbar, da die Geraden am unteren Ende der Fehlerbalken angelegt sind und so beim Härten höhere SHD-Werte zu erwarten sind. Eine Punktlandung bei den geforderten SHD-Werten wäre nur durch eine genauere Bestimmung der Temperaturverteilung im Probeninneren für die unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände möglich. Dazu müssten beispielsweise die im Simulationsmodell getroffenen Vereinfachungen bei den Gefügemodellen verfeinert werden, wie Hunkel es bei seiner Mikro- und Makrosimulation beschreibt [Hunkel, 2011], und der Induktionsprozess selbst nicht über die vereinfachte Darstellung der Oberflächentemperaturmessung simuliert werden. Dieses Ziel war aber auch in der Simulation nicht verfolgt worden, es sollte lediglich in einer vereinfachten Weise versucht werden, den experimentellen Aufwand zur Ermittlung der Regelgrößen für die Inline-Regelung durch Zuhilfenahme einfacher Simulationsmethoden zu reduzieren.

Resümee:

*Durch die Simulation konnte ein Modell entwickelt werden, das mit einer vereinfachten Annahme für den Skin-Effekt den Temperaturverlauf im Probeninneren darstellt. Die daraus abgeleiteten Temperaturverläufe fließen in die Berechnung der Diffusionskoeffizienten ein und bilden die Voraussetzung für die tiefenabhängige Berechnung der Kohlenstoffdiffusion, anhand welcher auf die erreichte SHD geschlossen werden kann. Der experimentell ermittelte lineare Zusammenhang von Oberflächentemperatur und SHD findet sich auch in den Ergebnissen der Simulation wieder. Die Ergebnisse zeigen für den vergüteten Zustand eine weitgehende Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Ergebnissen. Bei den normalisierten*

Zuständen weisen die Werkstoffe 36CrB4 und 32CrB4 niedrigere SHD-Werte auf als die in der Simulation berechneten, was auf das stark vereinfachte Gefüge-Modell für den normalisierten Zustand zurückzuführen ist. Die für die Regelung benötigten Geradengleichungen werden daher im unteren Bereich der experimentell ermittelten Messwerte angesiedelt, um auch bei den inhomogenen Zuständen die erforderlichen SHD-Werte zu erreichen.

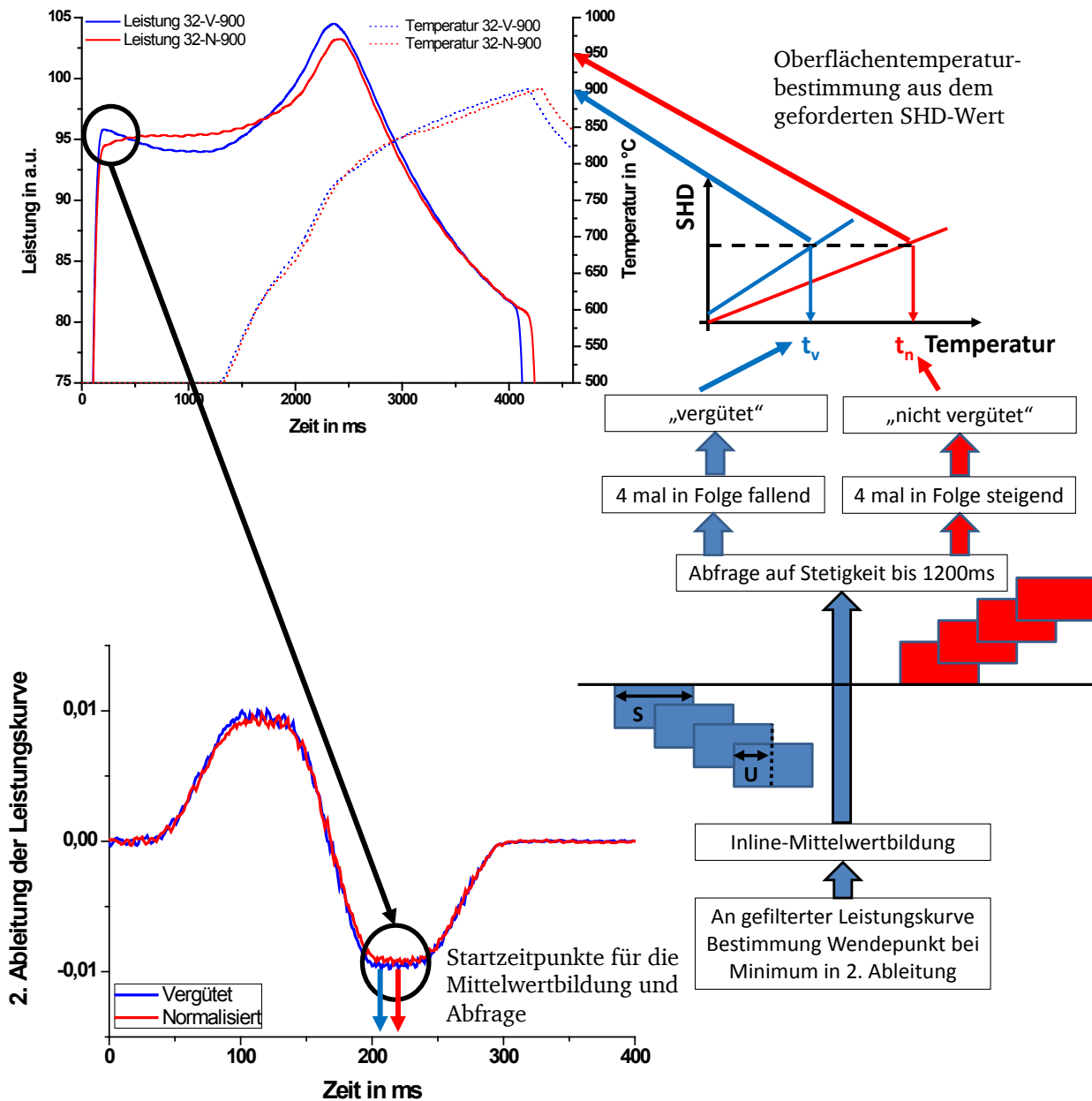
## 7.5 Inline-Regelungskonzept

Der Begriff *Inline* wird hier verwendet, da zunächst nur die Regelung des Prozesses innerhalb der Induktionsanlage vorgenommen wird, was aber die Anbindung an eine Online-Regelung nicht ausschließt. Diese Inline-Regelung basiert darauf, dass im Induktionsprozess anhand der Leistungskurve der Ausgangsgefügezustand erkannt wird und mittels des experimentell und rechnerisch erarbeiteten Kriteriums über einfache mathematische Operationen das geforderte Härteergebnis erreicht wird.

Das Messsignal für die Erkennung muss möglichst rauscharm vorliegen, damit es sich mathematisch weiterverarbeiten lässt. Wenn der Werkstoffzustand erkannt ist, erfolgt die weitere Regelung nicht durch Änderung der Leistungskurve während des Prozesses. Es wird vielmehr nur die Oberflächentemperatur entsprechend der geforderten SHD geregelt und der Induktions-Prozess mit Erreichen der notwendigen Oberflächentemperatur durch die Regelung beendet.

Die Vorgehensweise für die Erkennung des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve und die weiteren automatischen Regelungsschritte der an der Induktionsanlage implementierten Regelung sind in **Bild 58** dargestellt.

## Ergebnisse der Untersuchungen



**Bild 58:** Schematische Darstellung der Erkennung des Werkstoffzustands an der Induktionsanlage

Das Messsignal der Leistungskurve weist nach der Filterung noch immer eine Sinusschwingung auf, so dass sich aus dem Verlauf der Anfangssteigung heraus nach dem ersten Maximum im Einschwingvorgang ein Wendepunkt (Minimum in der 2. Ableitung) im Kurvenverlauf bestimmen lässt (schwarzer Kreis unten links). Ab diesem ermittelten Zeitpunkt beginnt die Abfrage des Fallens oder Steigens der Leistungskurve, was durch eine mathematische Abfrage der errechneten Mittelwerte im Intervall zwischen der Zeit des Wendepunktes und 1200 ms erfolgt. Die Anzahl der aufeinander folgenden steigenden oder fallenden Mittelwerte bildet das Kriterium, das Aufschluss über den Werkstoffzustand gibt. Nach dem Erkennen des Werkstoffzustands wird aus den hinterlegten Geradengleichungen die Temperatur

bestimmt, die sich nach Tabelle 11 aus der Beziehung von gefordertem SHD-Wert und Werkstoff ergibt. Dadurch wird der laufende Prozess über die jeweilige Oberflächentemperatur geregelt und benötigt keine Referenzkurven, zu denen eine Differenz ausgeregelt werden müsste.

Zur Auswahl des Kriteriums für die Erkennung des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve wurden die bis dahin aufgenommen Leistungskurven verwendet und in einem in Mathlab programmierten Abfragemodell untersucht. Dabei wurden die Parameter:

- Schrittweite  $S = 50 \text{ ms}$ ,  $100 \text{ ms}$ ,  $150 \text{ ms}$ , aus denen die Mittelwerte bestimmt werden,
- Anzahl der aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen  $A = 2$ ,  $3$  und  $4$  und
- Überlappungen zwischen den Bereichen  $U = 50\%$  oder  $0\%$ .

variiert, um daraus die optimale Parameterkombination als Kriterium für die Erkennung herzuleiten.

Eine Auswahl aus den Parametervariationen ist in **Tabelle 12** dargestellt, wobei die variierten Parameter (erste Zeile) nur Schrittweite ( $S$ ) und Anzahl der aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen ( $A$ ) sind, da die Überlappungsvariation  $U$  keine merkbaren Unterschiede in der Erkennung gebracht hat. Die Überlappung der Mittelwerte lag bei allen in der Tabelle dargestellten Proben bei  $50\%$ .

Die von der Analyseroutine bei den dargestellten Ergebnissen als falsch identifizierten Werkstoffzustände sind in der Tabelle rot gekennzeichnet, ihre Anzahl ist für den jeweiligen Parametersatz in der letzten Zeile aufgeführt. Die ermittelte Zeit des Wendepunktes liegt im Zeitbereich von  $200 \text{ ms}$  bis  $230 \text{ ms}$  und ist in der letzten Spalte der Tabelle angegeben.

Tabelle 12: Parametervariation Inline-Regelung

| Probe             | S=50<br>A=2  | S=50<br>A=3 | S=50<br>A=4   | S=100<br>A=2 | S=100<br>A=3 | S=100<br>A=4 | S=150<br>A=2 | S=150<br>A=3 | S=150<br>A=4 | Wendepunkt<br>in ms |
|-------------------|--------------|-------------|---------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|---------------------|
| 36-V-900          | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,227               |
| 36-V-900          | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,221               |
| 36-V-900          | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,207               |
| 36-N-900          | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,229               |
| 36-N-900          | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,217               |
| 32-N-900          | <b>fällt</b> | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,208               |
| 32-V-950          | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,224               |
| 32-V-950          | fällt        | fällt       | <b>steigt</b> | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,221               |
| 32-V-950          | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,222               |
| 32-N-950          | <b>fällt</b> | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,215               |
| 32-N-950          | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,209               |
| 32-N-950          | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,214               |
| 42-N-1050         | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,213               |
| 42-V-1050         | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,224               |
| 36-V-1050         | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,204               |
| 36-N-1050         | steigt       | steigt      | steigt        | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | steigt       | 0,204               |
| 32-V-1050         | fällt        | fällt       | fällt         | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | fällt        | 0,207               |
| 32-N-1050         | <b>fällt</b> | steigt      | steigt        | <b>fällt</b> | steigt       | steigt       | <b>fällt</b> | steigt       | steigt       | 0,214               |
| <b>Fehlerzahl</b> | <b>3</b>     | <b>0</b>    | <b>1</b>      | <b>1</b>     | <b>0</b>     | <b>0</b>     | <b>1</b>     | <b>0</b>     | <b>0</b>     |                     |

Die Parameter bei einer Schrittweite von  $S=50$  ms weisen bei einer Anzahl von 2 aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen die schlechteste Unterscheidung im Erkennen der Werkstoffzustände auf. Hier wird für den normalisierten Zustand aufgrund der in den Messwerten noch vorhandenen Sinusschwingung am häufigsten ein Fallen festgestellt, was eigentlich den vergüteten Zustand kennzeichnet. Bei 3 aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen ergibt sich eine 100% Erkennung der Zustände. Bei einer Erhöhung der Anzahl auf 4 Übereinstimmungen werden aufgrund einer Fehlermeldung für den vergüteten Zustand keine 100% Erkennbarkeit erreicht.

Bei einer Schrittweite  $S=100$  ms ergibt sich bei 2 aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen ebenfalls keine 100 % Erkennung der Zustände. Bei der Anzahl von 3 und 4 aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen ist diese jedoch für alle Zustände gegeben.

Das gleiche Bild wie bei der Schrittweite von  $S=100$  ms zeigt sich in der Treffsicherheit bei einer Schrittweite von  $S=150$  ms.

Sucht man die Parameterkombination, welche die zuverlässigste Erkennung der Werkstoffzustände garantiert, geben die Schwingungen im Messsignal den Ausschlag: Bei der Schrittweite  $S=150$  ms zeigen sich aufgrund der Schwingungen aus dem Messsignal auch in den ausgewerteten Mittelwerten höhere Abweichungen als bei einer Schrittweite von  $S=100$  ms, bei der die Mittelwertbildung mit der Periode der 10 Hz-Schwingungen aus der Probenrotation übereinstimmt. Die Schrittweite von  $S=50$  ms fällt wegen der fehlenden Sicherheit aus.

Daher wurden für die Inline-Regelung die Schrittweite von  $S=100$  ms und die Anzahl von  $A=4$  aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen gewählt.

Die so gewonnene und implementierte **Inline-Regelung** funktioniert in folgender Weise:

Sind vier aufeinanderfolgende Differenzwerte kleiner im Vergleich zum vorherigen Wert, so liegt der **vergütete** Zustand vor.

Tritt im Intervall bis 1200 ms nach dem Erkennen eines fallenden Wertes ein steigender Wert auf, beginnt die Abfrage von vorn, bis vier aufeinanderfolgende Übereinstimmungen auftreten. Andernfalls liegt der **normalisierte** Zustand vor.

Ein Beispiel mit den ermittelten Differenzwerten und den sich daraus ergebenden aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen für das ausgewählte Regel-Kriterium ist für die drei Werkstoffe bei einer Oberflächentemperatur von 1000 °C im **Anhang E** in den **Tabellen E-1 und E-2** dargestellt.

### Resümee:

*An der Induktionsanlage konnte eine Regelung implementiert werden, die den Werkstoffzustand anhand des Leistungskurvenverlaufs erkennt und mit einer einfachen mathematischen Abfrage den weiteren Prozess regelt. Das Regelkriterium für den vergüteten Zustand ist das viermalige hintereinander Fallen der Werte nach dem ermittelten Leistungskurvenmaximum. Für den normalisierten Zustand ist das Erkennungsmerkmal ein Steigen der Leistungskurve. Das aus Simulation und Experiment ermittelte Oberflächentemperatur-SHD-Diagramm wird in der Anlage hinterlegt. Dadurch ist diese imstande, im Automatik-Modus nach erfolgreicher Erkennung des Werkstoffzustands **während** des Prozesses auf die für den geforderten SHD-Wert erforderliche Oberflächentemperatur zu regeln.*

## **7.6 Sensitivitätsanalyse und Verifikation des Verfahrens der Inline-Regelung**

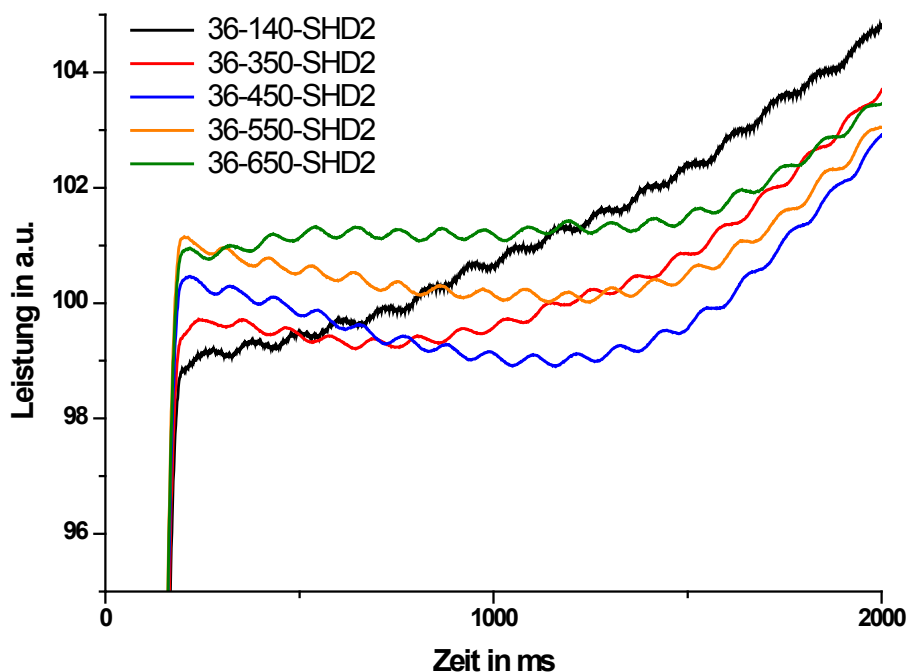
Bei der Sensitivitätsanalyse liegt das Hauptaugenmerk auf dem Einfluss des Vergütungszustands und des Kopplungsabstands auf den Verlauf der Leistungskurve. Da die Regelung nur für die zuvor untersuchten Werkstoffzustände und die vorgegebenen Kopplungsabstände ausgelegt wurde, wird vor allem überprüft, wie sich bei aktivierter automatischer Regelung unterschiedliche Anlasszustände bzw. Abweichungen von der Probengeometrie auswirken. Es kommt weniger darauf an, dass die Zielgrößen der geforderten SHD-Werte exakt erreicht werden.

### **7.6.1 Einfluss des Vergütungszustands auf die Leistungskurve**

Die Einflussfaktoren des Ausgangs-Gefügestands auf die Leistungskurve und die damit verbundenen erkennbaren Veränderungen in der Leistungskurve wurden in **Abschnitt 7.1** beschrieben. Nun soll für unterschiedliche Vergütungszustände der jeweilige Verlauf der Leistungskurve näher untersucht werden. Während des Prozesses wurden die Proben über die entwickelte Regelung bei konstanter Spannung auf die zum Erreichen der vorgegebenen SHD-Werte erforderliche Oberflächentemperatur hin erhitzt.

Die Sensitivitätsanalyse für die unterschiedlichen Vergütungszustände wurde hierbei nur am 36CrB4 durchgeführt, da sich in den vorherigen Untersuchungen bei allen drei Werkstoffen eine vergleichbare Verlaufscharakteristik sowohl in der Leistungskurve als auch in den Härteergebnissen abgezeichnet hatte. Es ist also davon auszugehen, dass sich ein vergleichbares Verhalten auch bei den beiden anderen Werkstoffen abzeichnet und die Ergebnisse übertragbar sind.

Da die Erkennung der Zustände nur am Anfang des Prozesses stattfindet, werden in **Bild 59** beispielhaft die Ausschnitte aus den Leistungskurven der auf eine Soll-SHD von 2 mm gehärteten Proben dargestellt, die bei der Variation des Vergütungszustandes die markantesten Unterschiede aufweisen.



**Bild 59:** 36CrB4, Ausschnitt des Verlaufs der Leistungskurven der bei 140 °C, 350 °C, 450 °C, 550 °C und 650 °C angelassenen Proben, die auf eine SHD von 2 mm in der Inline-Regelung gehärtet wurden

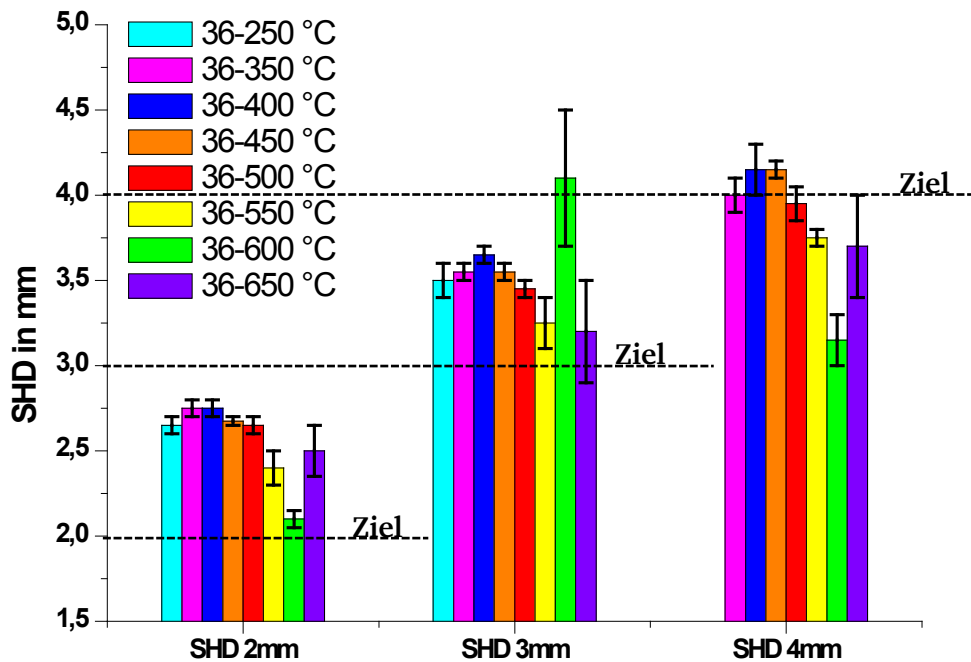
Die bei 140 °C angelassene Probe (schwarz) zeigt nach dem Einschwingvorgang einen stetigen Anstieg im Kurvenverlauf, der vergütete Zustand wird anhand des Regelkriteriums nicht erkannt. Die bei 350 °C angelassene Probe (rot) weist einen minimalen Abfall im Verlauf der Leistungskurve auf, der jedoch nicht so stark ausgeprägt ist, wie bei der bei 450 °C angelassenen Probe (blau), die im relevanten Verlaufsgebiet den maximalen Abfall zeigt. Diese Zustände werden von der Regelung als vergütet erkannt. Zu einer Anlasstemperatur von 550 °C hin ist der Abfall in der Kurve wieder schwächer ausgeprägt, was aber immer noch zum Erkennen des

vergüteten Zustands durch die Regelung führt. Bei der 650 °C-Probe (grün) ist ein Ansteigen des Kurvenverlaufs zu verzeichnen, so dass hier das Regelkriterium für den vergüteten Zustand nicht greift. Eine eindeutige Erkennbarkeit des vergüteten Zustands ist anhand des charakteristischen Verlaufs der Leistungskurve daher nur in einen Bereich der Anlasstemperatur von 350 °C bis 550 °C möglich. Die Verläufe für alle untersuchten Vergütungszustände sind im **Anhang C** in den **Bildern C-1 bis C-9** dargestellt.

Ein möglicher Ansatz zur Erklärung der veränderten Verlaufscharakteristik bei der Variation der Vergütungszustände kann aus den vor der induktiven Randschichthärtung vorliegenden Ausgangs-Gefügeständen gewonnen werden (vgl. Bild 30). So liegt bei 140 °C und 250 °C fast ausschließlich grober Martensit vor, der nahezu keine Karbide enthält. In diesem Bereich steigt die Leistungskurve im Auswertungsbereich an. Durch die im Vergütungsbereich von 350 °C bis 550 °C schon vorliegenden Anlasskarbide, die sich zu 550 °C hin in ihrer Ausscheidungszahl vermehren, ändert sich die Verlaufscharakteristik der Leistungskurve im Auswertungsbereich: sie fällt. Bei 600 °C kommt es zu einer weiteren Gefügeveränderung, da sich zunehmend rein ferritische Bereiche ausbilden. Diese begründen im Auswertungsbereich den Anstieg im Verlauf der Leistungskurve, der dem normalisierten Zustand gleicht. Hier könnten Messungen im magnetischen Wechselfeld (wie [Hünicke, et al., 2003] sie für das magnetische Gleichfeld durchführte) das Verhalten der relativen magnetischen Permeabilität in Abhängigkeit von der Temperatur und der magnetischen Feldstärke für die einzelnen Vergütungszustände ermitteln und Aufschluss für die Verläufe der Leistungskurven geben.

Da nicht alle Vergütungszustände durch die Regelung als vergütet erkannt wurden, führte dies bei den nicht erkannten Zuständen zu einer Erwärmung auf höhere Oberflächentemperaturen, die den normalisierten Zuständen entsprechen. Eine graphische Darstellung der erreichten SHD-Werte für die unterschiedlichen Vergütungszustände zeigt **Bild 60**. Es wurden bei der Auswertung je Probe drei Härtetiefenverläufe gemessen. Die 140°C-Zustände und der 250°C-Zustand bei 4 mm-SHD sind aufgrund von zu großen SHD-Werten nicht abgebildet (vgl. **Anhang D**, **Tabelle D-1**). Aus technologischer Sicht sind diese geringen Anlasstemperaturen bei

den verwendeten Werkstoffen aber auch ohne praktische Bedeutung, da sie noch sehr spröde sind.



**Bild 60:** 36CrB4, Vergleich der erreichten SHD-Werte für die Vergütungszustände aus der Inline-Regelung.

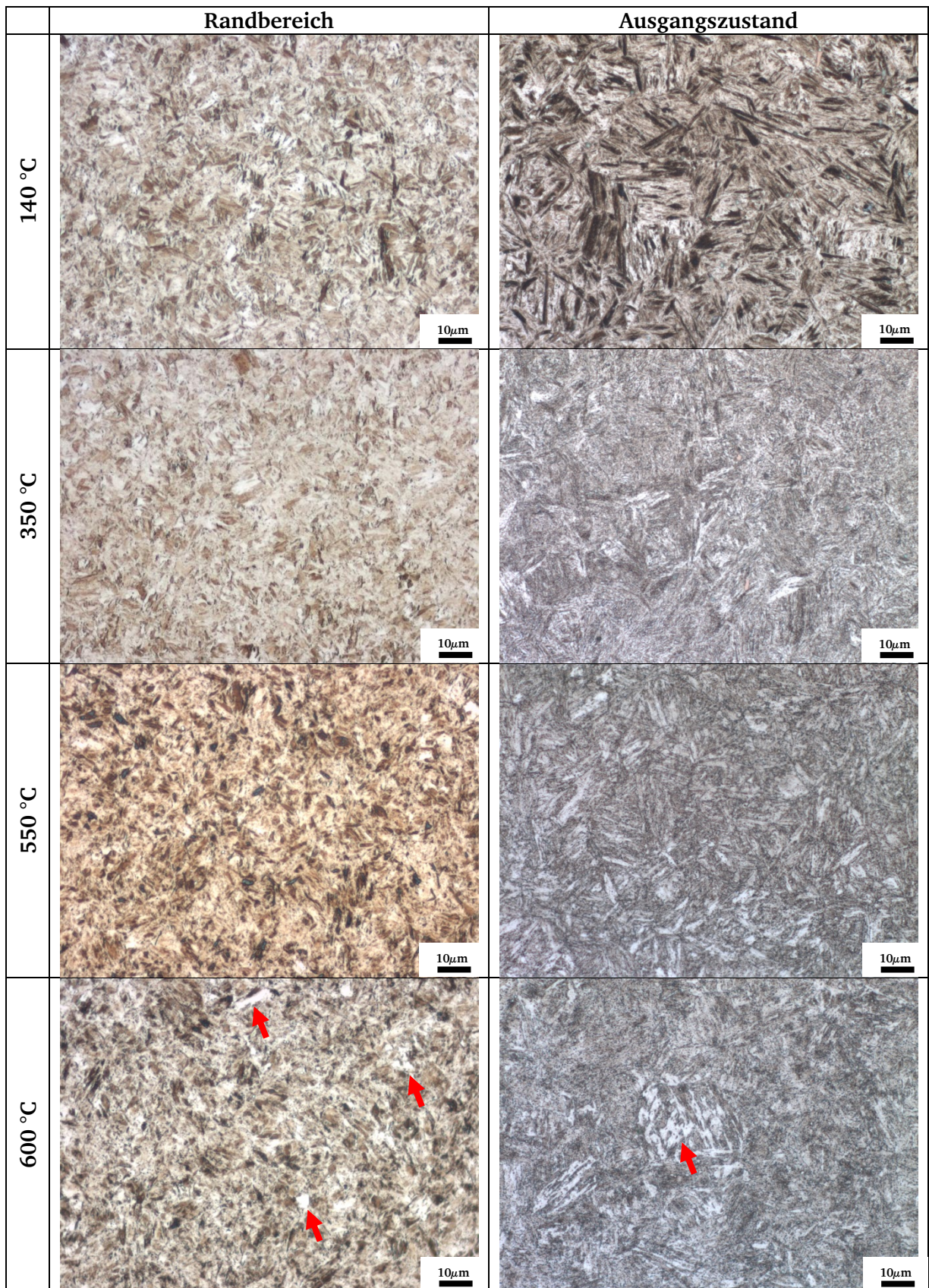
Betrachtet man bei den drei vorgegeben Ziel-SHD-Werten nur die 450°C-Zustände (Bild 60, orange), so zeigt sich, dass alle drei Zustände über den geforderten SHD-Werten liegen und bei der 4 mm-SHD die Ziel-SHD am besten erreicht wird. Alle Werte der 450°C-Zustände liegen in der in [DIN ISO 15787: 2010] geforderten Toleranz (vgl. Tabelle 1). Insgesamt würde eine relativ einfache Anpassung der Geradengleichung in der Regelung ermöglichen, auch bei den niedrigeren SHD-Werten die Zielvorgabe mit einer deutlich geringeren Abweichung zu erreichen.

Bei den Vergütungszuständen im Bereich von 350 °C bis 550 °C liegen die erreichten SHD-Werte trotz der unterschiedlichen Anlassbehandlung mit den abfallenden Ausgangs-Härtewerten vor der induktiven Randschichthärtung in einem engen Streuband. Die ermittelten SHD-Werte bieten bei den geforderten Ziel-SHD-Werten ein nahezu identisches Erscheinungsbild mit den größten SHD-Werten bei 450 °C. Die 600 °C- und 650 °C-Vergütungszustände (grün und violett) weisen hingegen in den erreichten SHD-Werten Abweichungen und größere Streuungen auf. Bei den 600 °C-Zuständen (grün) zeigen die 2 mm- und 4 mm-SHD- Proben einen deutlichen Abfall der SHD-Werte im Vergleich zu den 350 °C- bis 550 °C-Zuständen. Dies ist durch die sich ändernde Gefügestruktur im 600°C-Ausgangsgefügezustand zu erklären, in dem

sich durch die Anlassbehandlung schon ferritische Bereiche abzeichnen (vgl. **Bild 61** letzte Zeile rechts). So ist auch erklärbar, dass bei der 3 mm-Probe das Regelkriterium nicht den vergüteten Zustand erkennt und daher auf eine höhere Oberflächentemperatur erwärmt, wodurch der größere SHD-Wert zustande kommt, der jedoch noch immer in der Toleranz der [DIN ISO 15787: 2010] liegt. Bei den 650°C-Vergütungszuständen (violett) wird der vergütete Zustand bei allen Proben nicht erkannt. Allerdings werden infolge der dadurch vorgegebenen höheren Oberflächentemperaturen die geforderten SHD-Werte annähernd erreicht (vgl. **Anhang D, Bilder D-1 und D-2**).

Bei der Darstellung fällt insgesamt auf, dass die geforderten SHD-Werte bei 2 mm- und 3 mm-SHD im Mittelwert deutlich über dem Ziel liegen. Zu diesen zu hohen Einhärtungstiefen ist es durch die konservative Annahme der linearen Geradengleichung, die sich an den unteren Fehlerbalken der experimentell ermittelten Messwerte orientiert, gekommen. Hier hätte eine Anpassung der Geradengleichung nach je einem Versuchsparametersatz zu einer geringeren Abweichung von der Ziel-SHD geführt. Da aber das Augenmerk auf der Erkennung des Werkstoffzustands durch die Inline-Regelung lag, wurde der Anpassungsschritt bei diesen Untersuchungen nicht weiter verfolgt. Als positiver Effekt zeigt sich jedoch, dass bei den geforderten SHD-Werten von 2 mm trotz der eingeschränkten Erkennung bis auf den 140 °C-Zustand alle untersuchten Vergütungszustände im Toleranzbereich der [DIN ISO 15787: 2010] liegen und so die Regelung in diesem Bereich ein optimales Ergebnis mit eingegrenzter Streuung der SHD-Werte liefert.

Bei den Härtewerten für die auf 4 mm-SHD gehärteten Proben liegen bis auf den 400°C- und 450°C-Vergütungszustand alle SHD-Werte unter dem geforderten Ziel, da die Wärmeleitung nicht ausreicht, um in dieser Tiefe die Auflösungs- und Diffusionsvorgänge voranzutreiben. Durch die unzureichende Wärmeleitung nimmt auch die Streuung der Härteergebnisse für die unterschiedlichen Vergütungszustände deutlich zu.



**Bild 61:** 36CrB4, Vergleich der Gefügeausbildung im Randbereich und Ausgangszustand.

Eine Gegenüberstellung der Randgefüge für die auf 2 mm SHD gehärteten Proben sowie das Ausgangsgefüge sind in **Bild 61** im Längsschliff dargestellt. Das Gefüge des

140 °C-Vergütungszustands weist nach dem Randschichthärten keine Karbide in der martensitischen Struktur auf. Die Martensitnadeln scheinen sich aber im Vergleich zum Ausgangsgefügezustand verfeinert zu haben. Die Gefüge im Bereich von 350 °C bis 550 °C zeigen in ihrer Ausbildung im Randbereich keine großen Unterschiede und weisen nach dem Randschichthärten Anlasskarbide in der martensitischen Struktur auf. Die schon im Ausgangsgefügezustand vorhandenen Karbide konnten sich durch die kurze Austenitisierungszeit nicht vollständig auflösen. Die Vergütungsgefüge ab 600 °C zeigen im Randbereich nach dem Randschichthärten neben Karbiden ansatzweise ferritische Bereiche in der martensitischen Matrix (Pfeile Bild 61).

### Resümee:

*Die Sensitivitätsanalyse am Werkstoff 36CrB4 führte hinsichtlich der Zuverlässigkeit der Erkennung der Vergütungszustände mittels der Leistungskurve zu folgenden Ergebnissen:*

*Für den geforderten SHD-Wert von 2 mm erweist sich die erarbeitete Inline-Regelung im technologisch relevanten Vergütungsbereich von 350 °C bis 650 °C trotz einer falschen Erkennung beim 650 °C-Zustand als voll funktionsfähig und zuverlässig, da alle SHD-Werte in der Toleranz der [DIN ISO 15787: 2010] liegen. Da der 140 °C- und, 250°C-Vergütungszustand aufgrund der geringen Verformungsfähigkeit keine technologische Relevanz besitzt, ist die Regelung für diese Härtetiefe universell einsetzbar.*

*Für den 3 mm SHD-Wert liefert sie ein gutes Ergebnis, wobei auch der 650°C-Zustand durch eine geringe Veränderung der Steigung der Geradengleichung in der Inline-Regelung im Toleranzbereich liegen würde, so dass die Regelung auch für diese Tiefe eingesetzt werden kann. Für den 4 mm-SHD-Wert liegen die Ergebnisse teilweise unter der geforderten Ziel-SHD, was auf die geringere Wärmeleitung zurückzuführen ist; jedoch wird gerade hier beim 400°C- und 450°C-Vergütungszutand die Ziel-SHD am besten getroffen.*

*Da in den Untersuchungen der Reproduzierbarkeit sich bei allen drei Werkstoffen eine vergleichbare Verlaufcharakteristik sowohl in der Leistungskurve als auch in den Härteergebnissen abgezeichnet hat, ist davon auszugehen, dass sich ein vergleichbares Verhalten auch bei den beiden anderen Werkstoffen ergibt und die Ergebnisse übertragbar sind.*

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Inline-Regelung die Vergütungszustände im Bereich von 350°C bis 550°C zuverlässig erkennt und den weiteren Prozess so regelt, dass die geforderte SHD im technologisch relevanten Vergütungsbereich von 350 °C bis 650 °C erreicht wird.

### 7.6.2 Einfluss des Kopplungsabstandes

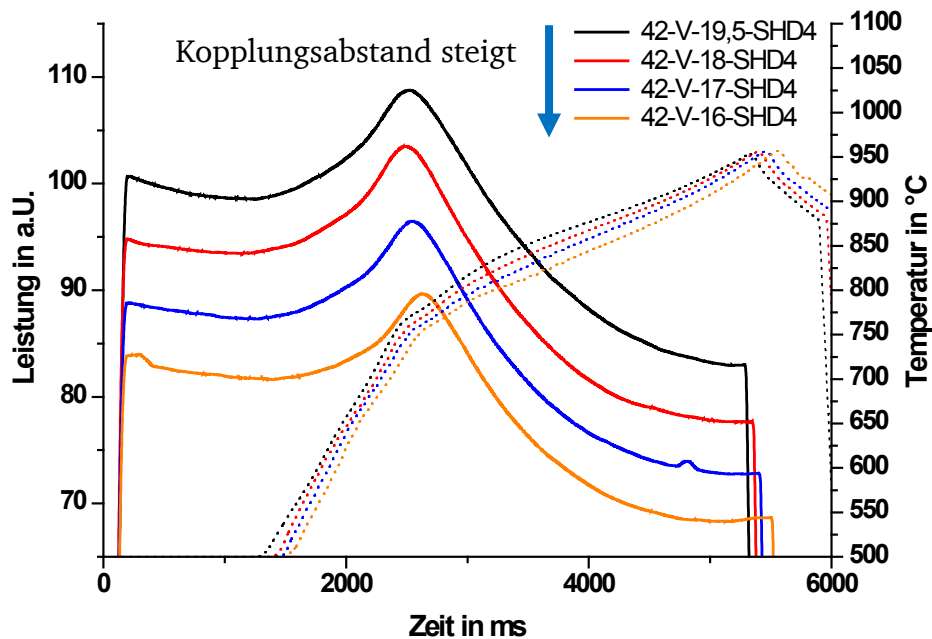
Ein weiterer Einfluss auf die Erkennbarkeit des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve wird durch eine Variation des Kopplungsabstandes untersucht. Das geschieht unter Beibehaltung der Probengeometrie durch eine Verringerung des Probenquerschnitts. Die Proben von unterschiedlichem Durchmesser werden mit der Inline-Regelung auf die geforderten SHD-Werte gehärtet, wobei das Augenmerk auf der Erkennung des Werkstoffzustands liegt und nicht auf dem exakten Erreichen der geforderten SHD-Werte.

Durch die Durchmesserreduzierung ergeben sich bei einem Induktor-Innendurchmesser von 24 mm die in **Tabelle 13** dargestellten Kopplungsabstände.

**Tabelle 13:** Probendurchmesser und Kopplungsabstand

| Probendurchmesser | Kopplungsabstand |
|-------------------|------------------|
| 19,5 mm           | 2,25 mm          |
| 18 mm             | 3 mm             |
| 17 mm             | 3,5 mm           |
| 16 mm             | 4 mm             |

Der Wirkungsgrad nimmt mit steigendem Kopplungsabstand von Induktor zu Probe ab (vgl. schon [Benkowsky, 1990] und [Peter, 2001]) (**Bild 62**). Auch in der Leistungskurve werden mit steigendem Kopplungsabstand die Maximalwerte niedriger, was beim vergüteten Zustand aber keinen Einfluss auf den charakteristischen Verlauf des Fallens der Leistungskurve in den ersten 1200 ms hat. Die hier als Beispiel für den vergüteten Zustand dargestellten Verläufe wurden auf einen geforderten SHD-Wert von 4 mm bei automatischer Regelung gehärtet.

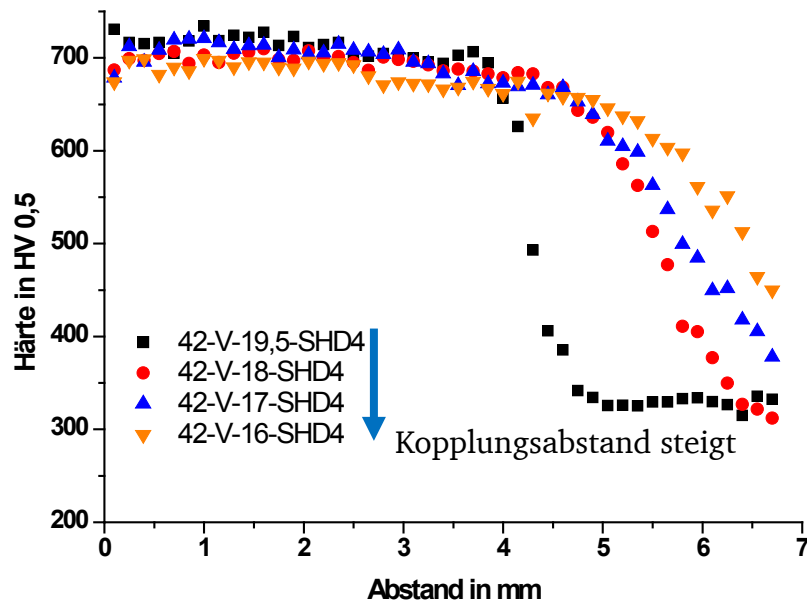


**Bild 62:** 42CrMo4, vergütet mit geforderter SHD von 4 mm, Leistungskurven für verschiedene Kopplungsabstände (4 mm bis 2,25 mm).

Im Temperaturverlauf zeigen sich mit steigendem Kopplungsabstand Unterschiede in der Zeit bis zum Erreichen der Curie-Temperatur und der gleichen Oberflächentemperatur (gestrichelte Linie), was auf den schlechteren Wirkungsgrad zurückgeführt werden muss, da bei der Durchmesser verringering die Frequenz der Anlage wie auch die Werkstoffparameter die gleichen sind. Es ändert sich lediglich das Volumen der Probe, wodurch sich infolge der steigenden Entfernung von der Probe zum Induktor das Magnetfeld abschwächt und die Einkopplung der Energie verringert. Es zeigt sich, dass die Probe mit dem geringsten Kopplungsabstand (2,25 mm) die Oberflächentemperatur als erste erreicht, die mit dem größten Kopplungsabstand (4 mm) als letzte. Die Charakteristik der Verläufe der Leistungskurve bleibt mit steigendem Kopplungsabstand jedoch erhalten, so dass die Induktionsanlage bei der Inline-Regelung den Werkstoffzustand anhand der (allerdings niedriger verlaufenden) Leistungskurven erkennen kann.

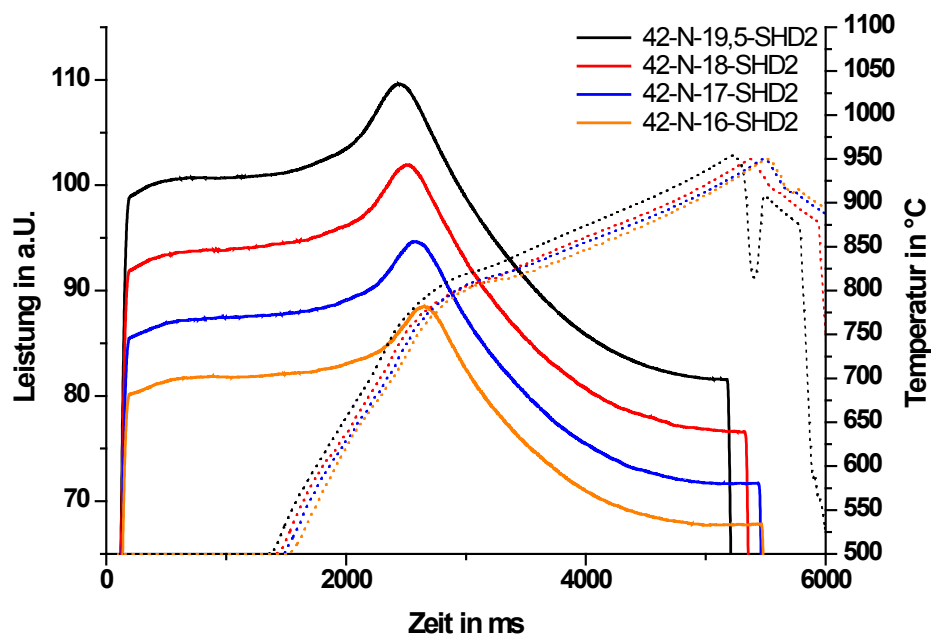
Die Härtetiefenverläufe zeigen hingegen ein nicht erwartetes Ergebnis. Es wäre mit sinkendem Wirkungsgrad von geringeren SHD-Werten auszugehen. Dies ist jedoch nicht der Fall, vielmehr steigt die erreichte SHD bei 550 HV 0,5 bei dem vergüteten Zustand mit größer werdendem Kopplungsabstand: z.B. bei einem Kopplungsabstand von 2,25 mm liegt die SHD bei 4 mm (schwarz), bei einem Kopplungsabstand von 4 mm (orange) liegt die SHD bei ca. 6 mm (**Bild 63**). Der Härteabfall flacht hierbei

vom geringen Kopplungsabstand (steiler Abfall) zum größer werdenden Kopplungsabstand (flacher Abfall) mit schlechter werdendem Wirkungsgrad ab.



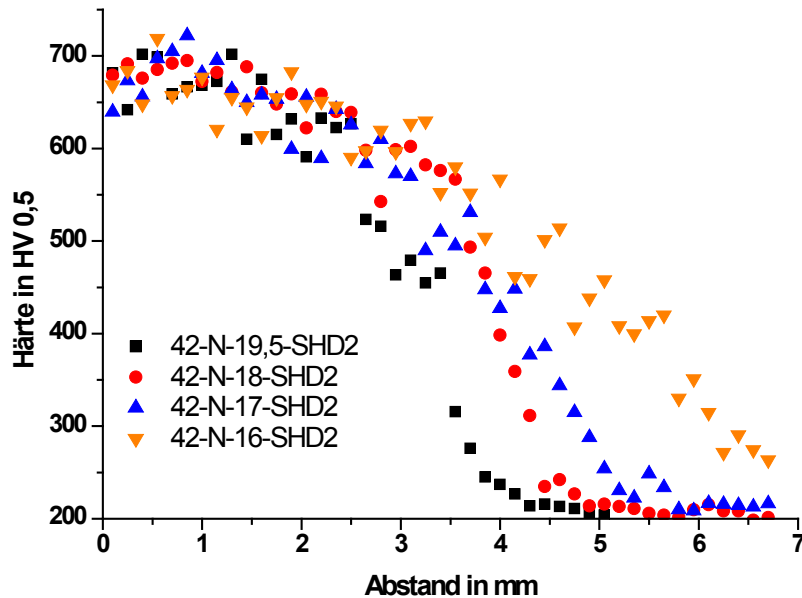
**Bild 63:** 42CrMo4, vergütet SHD 4 mm Härtetiefenverläufe.

Die Verläufe für den normalisierten Zustand zeigen bei steigendem Kopplungsabstand ebenfalls abnehmende Leistungswerte bei den hier beispielhaft dargestellten Proben, die auf 2 mm-SHD gehärtet wurden (**Bild 64**). Die Charakteristik, die aus den vorher bestimmten Leistungskurven für den normalisierten Zustand gewonnen wurde, bleibt bestehen, so dass die Inline-Regelung auch hier keine Probleme hat, bei steigendem Kopplungsabstand mittels des Regelkriteriums die Zustände zu erkennen.



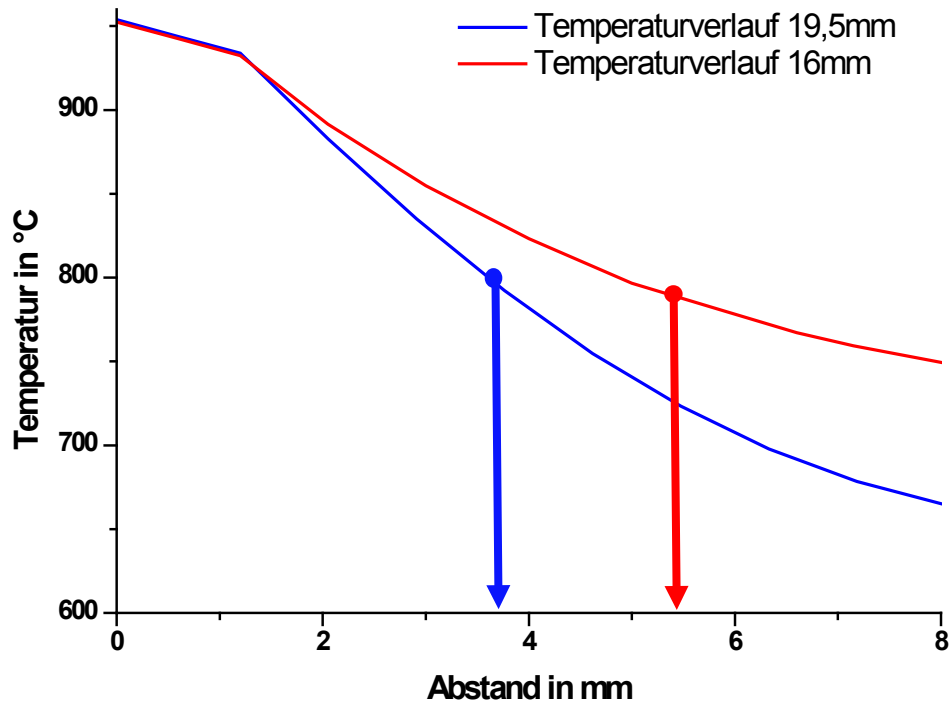
**Bild 64:** 42CrMo4, normalisiert SHD 2mm, Verlauf der Leistungen und Temperaturen.

Auch die Härtetiefenverläufe weisen mit steigendem Kopplungsabstand eine größere SHD und einen dabei abflachenden Abfall der Härtewerte auf (**Bild 65**), was sich auch schon bei den vergüteten Zuständen gezeigt hat.



**Bild 65:** 42CrMo4, normalisiert SHD 2mm, Härtetiefenverläufe.

Eine Ursache für die tiefere Einhärtung mit steigendem Kopplungsabstand ist in der Verringerung des Volumens durch die Änderung des Probendurchmessers zu sehen. Da zwei komplex zusammenhängende Parameter (Volumen der Probe und Kopplungsabstand) gleichzeitig verändert werden, scheint es, dass die Volumenverringerung in diesem Fall einen größeren Einfluss auf das Härteergebnis hat als der steigende Kopplungsabstand. Zur Erklärung sei das in Abschnitt 7.4.2 aufgestellte Simulationsmodell herangezogen, mit dessen Hilfe die Erwärmung über den Probenquerschnitt bei maximal (19,5 mm, kleiner Kopplungsabstand) und minimal (16 mm, großer Kopplungsabstand) untersuchten Durchmessern gegenübergestellt werden kann (**Bild 66**). Die in das Modell einfließende Oberflächentemperatur (vgl. Bild 47) wird für beide Probendurchmesser gleich angenommen. Die berechnete Oberflächentemperatur im Simulationsmodell liegt, wie in den beiden oben aufgezeigten experimentellen Beispielen bei 950 °C.



**Bild 66:** Simulation der Temperaturverläufe im Probeninneren für die Probendurchmesser von 19,5 mm und 16 mm

Der berechnete Temperaturverlauf im Probeninneren zeigt, dass die Probe mit dem kleineren Durchmesser von 16 mm einen flacheren Temperaturgradienten zum Probeninnere hin aufweist als die Probe mit dem Probendurchmesser von 19,5 mm. Das ist auf das geringere Volumen der Probe mit dem Durchmesser von 16 mm zurückzuführen. Durch die Durchmesserreduzierung hat sich in dem zu erwärmenden Bereich (der sich in der zylindrischen Probe durch die Erwärmung aus der Flächeninduktorklänge (100 mm) über eine Länge von 120 mm erstreckt) das Volumen von  $35,837 \text{ cm}^3$  auf  $24,127 \text{ cm}^3$  verringert, was einer Volumenreduktion von ca. 33% entspricht. Greift man sich die Austenitisierungstemperatur von ca.  $800 \text{ °C}$  für den vergüteten Zustand heraus, so liegt der SHD-Wert für die 16 mm Probe im Bereich von 5,5 mm und für die 19,5 mm Probe im Bereich von 3,8 mm, was eine gute Annäherung zu den experimentell ermittelten SHD-Werten von 4,1 mm bei 19,5 mm Probendurchmesser und 5,8 mm bei 16 mm Probendurchmesser darstellt (vgl. Bild 63). Hier würde eine Anpassung der Oberflächentemperatur für die unterschiedlichen Probendurchmesser und die Berücksichtigung des Abschreckvorgangs zu einer noch größeren Übereinstimmung führen.

Der hier dargestellte Einfluss des Kopplungsabstands auf das Härteergebnis wurde bereits von [Zornhagen, et al., 2001] aufgezeigt, der die Bauteilgeometrie, die

---

## Ergebnisse der Untersuchungen

---

Induktorform und den Kopplungsabstand als Einflussfaktoren nannte (vgl. Abschnitt 2.1.4). In der industriellen Anwendung wird die Änderung des Kopplungsabstands eher durch eine konkrete Entfernungsänderung zwischen Bauteil und Induktor (entweder durch Aufweiten oder Verengen des Induktors, oder Positionieren des Bauteils in unterschiedlichem Abstand zum Induktor) vorgenommen, da das Bauteil weitestgehend in seiner Endkontur vorliegt und als solches gehärtet werden soll. Auch dabei würde eine Vergrößerung des Kopplungsabstands zu einem schlechteren Wirkungsgrad und einer geringeren Einhärtungstiefe führen.

### Resümee:

*Die Änderung des Kopplungsabstandes hat keinen Einfluss auf die Erkennbarkeit des Werkstoffzustands. Trotz des abnehmenden Wirkungsgrades, der sich durch den Abfall der Leistungskurvenverläufe abzeichnet, werden die Werkstoffzustände durch die Inline-Regelung erkannt. Die Veränderung des Kopplungsabstands über die Verringerung des Probenvolumens führt im Probeninneren jedoch zu einer schnelleren Erwärmung, die sich in steigenden SHD-Werten widerspiegelt. Anhand des in der Arbeit aufgestellten Temperaturmodells lassen sich die SHD-Werte durch die Simulation mit guter Näherung vorhersagen.*

---

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

---

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, beim induktiven Randschichthärten eine prozessintegrierte Erkennung des Werkstoffzustands an der vorhandenen Induktionsanlage zu realisieren, um in Abhängigkeit vom erkannten Werkstoffzustand die Wärmebehandlungsparameter zu regeln.

Am Messsignal der Leistung, das bisher nur zur Qualitätssicherung quantitativ aufgenommen wurde [Hanisch, 2006], sollte erstmals der qualitative Verlauf untersucht und der Zusammenhang zum Werkstoffzustand im Detail dargestellt werden. Dafür wurden an der vorhandenen Induktionsanlage der mechanische und der elektrische Teil so umgebaut, dass ein reproduzierbarer Prozess ermöglicht wird, der sich durch ein gut weiterzuverarbeitendes rauschärmeres Messsignal der Leistungskurve auszeichnet, was vorher nicht gewährleistet war. So war es möglich, den von [Scheerer, et al., 2006] registrierten Einfluss des Werkstoffzustands auf den Verlauf der Leistungskurve im Detail zu betrachten.

Die zur Erarbeitung dieses Zusammenhangs umfangreichen Induktionsversuche an den Vergütungsstählen 42CrMo4, 36CrB4 und 32CrB4 mit den vorher gezielt eingestellten Werkstoffzuständen haben gezeigt, dass es mit der verwendeten Induktionsanlage möglich ist, die Ausgangsgefügezustände anhand des Verlaufs der Leistungskurve für den bei 450 °C vergüteten und den normalisierten Zustand zuverlässig und reproduzierbar zu erkennen. Beim vergüteten Zustand fällt die Leistungskurve zwischen dem Einschwingvorgang und ihrem Maximum, das bei der Curie-Temperatur des Werkstoffs liegt, kurzzeitig ab, bevor sie zum Maximum hin wieder ansteigt. Dagegen steigt sie beim normalisierten Zustand in diesem Bereich kontinuierlich an, so dass eine eindeutige Unterscheidung möglich ist. Zwischen dem normalisierten und dem weichgeglühten Zustand ist diese Unterscheidung jedoch nicht möglich, da beide Verläufe im ausgewerteten Bereich eine ähnliche Verlaufscharakteristik aufweisen. Da aber der weichgeglühte Zustand eine geringe technologische Relevanz im industriellen Induktionshärten besitzt, konnte dieser Zustand bei den weiteren Untersuchungen weitgehend unberücksichtigt bleiben.

Weiter hat sich gezeigt, dass die charakteristischen Verläufe der Leistungskurve unabhängig sind von dem jeweils zugeführten Werkstoff und der

Oberflächentemperatur, auf die erwärmt wird. Diese Beobachtungen wurden durch die Untersuchungsergebnisse an mehreren Werkstoffen bestätigt.

Aus den gehärteten Proben wurde durch Härtemessungen am Schliff der Zusammenhang von Oberflächentemperatur und den dabei erreichten SHD-Werten hergestellt. Die vergüteten Zustände liegen recht nahe in ihren SHD-Werten beieinander, die normalisierten Zustände weisen dagegen eine größere Streuung auf. Es bestätigten sich bei den erreichten Härtewerten der einzelnen Werkstoffe und ihren Wärmebehandlungszuständen die bekannten Unterschiede, wie sie sich auch in der Werkstoffcharakterisierung gezeigt hatten.

Die mit dem Simulationsmodell berechneten Temperaturverläufe im Probeninneren wurden in einem weiteren Modell mit vereinfachten Gefügeannahmen zur Berechnung der Kohlenstoffdiffusion verwendet. Die aus diesem Modell errechneten Umwandlungstiefen wurden für die Ermittlung der SHD-Werte herangezogen. Ein Vergleich von Experiment und Simulation zeigte beim vergüteten Zustand eine gute Übereinstimmung der SHD-Ergebnisse, beim normalisierten Zustand hingegen lagen die experimentellen SHD-Werte des 36CrB4 und 32CrB4 unter den berechneten Werten der Simulation. Diese Abweichungen sind auf das idealisierte Gefügemodell in der Simulation zurückzuführen.

Über den Zusammenhang von Oberflächentemperatur und erreichten SHD-Werten wurde aus den experimentell ermittelten Werten das Kriteriums für die Inline-Regelung an der Induktionsanlage aufgestellt. Mittels einfacher Programmierung konnte eine Abfrage an der Induktionsanlage implementiert werden, die es ermöglicht, anhand des Fallens oder Steigens der Leistungskurve den Werkstoffzustand zu erkennen und so bei vorgegebenen SHD-Werten durch die Inline-Regelung automatisch auf die Oberflächentemperatur zu erwärmen, die für das Erreichen der geforderten Ziel-SHD in Abhängigkeit vom Werkstoffzustand benötigt wird.

Bei der Variation der Vergütungszustände in der Sensitivitätsanalyse wurde festgestellt, dass durch die Inline-Regelung die Vergütungszustände einwandfrei erkannt werden, die vor der induktiven Randschichthärtung im Vergütungsbereich von 350 °C bis 550 °C liegen, da sich bei diesen im Auswertungsbereich ein Fallen in

der Leistungskurve zeigt. Dieser Zusammenhang war vor den Untersuchungen nicht bekannt. Bei den anderen Vergütungszuständen sind der sicheren Erkennbarkeit Grenzen gesetzt.

Der Vergütungsbereich von 140°C und 250°C wird von der Inline-Regelung nicht erkannt, da er im Auswertungsbereich ansteigt. Aufgrund seiner noch sehr spröden Eigenschaften besitzt dieser Bereich beim induktiven Randschichthärten allerdings auch keine technologische Relevanz. Die Vergütungszustände von 600°C- und 650°C werden nicht als solche erkannt und daher auf die höheren Oberflächentemperaturen des normalisierten Zustands erwärmt, was sich aber insofern positiv auf das Härteergebnis auswirkt, als die im Gefüge schon teilweise ferritischen Bereiche aufgelöst und die geforderten SHD-Werte erreicht werden. So kann der gesamte technologisch relevante Vergütungsbereich von 350°C bis 650°C durch die Inline-Regelung abgedeckt werden.

Weiter konnte für die bei 450°C vergüteten und den normalisierten Zustände gezeigt werden, dass eine Vergrößerung des Kopplungsabstandes keinen Einfluss auf den Leistungskurvenverlauf und damit auf die Erkennbarkeit des jeweiligen Zustands hat. Die Durchmesserreduzierung und der dadurch steigende Kopplungsabstand führten zum bekannten schlechteren Wirkungsgrad mit niedrigeren Leistungskurvenverläufen, die aber trotzdem das charakteristische Fallen oder Steigen deutlich zeigen. Die mit steigendem Kopplungsabstand höheren SHD-Werte überraschten zunächst, lassen sich aber anhand des aufgestellten Temperaturmodells damit erklären, dass aufgrund der Volumenverringering die Probe sich im Inneren schneller erwärmt. Die Kopplungsabstandsvariation lässt die Vermutung zu, dass eine Übertragbarkeit der Erkennung des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve auch bei einer Veränderung der Proben- und Induktorgeometrie möglich ist.

Zusammenfassend lässt sich aus der erarbeiteten Inline-Regelung für den industriellen Einsatz eine Qualitätskontrolle für die der Induktionsanlage zugeführten Bauteile im Vergütungsbereich von 350°C bis 550°C realisieren. Andernfalls würde der Induktionsprozess automatisch abgebrochen, wenn die Regelung feststellt, dass ein Bauteil außerhalb dieses Bereichs liegt, wodurch eine Ausschussproduktion verringert würde.

Aus diesen in der Arbeit gewonnenen Ergebnissen ergeben sich Fragestellungen, die kurz angedeutet seien.

Die Übertragbarkeit der ermittelten Ergebnisse auf eine andere Induktorgeometrie, aber auch gänzlich anders ausgelegte Anlagen kann bislang nur postuliert werden. Angesichts der beschriebenen konstanten und variablen Parameter beim induktiven Randschichthärten dürfte es aber generell möglich sein, den Verlauf einer messbaren Leistungskurve in der hier durchgeführten Weise zu analysieren und für die Prozessregelung nutzbar zu machen.

Auch die Frage, warum die Leistungskurve sich bei den unterschiedlichen Werkstoffzuständen - vor allem auch bei den Vergütungszuständen - in ihrer Charakteristik ändert, ist noch offen. Hier konnten Hinweise auf die sich ändernde relative magnetische Permeabilität bei statischen Magnetisierungsmessungen von [Hünicke, et al., 2003] gefunden werden, die allerdings im magnetischen Gleichfeld und nicht im Wechselfeld, das bei der Induktion relevant ist, bestimmt wurden. Hünicke weist darauf hin, dass in der Literatur bisher nur wenige Daten über die magnetischen Eigenschaften von Stählen in Abhängigkeit der Gefüge- und Wärmebehandlungszustände tabelliert sind und stellt diese für zwei Wärmebehandlungszustände für unterschiedliche Werkstoffe dar. Für die vorliegenden Untersuchungen liefern sie allerdings keine weiteren Erklärungen, da sie nicht für das magnetische Wechselfeld gelten und die Temperatur unberücksichtigt bleibt. Eine weitere Erforschung der Werkstoffeigenschaften im magnetischen Wechselfeld und in Abhängigkeit von der Temperatur könnte zum besseren Verständnis des Verlaufs der Leistungskurve beitragen und die komplexen Zusammenhänge der induktiven Randschichthärtung weiter klären.

---

**Literaturverzeichnis**

---

- Baake, E. 2009.** Grundlagen und Anwendungen elektrothermischer Verfahren: Folge1; Induktive Erwärmung. *Elektrowärme International*. 2009, 2, pp. 133-135.
- Bay, F., et al. 2003.** A numerical model for induction heating processes coupling electromagnetism and thermomechanics. 2003, Bd. 58, pp. 839-867.
- Benkowsky, G. 1990.** *Induktionserwärmung*. Berlin : Technik GmbH, 1990.
- Berger, C. und Hoche, H. 2006.** *Forschungsantrag: Verringerung der Streubreite bei der erzielten Randhärte tiefe beim Induktionshärten*. Bonn : Deutsche Forschungsgemeinschaft, 2006. BE 1890/30-1 und -2.
- Bozorgian, B. 2009.** *Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Werkstoff-Mikrostruktur und Härtebarkeit am Beispiel des induktiven Randschichthärtens*. Technische Universität Darmstadt : Diplomarbeit, 2009.
- Braisch, P. 1981.** *Über die Wirkung einer Randschichtverfestigung auf die Schwingfestigkeit von Proben und Bauteilen, dargestellt am Beispiel der induktiven Randschichthärtung*. Bamberg : D. Gräbner Dissertations u. Offsetdruckerei, 1981. Dissertation (D17), Technische Hochschule Darmstadt.
- Braisch, P. und Rollmann, J. 2000.** Werkstoffkundliche Gesichtspunkte zur Beurteilung des Schwingfestigkeitsverhaltens induktiv randschichtgehärteter Bauteile. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*. 2000, 31, pp.66-80.
- Braisch, P. 1994.** *Verfahren zur werkstoffabhängigen Steuerung von Wärmebehandlungsprozessen von Metallen und Vorrichtung zur Durchführung des Verfahrens*. EP 0 484 359 B1 Europa, 12. 10 1994. Verfahrensentwicklung.
- Carsens, O., Dappen, S. und Schibisch, D. M. 2009.** Hart im Wind - Induktionshärten von Großringen für Windkraftanlagen. *Elektrowärme International*. 2009, 3 pp. 179-184.
- Conradt, G. 2003.** Randschichthärten von Kurbelwellen - Neue Lösungen und offene Fragen. 2003, Bd. 9, 64, pp.746-751.
- Davis, M. 2009.** As the gear industry reinvents itself, "green manufacturing" gains prominence by factoring all aspects of the process into achieving efficient outcomes. *Gearsolution*. 2009, September.
- DEW. 2011.** Deutsche Edelstahlwerke GmbH. [www.dew-stahl.com](http://www.dew-stahl.com). [Online] 08 2011. [Zitat vom: 27. 07 2012.] [http://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7225\\_1.7227\\_de.pdf](http://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7225_1.7227_de.pdf)
- Dolega, D. und Kurek, K. 2004.** The 2D and 3D Analysis of the Induction hardening Process considering Changes in the Material Microstructure. [Buchverf.] Lupi. S. und F. Dughiero. *International Symposium on Heating by Electromagnetic Sources*. Padua : Servizi Grafici Editoriali, 2004.
- Drobenko, B., Hachkevych, O. und Kournyts'kyi, T. 2007.** A mathematical simulation of high temperature induction heating of electroconductive solids. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2007, 50, pp. 616-624.
- Favennec, Y., Labbé, V. und Bay, F. 2003.** Induction heating processes optimization a general optimal control approach. *Journal of Computational Physics*. 2003, 187, pp. 63-94.

- Fiedler, A., et al. 2010.** Sonderbände der Praktischen Metallographie, Berichte der 13. Internationalen Metallographie-Tagung Leoben. *Einfluss des Werkstoffzustands auf das Wärmebehandlungsergebnis beim induktiven Randschichthärten*. Farnkfurt: Werkstoff-Infomationsgesellschaft mbH, 2010. Bd. Band 42. ISBN 978-3-88355-382-5, pp. 309-314.
- Franze, L., Krötz, H. und Krause, C. 2011.** Induktives Randschichthärten mit hoher Präzision und Wiederholgenauigkeit. *Elektrowärme International*. 2011, 3, pp. 278-282.
- Gezarzick, W. 2005.** Induktions- und Laser-Härteverfahren für Dieselmotoren-Komponenten. *Elektrowärme International*. 2005.
- Hanisch, G. 2006.** Qualität in Induktionshärteprozessen und -anlagen in der Serienfertigung. *HTM*. 2006, Bd. 61, 2.
- Häusler, A., et al. 2005.** Das Eldec-SDF-Randschichthärten. *ATZ*. 2005, Bd. 107, 5, pp. 406-414.
- Hellenthal, L. und Groth, C. 2006.** Simulation der induktiven Härtung einer Kalenderwalze. *CADFEM Infoplaner*. 2006, 1, pp. 24-25.
- Hildebrand, J., Wudtke, I. und Werner, F. 2006.** Möglichkeiten der mathematischen Beschreibung von Phasenumwandlungen im Stahl bei Schweiss- und Wignachbehandlungsprozessen. [Buchverf.] K. Gürlebeck und Könke C. *17th International Conference on the Applications of Computer - Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering*. Weimar : ISSN 1611-4086, 2006.
- Hünicke, U.-D. und Möller, S. 2003.** Auswertung der statischen Magnetisierungskurve zur Kontrolle von Gefüge- und Behandlungszuständen bei Stählen. *ZfP in Anwendung, Entwicklung und Forschung*. 2003.
- . 2004. Charakterisierung der verformungsinduzierten Martensitbildung der statischen Magnetisierungskurve. *ZfP in Forschung, entwicklung und Anwendung*. 2004.
- Hunkel, M. 2011.** Mikro-Makromodellierung der Gefügeumwandlung von Stahl bei der Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung. 2011.
- Jasnau, U. 1999.** Rechnerische Untersuchungen zur Auflösung von Zementiteinschlüssen im Austenit bei sehr schneller Erwärmung und Abkühlung. Rostock: Institut für Fertigungstechnik, Universität Rostock, 1999.
- Jehnert, H. und Peter, H.-J. 2009.** Einsatzhärten vs. Induktionshärten. *HTM*. 2009, pp. 72-79.
- Kawaguchi, H., Enokizono, M. und Todaka, T. 2005.** Thermal and magnetic field analysis of induction heating problems. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005, 161, pp. 193-198.
- Klimpke, B. und Rebizant, C. 1997.** Two and Three Dimensional Coupled Electromagnetic/Thermal Analysis for Induction Heating Application using the Boundary Element Method (BEM). <http://www.integratedsoft.com>. [Online] 1997. [Zitat vom: 15. 05 2012.] [http://www.integratedsoft.com/papers/techdocs/tech\\_1kx.pdf](http://www.integratedsoft.com/papers/techdocs/tech_1kx.pdf).
- Kloos, K.H. und P., Braisch. 1988.** *Schwingfestigkeit induktiv ranschichtgehärteter bauteilähnlicher Proben*. Darmstadt: Forschungsbericht für die Deutsche Forschungsgemeinschaft im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms "Fertigung und Bauteilverhalten, 1988.
- Kloos, K.H., Braisch, P. und Rollmann, J. 1995.** *Werkstoffeigenschaften nach Kurzzeitaustenitisierung*. s.l. : FKM, 1995. Forschungsheft des FKM Nr.: 212 1-3.

- Konovalov, S. und Clausen, B., et al. 2011.** „Simulation der Partikelentwicklung entlang der Prozesskette geschmiedeter und einsetzgehärteter. *HTM*. 2011, Bd. 66, 1, pp.3-11.
- Köpfer, R. 1990.** Induktionshärten von Serienteilen mit rechnergestütztem Qualitätssicherungs-System. *HTM*. 1990, Bd. 45, 2, S. 137.
- Körholz, R. 2005.** Optimierung der Temperaturregelung in vollautomatischen Induktionsanlagen. *Elektrowärme International*. 2005, 3, pp. 126-131.
- Landek, D., Cajner, F. und Filetin, T. 2004.** Computer Simulation of Induction Surface Hardening Axially Symmetric Workpieces. *Journal de Physique*. 2004, 120, pp. 499-506.
- Läpple, V. 2006.** *Wärmebehandlung des Stahls*. Haan-Gruiten : Verlag Europa-Lehrmittel, 2006. ISBN-10 3-8085-1309-8.
- Lavers, J.D. 2008.** State of the art of numerical modeling for induction processes. *The International Journal for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering*. 2008, Bd. 27, 2, pp.335-349.
- Lieder, M. 2009.** *Einfluss des Werkstoffzustands auf das Wärmebehandlungsergebnis*. Darmstadt : TU-Darmstadt, 2009. Studienarbeit.
- Liedtke, D. 2009.** *Merkblatt 236 " Wärmebehandlung von Stahl - Randschichthärten "*. Düsseldorf : Stahl-Informationszentrum-Zentrum, 2009. ISSN 0175-2006.
- . 2007. *Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I*. Renningen : Expert Verlag, 2007. 978-3-8169-2735-8.
- Link, S., Link, G und Link, H. 2012.** Härtetechnik Link GmbH. [Online] 2012. [Zitat vom: 27. 07 2012.] <http://www.haertereilink.de/Fertigung.html>.
- Mädler, K. und Grosch, J. 2002.** Einfluss des induktiven Anlassens auf die Biegefestigkeit randschichtgehärteter Gefüge. 2002, Bd. 56, 5, pp. 332-340.
- Magnabosco, I., et al. 2006.** Induction heat treatment of a ISO C45 steel bar: Experimental and numerical analysis. *Computational Materials Science* . 2006, 35, pp. 98-106.
- Miokovic, T. 2005.** *Analyse des Umwandlungsverhaltens bei ein und mehrfacher Kurzzeithärtung bzw. Laserstrahlhärtung des Stahls 42CrMo4*. Karlsruhe : Shaker Verlag , 2005. Dissertation ISBN 3-8322-4689-4.
- Miokovic, T., et al. 2005.** Auswirkungen zylindrischer Temperaturänderungen beim Laserstrahlhärten auf den Randschichtzustand von vergütetem 42CrMo4. *HTM J.Heat Treatm. Mat*. 2005, Bd. 3, 60, pp. 142-149.
- Miokovic, T., et al. 2002.** Mikrostrukturelle Charakterisierung lasergehärteter Randschichten und Entwicklung neuartiger Temperatur - Zeit - Regime für die gepulste Laserstrahlhärtung. [Buchverf.] G. Sepold, F. Wagner und J. Tobolski. *Kurzzeitmetallurgie*. Bremen : BIAS-Verlag, 2002.
- Mühlbauer, A. 2008.** *History of Induction Heating and Melting*. Essen : Vulkan Verlag, 2008. ISBN: 978-3-8027-2946-1.
- Nuding, M. 2009.** MF-Umrichtertechnologie zur Vereinfachung induktiver Erwärmprozesse. *Elektrowärme International*. 2009, 1, pp. 24-26.
- Peter, H.-J. 2001.** Bewertung (Darstellung) des Werkzeugs Induktionsspule. *DSV*. 2001, Bd. 212, pp. 11-17.
- . 2004. Das induktive Randschichthärten mit dem Zweifrequenz-Simultan-Verfahren. *HTM*. 2004, Bd. 59, 2, pp.119-124.

- . 2008. Induktives Hartlöten - eine Betrachtung auch aus energie-ökonomischer Sicht. *Elektrowärme International*. 2008, 3, pp. 172-177.
- Rollmann, J. 1999.** *Wälzfestigkeit von induktiv randschichtgehärteten bauteilähnlichen Proben*. Darmstadt : Dissertation (D17), TU-Darmstadt, 1999. ISBN 3-8265-7059-6.
- Rollmann, J., et al. 1996.** Werkstoffeigenschaften gehärteter Stähle nach Kurzzeitaustenitierung. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*. 1996, Bd. 55, 3, pp. 155-161.
- Roos, D., et al. 2004.** Optimierung und Sensitivitätsanalyse zur Parameteridentifikation in der numerischen Simulation der Gefügekinetik im Schweißprozess. *22nd CAD-FEM Users' Meeting 2004*. Dresden : s.n., 2004.
- Rudnev, V. 2004.** A common misassumption in induction hardening. *Heat Treating Progress*. 2004, September/October.
- . 2003. *Handbook of Induction Heating*. New York : Marcel Dekker, Inc. AH, 2003. 0-8247-0848-2.
- . 2008. Induction Hardening of Gears and Critical Components Part II. *Gear Technology*. 2008, November/December .
- . 2011. Tips for Computer Modeling Induction Heating Processes - Part 1. *FORGEmag*. 2011.
- Rudnev, V., et al. 2004.** Induction Hardening of Gears: a Review - Part 2. *Heat Treatment of Metals*. 2004, 1, pp.11-15.
- Scheerer, H. 2004.** *Kurzzeitanlassen - Untersuchungen der Werkstoffeigenschaften nach induktiver Kurzzeitaustenitierung und anschließender Kurzzeitanlassbehandlung an bauteilähnlichen Proben*. Frankfurt : Forschungsvereinigung Antriebstechnik, 2004. Forschungsvorhaben Nr. 333, Heft 729.
- Scheerer, H. und Berger, C. 2006.** Untersuchung zur Wälzermüdung nach induktivem Kurzzeitanlassen. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*. 2006, Bd. 37, 2, pp. 183-190.
- Schlicht, H. 1974.** Beitrag zur Theorie des schnellen Erwärmens und schnellen Abkühlens von Stahl. *HTM*. 1974, Bd. 2, 29, pp.184-192.
- Schumann, H. und Oettel, H. 2005.** *Metallographie*. Weinheim : WILEY-VHC Verlag GmbH & Co KGaA, 2005. 3-527-30769-X.
- Schwenk, M., Hoffmeister, J. und Schulze, V. 2010.** Induktive Randschichthärtung - Aspekte und Vorgehensweise für die numerische Simulation . [Buchverf.] B. Nestler, R. Pabst und V. Schulze. *Graduiertenkolleg 1483, Prozesskette in der Fertigung: Wechselwirkung, Modellbildung und Bewertung*. Aachen : Shaker Verlag, 2010.
- Seyffarth, P., et al. 2001.** Simulation of Microstructure - Transformation - Kinetics of Unalloyed Constructional Steel in case of fast thermal Cycles. [Buchverf.] M. Geiger und Otto A. *Conference Proceedings of the 3rd LANE*. Erlangen : Meisenbach Verlag, 2001.
- Simsir, C., et al. 2011.** Process-chain simulation for prediction of the distortion of case-hardened gear blanks. [Buchverf.] H.-W. Zoch und Th. Lübben. *Proc. 3th Int. Conf. On Distortion Engineering*. Bremen : pp. 437-446, 2011.
- Sinha, V.K., et al. 2007.** A Mathematical Model to Predict Microstructure of Heat- Treated Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2007, Bd. 16, 4, pp.461-469.
- Smirek, J. 2006.** Verfahren zur automatischen Anpassung von Schwingkreisumrichtern. *Elektrowärme International*. 2006, 3, pp.150-151.

- Sommer, 2009.** werkstofftechnik. [Online] 07. 04 2009. [Zitat vom: 04. 10 2009.] <http://www.werkstofftechnik.com/software/42Crmo4.pdf>.
- Spur, G. und Stöferle, T. 1987.** *Handbuch der Fertigungstechnik Band 4/2 Wärmebehandeln.* München : Hanser Verlag, 1987. ISBN 3-446-14954-6.
- Stiele, H. 2008.** Grundlagen und Praxis des Randschichthärtens. *Härtereikrei Wiesbaden, Vortrag und Workshop.* 2008.
- Stiele, H. und H., Schulte. 2008.** Induktives Randschichthärten einzelner Komponenten von Windenergieanlagen. *Elektrowärme International.* 2008, 3 pp. 186-190.
- Stroiczek, M., Paschke, H. und Kaplan, F. 2006.** Prozesssicheres Induktionslöten. *Elektrowärme International.* 2006, Bd. 64, 1.
- Tavakoli, M.H., Karbaschi, H. und Samavat, F. 2009.** Computational modeling of Induction heating Process. *Progress In Electromagnetics Research Letters.* 2009, 11, pp.93-102.
- Tuschke, C. 2007.** Prozesssicherheit beim Induktionshärten durch Infrarot-Temperaturmessung. *Elektrowärme International.* 2007, 3, pp-169-171.
- Ulferts, A. und Andrä, F. 2011.** Energetische Optimierung von Induktionshärtungsprozessen durch Online-Frequenzanpassung. *Elektrowärme International.* 2011, pp. 45-47.
- . 2010. Energetische Optimierung von Induktionshärtungsprozessen durch Online-Frequenzanpassung. *Elektrowärme International.* 2010, 3, pp. 1-4.
- Vladimirowitsch, S. 2005.** Prinzipien des Aufbaus von Speisesystemen für Anlagen zum Induktionshärten von Zahnrädern mit Zweifrequenzerwärmung. *Elektrowärme International.* 2005, 4, pp.176-180.
- Wittenbecher, H. und Luckenbach, W. 2006.** Temperaturmessung bei induktiv beheizten Erwärmungsanlagen. *Elektrowärme International.* 2006, 3, pp.143-146.
- Wolff, M., Böhm, M. und Meier, S. 2006.** *Modellierung der Wechselwirkung von Kohlenstoff-Diffusion und ferritischen Phasenumwandlungen für einen untereutektoiden unlegierten Stahl.* Bremen : Universität Bremen: Zentrum für Technomathematik - Fachbereich 3 - Mathematik und Informatik, 2006. ISSN 1435-7968.
- Wrona, E., Nacke, B. und Rhode, A. 2006.** Induktives Härten von Getriebeschnecken. *Elektrowärme International.* 2006, 3, pp.153-156.
- Zinn, S. und Semiatin. 1988.** Coil design and fabrication: basic design and modifications. 1988, pp. 32-41.
- Zornhagen, M. und Schwartz, U. 2001.** *Verfahren zum Induktionshärten von Werkstücken. DE 101 43 652 B4; 2011.02.03* Deutschland, 05. 09 2001. Verfahren.



---

**Normenverzeichnis**

---

**DIN ISO 15787: 2010**, *Technische Produktdokumentation - Wärmebehandelte Teile aus Eisenwerkstoffen - Darstellung und Angaben*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 2010.

**DIN EN 10083-3: 2007**, *Vergütungsstähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 2007.

**DIN EN ISO 6507-1: 2006**, *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 2006.

**DIN EN 10328: 2005**, *Eisen und Stahl – Bestimmung der Einhärtungstiefe nach dem Randschichthärten*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 2005.

**DIN EN ISO 643: 2003**, *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 2003.

**DIN EN ISO 642: 1999**, *Stahl - Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch)*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 1999.

**DIN 50190-2: 1979**, (Dokument zurückgezogen) *Härtetiefe wärmebehandelter Teile; Ermittlung der Einhärtungstiefe nach Randschichthärten*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 1979.

**DIN 6773-3: 1976**, (Dokument zurückgezogen) *Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Wärmebehandelte Teile - Darstellung und Angaben in Zeichnungen; Randschichthärten*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, 1976.



---

**Bildverzeichnis**


---

|   |    |
|---|----|
| Bild 1: Prinzip-Skizze Induktionsanlage, nach [Liedtke, 2009] .....   | 3  |
| Bild 2: Prinzipskizze Induktion (links) und Darstellung des Skin-Effekts (rechts) [Liedtke, 2009] .....   | 5  |
| Bild 3: Prozesskette für verzahnte Bauteile mit SDF <sup>®</sup> -Randschichthärten [Stiele, H.-J.: 2006] .....   | 9  |
| Bild 4: Leistungskurvenverlauf aus Patent DE 101 43 652 B4 ([Zornhagen, et al., 2001], Bild 34 S.42) .....  | 14 |
| Bild 5: Beispielhafte Zeichnungsangabe aus ([DIN ISO 15787: 2010], Bild 11) .....   | 17 |
| Bild 6: Definition der Härtetiefe Depth Surface (DS) aus ([DIN EN 10328: 2005]; Bild 1) .....   | 19 |
| Bild 7: Kontinuierliches ZTA-Schaubild für 50CrMo4 aus [Liedtke, 2007] .....  | 21 |
| Bild 8: Kontinuierliches ZTU-Schaubild des 42CrMo4 aus [Liedtke, 2009] .....  | 23 |
| Bild 9: Vergleich der Härtetiefenverläufe für unterschiedliche Gefügestände bei gleichen Anlagenparametern. ....  | 24 |
| Bild 10: Spezifischer elektrischer Widerstand und relative magnetische Permeabilität über der Temperatur für unterschiedliche Werkstoffe [Benkowsky, 1990]. ....  | 28 |
| Bild 11: Relative Permeabilität in Abhängigkeit der magnetischen Feldstärke für eine Ck45 [Landek, et al., 2004] .....  | 30 |
| Bild 12: Permeabilität in Abhängigkeit des Gefügestandes für den gehärteten (links) und normalisierten Zustand (rechts) bei unterschiedlicher magnetischer Feldstärke [Hünicke, et al., 2003] .....                 | 31 |
| Bild 13: Phänomenologischer Zusammenhang von relativer magnetischer Permeabilität, magnetischer Feldstärke und magnetischer Flussdichte (links) und über eine zylindrische Probe (rechts) nach [Rudnev, 2003]. .... | 32 |
| Bild 14: Einflussfaktoren der Temperatur auf die Induktionserwärmung [Schwenk, et al., 2010] .....  | 33 |
| Bild 15: Vorgehensweise in der vorliegenden Arbeit .....  | 37 |
| Bild 16: Prinzip Skizze der verwendeten Induktionsanlage .....  | 41 |
| Bild 17: Probengeometrie .....  | 42 |
| Bild 18: Induktorgeometrie (links) und beispielhafte Darstellung des sich ausbildenden Magnetfeldes im Querschnitt(rechts) .....  | 43 |

---

## Bildverzeichnis

---

|  |    |
|--|----|
| Bild 19: Probenhalter und Pneumatiksteuerung der Induktionshärteanlage vor (links) und nach der Umrüstung (rechts) .....   | 44 |
| Bild 20: Beispielhafte Gegenüberstellung von altem zu neuem Messsignal der Leistungskurve .....  | 46 |
| Bild 21: Frequenzband aus der FFT-Analyse von Anlagenrauschen und Prozessrauschen .....  | 48 |
| Bild 22: Beispielhafte Darstellung der Messsignale von Leistung, Spannung und Temperatur .....   | 49 |
| Bild 23: Pyrometer <i>Infratherm-IG 2</i> mit einstellbarem Emissionsgrad (links) und Infrarot-Wärmebildkamera <i>VarioCAM<sup>®</sup> hr head</i> (rechts) .....  | 51 |
| Bild 24: Messprobe für die Emissionsgradbestimmung (links) und Wärmebildkameraaufnahmen der Wärmeverteilung an der Probenoberfläche bei verschiedenen Einstellungen des Emissionsgrades $\epsilon$ am Pyrometer (rechts).....  | 52 |
| Bild 25: Temperaturunterschied $\Delta T$ zwischen der wahren Temperatur $T$ und der schwarzen Temperatur $T_s$ , für die Wellenlänge des Pyrometers $\lambda = 1,65 \mu\text{m}$ (links) und die Wellenlänge der Wärmebildkamera $\lambda = 10,5 \mu\text{m}$ (rechts)..... | 53 |
| Bild 26: Vergleich Temperaturverlauf Pyrometer und Wärmebildkamera während des Aufheizvorganges .....  | 54 |
| Bild 27: Auswertung Dilatometerversuche, Probenabmessung: Durchmesser 3,8 mm, Länge 10 mm aus (Studienarbeit [Lieder, 2009]) .....   | 56 |
| Bild 28: Jominy-Proben beim Abschrecken (links) und Härtetiefenverläufe der drei Werkstoffe (rechts). .....  | 58 |
| Bild 29: Beispielhafte Gefügaufnahmen der unterschiedlichen Ausgangsgefüge.....  | 59 |
| Bild 30: 36CrB4 Vergleich der Anlasszustände von Gefügen mit LiMi- und REM-Aufnahmen .....   | 62 |
| Bild 31: 32CrB4 Reproduzierbarkeit, vergütet (950 °C Oberflächentemperatur) .....  | 66 |
| Bild 32: 32CrB4, Reproduzierbarkeit der Leistungskurve vergütet 950 °C.....  | 66 |
| Bild 33: 32CrB4 Reproduzierbarkeit, normalisiert (950 °C Oberflächentemperatur) ..   | 68 |
| Bild 34: 32CrB4, Reproduzierbarkeit der Leistungskurve normalisiert 950°C.....   | 69 |
| Bild 35: 36CrB4, Reproduzierbarkeit, weichgeglüht (950 °C Oberflächentemperatur)   | 70 |
| Bild 36: Einfluss Werkstoffzustand für den 32CrB4 (900 °C Oberflächentemperatur)   | 71 |
| Bild 37: Einfluss Werkstoffzustand für den 36CrB4 (950 °C Oberflächentemperatur)   | 72 |

|  |    |
|--|----|
| Bild 38: Einfluss Werkstoffzustand für den 42CrMo4 (1000 °C Oberflächentemperatur) .....   | 73 |
| Bild 39: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Leistungskurve (950 °C Oberflächentemperatur) aus [Fiedler, et al., 2010] .....               | 73 |
| Bild 40: 42CrMo4, Beispielhafter Härtetiefenverlauf für den vergüteten Zustand bei 950°C .....   | 74 |
| Bild 41: 42CrMo4 Beispielhafter Härtetiefenverlauf für den normalisierten Zustand bei 950°C .....  | 75 |
| Bild 42: 36CrB4 Härtetiefenverlauf, weichgeglüht (950 °C Oberflächentemperatur) ..   | 75 |
| Bild 43: SHD 550 HV0,5 für verschiedene Ausgangsgefüge in Abhängigkeit der Oberflächentemperatur am Beispiel des 42CrMo4 .....                         | 79 |
| Bild 44: Gefüge im Randbereich des 42CrMo4 bei verschiedenen Ausgangsgefügezuständen und unterschiedlichen Oberflächentemperaturen .....               | 80 |
| Bild 45: Gefüge im Bereich der SHD 550 HV0,5 des 42CrMo4 bei verschiedenen Ausgangsgefügezuständen und unterschiedlichen Oberflächentemperaturen ..... | 81 |
| Bild 46: SHD 550 HV0,5 in Abhängigkeit der Oberflächentemperatur für die verschiedenen Werkstoffe im vergüteten und normalisierten Zustand .....       | 82 |
| Bild 47: Oberflächentemperatur-Zeitverlauf des Induktionsprozesses .....   | 86 |
| Bild 48: Temperaturmodell (links) mit Auswertung entlang der gelben Linie (rechts)   | 87 |
| Bild 49: Simulierte Temperaturverläufe für unterschiedliche Randabstände .....   | 87 |
| Bild 50: Gegenüberstellung reales Gefüge und vereinfachtes Modell .....  | 88 |
| Bild 51: Berechneter Diffusionskoeffizient für Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Zeit an der Probenoberfläche .....                                  | 90 |
| Bild 52: Konzentrationsausgleich im Bereich der Probenoberfläche im normalisierten Zustand .....   | 91 |
| Bild 53: Zeitlich-räumliche Änderung für ein simuliertes Element im normalisierten Zustand .....   | 92 |
| Bild 54: Zeitliche Entwicklung der Kohlenstoffdiffusion für 5 Tiefen im normalisierten Zustand .....   | 93 |
| Bild 55: Simulationsergebnisse der Kohlenstoffdiffusion als Darstellung der SHD über der Oberflächentemperatur .....                                   | 93 |
| Bild 56: Gegenüberstellung der SHD-Werte aus Simulation und Experiment für den 42CrMo4 im vergüteten und normalisierten Zustand .....                  | 94 |

---

## Bildverzeichnis

---

|   |     |
|---|-----|
| Bild 57: Gegenüberstellung der SHD-Werte aus Simulation und Experiment für die drei Werkstoffe im vergüteten und normalisierten Zustand.....  | 95  |
| Bild 58: Schematische Darstellung der Erkennung des Werkstoffzustands an der Induktionsanlage.....  | 98  |
| Bild 59: 36CrB4, Ausschnitt des Verlaufs der Leistungskurven der bei 140 °C, 350 °C, 450 °C, 550 °C und 650 °C angelassenen Proben, die auf eine SHD von 2 mm in der Inline-Regelung gehärtet wurden..... | 103 |
| Bild 60: 36CrB4, Vergleich der erreichten SHD-Werte für die Vergütungszustände aus der Inline-Regelung.....   | 105 |
| Bild 61: 36CrB4, Vergleich der Gefügeausbildung im Randbereich und Ausgangszustand.....   | 107 |
| Bild 62: 42CrMo4, vergütet mit geforderter SHD von 4 mm, Leistungskurven für verschiedene Kopplungsabstände (4 mm bis 2,25 mm).....   | 110 |
| Bild 63: 42CrMo4, vergütet SHD 4 mm Härtetiefenverläufe. ....   | 111 |
| Bild 64: 42CrMo4, normalisiert SHD 2mm, Verlauf der Leistungen und Temperaturen. ....   | 111 |
| Bild 65: 42CrMo4, normalisiert SHD 2mm, Härtetiefenverläufe. ....   | 112 |
| Bild 66: Simulation der Temperaturverläufe im Probeninneren für die Probendurchmesser von 19,5 mm und 16 mm .....   | 113 |

---

**Tabellenverzeichnis**

---

|   |     |
|---|-----|
| Tabelle 1: SHD-Werte und Grenzabweichungen aus ([DIN ISO 15787: 2010], Tabelle A.5) .....         | 18  |
| Tabelle 2: Vergleich von Kennwerten thermischer Randschichthärteverfahren [Liedtke, 2007] .....   | 26  |
| Tabelle 3: Technische Daten des HF-Generators .....   | 41  |
| Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung in %.....  | 55  |
| Tabelle 5: Umwandlungstemperaturen aus Dilatometerversuchen.....                                  | 56  |
| Tabelle 6: Parameter der Vorwärmebehandlung bei <i>Buko Ferrodur</i> , aus [Lieder, 2009] .....   | 59  |
| Tabelle 7: 42CrMo4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den vergüteten Zustand.....     | 67  |
| Tabelle 8: 32CrB4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den normalisierten Zustand ..... | 69  |
| Tabelle 9: 36CrB4 Flächenberechnung unter der Leistungskurve für den weichgeglühten Zustand ..... | 71  |
| Tabelle 10: Vergleich SHD 80% Oberflächenhärte mit SHD 550 HV0,5 beim 42CrMo4 .....               | 78  |
| Tabelle 11: Geradengleichungen für die Inline-Regelung.....                                       | 96  |
| Tabelle 12: Parametervariation Inline-Regelung .....  | 100 |
| Tabelle 13: Probendurchmesser und Kopplungsabstand .....  | 109 |



## Anhang

## A. Grundlagen

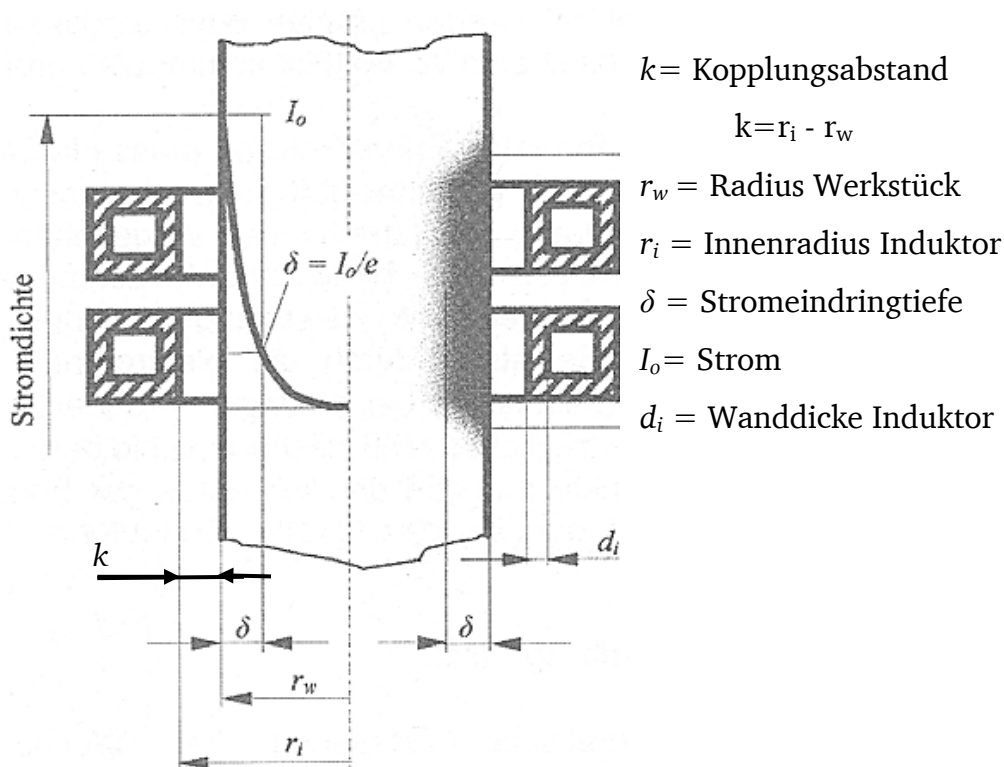


Bild A-1: Kopplungsabstand  $k$  ergibt sich aus der Beziehung  $r_i$  (Innenradius Induktor) –  $r_w$  (Radius Werkstück), aus [Peter, 2001]

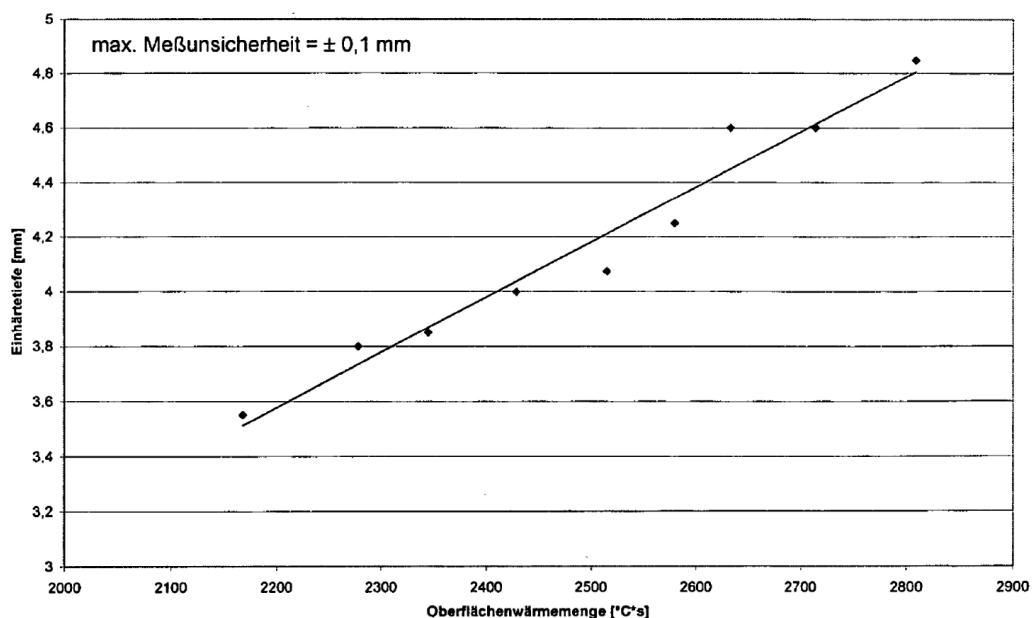


Bild A-2: Oberflächenwärmemenge Diagramm [Zornhagen, et al., 2001]

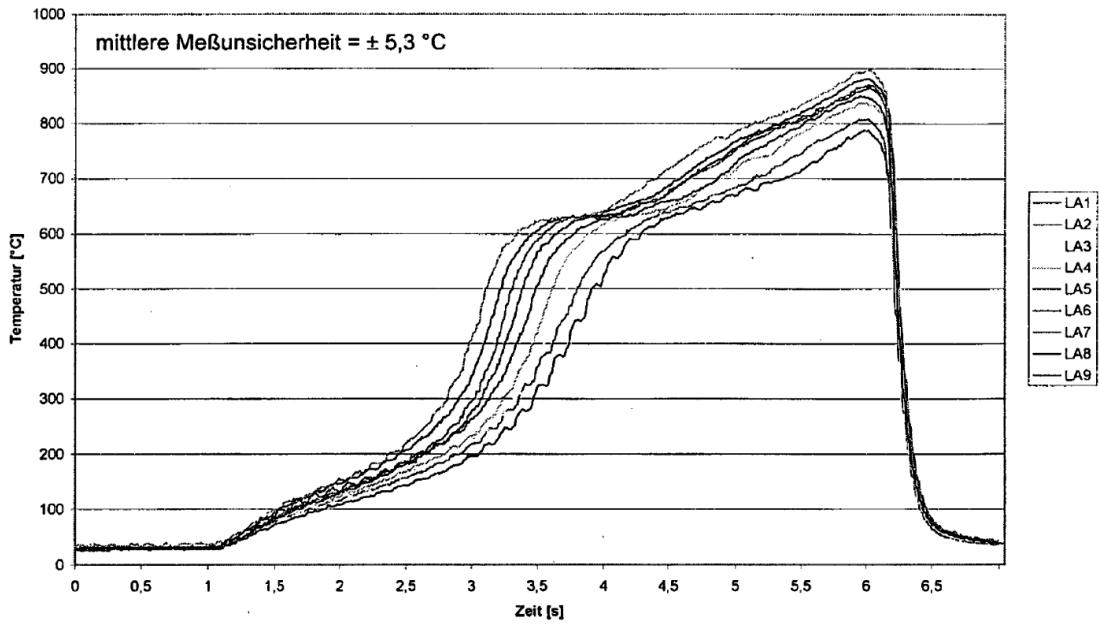


Bild-A-3: Temperaturverläufe [Zornhagen, et al., 2001]

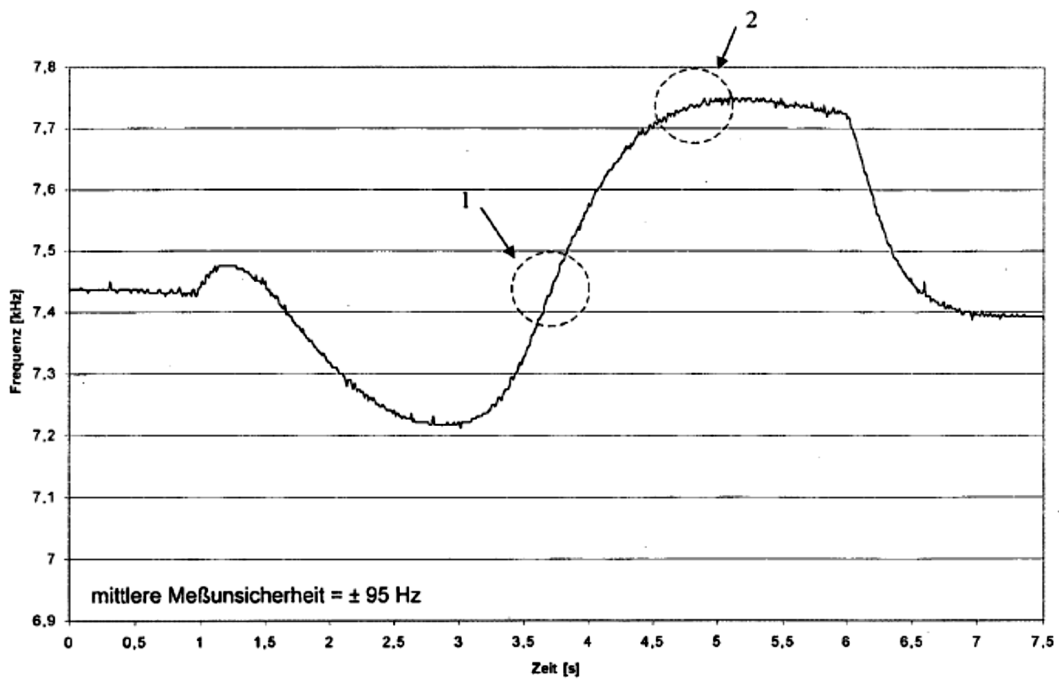


Bild A-4: Beispielhafter Frequenzverlauf [Zornhagen, et al., 2001]

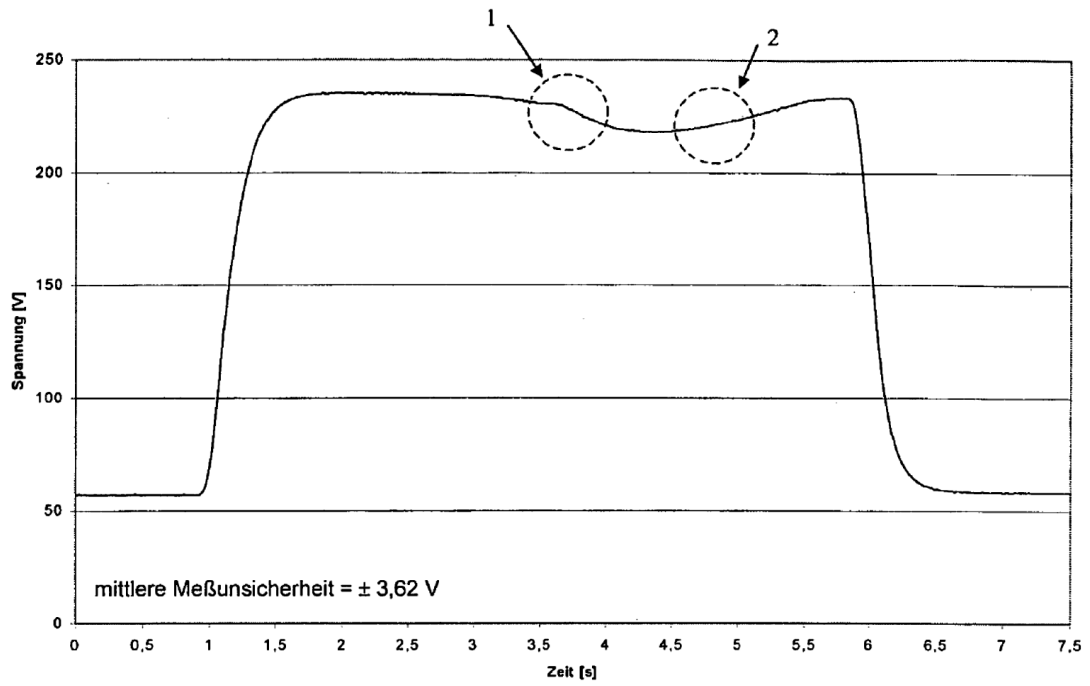


Bild A-5: Beispielhafter Spannungsverlauf [Zornhagen, et al., 2001]

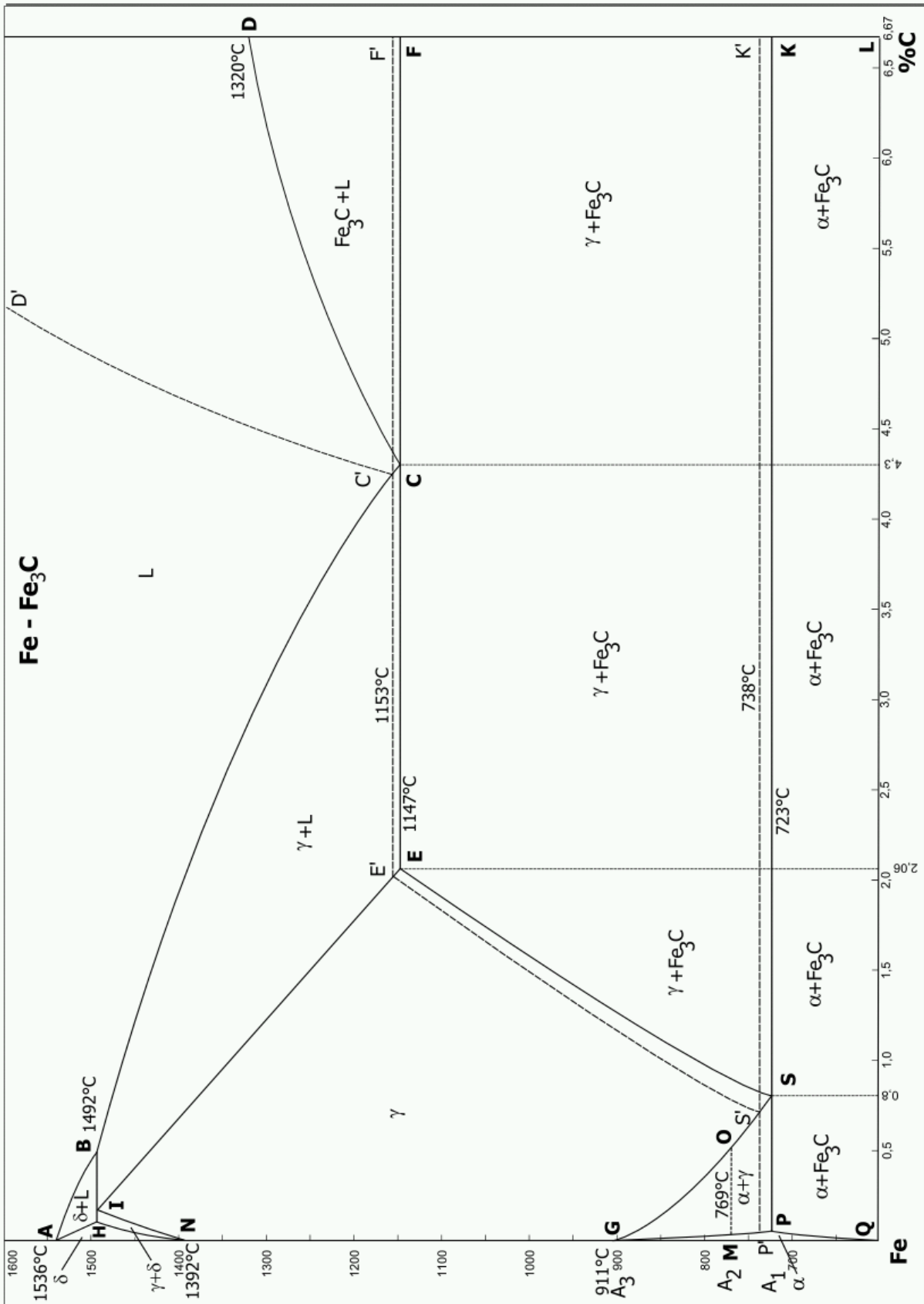


Bild A-6: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

## B. Prüfverfahren und Methoden

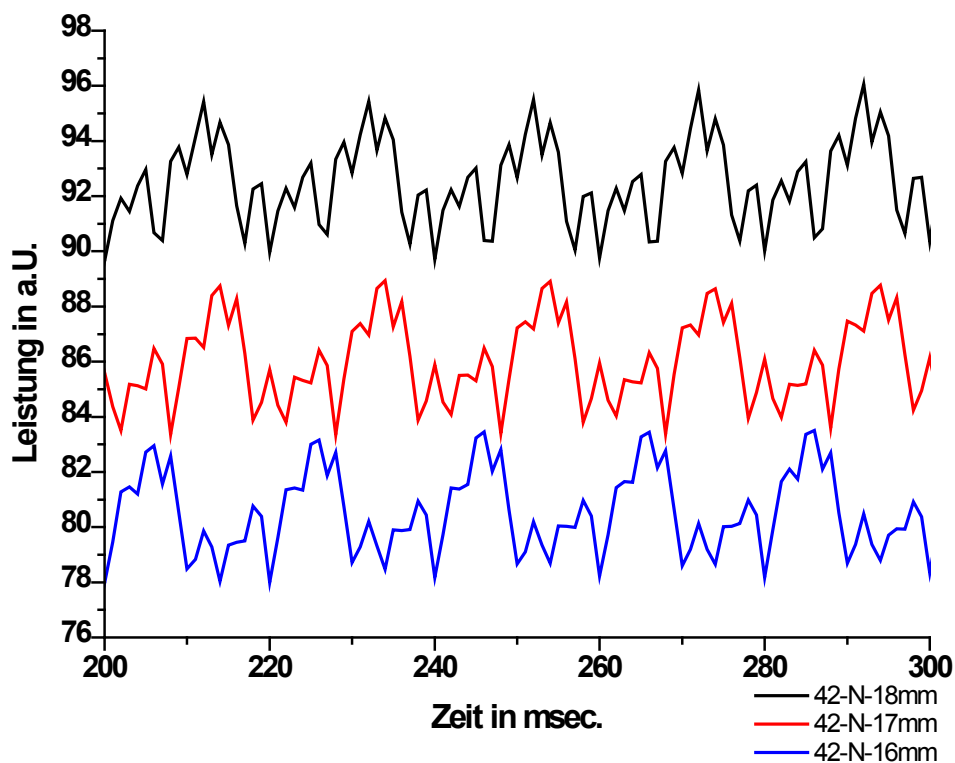


Bild B-1: Verlauf Leistungskurve für unterschiedliche Kopplungsabstände im normalisierten Zustand

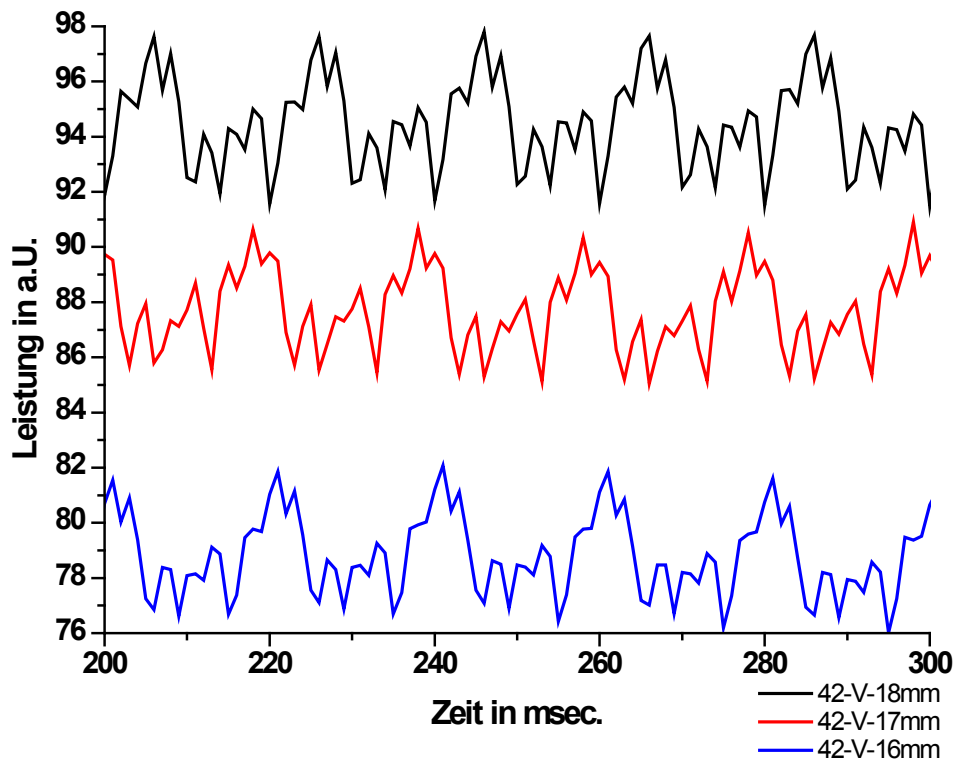


Bild B-2: Verlauf Leistungskurve für unterschiedliche Kopplungsabstände im vergüteten Zustand

**Tabelle B-1:** Technische Daten des Pyrometers *IG 2*

|                   |                                  |
|-------------------|----------------------------------|
| Objektivöffnung D | 15 mm                            |
| Temperaturbereich | 500-1300 °C                      |
| Brennweite        | 630 mm                           |
| Messfleckgröße    | 4,5 mm                           |
| Spektralbereich   | 1,5-1,8 $\mu\text{m}$            |
| Absoluter Fehler  | $\pm 1\%$ vom Messbereichsumfang |

**Tabelle B-2:** Technische Daten der Wärmebildkamera *VarioCAM<sup>®</sup> hr head*

|                       |                                  |
|-----------------------|----------------------------------|
| Temperaturmessbereich | -40-1200°C                       |
| Spektralbereich       | 7,5-14 $\mu\text{m}$             |
| A/D Wandlung          | 16 bit                           |
| Absoluter Fehler      | $\pm 2\%$ vom Messbereichsumfang |

## C. Leistungskurven

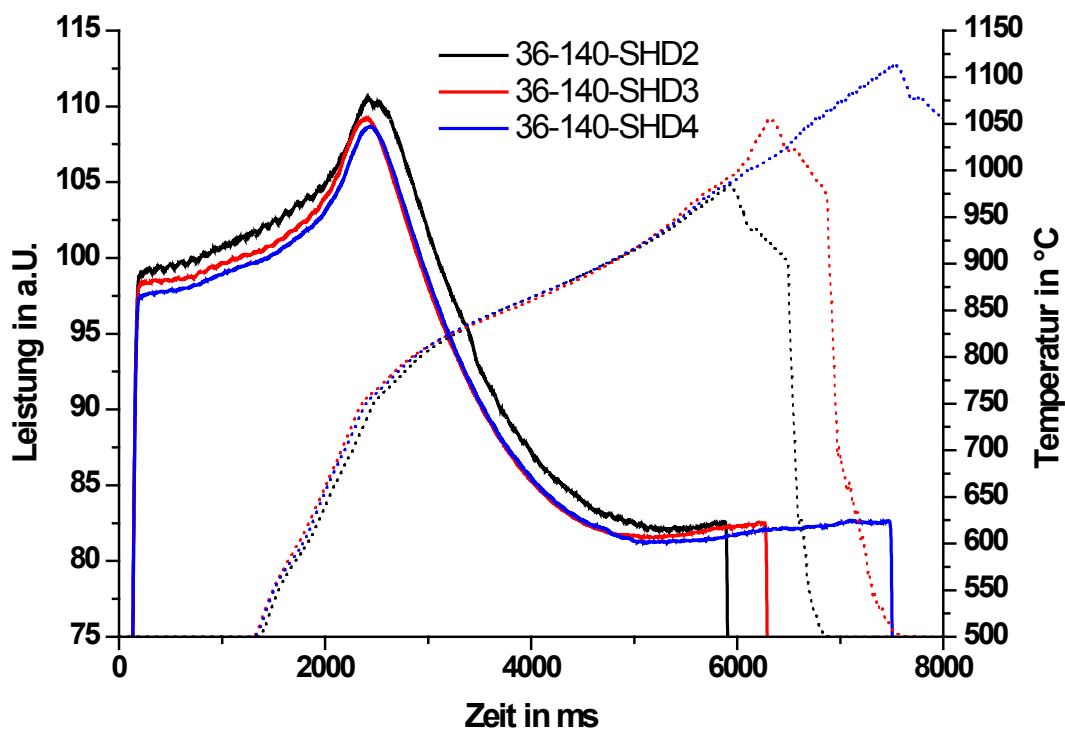


Bild C-1: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 140 °C angelassenen Proben

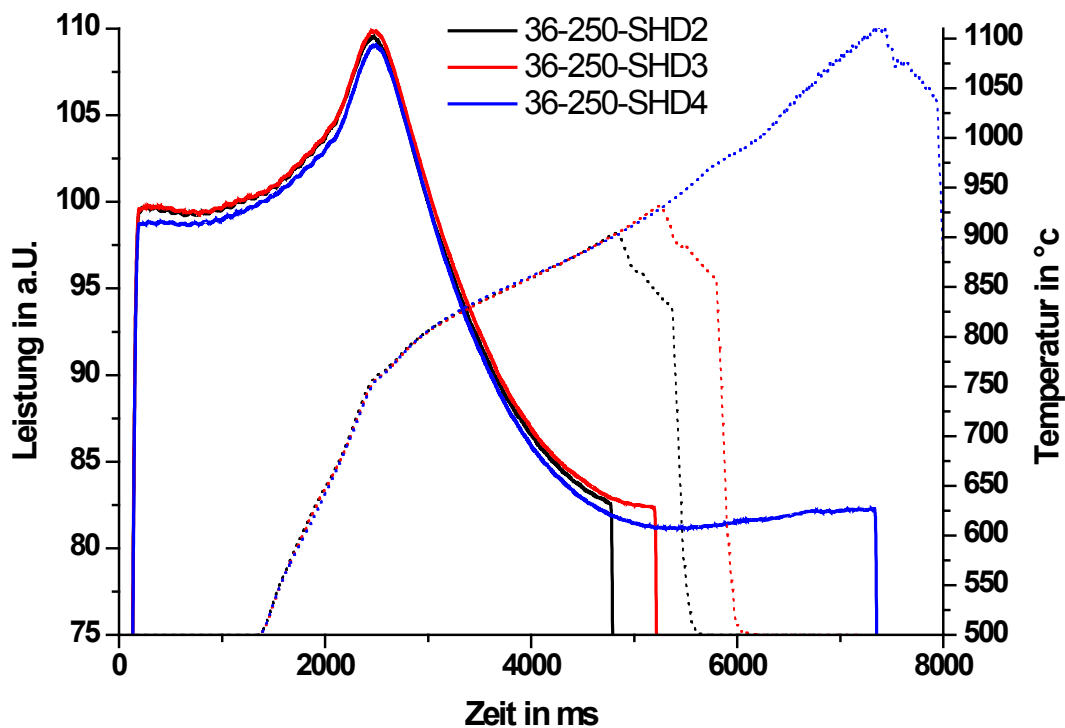


Bild C-2: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 250 °C angelassenen Proben

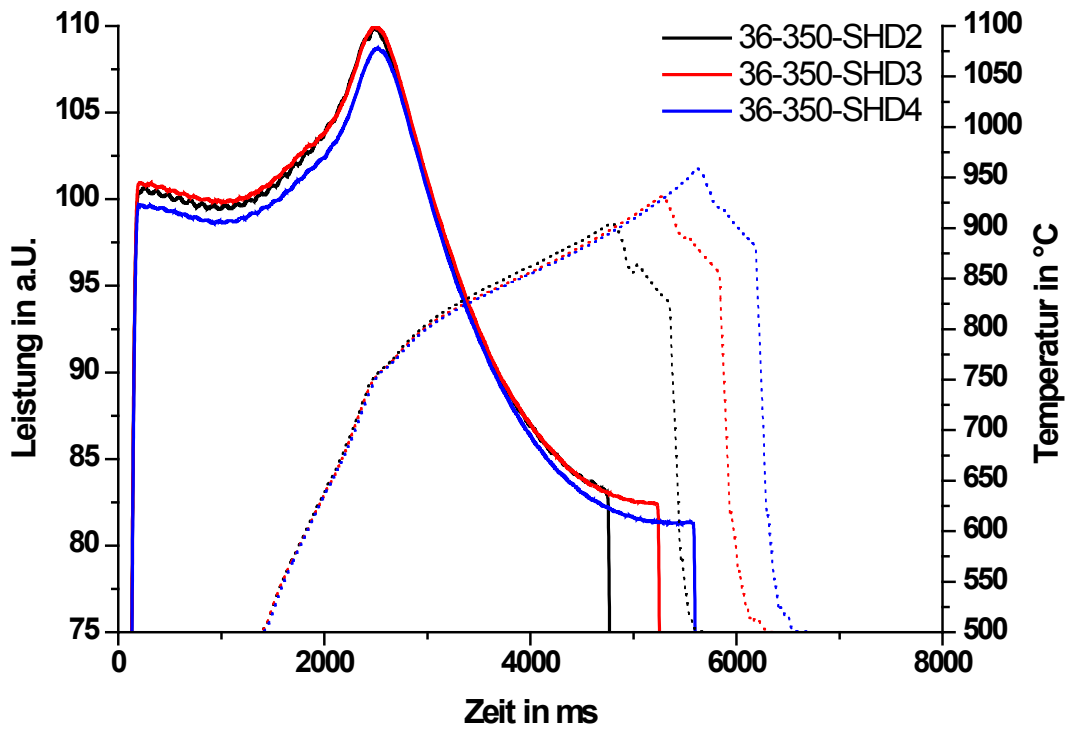


Bild C-3: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 350 °C angelassenen Proben

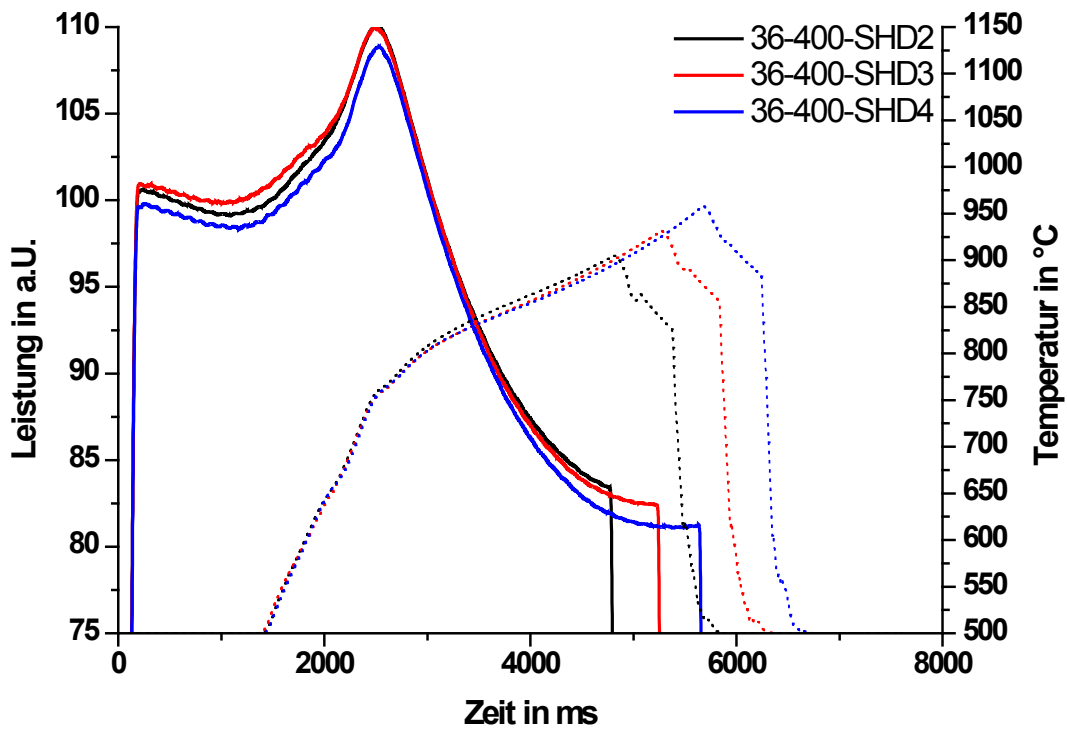


Bild C-4: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 400 °C angelassenen Proben

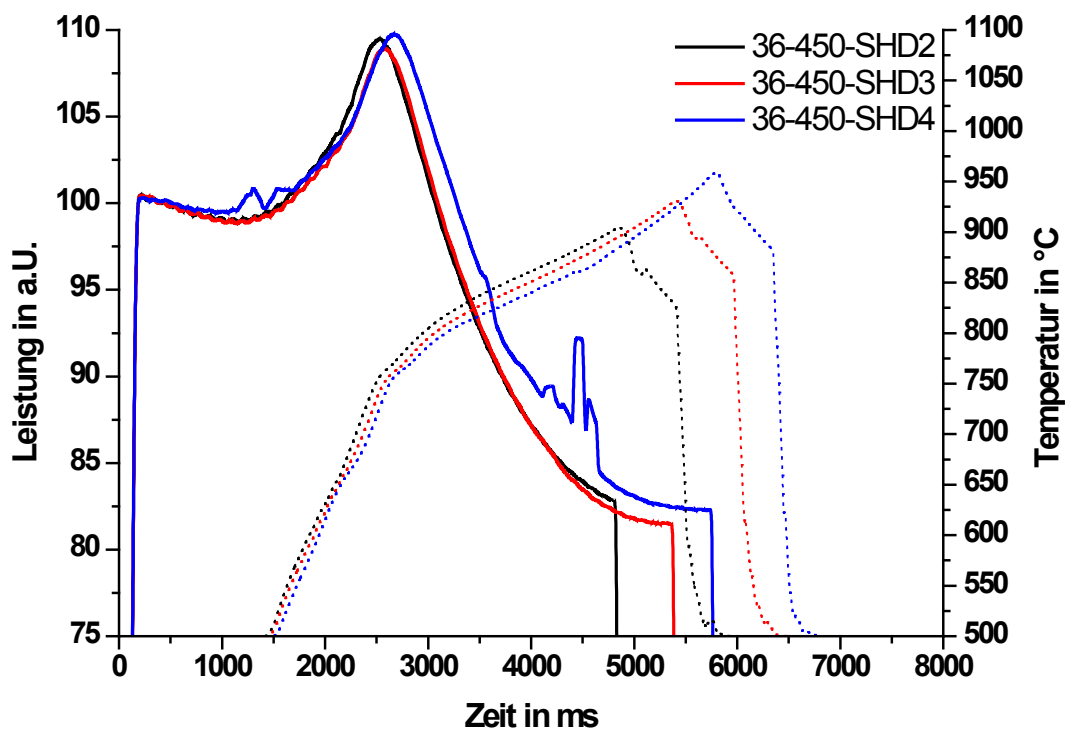


Bild C-5: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 450 °C angelassenen Proben

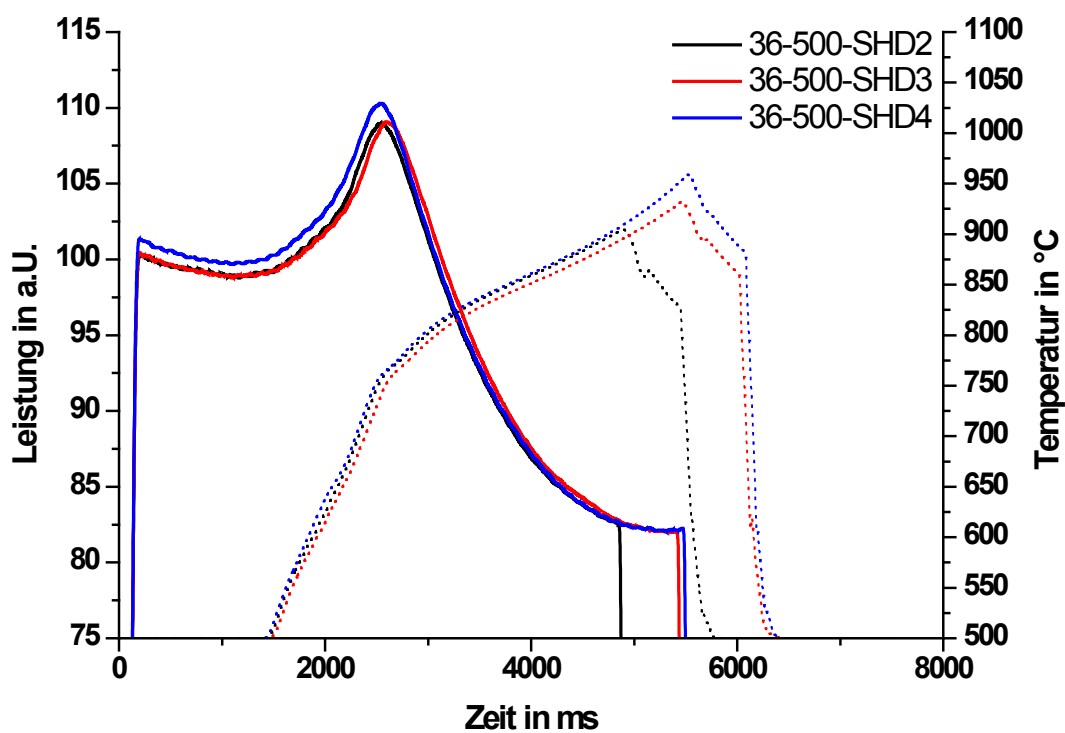


Bild C-6: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 500 °C angelassenen Proben

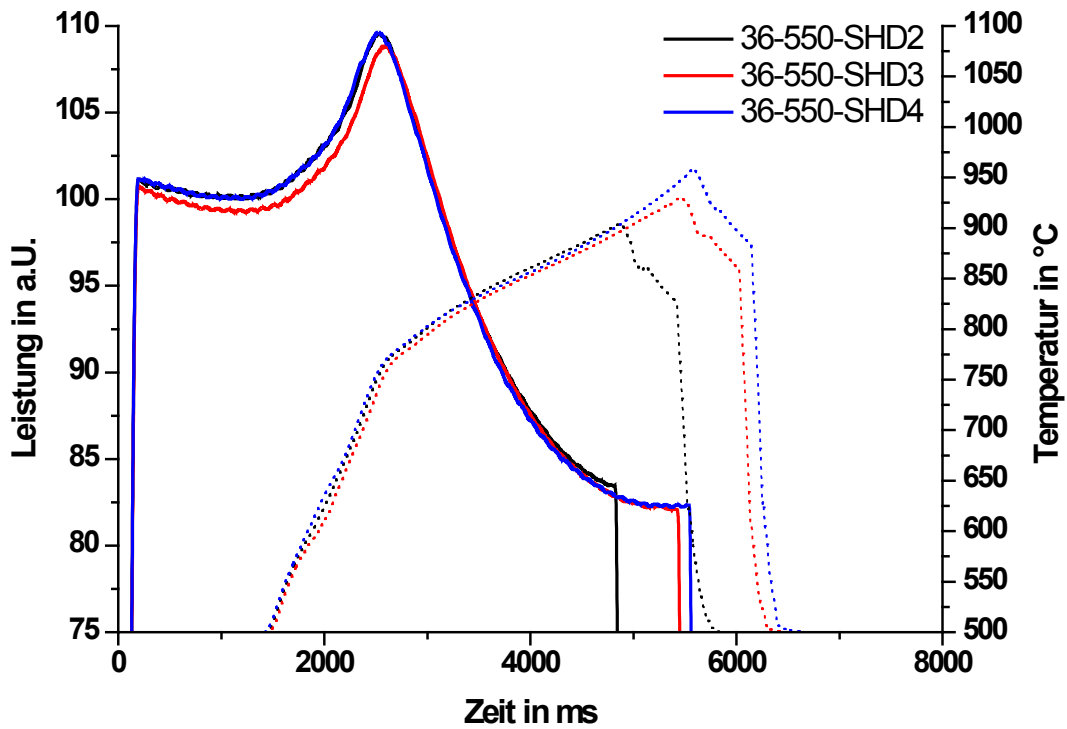


Bild C-7: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 550 °C angelassenen Proben

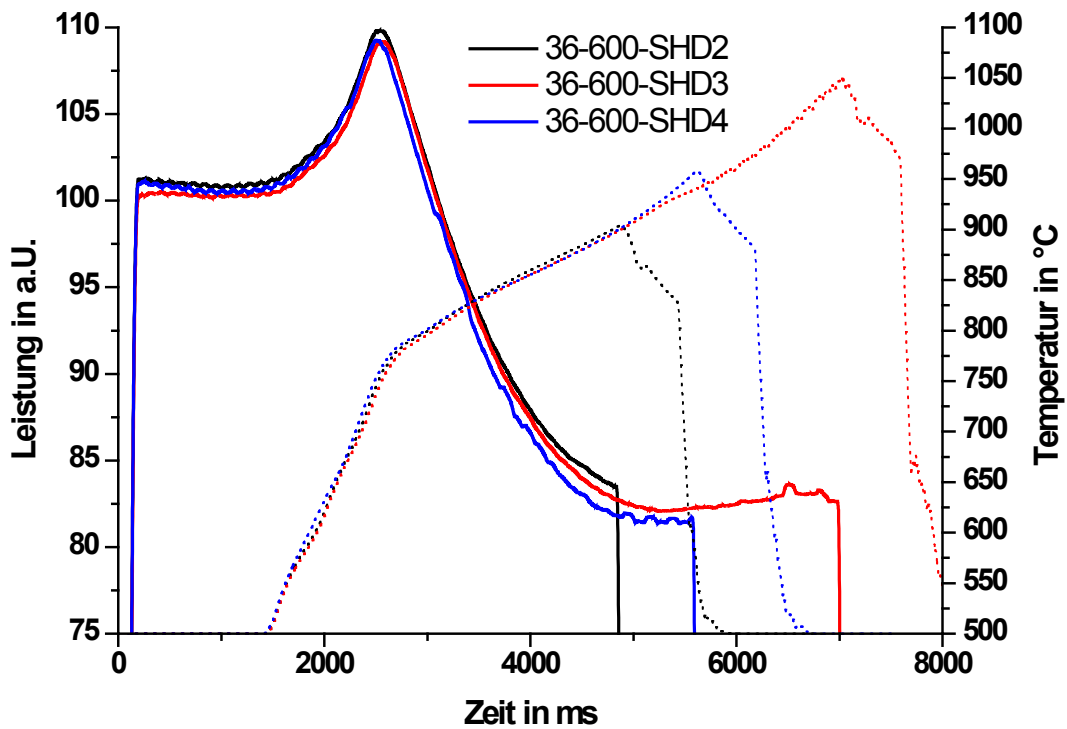


Bild C-8: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 600 °C angelassenen Proben

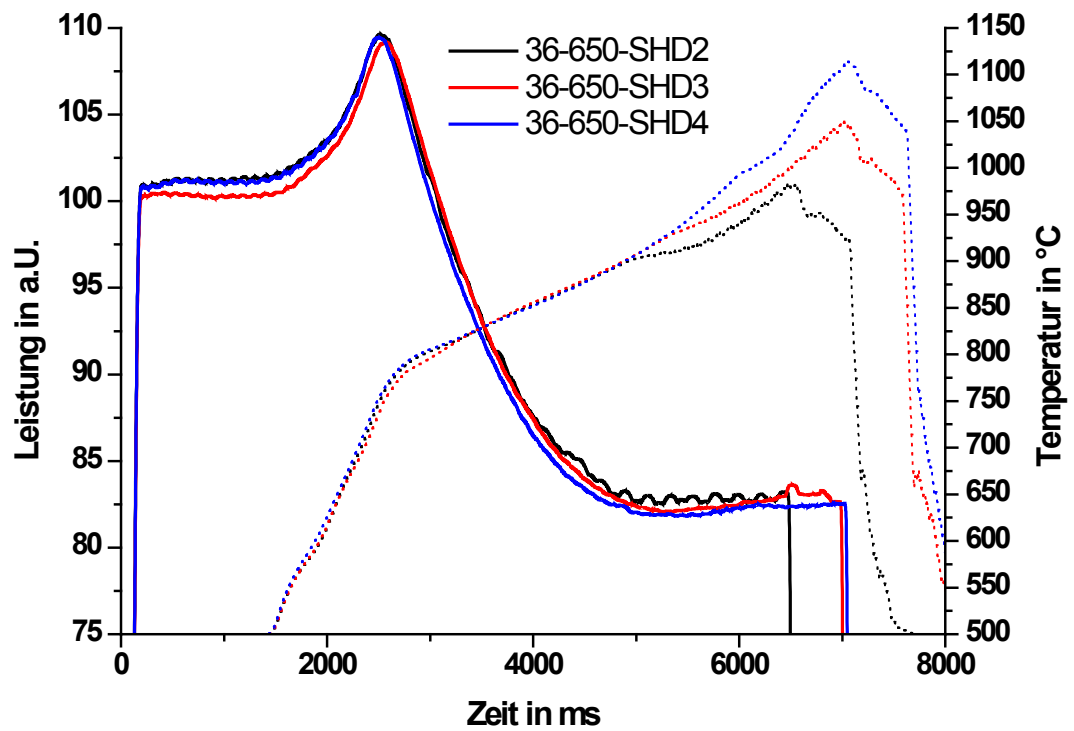


Bild C-9: 36CrB4, Verlauf der Leistungskurve der bei 650 °C angelassenen Proben

D. Härtewerte

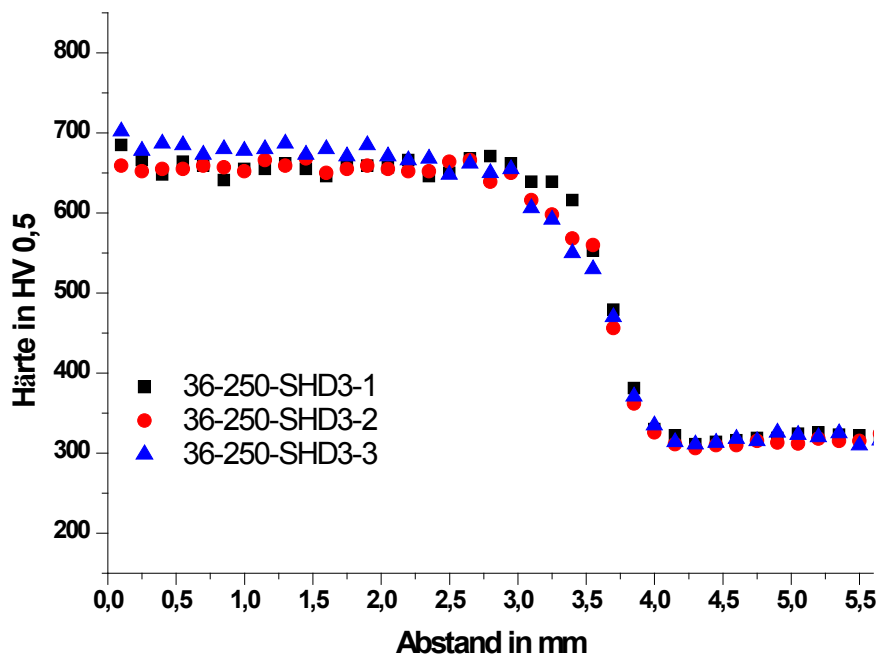


Bild D-1: 36-250-3SHD, Beispielhafte Härtetiefenverläufe.

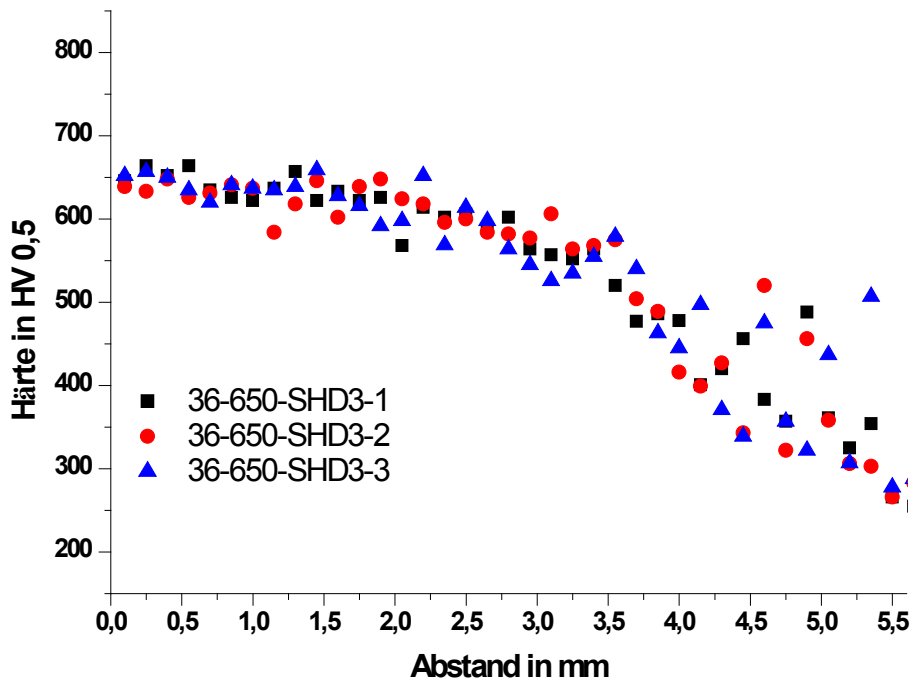
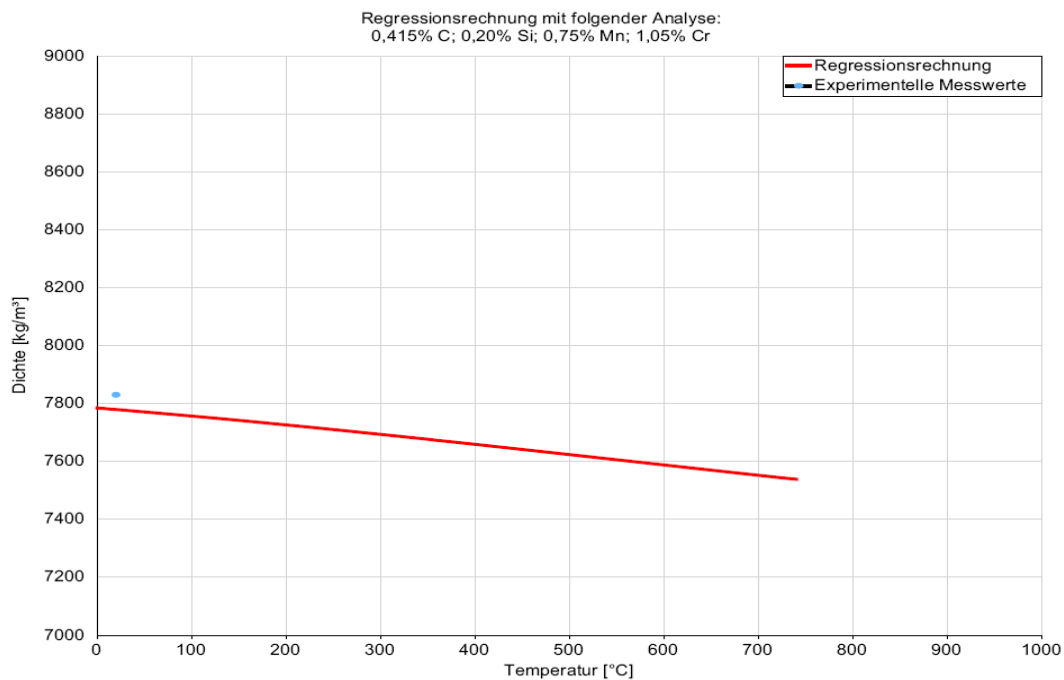


Bild D-2: 36-650-3SHD, Beispielhafte Härtetiefenverläufe.

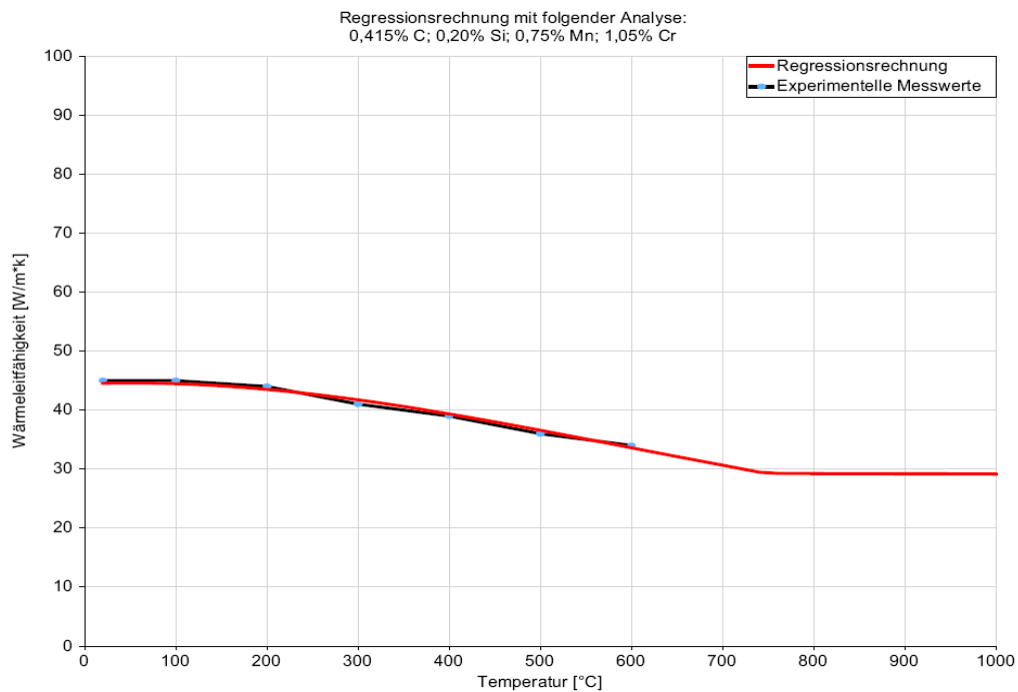
**Tabelle D-3:** Vergleich der erreichten SHD-Werte für die unterschiedlichen Vergütungszustände

| Anlasstemperatur | SHD 2 mm  | SHD 3 mm | SHD 4 mm  |
|------------------|-----------|----------|-----------|
| 140 °C           | 4,8-5,2   | 6,3-6,6  | 9,5       |
| 250 °C           | 2,6-2,7   | 3,4-3,6  | 9,5       |
| 350 °C           | 2,7-2,8   | 3,5-3,6  | 3,9-4,1   |
| 400 °C           | 2,7-2,8   | 3,6-3,7  | 4,0-4,3   |
| 450 °C           | 2,65-2,7  | 3,5-3,6  | 4,1-4,2   |
| 500 °C           | 2,65-2,7  | 3,4-3,5  | 3,85-4,05 |
| 550 °C           | 2,35-2,5  | 3,1-3,4  | 3,7-3,6   |
| 600 °C           | 2,05-2,15 | 3,7-4,5  | 3,0-3,3   |
| 650 °C           | 2,35-2,65 | 2,9-3,5  | 3,4-4     |

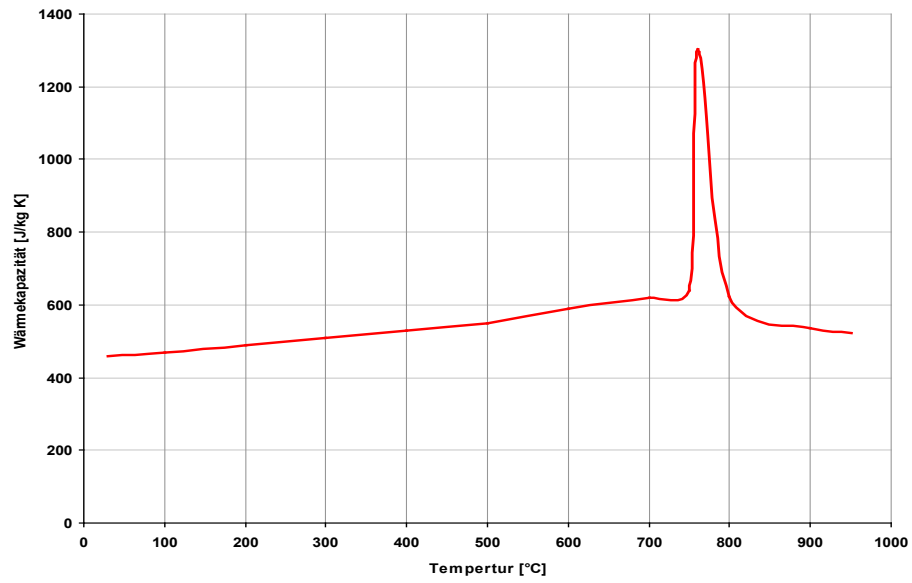
## E. Simulation



**Bild E-1:** Darstellung der Dichte ( $\rho$ ) in Abhängigkeit der Temperatur [Sommer, 2009] (aus [Bozorgian, 2009])



**Bild E-2:** Darstellung der Wärmeleitfähigkeit ( $\lambda$ ) in Abhängigkeit der Temperatur [Sommer, 2009] (aus [Bozorgian, 2009])



**Bild E-3:** Darstellung der Wärmekapazität (C) in Abhängigkeit der [Sommer, 2009] (aus [Bozorgian, 2009])

Anhang

**Tabelle E-1:** Abfrageergebnisse der Erkennung des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve bei einer Schrittweite von  $S=100$  ms, mit den ermittelten Differenzwerten **D** und der Anzahl **A** der aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen für die Werkstoffe 42CrMo4 und 36CrB4 bei einer Oberflächentemperatur von  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

| 36-N-1000-1 | 36-N-1000-2 |        | 36-N-1000-3 |        | 36-V-1000-1 |        | 36-V-1000-2 |        | 36-V-1000-3 |        | 42-N-1000-1 |       | 42-N-1000-2 |       | 42-N-1000-3 |       | 42-V-1000-1 |        | 42-V-1000-2 |        | 42-V-1000-3 |        |   |
|-------------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|-------|-------------|-------|-------------|-------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|---|
|             | D           | A      | D           | A      | D           | A      | D           | A      | D           | A      | D           | A     | D           | A     | D           | A     | D           | A      | D           | A      | D           | A      |   |
| 0,395       | 0           | 0,379  | 0           | 0,509  | 0           | -0,349 | 1           | -0,302 | 1           | -0,305 | 1           | 0,552 | 0           | 0,498 | 0           | 0,593 | 0           | -0,516 | 1           | -0,488 | 1           | -0,460 | 1 |
| 0,351       | 0           | 0,389  | 0           | 0,401  | 0           | -0,411 | 2           | -0,336 | 2           | -0,395 | 2           | 0,481 | 0           | 0,556 | 0           | 0,548 | 0           | -0,361 | 2           | -0,380 | 2           | -0,427 | 2 |
| 0,189       | 0           | 0,241  | 0           | 0,302  | 0           | -0,362 | 3           | -0,331 | 3           | -0,338 | 3           | 0,371 | 0           | 0,473 | 0           | 0,430 | 0           | -0,293 | 3           | -0,311 | 3           | -0,328 | 3 |
| 0,231       | 0           | 0,294  | 0           | 0,157  | 0           | -0,425 | 4           | -0,331 | 4           | -0,369 | 4           | 0,326 | 0           | 0,308 | 0           | 0,289 | 0           | -0,289 | 4           | -0,286 | 4           | -0,289 | 4 |
| 0,115       | 0           | 0,140  | 0           | 0,134  | 0           |        |             |        |             |        | 0,267       | 0     | 0,227       | 0     | 0,194       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,179       | 0           | 0,164  | 0           | 0,041  | 0           |        |             |        |             |        | 0,172       | 0     | 0,149       | 0     | 0,129       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,085       | 0           | 0,080  | 0           | 0,146  | 0           |        |             |        |             |        | 0,092       | 0     | 0,091       | 0     | 0,071       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,126       | 0           | 0,010  | 0           | 0,007  | 0           |        |             |        |             |        | 0,028       | 0     | 0,073       | 0     | 0,050       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,060       | 0           | -0,015 | 1           | 0,069  | 0           |        |             |        |             |        | 0,050       | 0     | 0,092       | 0     | 0,061       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,065       | 0           | -0,040 | 2           | -0,028 | 1           |        |             |        |             |        | 0,035       | 0     | 0,105       | 0     | 0,039       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,049       | 0           | 0,068  | 0           | 0,047  | 0           |        |             |        |             |        | 0,012       | 0     | 0,097       | 0     | 0,050       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,024       | 0           | -0,031 | 1           | 0,027  | 0           |        |             |        |             |        | 0,039       | 0     | 0,059       | 0     | 0,053       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,044       | 0           | 0,072  | 0           | 0,070  | 0           |        |             |        |             |        | 0,051       | 0     | 0,051       | 0     | 0,024       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| -0,060      | 1           | -0,086 | 1           | 0,115  | 0           |        |             |        |             |        | 0,015       | 0     | 0,076       | 0     | -0,021      | 1     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,017       | 0           | -0,017 | 2           | 0,062  | 0           |        |             |        |             |        | 0,021       | 0     | 0,065       | 0     | -0,003      | 2     |             |        |             |        |             |        |   |
| -0,021      | 1           | 0,033  | 0           | 0,117  | 0           |        |             |        |             |        | 0,019       | 0     | 0,045       | 0     | 0,009       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,115       | 0           | 0,086  | 0           | 0,025  | 0           |        |             |        |             |        | 0,007       | 0     | 0,017       | 0     | -0,002      | 1     |             |        |             |        |             |        |   |
| -0,011      | 1           | 0,042  | 0           | 0,166  | 0           |        |             |        |             |        | 0,043       | 0     | 0,039       | 0     | 0,011       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| 0,013       | 0           | 0,053  | 0           | 0,103  | 0           |        |             |        |             |        | 0,120       | 0     | 0,014       | 0     | 0,058       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |
| -0,010      | 1           | 0,111  | 0           | 0,129  | 0           |        |             |        |             |        | 0,134       | 0     | 0,022       | 0     | 0,091       | 0     |             |        |             |        |             |        |   |

**Tabelle E-2:** Abfrageergebnisse der Erkennung des Werkstoffzustands anhand der Leistungskurve für 4 aufeinanderfolgende Übereinstimmungen, mit Differenzwerten **D** und Anzahl **A** der aufeinanderfolgenden Übereinstimmungen für den Werkstoffe 32CrB4 bei einer Oberflächentemperatur von 1000°C

| 32-N-<br>1000-1 | 32-N-<br>1000-2 |       | 32-N-<br>1000-3 |   | 32-V-<br>1000-1 |   | 32-V-<br>1000-2 |   | 32-V-<br>1000-3 |   |        |   |
|-----------------|-----------------|-------|-----------------|---|-----------------|---|-----------------|---|-----------------|---|--------|---|
|                 | D               | A     | D               | A | D               | A | D               | A | D               | A |        |   |
| 0,678           | 0               | 0,600 | 0               | 0 | 0,558           | 0 | -0,209          | 1 | -0,267          | 1 | -0,328 | 1 |
| 0,524           | 0               | 0,439 | 0               | 0 | 0,463           | 0 | -0,261          | 2 | -0,326          | 2 | -0,286 | 2 |
| 0,433           | 0               | 0,308 | 0               | 0 | 0,376           | 0 | -0,333          | 3 | -0,282          | 3 | -0,273 | 3 |
| 0,257           | 0               | 0,232 | 0               | 0 | 0,341           | 0 | -0,254          | 4 | -0,321          | 4 | -0,293 | 4 |
| 0,192           | 0               | 0,127 | 0               | 0 | 0,281           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,119           | 0               | 0,205 | 0               | 0 | 0,175           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,189           | 0               | 0,175 | 0               | 0 | 0,175           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,034           | 0               | 0,150 | 0               | 0 | 0,115           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| -0,022          | 1               | 0,018 | 0               | 0 | 0,187           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| -0,072          | 2               | 0,057 | 0               | 0 | 0,142           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,031           | 0               | 0,020 | 0               | 0 | 0,202           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,052           | 0               | 0,060 | 0               | 0 | 0,147           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,068           | 0               | 0,043 | 0               | 0 | 0,150           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,085           | 0               | 0,076 | 0               | 0 | 0,079           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,059           | 0               | 0,032 | 0               | 0 | 0,086           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,079           | 0               | 0,000 | 0               | 0 | 0,020           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,003           | 0               | 0,033 | 0               | 0 | 0,011           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,054           | 0               | 0,027 | 0               | 0 | 0,071           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,027           | 0               | 0,063 | 0               | 0 | 0,041           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |
| 0,115           | 0               | 0,011 | 0               | 0 | 0,036           | 0 |                 |   |                 |   |        |   |



---

**Lebenslauf**

---

**Persönliche Daten**

|                     |                     |
|---------------------|---------------------|
| Name                | Andreas Fiedler     |
| Geburtstag          | 27.11.1979          |
| Geburtsort          | Marburg             |
| Familienstand       | ledig, keine Kinder |
| Staatsangehörigkeit | deutsch             |

**Berufserfahrung**

|                   |   |
|-------------------|---|
| 04/2007 – 06/2012 | Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Zentrum für<br>Konstruktionswerkstoffe (MPA/IfW) der<br>Technischen Universität Darmstadt |
| 01/2004 – 06/2004 | Praktikum bei MTU-North Amerika, Detroit (USA)  |

**Ausbildung**

|                   |   |
|-------------------|---|
| 10/1999 – 03/2007 | Studium des allgemeinen Maschinenbaus,<br>Diplomstudiengang, Technische Universität Darmstadt |
| 09/1990 – 06/1999 | Gymnasium Philippinum, Marburg,<br>Allgemeine Hochschulreife                                  |