



TECHNISCHE UNIVERSITÄT  
BERGAKADEMIE FREIBERG

Die Ressourcenuniversität. Seit 1765.



Fakultät für Werkstoffwissenschaft und -technologie  
Institut für Eisen- und Stahltechnologie

**Diplomarbeit**

**Untersuchung der spannungs- und  
verformungsinduzierten  $\alpha'$ -Martensitbildung in einem  
hochlegierten austenitischen Stahl mit 30 % Nickel**

**Eckhard Frank Sandig**

Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

Vertiefung: Stahltechnologie

Matrikel: 48127

18. August 2015

Thema übergeben am: 18. November 2014

1. Prüfer/Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Weiß

2. Prüfer/Gutachter: Dr.-Ing. Thilo Kreschel

Betreuer: Dipl.-Ing. Michael Hauser

## **Eidesstattliche Erklärung**

Ich versichere, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst und keine anderen Hilfsmittel als die angegebenen benutzt habe. Die Stellen der Arbeit, die anderen Werken dem Wortlaut oder dem Sinn nach entnommen sind, habe ich in jedem einzelnen Fall unter Angabe der Quelle als Entlehnung kenntlich gemacht. Diese Versicherung bezieht sich auch auf die bildlichen Darstellungen.

18. August 2015

Eckhard Frank Sandig

*„Was nicht mit einer gewissen Unsicherheit behaftet ist,  
kann unmöglich die Wahrheit sein.“*

RICHARD P. FEYNMAN [1]

## Danksagung

Ich danke Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Weiß und Herrn Dr.-Ing. Thilo Kreschel für die Prüfung und Begutachtung der vorliegenden Arbeit. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Weiß sowie Herrn Dipl.-Ing. Marco Wendler und Herrn Ph. D. Javad Mola danke ich darüber hinaus für die zahlreichen fruchtbaren Diskussionen. Mein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Michael Hauser für die fachliche und organisatorische Betreuung meiner Diplomarbeit. Herrn Dr.-Ing. Armin Franke und Herrn Dipl.-Ing. Benedikt Reichel danke ich für die Anfertigung der REM- und EBSD-Aufnahmen sowie Herrn Prof. Dr. Ferenc Tranta von der Universität Miskolc, Ungarn, für die Durchführung der thermomagnetischen Messungen.

Des Weiteren danke ich Herrn Peter Neuhold für die freundliche Auskunft zur Entstehung des Probenmaterials und Herrn Manfred Uhlmann sowie Herrn Franz Grohmann für die Probenfertigung. Frau Janet Roßner und Frau Ines Grahl danke ich für ihre Unterstützung bei der Durchführung der metallografischen Untersuchungen und der MSAT-Messungen. Herrn FH-Ing. Michael Bucher und Herrn Dipl.-Ing. Gerd Schade danke ich für die Unterstützung bei der Durchführung der Zugversuche am IWT. Ich danke Frau Grit Schubert für die Durchführung der DSC- und Dilatometrie-Versuche und Herrn Günter Franke für die Tieftemperaturbehandlung. Herrn Dipl.-Geoinf. Thomas Benkert danke ich für die typographische Korrektur meiner Diplomarbeit. Insbesondere danke ich Herrn Jan Mahling für die technische Unterstützung, welche mir einen weitgehenden Ausgleich meiner gesundheitlichen Beeinträchtigung ermöglichte.

Nicht zuletzt danke ich meiner Ehefrau Nicola A. Sandig herzlich für die moralische und organisatorische Unterstützung im privaten Bereich, ohne welche die Anfertigung dieser Diplomarbeit nicht möglich gewesen wäre.

*Diese Arbeit ist meinen Söhnen Wilhelm Frank  
und Johann Martin gewidmet.*



# Inhaltsverzeichnis

<b>Symbolverzeichnis</b>	<b>7</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>11</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>12</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen</b>	<b>13</b>
2.1 Martensitbildung . . . . .	13
2.1.1 Allgemeines . . . . .	13
2.1.2 Thermodynamik . . . . .	13
2.2 Stapelfehlerenergie . . . . .	14
2.3 Verformungsinduzierte Plastizität . . . . .	18
2.4 Magnetische Eigenschaften . . . . .	24
2.4.1 Allgemeines . . . . .	24
2.4.2 Besonderheiten der Eisen-Nickel-Legierungen . . . . .	26
<b>3 Experimentelle Methoden</b>	<b>30</b>
3.1 Digitale Lichtmikroskopie . . . . .	30
3.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM) . . . . .	31
3.3 Rückstreuelektronenbeugung (EBSD) . . . . .	32
3.4 Dilatometrie . . . . .	33
3.5 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) . . . . .	34
3.6 Thermomagnetische Messung . . . . .	35
3.7 Material Selection and Analysis Tool (MSAT) . . . . .	36
3.8 Zugversuche . . . . .	37
<b>4 Versuchsauswertung und Diskussion</b>	<b>42</b>
4.1 Die Eisen-Nickel-Legierung . . . . .	42
4.2 Charakterisierung des Ausgangszustandes . . . . .	43
4.2.1 Lichtmikroskopie . . . . .	43
4.2.2 Bestimmung der Martensit-Starttemperatur . . . . .	44
4.2.3 Bestimmung der Curie-Temperatur . . . . .	46

---

4.3	Ergebnisse der Zugversuche . . . . .	49
4.3.1	Abgeleitete Diagramme . . . . .	49
4.3.2	Gefügeentwicklung . . . . .	53
4.4	Ergebnisse der magnetischen Untersuchungen . . . . .	60
4.4.1	Kalibrierung der MSAT-Messungen . . . . .	60
4.4.2	Ergebnisse nach der Kalibrierung . . . . .	63
<b>5</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>67</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>69</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>76</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>79</b>
<b>A</b>	<b>Tabellen</b>	<b>80</b>
<b>B</b>	<b>Abbildungen</b>	<b>86</b>

## Symbolverzeichnis

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$A$	$\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-2}$	Fläche unter der Fließkurve
$A_b$	%	Bruchdehnung
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$A_g^\gamma$	%	Gleichmaßdehnung des Austenits
$A_g^{\gamma+\alpha'}$	%	durch $\alpha'$ -TRIP-Effekt erhöhte Gleichmaßdehnung
$A_u$	J	Umformarbeit
$B$	T	Betrag der magnetischen Flussdichte
$\vec{B}$	T	magnetische Flussdichte
$C_p$	$\text{kJ K}^{-1}$	Wärmekapazität bei konstantem Druck
$d_0$	mm	Ausgangsdurchmesser
$d$	nm	Netzebenenabstand
$d_B$	mm	Durchmesser nach dem Bruch
$E$	GPa	Elastizitätsmodul
$E^{\text{str}}$	mJ	elastische Verzerrungsenergie
$F$	N	Kraft
$\Delta G_c$	mJ	chemische Triebkraft
$\Delta G_{\text{sur}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	mJ	Grenzflächenenergie der $\varepsilon$ -Martensitbildung
$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	mJ	chemische Triebkraft der $\varepsilon$ -Martensitbildung
$\Delta G_{K,1\%}$	mJ	Keimbildungsschwelle der Martensitbildung
$\Delta G_{\text{sur}}(n)$	$\text{mJ m}^{-2}$	kohärente Grenzflächenenergie
$H$	$\text{A m}^{-1}$	Betrag der magnetischen Feldstärke
$H$	J	Enthalpie
$\vec{H}$	$\text{A m}^{-1}$	magnetische Feldstärke
$J$	T	magnetische Polarisierung
$j$	Wb m	magnetisches Dipolmoment
$J_0$	T	magnetische Polarisierung im Vakuum
$J_S$	T	Sättigungs-Polarisierung
$j_{\text{sp}}$	$\mu\text{Wb cm g}^{-1}$	spezifisches magnetisches Dipolmoment
$k$	MPa	Beginn des plastischen Fließens
$k_f$	MPa	Formänderungsfestigkeit

## Fortsetzung

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$L$	mm	momentane Länge
$L_0$	mm	Ausgangsmesslänge
$L_u$	mm	Messlänge nach dem Bruch
$\Delta L$	mm	Längenänderung
$M$	$A m^{-1}$	Betrag der Magnetisierung
$M_d$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'} = R_m^{\gamma}$ ( $\alpha'$ -TRIP-Ende)
$M_d^{\varepsilon \rightarrow \alpha'}$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\varepsilon \rightarrow \alpha'} = R_m^{\gamma}$ ( $\varepsilon$ - $\alpha'$ -TRIP-Ende)
$M_d^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'} = R_m^{\gamma}$ in Stählen mit $\varepsilon$ -TRIP-Effekt
$M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = R_m^{\gamma}$ ( $\varepsilon$ -TRIP-Ende)
$M_s$	$^{\circ}C$	Martensit-Starttemperatur
$M_{s\sigma}$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \sigma_f^{\gamma}$ ( $\alpha'$ -TRIP-Maximum)
$M_{s\sigma}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$^{\circ}C$	Temperatur für $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \sigma_f^{\gamma}$ beim $\varepsilon$ -TRIP-Effekt
$\vec{m}$	$A m^2$	magnetisches Moment
$n$	-	Verfestigungsexponent, natürliche Zahl
$Q$	J	Wärmemenge
$\dot{Q}$	$J s^{-1}$	Wärmestrom
$\dot{Q}_0$	$J s^{-1}$	Wärmestrom in Folge Asymmetrie
$\dot{Q}_{C_p}$	$J s^{-1}$	Wärmestrom in Folge unterschiedlicher Wärmekapazitäten
$\dot{Q}_r$	$J s^{-1}$	Wärmestrom in Folge Latentwärme
$R_e$	MPa	Streckgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_m^{\gamma}$	MPa	Zugfestigkeit des Austenits
$R_m^{\gamma+\alpha'}$	MPa	durch $\alpha'$ -TRIP-Effekt erhöhte Zugfestigkeit
$R_m^{\gamma+\varepsilon}$	MPa	durch $\varepsilon$ -TRIP-Effekt erhöhte Zugfestigkeit
$R_m^{\gamma+\varepsilon+\alpha'}$	MPa	durch $\varepsilon$ - $\alpha'$ -TRIP-Effekt erhöhte Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Proportionalitätsgrenze
$S_0$	$mm^2$	Ausgangsquerschnitt
$S_u$	$mm^2$	Querschnitt nach dem Bruch
$S_w$	$mm^2$	wahrer (momentaner) Querschnitt
$\vec{s}$	J s	Spin
$T$	K	Temperatur, allgemein

## Fortsetzung

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$T_0$	K	Anfangstemperatur
$t$	s	Zeit, allgemein
$T_c$	°C	Curie-Temperatur
$T_{cr}$	°C	Behandlungstemperatur bei der athermischen Umwandlung
$T_{mag}$	°C	Temperatur der metallischen Probe bei thermomagnetischer Messung
$T_{ZV}$	°C	Temperatur im Zugversuch
$\Delta T$	K	Temperaturdifferenz
$U_{mag}$	mV	Differenz der Induktionsspannungen bei thermomagnetischer Messung
$V$	mm <sup>3</sup>	umzuformendes Volumen
$V_{Fs}$	%	scheinbarer ferromagnetischer Volumenanteil
$V_M$	%	Martensitanteil pro Volumen
$Z$	%	Brucheinschnürung
$\alpha$	K <sup>-1</sup>	linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\beta_0$	K s <sup>-1</sup>	Heiz- bzw. Kühlrate
$\gamma$	s <sup>-1</sup> T <sup>-1</sup>	gyromagnetisches Verhältnis
$\gamma_{SF}$	mJ m <sup>-2</sup>	Stapelfehlerenergie
$\delta$	nm	Dehnbetrag der Zwillingsbildung
$\varepsilon$	%/-	Dehnung, bezogene Längenänderung
$\varepsilon^\gamma$	%	Gleichmaßdehnung des Austenits in Abbildung 9
$\varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	%	Auslösedehnung für die Umwandlung $\gamma \rightarrow \alpha'$
$\varepsilon^{\gamma+\alpha'}$	%	durch $\alpha'$ -TRIP-Effekt erhöhte Gleichmaßdehnung
$\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	%	Dehnbetrag $\varepsilon^{\gamma+\alpha'} - \varepsilon^\gamma$
$\Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	%	Dehnbetrag $\varepsilon^\gamma - \varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$
$\varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	%	Auslösedehnung für die Umwandlung $\gamma \rightarrow \varepsilon$
$\varepsilon^{\gamma+\varepsilon}$	%	durch $\varepsilon$ -TRIP-Effekt erhöhte Gleichmaßdehnung
$\varepsilon^{\gamma+\varepsilon+\alpha'}$	%	durch $\varepsilon$ - $\alpha'$ -TRIP-Effekt erhöhte Gleichmaßdehnung
$\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	%	Dehnbetrag $\varepsilon^{\gamma+\varepsilon} - \varepsilon^\gamma$
$\Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	%	Dehnbetrag $\varepsilon^\gamma - \varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$
$\varepsilon_w$	%/-	wahre Dehnung
$\varepsilon_{w,pl}$	%	wahre plastische Dehnung
$\theta$	°	Bragg-Winkel, Einstellwinkel

## Fortsetzung

Symbol	Einheit	Bezeichnung
$\vartheta$	nm	Scherbetrag der Zwillingsbildung
$\lambda$	nm	Wellenlänge einer elektromagnetischen Welle
$\mu$	J T <sup>-1</sup>	magnetisches Moment als Magneton
$\mu_0$	N A <sup>-2</sup>	magnetische Feldkonstante
$\mu_B$	J T <sup>-1</sup>	Bohrsches Magneton
$\mu_r$	-	relative magnetische Permeabilität
$\pi$	-	Kreiszahl
$\rho$	$\Omega \text{ mm}^2 \text{ m}^{-1}$	spezifischer elektrischer Widerstand
$\rho_A$	m <sup>-2</sup>	planare Packungsdichte
$\sigma$	MPa	mechanische (technische) Spannung
$\sigma_A^{\varepsilon \rightarrow \alpha'}$	MPa	Auslösespannung für die Umwandlung $\varepsilon \rightarrow \alpha'$
$\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	MPa	Auslösespannung für die Umwandlung $\gamma \rightarrow \alpha'$
$\sigma_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	MPa	Auslösespannung für die Umwandlung $\gamma \rightarrow \varepsilon$
$\sigma_f$	MPa	Fließspannung, Beginn plastischen Verhaltens
$\sigma_f^\gamma$	MPa	Fließgrenze des Austenits
$\sigma_f^{\text{Stahl}}$	MPa	Fließgrenze des Stahls in Abbildung 6
$\sigma_w$	MPa	wahre Spannung
$\varphi$	-	logarithmische Formänderung

---

## Abkürzungsverzeichnis

---

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
abh.	abhängig
bspw.	beispielsweise
bzw.	beziehungsweise
d. h.	das heißt
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DSC	Differential Scanning Calorimetry
DTU	Dehnungs-Temperatur-Umwandlungs-
EBSD	electron backscatter diffraction
hdp	hexagonal dichteste Packung
IEST	Institut für Eisen- und Stahltechnologie
IWT	Institut für Werkstofftechnik
IWW	Institut für Werkstoffwissenschaft
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LM	Lichtmikroskopie
MSAT	Material Selection and Analysis Tool
PTB	Physikalisch-Technische Bundesanstalt
REM	Rasterelektronenmikroskop
SFB799	DFG-Sonderforschungsbereich 799: TRIP-Matrix-Composite
STU	Spannungs-Temperatur-Umwandlungs-
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
u. a.	unter anderem
vgl.	vergleiche
VIM	Vakuum-Induktionsschmelzanlage
z. B.	zum Beispiel

---

## 1 Einleitung

Das Institut für Eisen- und Stahltechnologie (IEST) erforscht im Rahmen des DFG-Sonderforschungsbereiches 799: TRIP-Matrix-Composite (SFB799) neuartige austenitische Stahlwerkstoffe. Das Kennzeichen dieser Werkstoffe ist das Vorhandensein von metastabilem Austenit, welcher durch das Aufbringen einer Spannung eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung und/oder Zwillingsbildung ermöglicht. Durch diesen sogenannten Transformation Induced Plasticity (TRIP)/Twinning Induced Plasticity (TWIP)-Effekt erreichen die metastabilen Stähle bereits im Gusszustand wesentlich höhere Festigkeits- und Dehnbarkeitswerte als vergleichbare Stahlwerkstoffe.

Aus diesen verbesserten Eigenschaften ergeben sich neue Anwendungen für den Werkstoff Stahlguss. Der SFB799, welcher Verbunde aus TRIP-Stahlguss und  $ZrO_2$ -Keramik erforscht, schreibt dazu auf seiner Internetpräsenz: „Das Ziel des SFB ist die Erforschung von Werkstoffen, die durch das Wechselspiel der martensitischen Phasenumwandlungen im Stahl und in der Keramik sowie durch die mechanische Zwillingsbildung im Stahl herausragende Eigenschaften aufweisen. Diese Eigenschaften prädestinieren sie besonders für Sicherheitsanwendungen in der Verkehrstechnik, z. B. für Crash-Strukturen, und für verschleißbeanspruchte Komponenten im Maschinenbau.“ [2].

Zum besseren Verständnis des TRIP-Effektes wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit die Legierung Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> untersucht. Das Ziel ist dabei, den TRIP-Effekt durch Spannungs-Temperatur-Umwandlungs- (STU)- und Dehnungs-Temperatur-Umwandlungs- (DTU)-Diagramme zu quantifizieren. Zu deren Erstellung dienten Zugversuche im Temperaturbereich von  $-40\text{ °C}$  bis  $120\text{ °C}$ . Die Ausprägung der Umwandlungsplastizität wurde mit Literaturangaben bezüglich der vielfach untersuchten Legierung 1.4301 verglichen. Zur Untersuchung der Gefügeentwicklung kamen die metallografischen Methoden Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie zum Einsatz. Zur Ermittlung von Umwandlungstemperaturen dienten die Dilatometrie und die Dynamische Differenzkalorimetrie sowie thermomagnetische Messungen. Ferner erfolgte eine Betrachtung der besonderen magnetischen Eigenschaften des Probenmaterials. Diese wurden für unterschiedliche Zustände mittels Material Selection and Analysis Tool (MSAT) bestimmt.



## 2 Theoretische Grundlagen

Dieser Abschnitt enthält zum Verständnis der Ergebnisse hilfreiche theoretische Grundlagen. Zu diesen vergleiche die entsprechenden Abschnitte in [3] und [4], welche analoge Betrachtungen für einen CrMnNi-Stahl bzw. für einen Vergütungsstahl enthalten.

### 2.1 Martensitbildung

#### 2.1.1 Allgemeines

Die Martensitbildung läuft in der Regel diffusionslos und athermisch, d. h. unabhängig von der Zeit, mit der Schallgeschwindigkeit im betreffenden Werkstoff ab [5]. Die chemische Zusammensetzung der Ausgangsphase (Austenit) und des Martensits ist gleich. Die Phasen unterscheiden sich jedoch in ihrem Kristallsystem [6–9]. Während der Austenit ein kubisch flächenzentriertes (kfz) Gitter besitzt, liegt beim  $\alpha'$ -Martensit ein tetragonal verzerrtes kubisch raumzentriertes (krz) Gitter vor, wohingegen es sich beim  $\epsilon$ -Martensit um eine Phase im hexagonal dichtest gepackten (hdp) Gitter handelt [7, 10]. Die tetragonale Verzerrung des Martensits gilt bei niedrigen Kohlenstoffgehalten als vernachlässigbar [5]. Folglich findet bei der Martensitbildung eine Gittertransformation durch Scherung und Gleitung bzw. Stapelfehlerbildung statt. Die Atombewegungen sind dabei kooperativ, d. h. Nachbarschaftsbeziehungen bleiben erhalten. Die  $\alpha'$ -Martensitbildung ist mit einer Volumenzunahme von etwas über 3 % (abh. vom Kohlenstoffgehalt) sowie einer Gestaltänderung (Reliefbildung) verbunden [6–9].

#### 2.1.2 Thermodynamik

In metastabilen, d. h. umwandlungsfähigen, Stählen liegt im Austenit eine Triebkraft für die Martensitbildung vor. Diese reicht jedoch nicht für eine spontane Martensitbildung aus. Die thermodynamischen Zusammenhänge sind in Abbildung 1 dargestellt [11, 12]. Bei unterschreiten der Keimbildungsschwelle  $\Delta G_{K,1\%}$  bildet sich aus dem Austenit spontan 1 Vol.-% Martensit. Oberhalb dieses Punktes ist ein zusätzlicher mechanischer Energiebetrag aufzubringen. Unterhalb der Tem-

peratur  $M_{s\sigma}$  setzt die Martensitbildung bereits spannungsinduziert bei elastischer Verformung ein. Dabei steigt zwar die Festigkeit, der Effekt führt jedoch nicht zu einer Erhöhung der plastischen Dehnung. Bei  $M_{s\sigma}$  ist die Auslösespannung gleich der Streckgrenze des Austenits. Mit  $M_d$  wird die obere Temperaturgrenze für die Bildung verformungsinduzierten Martensits bezeichnet. An dieser Stelle ist die Auslösespannung für die Martensitbildung gleich der Zugfestigkeit des Austenits. Im Bereich zwischen  $M_{s\sigma}$  und  $M_d$  kann der TRIP-Effekt ausgenutzt werden [11–14].

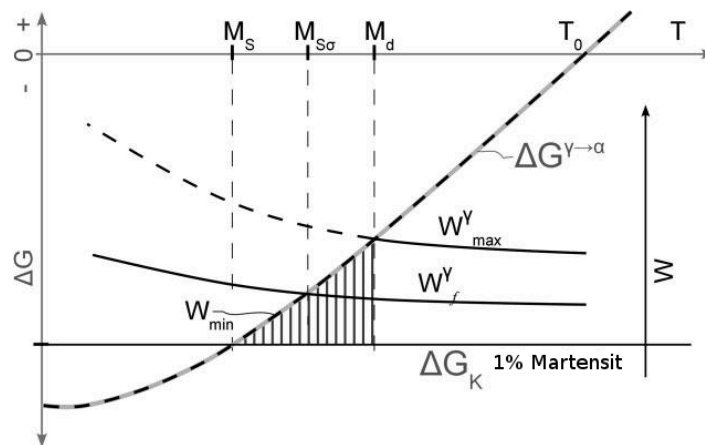


Abb. 1: Thermodynamik der Martensitbildung, schematisch, nach [11]

## 2.2 Stapelfehlerenergie

Bei Stapelfehlern handelt es sich um zweidimensionale Gitterdefekte. Austenit besitzt die Stapelfolge ABCABC. Ist eine Ebene zusätzlich eingeschoben oder fehlt eine Ebene, liegt ein Stapelfehler vor. Die Stapelfehlerenergie  $\gamma_{SF}$  ist derjenige Energiebetrag pro  $m^2$ , der zur Bildung eines idealen, unendlich ausgedehnten Stapelfehlers von Nöten ist. Dieser Energiebetrag hängt von der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung der Legierung ab. Für die Stapelfehlerenergie findet man in der Literatur den folgenden allgemeinen thermodynamische Ansatz [10]:

$$\gamma_{SF} = n \cdot \rho_A \cdot (\Delta G_c + E^{str}) + 2 \cdot \Delta G_{sur}(n) \quad \text{mit } n > 2 \quad (1)$$

Darin ist  $n$  die Anzahl der am Scherprozess beteiligten Ebenen,  $\rho_A$  die planare Packungsdichte,  $\Delta G_c$  die chemische Triebkraft für die Phasenumwandlung,  $E^{str}$  die elastische Verzerrungsenergie und  $\Delta G_{sur}(n)$  die kohärente Grenzflächenenergie der neu zu bildenden Kristallflächen.

Im Falle der  $\varepsilon$ -Martensitbildung gilt folglich mit  $n = 2$  [10]:

$$\gamma_{SF} = 2 \cdot \rho_A \cdot \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2 \cdot \Delta G_{sur}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (2)$$

Darin wird die Verzerrungsenergie vernachlässigt, da es sich bei der Bildung von  $\varepsilon$ -Martensit um eine Änderung der Stapelfolge handelt, welche – anders als die  $\alpha'$ -Martensitbildung – nicht mit einer Gitterverzerrung verbunden ist.

In der Literatur werden zahlreiche empirische Ansätze zur Berechnung von  $\gamma_{SF}$  genannt. Diese Gleichungen gelten jeweils für einen bestimmten Legierungsbereich. Da Wechselwirkungen der Legierungselemente in den Gleichungen im Allgemeinen nicht berücksichtigt werden, können außerhalb des jeweiligen Geltungsbereiches sehr unterschiedliche Ergebnisse auftreten [12, 13, 15]. Als Beispiele seien die folgenden Gleichungen 3 bis 7 für die Stapelfehlerenergie des Austenits genannt. Diese liefern nach Einsetzen der chemischen Zusammensetzung in Masse-%  $\gamma_{SF}$  in  $\text{mJ m}^{-2}$  bei 20 °C.

$$\text{aus [16], bis 19,0 \% Ni: } \gamma_{SF,1} = 34 + 1,4 \% \text{Ni} - 1,1 \% \text{Cr} - 77 \% \text{C} \quad (3)$$

$$\text{aus [17], bis 20,8 \% Ni: } \gamma_{SF,2} = 17 + 2,29 \% \text{Ni} - 0,9 \% \text{Cr} \quad (4)$$

$$\text{aus [18], bis 20,0 \% Ni: } \gamma_{SF,3} = 16,7 + 2,1 \% \text{Ni} - 0,9 \% \text{Cr} + 26 \% \text{C} \quad (5)$$

$$\text{aus [13]: } \gamma_{SF,4} = 25,7 + 2 \% \text{Ni} - 0,9 \% \text{Cr} - 1,2 \% \text{Mn} - 13 \% \text{Si} + 410 \% \text{C} - 77 \% \text{N} \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \text{aus [19], bis 23,0 \% Ni: } \gamma_{SF,5} = & 39 + 1,59 \% \text{Ni} - 1,34 \% \text{Mn} + 0,06 \% \text{Mn}^2 - 1,75 \% \text{Cr} + 0,01 \% \text{Cr}^2 \\ & + 15,21 \% \text{Mo} - 5,59 \% \text{Si} + 26,27 (\% \text{C} + 1,2 \% \text{N}) (\% \text{Cr} + \% \text{Mn} + \% \text{Mo})^{0,5} \\ & + 0,61 [\% \text{Ni} (\% \text{Cr} + \% \text{Mn})]^{0,5} - 60,69 (\% \text{C} + 1,2 \% \text{N})^{0,5} \quad (7) \end{aligned}$$

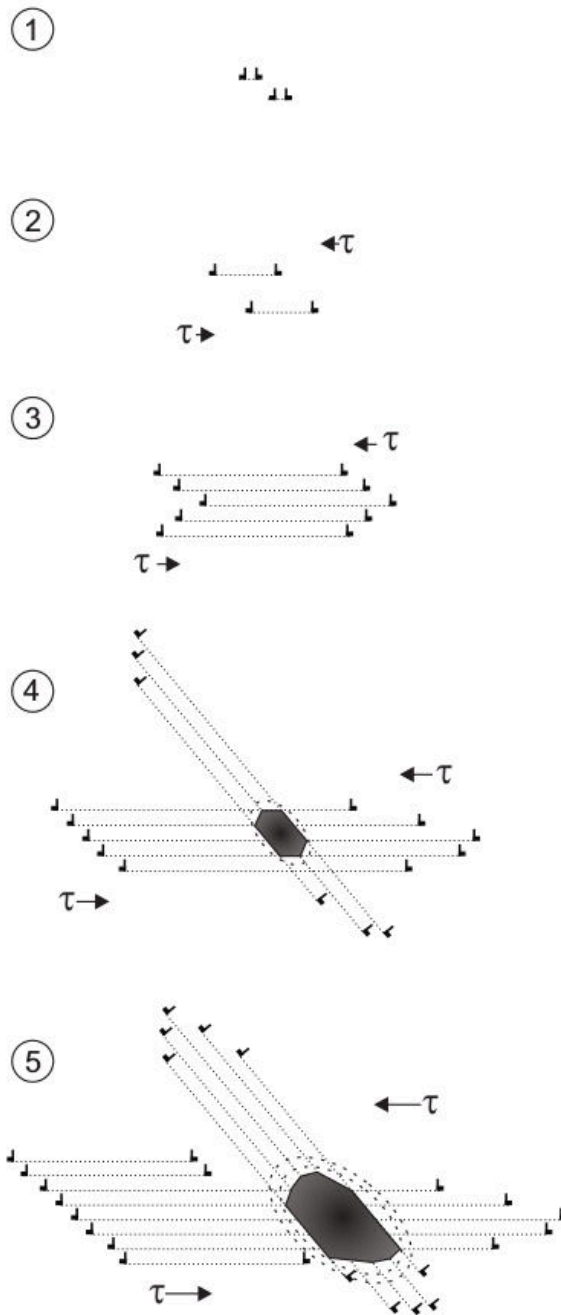
Für alle diese Beziehungen ist zu beachten, dass sie jeweils für einen eingeschränkten Legierungsbereich und allem voran für unterschiedliche Legierungsbereiche gelten. Daher können sie lediglich zur groben Abschätzung der Stapelfehlerenergie der Legierung Ni30Fe70 dienen [12, 13]. Dabei gilt die Gleichung 7 als diejenige mit dem weitesten Gültigkeitsbereich. Diese Gleichung wurde von QI-XUN et. al an Legierungen mit bis zu 23 % Ni ermittelt [19] und kommt damit der Zusammensetzung von Ni30Fe70 von allen oben aufgeführten Gleichungen am nächsten.

Die Größe von  $\gamma_{SF}$  bestimmt, welche Art der Phasenumwandlung in TRIP/TWIP-Stählen abläuft. Ist die Stapelfehlerenergie hoch, finden welliges Versetzungsgleiten und die Umwandlung  $\gamma \rightarrow \alpha'$  statt [5, 20, 21]. Bei geringeren Werten für  $\gamma_{SF}$  ist verformungsinduzierte Zwillingbildung über planares

Versetzungsgleiten möglich, bei noch geringeren Werten die verformungsinduzierte Martensitbildung  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  [20, 21]. Nach CURTZE et al. findet oberhalb von  $45 \text{ mJ m}^{-2}$  ausschließlich Versetzungsgleiten statt, im Bereich von  $12 \text{ mJ m}^{-2}$  bis  $45 \text{ mJ m}^{-2}$  die Zwillingsbildung [22]. Martensitbildung tritt bei Werten von  $\gamma_{\text{SF}} < 18 \text{ mJ m}^{-2}$  auf [11, 12, 14]. Für die vorliegende Legierung Ni30Fe70 wird erwartet, dass – auf Grund der höheren Stapelfehlerenergien der Eisen-Nickel-Legierungen mit hohen Nickelgehalten – ausschließlich ein  $\alpha'$ -TRIP-Effekt auftritt [5]. Die Ergebnisse der Abschätzung in Tabelle 3 weisen in diese Richtung. Die Abweichungen der Werte voneinander sind ein Zeichen der unterschiedlichen Gültigkeitsbereiche der jeweiligen empirischen Gleichungen. Abbildung 2 verdeutlicht die Stadien der Verformungsbandbildung in TRIP-/TWIP-Stählen mit niedrigeren Stapelfehlerenergien.

**Tab. 3:** Stapelfehlerenergien der Legierung Ni30Fe70 in  $\text{mJ m}^{-2}$  nach Gleichung 3 bis 7

$\gamma_{\text{SF},1}$	$\gamma_{\text{SF},2}$	$\gamma_{\text{SF},3}$	$\gamma_{\text{SF},4}$	$\gamma_{\text{SF},5}$
79,0	88,1	82,4	94,9	<b>81,7</b>



Die a priori aufgespaltenen Versetzungen auf den  $\{111\}$ -Netzebenen des Austenits erzeugen SF mit einer Aufspaltungsweite invers proportional zur SFE.

Die Schubspannung  $\tau$  wirkt mit unterschiedlichen Kräften auf die beiden PV, aufgrund ihrer spezifischen Burgersvektoren. Daher bewegen sie sich mit ungleicher Geschwindigkeit durch das Austenitgitter und vergrößern die SF-Breite [43].

Mit steigender Spannung entstehen durch Versetzungsmultiplikation Verformungsbänder mit einer hohen SF-Dichte auf parallelen  $\{111\}$ -Netzebenen. Mit zunehmender Verformung werden diese Bänder breiter sie erscheinen als Zwillinge oder  $\varepsilon$ -Martensit.

Bei der Interaktion mit Versetzungen und SF auf anderen GS entstehen an den Schnittpunkten  $\alpha'$ -Martensitkeime. Die PV können den Schnittpunkt nicht mehr passieren und sind fixiert.

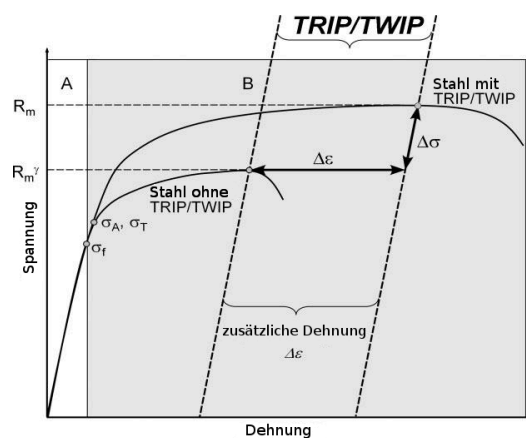
Das Spannungsfeld des  $\alpha'$ -Martensitkeims (Ellipse) am Kreuzungspunkt behindert die PV-Bewegung, die nur durch eine höhere Schubspannung fortgeführt werden kann. In diesem Stadium müssen die Verformungsbänder lateral wachsen. Allerdings vergrößert sich auch der  $\alpha'$ -Martensitkeim mit zunehmender Verformungsbandbreite.

Abb. 2: Stadien der Verformungsbandbildung im Austenit [5]

### 2.3 Verformungsinduzierte Plastizität

Viele neu entwickelte sowie einige bereits länger bekannte Stahlwerkstoffe, bspw. der verbreitete nicht rostende Stahl 1.4301, zeigen TRIP- und/oder TWIP-Effekte. TRIP bezeichnet die verformungsinduzierte Zunahme der Plastizität durch Umwandlung von metastabilem Austenit in  $\alpha'$ -Martensit oder  $\varepsilon$ -Martensit. Beide Arten der Martensitbildung haben einen ähnlich positiven Einfluss auf die Festigkeits- und Dehnbarkeitseigenschaften der Legierung. Dabei ist der  $\alpha'$ -Martensit ferromagnetisch, der  $\varepsilon$ -Martensit dagegen paramagnetisch. Der  $\alpha'$ -Martensit stellt bei Verformung von 1.4301 die thermodynamisch stabilere Phase dar. Bei der  $\varepsilon$ -Phase handelt es sich um eine Hochdruckmodifikation des Eisens, welche in unlegierten und niedrig legierten Stählen bei Normaldruck nicht existiert. In hoch legierten Stählen wird diese Phase durch Cr und Ni in Form des  $\varepsilon$ -Martensits stabilisiert [10, 23]. Die Betrachtung des  $\varepsilon$ -Martensits als neue Stahlphase stellt eine mögliche Sichtweise dar. Andere Autoren kommen zu dem Schluss, dass es sich beim  $\varepsilon$ -Martensit um einen Realstruktureffekt des Austenits mit außerordentlich hoher Stapelfehlerdichte handelt [5]. TWIP steht für die Plastizitätserhöhung durch verformungsinduzierte Bildung von Zwillingen im metastabilen Austenit. Da sich beide Effekte bei einer großen Zahl von Stahlwerkstoffen überlagern, wird in der Literatur häufig vom TRIP/TWIP-Effekt gesprochen [13].

Eine Besonderheit der verformungsinduzierten Gefügeumwandlung ist die gleichsinnige Zunahme von sowohl der Dehnbarkeit in Form der Bruchdehnung oder Gleichmaßdehnung als auch der Festigkeit des Werkstoffs. Abbildung 3 veranschaulicht diesen Effekt an Hand einer schematischen Spannungs-Dehnungs-Kurve [11].



**Abb. 3:** Schematischer Verlauf einer Spannungs-Dehnungs-Kurve mit und ohne TRIP/TWIP-Effekt, nach [11]

Bei Vorliegen des  $\alpha'$ -TRIP-Effektes weist die Fließkurve des Werkstoffs charakteristische Wendepunkte auf (Abbildung 4). Der erste Wendepunkt markiert das Überschreiten der Auslösespannung  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ . Der zweite Wendepunkt wird mit der Austenitzugfestigkeit  $R_m^\gamma$  in Verbindung gebracht [24].

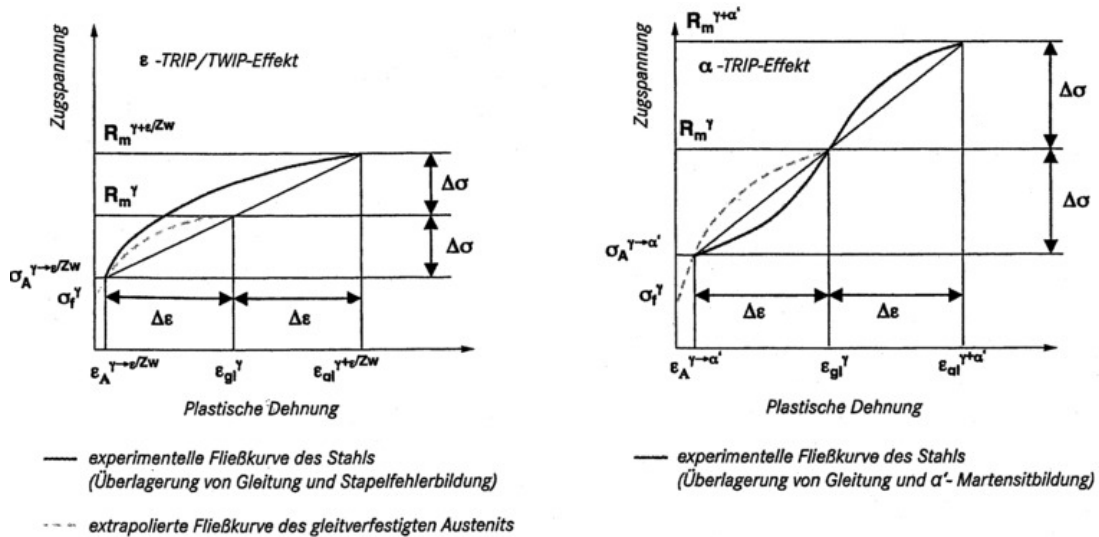
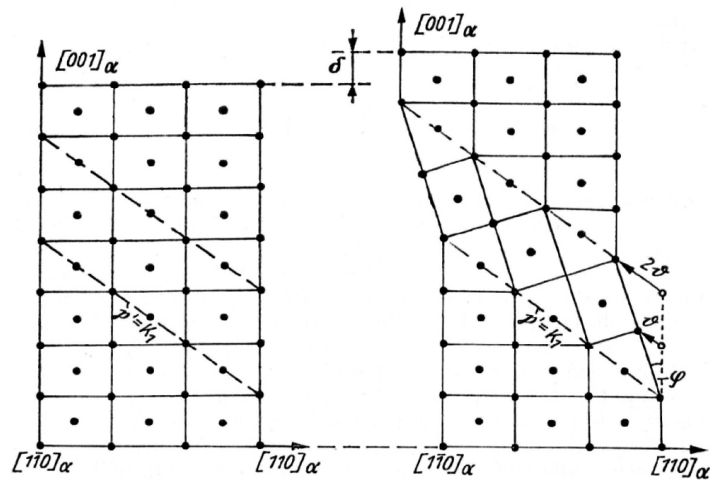


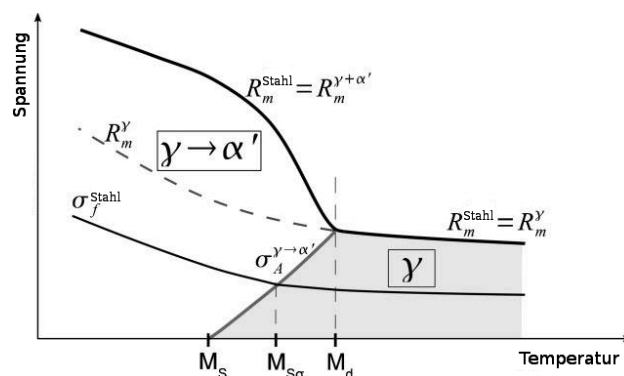
Abb. 4: Charakteristische Fließkurven bei  $\epsilon$ -TRIP/TWIP-Effekt und  $\alpha'$ -TRIP-Effekt [24]

Der Festigkeitszuwachs stammt einerseits von der Bildung einer neuen Phase mit höherer Festigkeit (Martensit), andererseits entsteht er durch die Behinderung des Versetzungsgleitens durch die neu gebildeten Phasengrenzflächen und entstandene Gitterdefekte [24]. Einen weiteren Beitrag zur Erhöhung des Werkstofffestigkeit leistet die Kaltverfestigung des Austenits [10, 25]. Zur Erklärung des Dehnungszuwachses werden in der Literatur die Volumenzunahme bei der Martensitbildung, Scherbewegungen bei der Martensit- und der Zwillingsbildung (vgl. Abbildung 5) sowie Verzögerung der Einschnürung durch lokal stärkere Verfestigung im Einschnürungsbereich genannt [5, 13]. Des Weiteren wird das Risswachstum durch Martensitbildung im Spannungsfeld an der Risspitze behindert. Dieser erhöhte Widerstand gegen das Risswachstum ermöglicht bspw. das Kaltumformen von sonst sprödebrüchigen Stahlgusswerkstoffen [3]. Der Dehnungszuwachs ist beim Stahl 1.4301 maximal bei Bildung von 10 % bis 20 %  $\alpha'$ -Martensit. Für andere Legierungen weicht der optimale Martensitanteil zum Teil stark ab. Für die vorliegende Eisen-Nickel-Legierung liegt er, wie in Unterunterabschnitt 4.4.2 gezeigt wird, bei 46 % bis 64 %. In diesem Fall bestimmt der Austenit das plastische Werkstoffverhalten und beginnende Werkstoffschädigungen werden von der Martensitbildung aufgefangen. Bei höheren Martensitgehalten kommt es zu einer Schädigung des Martensits, welche nicht mehr durch eine Umwandlung kompensiert werden kann. [14].



**Abb. 5:** Dehnungszuwachs durch Scherung am Beispiel der Zwillingsbildung, nach [26]. In Folge einer Zugspannung in  $[001]$ -Richtung wird der Kristall um den Betrag  $2\vartheta$  geschert, was eine Verlängerung des Kristalls um den Betrag  $\delta$  in Zugrichtung bewirkt.

Der maximale Anteil an verformungsinduziertem Martensit ist von der Temperatur, der anliegenden Spannung und der Dehnrage abhängig. Das von WEISS et al. am IEST entwickelte STU-Diagramm veranschaulichen den Einfluss der Temperatur auf das Festigkeitsverhalten einer TRIP-Legierung. In Abbildung 6 ist ein solches Diagramm schematisch dargestellt. Die Umwandlung  $\gamma \rightarrow \alpha'$  findet nur bei Spannungen oberhalb der Auslösespannung  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  und bei Temperaturen unterhalb von  $M_d$  statt. Die Zugfestigkeit des umgewandelten Stahls  $R_m^{\gamma + \alpha'}$  ist gegenüber der Zugfestigkeit des reinen Austenits  $R_m^\gamma$  erhöht. Dabei erreicht der Festigkeitszuwachs sein Maximum anders als der Dehnungszuwachs bei Temperaturen unterhalb von  $M_{s\sigma}$ . Damit die Martensitbildung verformungsinduziert anstatt spannungsinduziert abläuft, muss die anliegende Spannung größer sein als die Fließgrenze des Stahls  $\sigma_f^{\text{Stahl}}$  [11].



**Abb. 6:** TRIP-Effekt: STU-Diagramm, schematisch, nach [11]



Das schematische DTU-Diagramm, Abbildung 7, verdeutlicht die Temperaturabhängigkeit des Dehnbarkeitsverhaltens austenitischer Stähle mit TRIP-Effekt. Darin ist  $A_g^Y$  die Gleichmaßdehnung des reinen Austenits und  $A_g^{Y+\alpha'}$  der Verlauf der durch den TRIP-Effekt erhöhten Gleichmaßdehnung des Werkstoffs. Dabei ist der Dehnungszuwachs durch den TRIP-Effekt bei der Temperatur  $M_{s\sigma}$  maximal, da in diesem Fall die verformungsinduzierte Martensitbildung im gesamten plastischen Bereich des Werkstoffs stattfinden kann. Oberhalb dieser charakteristischen Temperatur ist der Dehnungszuwachs reduziert, da die Auslösespannung für die Martensitbildung mit der Temperatur steigt [11, 13]. Im Idealfall ist  $M_{s\sigma}$  durch geeignete Einstellung der chemischen Zusammensetzung auf die Einsatz- bzw. Umformtemperatur abgestimmt [11]. Viele am IEST entwickelte hoch legierte austenitische Stähle besitzen jedoch keine  $M_{s\sigma}$ -Temperatur.

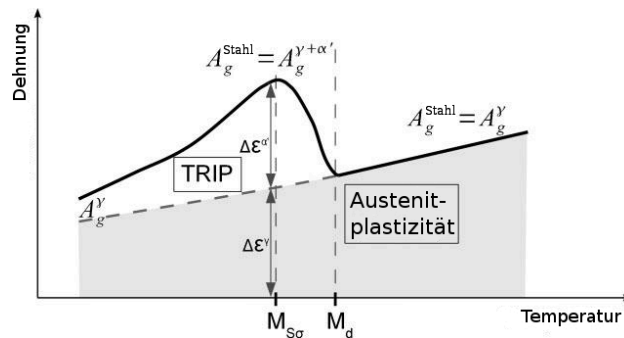
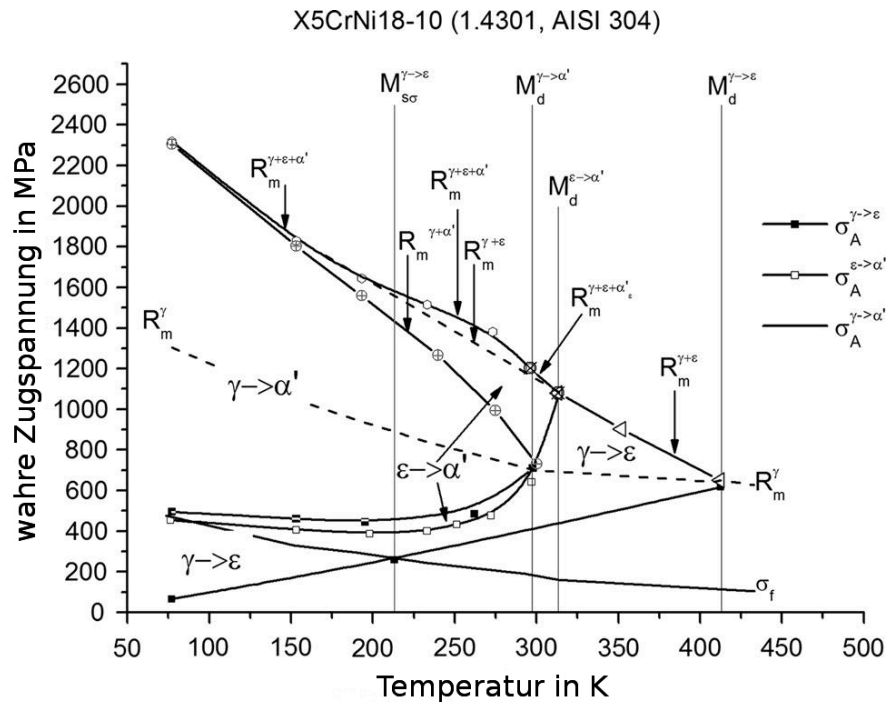


Abb. 7: TRIP-Effekt: Temperaturabhängigkeit des Dehnungszuwachses (DTU), schematisch, nach [11]

Die realen STU- und DTU-Diagramme weichen mitunter deutlich von den vereinfachten schematischen Diagrammen ab. Abbildung 8 zeigt das STU-Diagramm der weit verbreiteten austenitischen Legierung 1.4301 (X5CrNi18-10, V2A, AISI 304). Dieser nicht rostende Stahl weist mehrere verformungsinduzierte Gefügeumwandlungen auf. Das sind die Umwandlungen  $\gamma \rightarrow \epsilon$ ,  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  und  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Dem entsprechend enthält sein STU-Diagramm mehrere Umwandlungsbereiche und korrespondierende Auslösespannungen  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ ,  $\sigma_A^{\epsilon \rightarrow \alpha'}$  und  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ . Bei der Temperatur  $M_{s\sigma}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  ist die Auslösespannung  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  gleich der Fließgrenze des Werkstoffs  $\sigma_f$ . Wie aus dem DTU-Diagramm in Abbildung 9 erkennbar ist, liegt dort nicht der maximale Dehnungszuwachs in Folge des  $\epsilon$ -TRIP-Effekts. Die Temperaturen  $M_d^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ ,  $M_d^{\epsilon \rightarrow \alpha'}$  und  $M_d^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  markieren das Ende des jeweiligen Verformungsmechanismus. Die Verläufe  $R_m^{\gamma+\epsilon}$ ,  $R_m^{\gamma+\alpha'}$  und  $R_m^{\gamma+\epsilon+\alpha'}$  zeigen die Festigkeiten, die durch die Bildung der jeweiligen Phasen über  $R_m^\gamma$  hinaus realisiert worden sind.

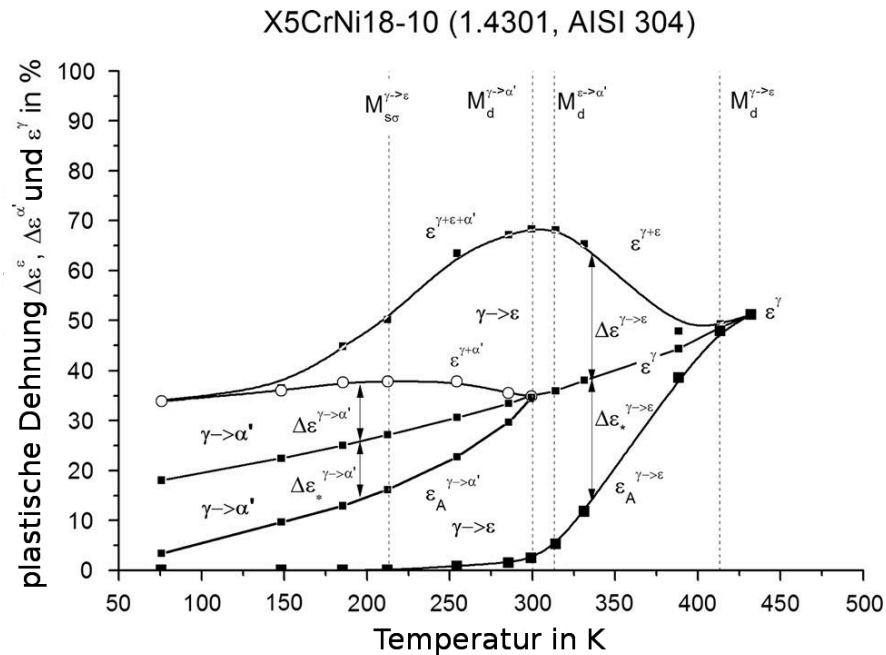


**Abb. 8:** STU-Diagramm 1.4301 mit kritischen Temperaturen, Festigkeiten und Auslösespannungen der Umwandlungen  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$  und  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ; nach [27]

Das DTU-Diagramm von 1.4301, Abbildung 9, veranschaulicht das besondere Dehnungsverhalten dieses austenitischen Stahls.  $\varepsilon^\gamma$  bezeichnet die Gleichmaßdehnung des reinen Austenits und entspricht  $A_g^\gamma$  in Abbildung 7. Die Dehnungsverläufe  $\varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  und  $\varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  sind die mit den Auslösespannungen  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  bzw.  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  verbundenen Dehnungen. Die Verläufe der Gleichmaßdehnungen  $\varepsilon^{\gamma+\varepsilon}$ ,  $\varepsilon^{\gamma+\alpha'}$  und  $\varepsilon^{\gamma+\varepsilon+\alpha'}$  zeigen, welche Gleichmaßdehnungen – bedingt durch die jeweiligen Gefügebildungsprozesse – über die Gleichmaßdehnung des Austenits  $\varepsilon^\gamma$  hinaus erreicht werden können.

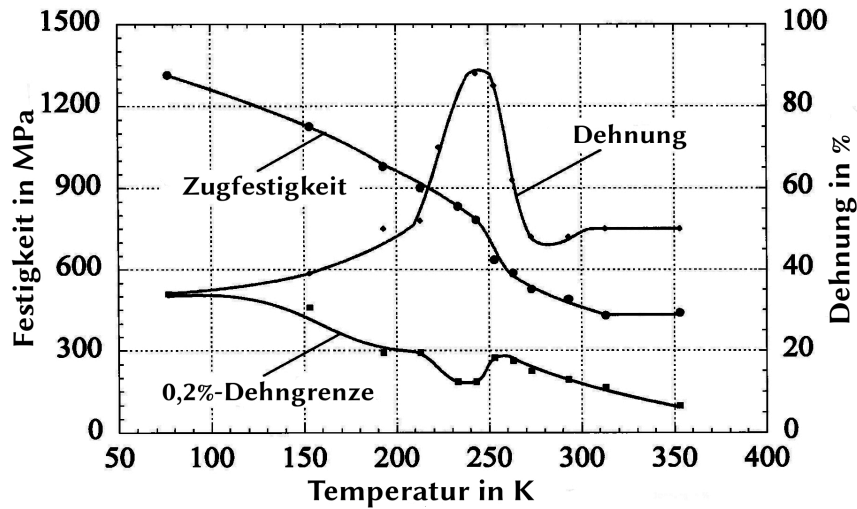
Im Bereich des  $\alpha'$ -TRIP-Effekts wird mit  $\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  die Differenz  $\varepsilon^{\gamma+\alpha'} - \varepsilon^\gamma$  bezeichnet.  $\Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  entspricht der Differenz  $\varepsilon^\gamma - \varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ . Im Bereich des  $\varepsilon$ -TRIP-Effekts gilt  $\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \varepsilon^{\gamma+\varepsilon} - \varepsilon^\gamma$  und  $\Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \varepsilon^\gamma - \varepsilon_A^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$

WEISS et al. kommen zu dem Schluss, dass für die Legierung 1.4301  $\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  sowie  $\Delta \varepsilon^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta \varepsilon_*^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  gilt [27]. Es wird davon ausgegangen, dass dies bei austenitischen Chrom-Nickel-Stählen mit TRIP-Effekt generell der Fall ist [10].



**Abb. 9:** DTU-Diagramm 1.4301 mit kritischen Temperaturen, Gleichmaßdehnungen und Auslösedehnungen der Umwandlungen  $\gamma \rightarrow \epsilon$ ,  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  und  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ; nach [27]

Die folgende Abbildung 10 zeigt, welches Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten für einen Stahl mit 30 % Nickel zu erwarten ist. Dargestellt sind die Bruchdehnung  $A_b$ , die Proportionalitätsgrenze  $R_{p0,2}$  und die Zugfestigkeit  $R_m$  über der Temperatur. Auffällig ist eine schmal ausgeprägte Anomalie der Bruchdehnung bei tiefen Temperaturen. Ein ähnliches Verhalten ist ebenso für die Legierung Ni30Fe70 zu erwarten. TSUCHIDA und TOMOTA geben in [28, S. 346] für eine Eisen-Nickel-Legierung mit 30 % Nickel und 0,2 % Kohlenstoff  $M_s = -57^\circ\text{C}$  und  $M_d = 0^\circ\text{C}$  an. Wie in Unterabschnitt 2.1 näher ausgeführt wird, ist mit einer erhöhten Dehnbarkeit in diesem Intervall zu rechnen.



**Abb. 10:** Erwartung an die temperaturabhängigen Festigkeits- und Dehnbarkeitseigenschaften für einen Stahl mit 30 % Nickel, nach [28]

## 2.4 Magnetische Eigenschaften

### 2.4.1 Allgemeines

Teilchen mit einem Spin  $\vec{s}$ , wie z. B. Elektronen, Neutrinos und Quarks, besitzen ein magnetisches Moment  $\vec{m}$  [29]:

$$\vec{m} = \gamma \vec{s} \quad (8)$$

Für das früher verwendete, über die magnetische Polarisation definierte magnetische Dipolmoment  $j$  gilt [30]:

$$j = |\vec{m}| \cdot \mu_0 \quad (9)$$

Das gyromagnetische Verhältnis  $\gamma$  ist eine Konstante für jedes spinbehaftete Teilchen und beträgt für das Elektron  $\gamma_{\text{El}} = 1,760\,859\,708(36) \cdot 10^{-11} \text{ s}^{-1} \text{ T}^{-1}$  [29]. Die magnetische Feldkonstante  $\mu_0$  hat den Wert  $4\pi \cdot 10^{-7} \text{ N A}^{-2}$ . Das magnetische Moment des Atoms resultiert aus den Elektronenspins, Bahnspins und dem Kernspin [29, 31]. Dabei sind insbesondere die Elektronenspins von Bedeutung. Diese können so orientiert sein, dass sie sich gegenseitig vollständig kompensieren, das Atom folglich kein resultierendes magnetisches Moment besitzt. In diesem Fall liegt ein diamagnetischer Stoff vor. Gelangt ein Diamagnet in ein Magnetfeld, so werden magnetische Momente in diesem induziert, welche ihrer Ursache entgegenwirken, weshalb der Diamagnet aus dem Magnetfeld verdrängt wird [29, 32, 33]. Sind die Elektronenspins so orientiert, dass sie sich gegenseitig nur teilweise

kompensieren, so liegt ein para- oder ferromagnetischer Stoff vor. Paramagnetische Stoffe werden auf Grund ihres resultierenden magnetischen Moments in ein angelegtes Magnetfeld hinein gezogen. In ferromagnetischen Stoffen können überdies die Elektronenspins über weite Gefügebereiche, die sogenannten *Weisschen Bezirke*, parallel ausgerichtet sein, was in einem noch größeren magnetischen Moment des Werkstoffs resultiert. Ferromagnetische Stoffe werden in der Folge besonders stark von Magnetfeldern angezogen. Sind die Spins im gesamten Werkstoff parallel ausgerichtet (es existiert nur eine magnetische Domäne), so ist die magnetische Sättigung  $J_S$  erreicht [8, 29, 32–35].

Ein magnetisches Moment  $\vec{m}$  am Koordinatenursprung bewirkt am Ort  $\vec{r}$  eine magnetische Flussdichte [29, 36]:

$$\vec{B}(\vec{r}) = \frac{\mu_0}{4\pi} \frac{3\vec{r}(\vec{m} \cdot \vec{r}) - \vec{m}r^2}{r^5} \quad (10)$$

Dieser Effekt ist Grundlage der Messverfahren zur Bestimmung des magnetischen Moments, wie bspw. die MSAT-Messungen; vgl. Unterabschnitt 3.7. In der klassischen Elektrodynamik werden die magnetischen Momente der Atome als Resultat atomarer Kreisströme aufgefasst [32]. Häufig wird in der Literatur zu Werkstoffeigenschaften das magnetische Moment in Form eines Magnetons als Vielfaches des Bohrschen Magnetons  $\mu_B$  angegeben und erhält das Formelzeichen  $\mu$  [37].  $\mu_B$  hat den Wert  $9,27400968(20) \cdot 10^{-7} \text{ J T}^{-1}$  [29].

Im allgemeinen Fall gilt mit  $\vec{B} \parallel \vec{H}$  für die Abhängigkeit der magnetischen Flussdichte von der magnetischen Feldstärke des äußeren Feldes [8, 29]:

$$B = \mu_0 \cdot \mu_r \cdot H \quad (11)$$

Dabei ist  $\mu_r$  die relative magnetische Permeabilität des Stoffes. Diese hängt selbst – häufig nichtlinear – von der magnetischen Feldstärke  $H$  ab. Im Falle des Einwirkens von  $H$  auf einen ferromagnetischen Körper gilt [8, 29]:

$$B = J + \mu_0 \cdot H \quad (12)$$

Die Größe  $J$  wird magnetische Polarisation oder Stoffinduktion genannt und besitzt die Einheit T. Häufig wird an Stelle von  $J$  die Magnetisierung  $M$  in  $\text{A m}^{-1}$  verwendet, wobei gilt [8, 29]:

$$M = \frac{J}{\mu_0}; \quad B = \mu_0 (M + H) \quad (13)$$

### 2.4.2 Besonderheiten der Eisen-Nickel-Legierungen

Abbildung 11 zeigt das ternäre Phasendiagramm Fe-Ni-Cr mit den jeweiligen magnetischen Phasen. Die verbreiteten austenitischen CrNi-Stähle sind in einem weiten Phasenbereich paramagnetisch (z. B. 1.4301). Bei Eisen-Chrom-Legierungen tritt bei mittleren Chrom- und Nickelgehalten ferromagnetischer  $\delta$ -Ferrit auf. Die nickelreichen Invar-Legierungen weisen ferromagnetischen Austenit auf; so auch die vorliegende Legierung Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> (schwarzer Kreis in Abbildung 11).

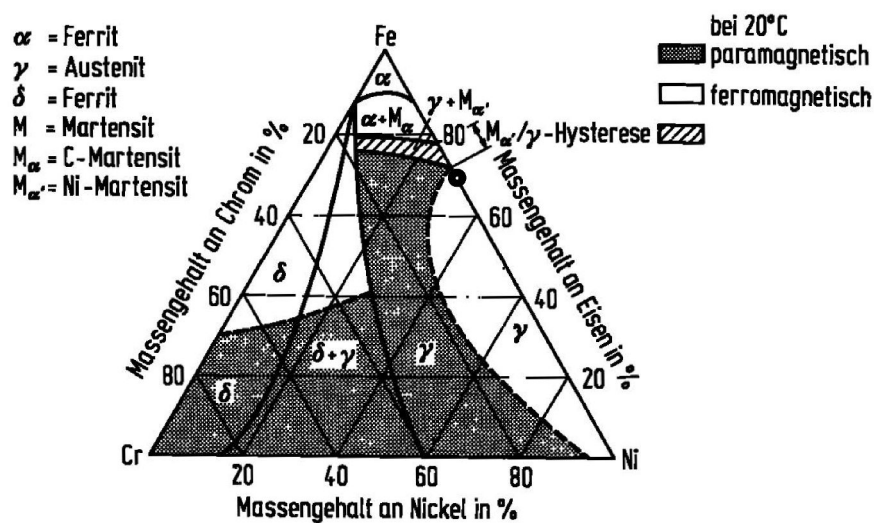


Abb. 11: Abhängigkeit magnetischer Zustände von der Zusammensetzung im System Fe-Ni-Cr [38, 39]

In Abbildung 12 ist das Gleichgewichts-Phasendiagramm des Systems Eisen-Nickel dargestellt. Neben den Gleichgewichtsphasen in Abhängigkeit von Temperatur und Nickelgehalt enthält das Diagramm aus [37] die zusammensetzungsabhängigen magnetischen Momente der Phasen Ferrit  $\alpha$  und Austenit  $\gamma$ . Bei technischen Abkühlgeschwindigkeiten tritt die ferritische Phase in Eisen-Nickel-Legierungen nicht auf, sondern es kommt nach Unterschreiten der  $M_s$ -Temperatur zur athermischen Martensitbildung [37]. Während die magnetischen Eigenschaften von Martensit  $\alpha'$  und Ferrit  $\alpha$  vergleichbar sind, zeigt der Austenit ein deutlich abweichendes Verhalten mit einem stärker von Temperatur und Zusammensetzung abhängigen magnetischen Moment  $\mu$ . Nach Abbildung 12 ist zu erwarten, dass bei der Zusammensetzung von Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> die magnetischen Momente von  $\gamma$  und  $\alpha'/\alpha$  bei Raumtemperatur nahe beieinander liegen. Jedoch existieren gerade für Eisen-Nickel-Legierungen mit 30 % Ni keine Daten für das magnetische Moment von  $\alpha$ . Das Realdiagramm in Abbildung 13 enthält die charakteristischen Temperaturen der martensitischen und der magnetischen

Umwandlungen. Es zeigt sich, dass für Ni30Fe70 mit einer  $M_s$ -Temperatur von unter  $0^\circ\text{C}$  und einer Curie-Temperatur  $T_c$  von ca.  $190^\circ\text{C}$  zu rechnen ist.

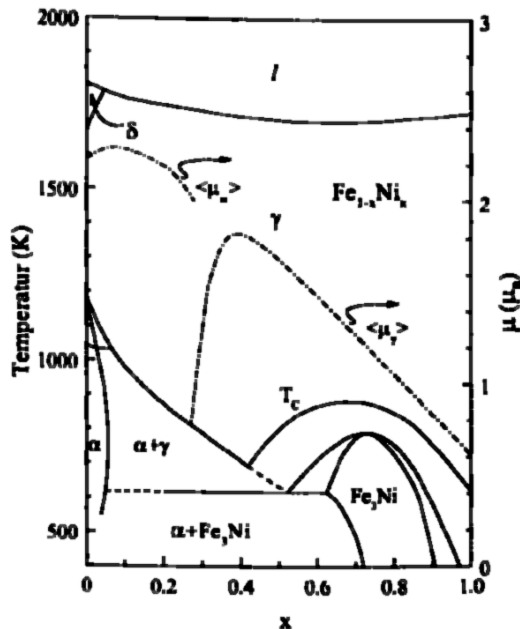


Abb. 12: Gleichgewichtsdiagramm Fe-Ni [37]

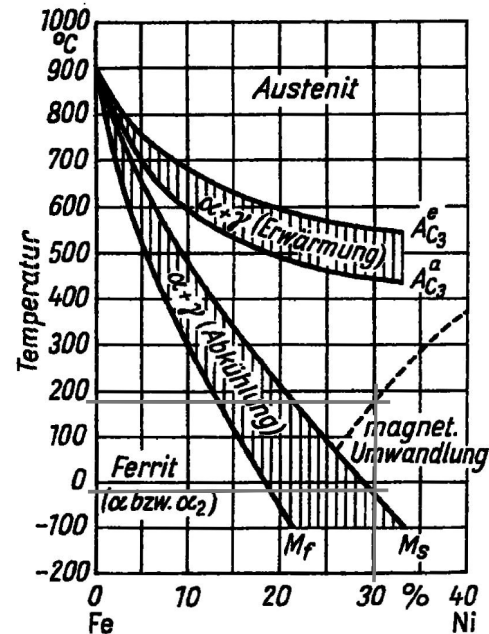


Abb. 13: Realdiagramm Fe-Ni, nach [39]

Die magnetischen Eigenschaften der Eisen-Nickel-Legierungen sind in hohem Maße von der chemischen Zusammensetzung und der Temperatur abhängig. Abbildung 14 zeigt dies am Beispiel der Curie-Temperatur  $T_c$  und des magnetischen Moments  $\mu$ , aufgetragen über dem Massenanteil von Nickel; gültig für Raumtemperatur. Gerade im Bereich der Zusammensetzung von Ni30Fe70 bewirken kleine Änderungen des Nickelgehalts sehr große Änderungen beider Größen. Abbildung 15 stellt  $T_c$  für den schmaleren Zusammensetzungsbereich 28...35 % Ni heraus. In diesem ist die Zusammensetzungsabhängigkeit praktisch linear, der Anstieg jedoch sehr groß. Bei der Zielzusammensetzung von Ni30Fe70 mit 30 % Ni ist  $T_c \approx 52^\circ\text{C}$ . Eine Erhöhung um 1 % Ni bewirkt, dass die Curie-Temperatur bereits bei  $\approx 82^\circ\text{C}$  liegt. BERANGÉR et al. geben damit eine deutlich niedrigere Curie-Temperatur an als SCHUMANN. Wie der chemischen Analyse in Tabelle 4 auf Seite 42 entnommen werden kann, lag die reale Zusammensetzung der Probenlegierung bei rund 31 % Nickel, so dass die niedrigste Curie-Temperatur von  $52^\circ\text{C}$  ausscheidet.

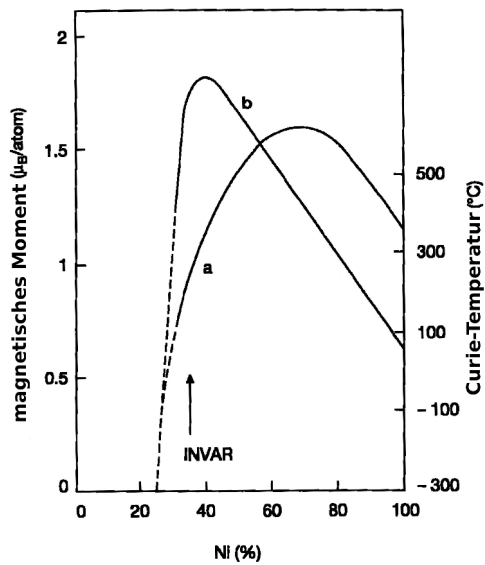


Abb. 14:  $T_c$  (a) und magnetisches Moment (b) als Funktion des Nickelgehalts, nach [40]

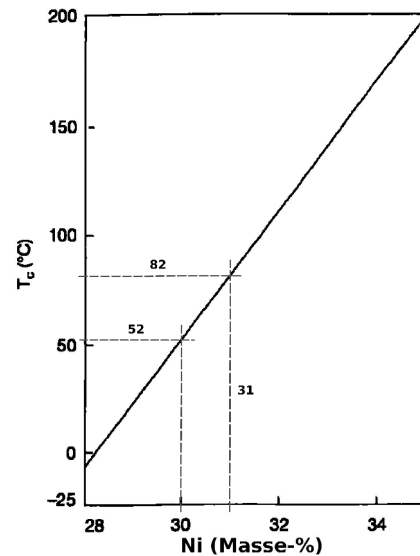


Abb. 15: Abhängigkeit der Curie-Temperatur vom Nickelgehalt, nach [40]

Das Magnetisierungsverhalten der Invar-Legierungen wird in Abbildung 16 dargestellt. Aufgetragen ist die Polarisation  $J$  bezogen auf die Leerpolarisation  $J_0$  über der Temperatur  $T$  bezogen auf die Curie-Temperatur  $T_c$ . Insbesondere im mittleren Bereich weisen die Invar-Legierungen bei Raumtemperatur eine geringere relative Polarisation auf, als dies bei normal ferromagnetischen Legierungen der Fall ist. Folglich ist das magnetische Moment der Invar-Legierungen, welche ein austenitisches Gefüge aufweisen, geringer als bei den ferritischen und martensitischen ferromagnetischen Werkstoffen. Auch die Magnetostriktion, d. h. die Längenänderung des Werkstoffs im Magnetfeld, weist bei den Eisen-Nickel-Legierungen Besonderheiten auf. Abbildung 17 zeigt die relative Längenänderung in die kristallografischen Richtungen  $[1\ 1\ 1]$  und  $[1\ 0\ 0]$ . Insbesondere bei hohen Nickelgehalten ist eine ausgeprägte Anisotropie der Magnetostriktion festzustellen. Bei der Zusammensetzung von Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> (linker Rand des Diagramms) ist sowohl die Magnetostriktion selbst als auch deren Anisotropie jedoch nur schwach ausgeprägt [34, 40].



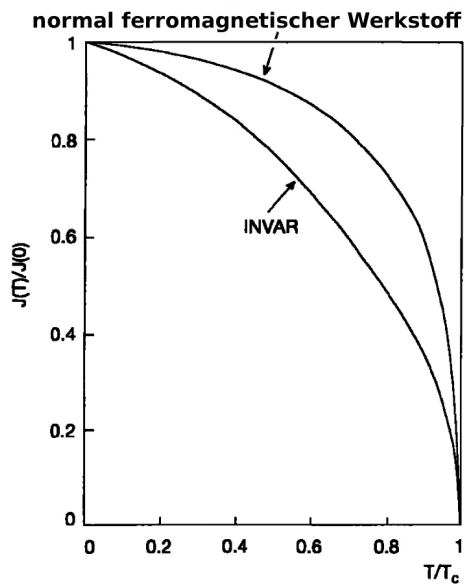


Abb. 16: Magnetisierung für ferromagnetische und Invar-Legierungen, schematisch, nach [40]

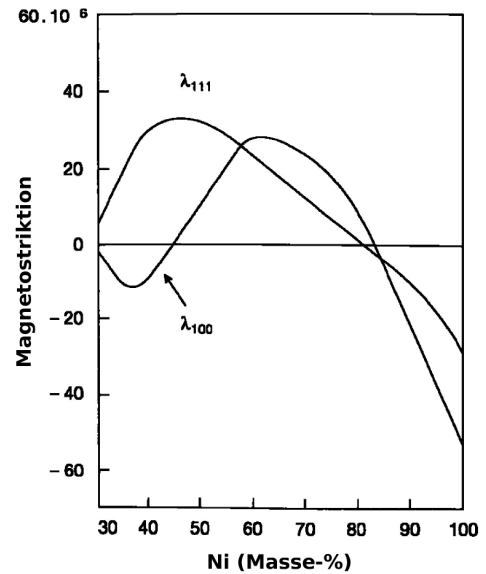


Abb. 17: anisotrope Magnetostriktion der FeNi-Legierungen, nach [40]

Nickel hat, neben seinem Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften der Legierungen, auch auf andere physikalische Eigenschaften großen Einfluss. Abbildung 18 zeigt Verläufe des spezifischen elektrischen Widerstandes  $\rho$  über dem Nickelanteil für unterschiedliche Temperaturen.

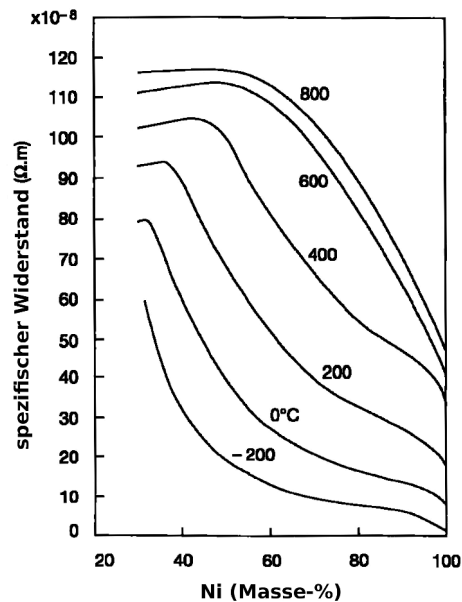


Abb. 18: spezifischer elektrischer Widerstand, abhängig von Temperatur und Nickelgehalt, nach [40]

## 3 Experimentelle Methoden

Im folgenden Abschnitt werden die experimentellen Methoden vorgestellt, welche im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz kamen. Mit Ausnahme von Unterabschnitt 3.5 (DSC) und Unterabschnitt 3.7 (MSAT) werden diese Methoden in ähnlicher Weise in [3] und [4] beschrieben.

### 3.1 Digitale Lichtmikroskopie

Zunächst wurden die Proben getrennt, elektrisch leitend eingebettet, nass heiß geschliffen (Körnungen 220, 400, 800 und 1200) und mechanisch mit Diamantsuspension (3  $\mu\text{m}$ ) und der Suspension „Struers OP-U“ (1  $\mu\text{m}$ ) poliert. Zum Ätzen diente das Ätzmittel „CT V2A Beize“. Dabei handelt es sich um eine alkoholische Lösung mit Salzsäure, Salpetersäure, Thioharnstoff und Tensiden (Angabe auf der Flasche der Firma Cloeren Technology GmbH: 15–30 % HCl, 1–5 % HNO<sub>3</sub>, < 1 % CH<sub>4</sub>N<sub>2</sub>S, < 1 % Tenside). Da sich unter dem Mikroskop bei der zuerst mechanisch polierten Probe oberflächlicher Schleifmartensit zeigte (vgl. Abbildungen 30 und 31 im Unterunterabschnitt 4.2.1 auf Seite 44), erfolgte nachträglich ein elektrolytisches Polieren und Ätzen mit Vilella. Dieses Ätzmittel besteht aus Glycerin, Salzsäure und Salpetersäure, hier im Verhältnis 2 : 2 : 1. Das Glycerin dient dabei als Stellmittel und verbessert die Benetzung. Beim elektrolytischen Polieren wird mit einer elektrischen Spannung gearbeitet, wobei die Probe als Anode und ein Platinblech als Kathode geschaltet wird. Diese Anordnung ist vom Elektrolyten umgeben, welcher mit einer Pumpe umgewälzt wird [41]. Der Elektrolyt war im vorliegenden Fall die Lösung „Struers A2 I“. Die Proben wurden für 15 s bei 45 V poliert. Der Oberflächenmartensit konnte mit diesem Vorgehen nahezu vollständig entfernt werden. Auf Grund dieser Erfahrung kam bei allen folgenden Proben nach einer mechanischen Vorbereitung das elektrolytische Polieren zum Einsatz. Zum Anfertigen der Hellfeldaufnahmen mit 100-facher, 200-facher und 500-facher Vergrößerung diente ein Auflichtmikroskop vom Typ „Zeiss Axio Observer Z1m“. Bei der digitalen Lichtmikroskopie wird das von der Probe reflektierte Bild mit einer Linsenoptik vergrößert, von einer Kamera digitalisiert und am Rechner elektronisch aufbereitet und ausgewertet. Für Hellfeldaufnahmen wird das direkt reflektierte Licht verwendet [41]. Durch die beim elektrolytischen Polieren entstehende unebene Oberfläche der Proben wurde es notwendig, Multifokus-Aufnahmen anzufertigen. Die lichtmikroskopischen Abbildungen in Unterunterabschnitt 4.2.1 sind jeweils aus drei bis acht Einzelbildern berechnet worden.

### 3.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Bei der Rasterelektronenmikroskopie erfolgt ein Abrastern der Probe mit einem gebündelten Elektronenstrahl. Für jeden Rasterpunkt wird ein Reaktionssignal detektiert und diese Signale werden schließlich zu einem Bild zusammengesetzt. Dieses Bild spiegelt die Wechselwirkungen der Probenoberfläche mit den auftreffenden Elektronen wider. Zur Bilderzeugung können bspw. Sekundärelektronen oder Rückstreuелеktronen verwendet werden. Da das signalerzeugende System und das signalverarbeitende System getrennt sind und die Bilderzeugung nicht notwendigerweise im Strahlengang stattfindet spricht man von indirekter Bilderzeugung. Das Rasterelektronenmikroskop (REM) deckt den Auflösungsbereich zwischen Lichtmikroskop und Transmissionselektronenmikroskop ab. Dabei werden Vergrößerungen zwischen 10-fach und 150 000-fach erreicht. Die REM-Bilder sind zwar schwarz-weiß, bieten jedoch neben der hohen möglichen Vergrößerung eine sehr hohe Schärfentiefe (ausgezeichnet geeignet für raue Oberflächen) und einen räumlichen Bildeindruck [42]. In Abbildung 19 sind die am REM auftretenden Signale dargestellt. Während die Kathodenlumineszenz, charakteristische Röntgenstrahlung und Auger-Elektronen zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Probe verwendet werden können, dienen Sekundär- und Rückstreuелеktronen zur Bilderzeugung mit jeweils unterschiedlichem Kontrast. Die Rückstreuелеktronen werden darüber hinaus für das EBSD-Verfahren benötigt, vgl. Unterabschnitt 3.3.

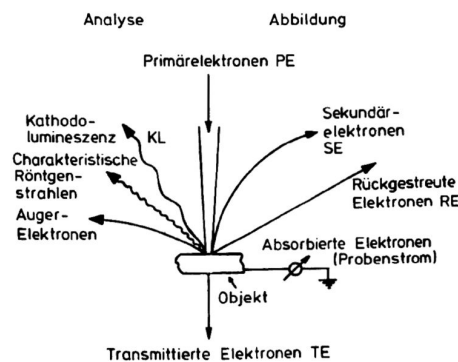


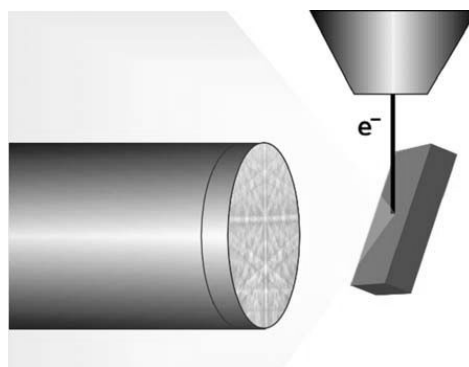
Abb. 19: Signale am REM [42]

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden zwei unterschiedliche Geräte eingesetzt. Am Institut für Werkstoffwissenschaft (IWW) stand ein Gerät vom Typ „LEO Gemini 1530“ zur Verfügung. An diesem kamen elektrisch leitend eingebettete, am IEST mechanisch vorbereitete und am IWW vibrationspolierte Proben zum Einsatz. Das am IEST eingesetzte Mikroskop ist ein Gerät vom Typ „Zeiss

Ultra 55“. Die Proben hierfür wurden mechanisch vorbereitet und ionenpoliert. Für die Bilderzeugung wurde in beiden Fällen der Rückstreuelektronendetektor verwendet.

### 3.3 Rückstreuelektronenbeugung (EBSD)

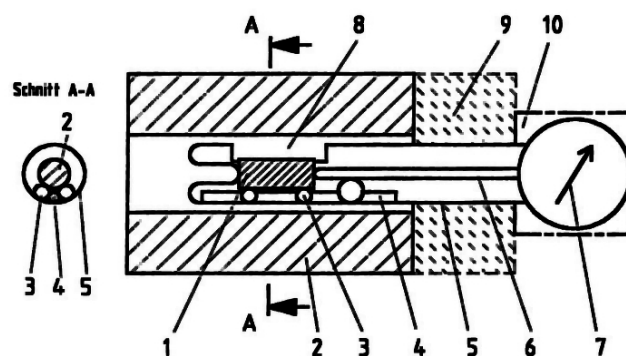
Die Rückstreuelektronenbeugung am REM ermöglicht es, Kornorientierung, Textur, Orientierungsbeziehungen, Phasen und deren Verteilung in Werkstoffen zu bestimmen. Die Probe wird unter einem Winkel von  $70^\circ$  in das REM eingespannt. Es kommt zu einer inelastischen Streuung des Primärelektronenstrahls an den Atomen der Probe. Wenn Elektronen so auf die Probe treffen, dass die Bragg-Beziehung  $n\lambda = 2d \sin \theta$  erfüllt ist, kommt es zu konstruktiver Interferenz. Da dies für alle Kristallflächen gleichermaßen geschieht, bilden die entstehenden Muster die Kristallsymmetrie und -orientierung vollständig ab. Die Informationen stammen dabei aus einem Bereich von etwa 20 nm unter der Probenoberfläche. Das Beugungsbild kann beispielsweise mit einem Phosphorschirm aufgenommen werden. Abbildung 20 illustriert den Versuchsaufbau im REM. Mit einem Mapping der Beugungsbilder auf der Probenoberfläche lässt sich so die Verteilung der Phasen in der Probe sichtbar machen [43]. Mit moderner Rechentechnik ist eine solche Analyse in relativ kurzer Zeit erstellbar. Dabei ist die Aufnahme der Beugungsbilder mit einem Szintillator üblich. In dieser Arbeit wurde das Verfahren eingesetzt, um das Gefüge auf Verformungszwillinge im Austenit zu untersuchen sowie die Phasen Austenit und  $\alpha'$ -Martensit zu identifizieren und zu quantifizieren.



**Abb. 20:** EBSD-Anordnung mit Elektronenstrahl, gekippt eingespannter Probe und Beugungsbild auf einem Phosphorschirm [43]

### 3.4 Dilatometrie

Mittels der Dilatometrie werden kleinste Längenänderungen einer Werkstoffprobe beim Aufheizen oder beim Abkühlen gemessen. Es existieren unterschiedliche Bautypen, wobei das mittelbar messende Schubstangen-Dilatometer (Abbildung 21) den verbreitetsten Typ darstellt. Die Aufnahme der Längenänderung ist bspw. mit induktiven, kapazitiven oder optischen Wegaufnehmern, Dehnungsmessstreifen oder einem Interferometer möglich. Die Temperaturmessung an der Probe erfolgt über ein angeschweißtes Thermoelement. Der PTB-Bericht W-65 von WALTHER GORSKI [44] beschreibt die Grundlagen, Geräte, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Versuche. Durch solche Versuche ermittelte Kurven enthalten in linearen Bereichen den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha$ . Unstetigkeitsstellen in den Dilatometerkurven sind Charakteristika innerer Vorgänge im Werkstoff. So sind Phasenübergänge wie die Martensitbildung  $\gamma \rightarrow \alpha'$  stets selbst mit einer Längenänderung verknüpft. Darüber hinaus weisen unterschiedliche Phasen unterschiedliche  $\alpha$  auf, was sich in einer Änderung des Kurvenanstieges niederschlägt. Schließlich erhält man durch die Dilatometrie die charakteristischen Umwandlungstemperaturen von Werkstoffen. In der vorliegenden Arbeit diente die Dilatometrie zur Ermittlung der  $M_s$ -Temperatur der Legierung Ni30Fe70. Für die Versuche am IEST stand ein Abschreck- und Umformdilatometer vom Typ „Bähr DIL 805A/D“ zur Verfügung [45]. Bei diesem Gerät handelt es sich um ein Schubstangen-Dilatometer mit induktivem Wegaufnehmer. Bei der Dilatometrie handelt es um ein indirektes Messverfahren, bei dem gemessene Effekte durch optische Messverfahren, wie Lichtmikroskopie oder REM, verifiziert werden müssen.



**Abb. 21:** Aufbau eines Schubstangen-Dilatometers. 1: Probe, 2: Temperiereinrichtung, 3: Kugellager, 4: Führungsstab, 5: Halterohr, 6: Schubstange, 7: Wegaufnehmer, 8: temperierter Probenraum, 9: kritische Übergangzone, 10: Wegaufnehmerraum; Schnitt A-A: Querschnitt des Probenlagers. Nach [44]

### 3.5 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Der Begriff Kalorimetrie bezeichnet die Messung von Wärmemengen. Dabei geht es um Energiebeiträge, welche in Form einer Wärmemenge  $Q$  in einer Probe umgesetzt werden. Diese ist verknüpft mit einer Enthalpie  $H$ , welche bei Schmelz- und Kristallisationsvorgängen, Gefügeumwandlungen oder einer magnetischen Umwandlung aufgenommen oder abgegeben wird. Bei der dynamischen Differenzkalorimetrie werden die zugehörigen Wärmeströme temperatur- oder zeitabhängig gemessen, indem die Temperaturdifferenz  $\Delta T$  zwischen der Probe und einer Referenz bei durchlaufen eines Temperatur-Zeit-Programms mit konstanter Heizrate aufgenommen wird [46]. Abbildung 22 zeigt den prinzipiellen Versuchsaufbau.

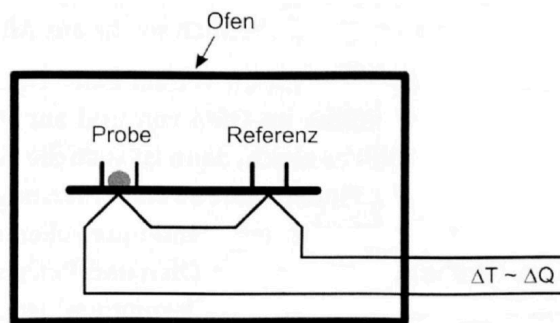


Abb. 22: Versuchsaufbau der DSC [46]

Für die Wärmekapazität gilt allgemein [46, 47]:

$$C_p = \frac{dH}{dT} = \frac{dQ}{dT} \quad (14)$$

Im Falle einer konstanten Heizrate gilt für das Temperatur-Zeit-Programm [48]:

$$T(t) = T_0 + \beta_0 \cdot t \quad (15)$$

Darin ist  $\beta_0$  die konstante Heizrate. Darüber hinaus gilt für den Wärmestrom in Abhängigkeit der Wärmekapazität die Beziehung [48]:

$$\dot{Q}_{C_p} = C_p \cdot \frac{dT}{dt} \quad (16)$$

Der bei der DSC gemessene Wärmestrom ist niemals gleich Null und besteht aus den folgenden drei Komponenten [48]:

$$\dot{Q}(T, t) = \dot{Q}_0(T) + \dot{Q}_{C_p}(T) + \dot{Q}_r(T, t) \quad (17)$$

In dieser Gleichung ist  $\dot{Q}_0(T)$  durch die unvermeidliche Asymmetrie der DSC bedingt, während  $\dot{Q}_{C_p}(T)$  durch unterschiedliche Wärmekapazitäten von Probe und Referenz verursacht wird.  $\dot{Q}_r(T, t)$

geht bei der Aufnahme oder Abgabe latenter Wärme ein, was im Falle einer chemischen Reaktion oder eines Phasenüberganges geschieht. Während die ersten beiden Terme für den Grundverlauf der DSC-Kurve verantwortlich sind, zeichnet sich der dritte Term durch Peaks in der Kurve ab [48]. Die Dynamische Differenzkalorimetrie zählt zu den indirekten Messverfahren, so dass, wie bei der Dilatometrie, direkte Verfahren zum Nachweis der festgestellten Umwandlungen notwendig sind. Am IEST steht zur dynamischen Differenzkalorimetrie ein Gerät vom Typ „DSC 404 C Pegasus“ der Firma Netzsch zur Verfügung. Dieses kann mit einem Höchsttemperaturofen im Bereich von Raumtemperatur bis 1650 °C arbeiten, wobei Heizraten von 0,1 K min<sup>-1</sup> bis 20 K min<sup>-1</sup> möglich sind. Mit diesem Gerät wurde die Curie-Temperatur der Legierung Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> ermittelt.

### 3.6 Thermomagnetische Messung

Die Thermomagnetische Messung nach FERENC TRANTA dient dazu, die temperaturabhängige Änderung magnetischer Eigenschaften metallischer Proben zu bestimmen. Diese können induktiv erwärmt oder mit Stickstoff gekühlt werden. Messwerte sind die Differenz der Induktionsspannungen in Mess- und Vergleichsspule  $U_{\text{mag}}$  und die Probentemperatur  $T_{\text{mag}}$ , welche beide über der Messzeit  $t$  aufgetragen werden. Sprungstellen im Spannungs-Zeit-Verlauf sind Belege für magnetische Umwandlungen im Probenmaterial. Die Zeit an der Sprungstelle wird über ein Tangentenverfahren im Spannungs-Zeit-Verlauf ermittelt. Dabei kann die mittlere Sprungzeit ebenso bestimmt werden wie Beginn und Ende eines Sprungs. Für diese Zeit kann im Temperatur-Zeit-Verlauf die charakteristische Temperatur (Start-, End- oder mittlere Umwandlungstemperatur) abgelesen werden. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 23 skizziert.

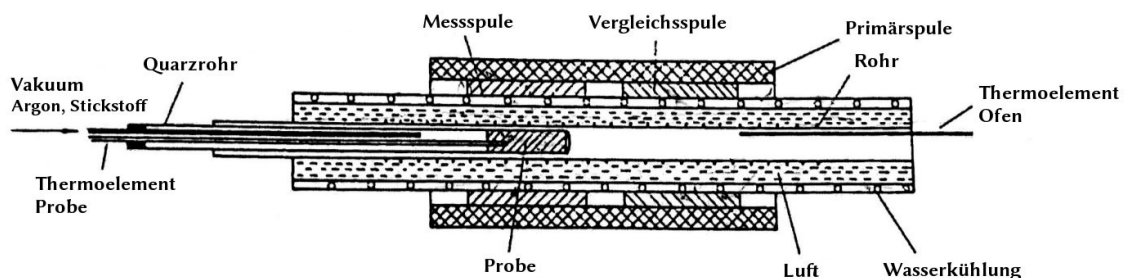


Abb. 23: Versuchsaufbau bei der thermomagnetischen Messung nach TRANTA

Die thermomagnetischen Messungen am Probenmaterial Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> wurden von Prof. Dr. Ferenc Tranta an der Universität Miskolc in Ungarn durchgeführt. Sie dienten als Vergleichsmessungen

zur Bestimmung der  $M_s$ -Temperatur und der Curie-Temperatur  $T_c$ , da mit der Dilatometrie und der dynamischen Differenzkalorimetrie Probleme auftraten; vgl. Unterunterabschnitt 4.2.2 und Unterunterabschnitt 4.2.3.

### 3.7 Material Selection and Analysis Tool (MSAT)

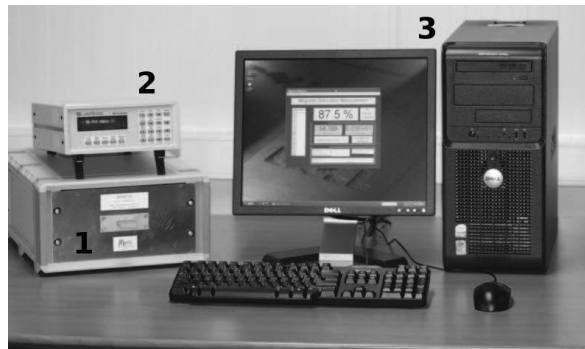
Mit Hilfe des MSAT kann der ferromagnetische Gefügeanteil einer massiven metallischen Probe bestimmt werden, indem das magnetische Moment bei Sättigung über eine Flussmessung ermittelt wird. Die Auswertesoftware führt dabei notwendige Korrekturen für Probengeometrie, chemische Zusammensetzung und Probenmasse durch [49]. Die Anzeigegröße am Flussmesser des MSAT ist das magnetische Dipolmoment  $j$  aus Gleichung 9, welches u. a. von der Probenmasse abhängig ist und mit dem ferromagnetischen Gefügeanteil der Probe korreliert.

Das MSAT besteht aus den folgenden wesentlichen Bestandteilen:

1. Messeinheit; diese enthält ein magnetisches Joch mit zwei Dauermagneten und zwei Aufnahmespulen in Helmholtz-Anordnung.
2. magnetischer Flussmesser
3. PC mit Auswertesoftware

Der PC mit Auswertesoftware erfüllt dabei die folgenden Aufgaben: Kalibrierung, Kommunikation mit dem Flussmesser, Aufnahme der Messwerte (magnetischer Fluss), Ermitteln des magnetischen Momentes, Eingabe der Abmessungen und chemischen Zusammensetzung der Probe, Berechnung des ferromagnetischen Volumenanteils sowie das Visualisieren und Speichern der Messdaten. Die maximalen Probenabmessungen für das MSAT betragen  $30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  mit einem relativen Messfehler von 1 % für eine Probe mit einer Oberfläche von  $200 \text{ mm}^2$ . Das magnetische Feld im Dauermagnetjoch besitzt typischerweise eine Feldstärke von  $H = 300 \text{ kA m}^{-1}$  [49]. Der Geräteaufbau ist in Abbildung 24 exemplarisch dargestellt. Alle MSAT-Versuche im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Diese Versuche dienten dazu, von den magnetischen Eigenschaften der Legierung Ni30Fe70 in unterschiedlichen Zuständen auf den jeweiligen Martensitanteil  $V_M$  zu schließen.

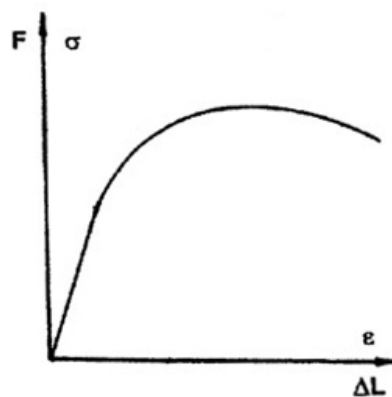




**Abb. 24:** Geräteaufbau MSAT; 1: Messeinheit mit Feldmagneten und Messspulen, 2: magnetischer Flussmesser, 3: PC mit Mess- und Auswertesoftware [50]

### 3.8 Zugversuche

Der Zugversuch ist eines der mechanischen Prüfverfahren mit der größten Bedeutung. Eine Probe wird dabei einachsiger und über den Querschnitt gleichmäßig axial auf Zug beansprucht. Man erhält einen Verlauf aus ansteigender Zugkraft und Längenänderung, die *Kraft-Verlängerungs-Kurve*. Mit Kenntnis der Probengeometrie lässt sich daraus die *Spannungs-Dehnungs-Kurve* ermitteln, welche nicht mehr von der Geometrie der Probe abhängt (Abbildung 25). Die Spannungs-Dehnungs-Kurve austenitischer Stähle weist keine ausgeprägte Streckgrenze auf. Aus dieser Kurve lässt sich schließlich die Kurve der wahren Spannung und wahren Dehnung berechnen, die sogenannte *Fließkurve* (Abbildung 26), aus welcher sich wiederum Kennwerte der Umformbarkeit ermitteln lassen [41].



**Abb. 25:** typische  $\sigma$ - $\epsilon$ -Kurve eines austenitischen Stahls, nach [51]

Es gelten die folgenden Gleichungen aus [41]. Die technische Spannung  $\sigma$  ist definiert als Quotient der momentanen Kraft  $F$  und dem Ausgangsquerschnitt  $S_0$  der Probe (Gleichung 18). Der Spannung

$\sigma$  zugeordnet ist die technische Dehnung  $\varepsilon$  der Probe, welche aus momentaner Messlänge  $L$  und Ausgangsmesslänge  $L_0$  nach Gleichung 19 errechnet wird.

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \left[ \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \right] \text{ bzw. [MPa]} \quad (18)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100 = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad [\%] \quad (19)$$

Die wahre Spannung  $\sigma_w$  in der Probe ist die momentane Kraft  $F$  bezogen auf den momentanen (wahren) Querschnitt  $S_w$  der Probe (Gleichung 20). Sie ist mit der technischen Spannung  $\sigma$  über die technische Dehnung  $\varepsilon$  verknüpft. Die wahre Dehnung  $\varepsilon_w$  entspricht einer logarithmischen Formänderung und kann aus der technischen Dehnung nach Gleichung 21 berechnet werden.

$$\sigma_w = \frac{F}{S_w} = \sigma (1 + \varepsilon) \quad (20)$$

$$\varepsilon_w = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \left( \frac{L}{L_0} \right) = \ln (1 + \varepsilon) \quad (21)$$

Die Dehnung  $\varepsilon$  wird in die Gleichungen 20 und 21 ohne den Faktor 100 – nicht in Prozent, sondern als bezogene Längenänderung – eingesetzt. In der Fließkurve wird üblicherweise der elastische Teil ausgelassen, da ihr Fokus das plastische Werkstoffverhalten ist und sich der elastische Teil nicht wesentlich von dem des Spannungs-Dehnungs-Diagramms unterscheidet. Die wahre Spannung  $\sigma_w$  wird zur Formänderungsfestigkeit  $k_f$  und die wahre Dehnung  $\varepsilon_w$  wird zur logarithmischen Formänderung  $\varphi$ .

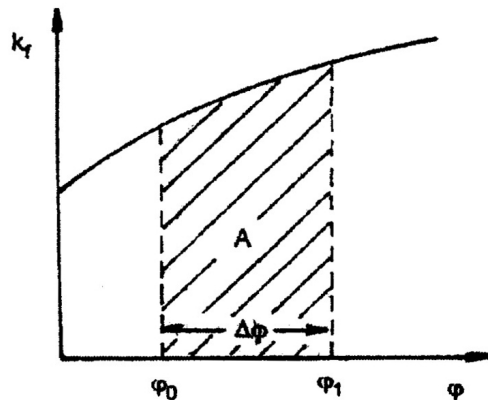


Abb. 26: typische Fließkurve eines metallischen Werkstoffs [51]

Für die Fließkurve gelten die folgenden Beziehungen [51]:

$$k_f = k \cdot \varphi^n \quad (22)$$

$$A_u = V \int_{\varphi_0}^{\varphi_1} k_f(\varphi) d\varphi \quad (23)$$

Darin ist  $k$  die Spannung beim Beginn des plastischen Fließens,  $n$  der Verfestigungsexponent,  $A_u$  die Umformarbeit und  $V$  das umzuformende Volumen. Die Umformarbeit ist somit der Fläche  $A$  unter der Fließkurve proportional.

Stabile plastische Verformung ohne Einschnürung oder Bruch findet bei tiefen Temperaturen statt, solange die zur Verformung notwendige Kraft bei weiterer Verformung zunimmt. Dies ist nach dem Erreichen von  $R_{p0,2}$  im Allgemeinen so lange der Fall, bis der Wert  $\sigma_w(1 + \varepsilon)^{-1} = \sigma$  ein Maximum erreicht hat. Aus diesem Grund werden die Fließkurven bis zu diesem charakteristischen Punkt aufgetragen. Da die Spannungs-Dehnungs-Kurven teilweise einen flachen Verlauf zeigen, aus welchem das Maximum schwer ablesbar ist, kann der Instabilitätspunkt nach dem Kriterium von CONSIDÈRE ermittelt werden [7, S. 206]:

$$\frac{d\sigma_w}{d\varepsilon} \geq \frac{\sigma_w}{1 + \varepsilon} \quad (24)$$

Dies entspricht einer Tangente an die  $\sigma_w$ - $\varepsilon$ -Kurve, welche die x-Achse bei  $\varepsilon = -1$  schneidet. Deren Schnittpunkt mit der Kurve definiert  $\sigma_w$  am Instabilitätspunkt und die Gleichmaßdehnung  $A_g$  [7].

Somit gewährt der Zugversuch Einblick in das Verhalten des Werkstoffs unter einachsiger Belastung. Mit diesem einfachen Versuch lassen sich zahlreiche Werkstoffkennwerte ermitteln, z. B. der Elastizitätsmodul  $E$ , die Streckgrenze  $R_e$  oder die Proportionalitätsgrenze  $R_{p0,2}$ , die Zugfestigkeit  $R_m$ , die Bruchdehnung  $A_b$  und die Brucheinschnürung  $Z$ . Der Elastizitätsmodul ist dabei der Anstieg der *Hooke'schen Geraden* im Spannungs-Dehnungs-Diagramm; die Streckgrenze und die Proportionalitätsgrenzen können aus diesem Diagramm abgelesen bzw. konstruiert werden. Die Zugfestigkeit ist das Maximum der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. Die prozentuale Bruchdehnung  $A_b$  wird entsprechend Gleichung 25 aus der Ausgangsmesslänge  $L_o$  und der Länge nach dem Bruch  $L_u$  berechnet. Ebenso kann die Bruchdehnung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch paralleles Verschieben der *Hooke'schen Geraden* auf den Bruch konstruiert werden. Die prozentuale Brucheinschnürung  $Z$  wird aus Ausgangsquerschnitt  $S_o$  der Probe und dem an den Bruchflächen ermittelten Querschnitt nach dem Bruch  $S_u$  berechnet (Gleichung 26) [41].

$$A_b = \frac{L_u - L_o}{L_o} \cdot 100 \quad [\%] \quad (25)$$

$$Z = \frac{S_o - S_u}{S_o} \cdot 100 \quad [\%] \quad (26)$$

Der Zugversuch ist als mechanisches Prüfverfahren bei Raumtemperatur genormt in DIN EN ISO 6892-1 [52] und für erhöhte Temperaturen in DIN EN ISO 6892-2 [53]. Die Probengeometrie für den Zugversuch ist genormt in DIN 50125 [54]. In der vorliegenden Arbeit kamen genormte Rundzugproben DIN 50125 B 6 × 30 zum Einsatz. Die Abbildung 27 zeigt die in dieser Arbeit verwendete Probengeometrie. Die für die Versuche am Institut für Werkstofftechnik (IWT) eingesetzte Zugprüfmaschine ist ein Gerät vom Typ „Zwick 1476“ mit elektrischem Kugelumlaufspindeltrieb. Die Zugversuche dienten dazu, mechanische Kennwerte und Fließkurven zu ermitteln, aus welchen schließlich die DTU- und STU-Diagramme abgeleitet worden sind. Gestoppte Zugversuche dienten dazu, Aussagen über das Gefüge an bestimmten Punkten des Umformprozesses zu treffen.

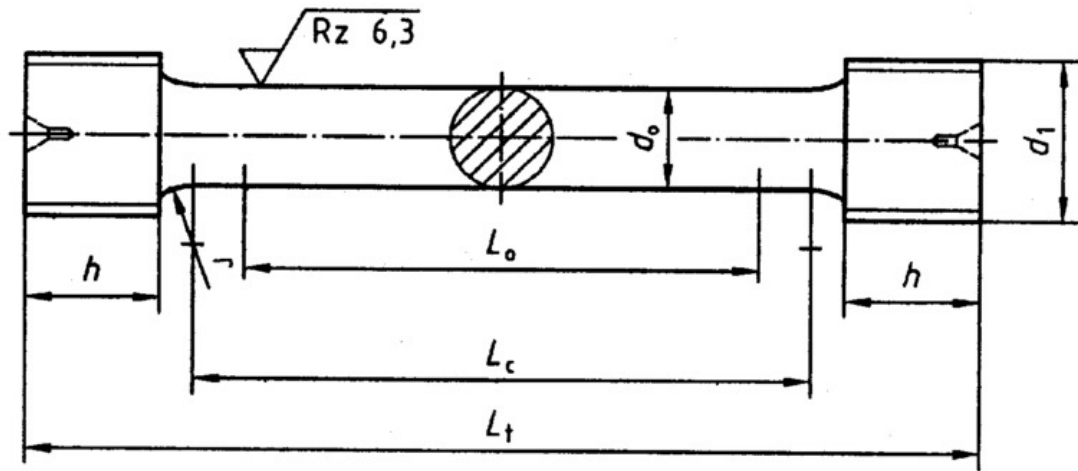


Abb. 27: Geometrie der Rundzugprobe Form B [54]

## 4 Versuchsauswertung und Diskussion

In diesem Abschnitt werden, nach einer knappen Vorstellung der untersuchten Legierung, die Ergebnisse der durchgeführten Versuche zusammengefasst und diskutiert. Messwerte und zusätzliche Abbildungen finden sich im Anhang ab Seite 80.

### 4.1 Die Eisen-Nickel-Legierung

Bei der im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Legierung handelt es sich um eine Eisen-Nickel-Legierung (chemische Analyse in Tabelle 4). Ein Beispiel für kommerziell verwendete Legierungen dieses Typs ist die Invar-Legierung Ni<sub>36</sub>Fe<sub>64</sub>. Diese Legierung zeichnet sich dadurch aus, dass sie in einem weiten Temperaturbereich keine oder eine sehr geringe thermische Längenausdehnung zeigt [40]. Die magnetischen Eigenschaften der Eisen-Nickel-Legierungen weichen zum Teil erheblich von denen anderer ferromagnetischer Legierungen – wie z. B. legierten Vergütungsstählen – ab, vgl. Unterabschnitt 2.4. Typische Anwendungen von Invar-Legierungen sind bspw. die Lochmasken von Kathodenstrahlröhren (ältere Fernsehgeräte, Oszilloskope) oder die Kontakte von integrierten Schaltkreisen zur Verbindung mit der Platine (Ni<sub>42</sub>Fe<sub>58</sub>; in diesem Fall zusätzlich mit Silber beschichtet). Weitere Anwendungen der Eisen-Nickel-Legierungen sind hermetische Glas-Metall-Dichtungen für Kathodenstrahl- und andere Vakuumröhren, Bauteile zur Strahlerzeugung in der Kathodenstrahlröhre, thermostatische Bimetalle sowie Bauteile zur magnetischen Abschirmung. Ferner kommen Invar-Legierungen in den Schrittmotoren elektronischer Uhren mit analoger Anzeige sowie als Membranwerkstoff für Flüssiggas-Tankschiffe zum Einsatz [40].

**Tab. 4:** Ist-Analyse der untersuchten Legierung, Angaben in Masse-%

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>
0,019	0,0377	0,162	0,0073	0,0072	0,170	0,0035	<b>31,1</b>
<b>Al</b>	<b>Co</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>W</b>	<b>Sn</b>
0,0277	0,0090	0,0132	< 0,0050	< 0,0010	0,0034	< 0,0150	0,0025

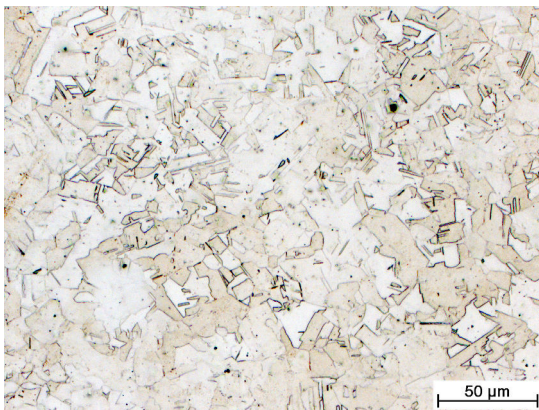
Das untersuchte Probenmaterial Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> wurde in der am IEST vorhandenen Vakuum-Induktions-schmelzanlage (VIM) erschmolzen. Das berechnete Einsatzmaterial war 7560 g Eisen und 2625 g reines Nickel. Nach einer Probennahme wurden 620 g Ni, 1 g C und 3 g Al zugegeben. Die endgültige

Einstellung der chemischen Zusammensetzung erfolgte nach einer zweiten Probennahme durch Zulegieren von 10 g Mn, 10 g FeSi75, 3 g Al und 2 g C. Zur Messung der Temperatur der Schmelze diente ein Thermoelement. Die Temperatur beim Abstich betrug 1501 °C. Die Erschmelzung dauerte vom Schmelzbeginn bis zum Beginn des Abstichs aus der VIM rund 5 h [55]. Das Material wurde in eine leicht konische Zylinderform mit einem Durchmesser von rund 45 mm vergossen und anschließend bei 1150 °C auf  $\varnothing$ 12 mm rund gewalzt.

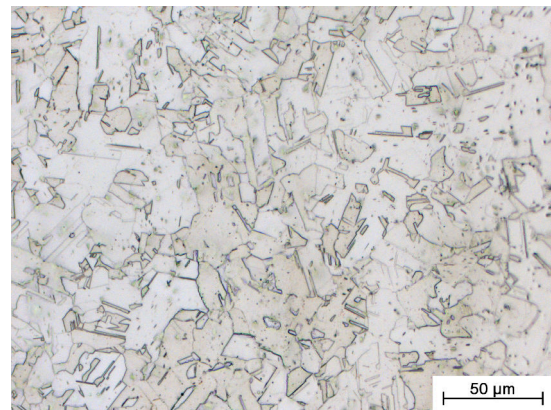
## 4.2 Charakterisierung des Ausgangszustandes

### 4.2.1 Lichtmikroskopie

In den Abbildungen 28 und 29 folgen Gefügaufnahmen des Materials im warmgewalzten Ausgangszustand. Erstere zeigt einen Schliff senkrecht zur Walzrichtung, letztere einen Schliff parallel zur Walzrichtung (diese liegt senkrecht im Bild). Das Gefüge des Ausgangszustandes ist zu 100 % austenitisch. Die bräunliche Färbung mancher Gefügebereiche ist ein Indiz für unterschiedliche Orientierung der Austenitkörner in diesen. Einzelne Körner weisen, bedingt durch den Glüheffekt des Warmwalzens, Zwillingsbildung auf. Es ist keine ausgeprägte Walzrichtungsabhängigkeit der Gefügeausbildung erkennbar, was für eine nahezu vollständige dynamische Rekristallisation spricht.



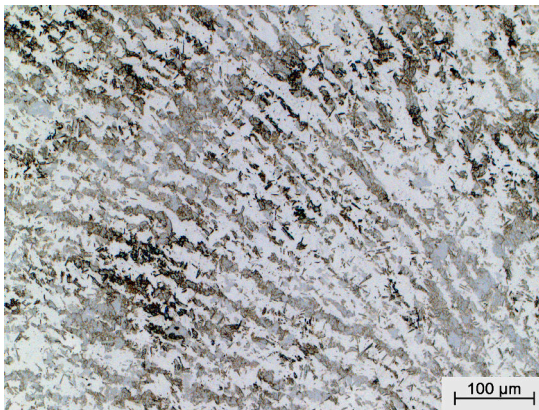
**Abb. 28:** Fe-Ni\_A-q, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, Vilella geätzt, Querprobe



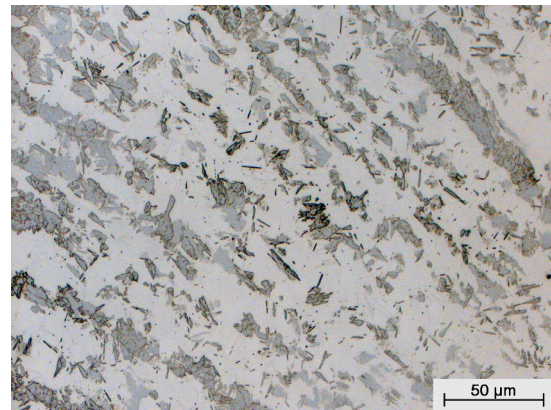
**Abb. 29:** Fe-Ni\_A-l, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, Vilella geätzt, Längsprobe

Die folgenden Abbildungen 30 und 31 zeigen eine Probe, welche mechanisch präpariert und anschließend mit V2A-Lösung geätzt wurde. Sie zeigt wie in Unterabschnitt 3.1 erwähnt oberflächlichen

Schleifmartensit. Das zeilige Entstehen desselben weist auf Seigerungen im Gefüge hin, welche beim relativ kurzzeitigen Warmwalzen nicht abgebaut werden konnten. Die Seigerungen treten in dieser Form hervor, da die Stabilität des Austenits von der chemischen Zusammensetzung abhängt, welche hier lokal unterschiedlich ausfällt. Nickel ist ein Austenitbildner [56], was bedeutet, dass eine Erhöhung des Nickelgehalts den Austenit stabilisiert. Da Nickel sich bei der Erstarrung in der Schmelze und damit im interdendritischen Raum anreichert, ist in diesen Bereichen die Austenitstabilität erhöht. Die Dendriten verarmen dagegen an Nickel und weisen damit reduzierte Austenitstabilität auf. Das führt dazu, dass die Dendriten beim Schleifen Martensit bilden, der interdendritische Raum dagegen nicht. Auf diese Weise entsteht das in den Abbildungen 30 und 31 dargestellte Bild.



**Abb. 30:** Fe-Ni\_A-q, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, mechanisch poliert, V2A geätzt



**Abb. 31:** Fe-Ni\_A-q, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, mechanisch poliert, V2A geätzt

#### 4.2.2 Bestimmung der Martensit-Starttemperatur

Die Abmessungen der zylindrischen Hohlproben für das Dilatometer betragen  $\varnothing 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  mit einer Bohrung von  $\varnothing 2 \text{ mm}$ . Die Dilatometerkurven in Abbildung 32 und 84 (letztere im Anhang auf Seite 89) wurden mit folgendem Temperatur-Zeit-Programm ermittelt: Aufheizen auf  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  mit  $10 \text{ K min}^{-1}$ , halten für 30 min, Abkühlen auf  $-130 \text{ }^\circ\text{C}$  mit  $10 \text{ K s}^{-1}$ . Aus diesen Kurven ergibt sich für die Probenlegierung Ni30Fe70 im warmgewalzten Zustand  $M_s \approx 6 \text{ }^\circ\text{C}$ . Dieser Wert ist höher als erwartet. Entsprechend Abbildung 13 auf Seite 27 sollte  $M_s$ , wie in Unterunterabschnitt 2.4.2 festgestellt, unter  $0 \text{ }^\circ\text{C}$  liegen. Ein möglicher Grund für diese Abweichung ist eine durch die lange Haltezeit bei hoher Temperatur bedingte Oxidation der Proben. Eine weitere mögliche Fehlerquelle ist das Nichteinhalten des vorgegebenen Temperatur-Zeit-Programms. Am IEST wurden bereits in



früheren Versuchen festgestellt, dass es bei Temperaturen unter  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  zu Abweichungen kommt. Eine Wiederholung der Messungen am Dilatometer mit kürzerer Haltezeit war erst im Anschluss an diese Arbeit möglich. Aus diesen Gründen wurde eine zweite Bestimmung der Martensit-Starttemperatur mittels einer thermomagnetischen Messung durchgeführt. Die Probe dafür war eine zylindrische Vollprobe mit den Maßen  $\varnothing 5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ .

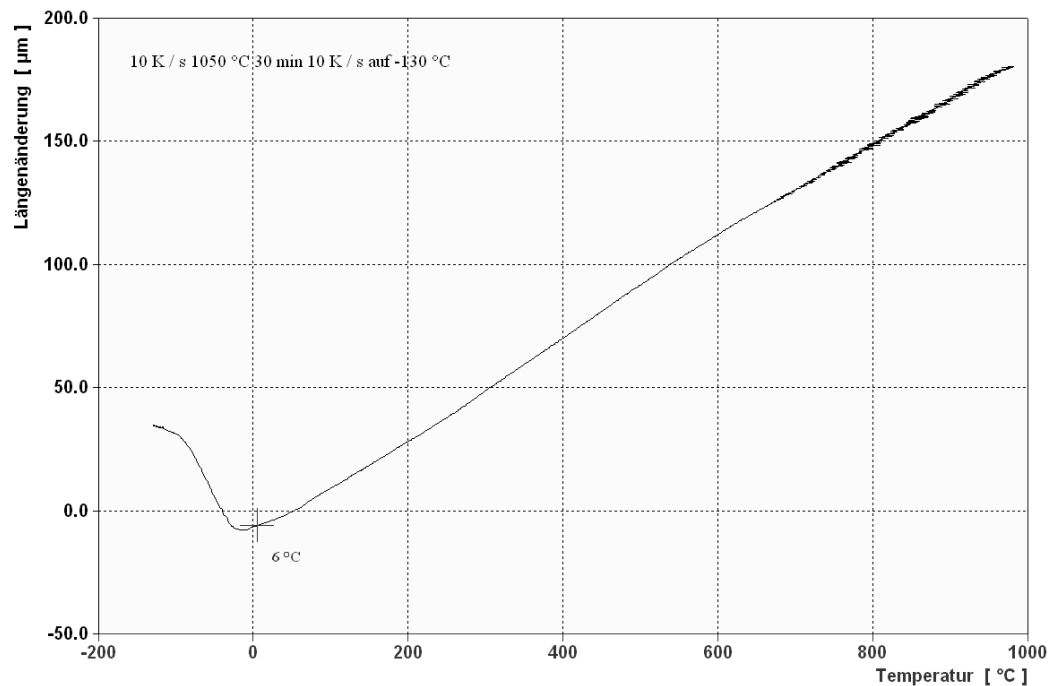


Abb. 32: Dilatometerkurve Fe-Ni\_Dil\_2

Während des dreißig minütigen Versuchs wurde die Probe Fe-Ni\_thm\_Ms von Raumtemperatur ( $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) in der Anlage für die thermomagnetische Messung mit Stickstoff auf  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  gekühlt. Das Einschalten der Primärspule erfolgte nach Erreichen des relevanten Temperaturbereichs. Abbildung 33 enthält die über der Versuchszeit  $t$  aufgezeichneten Messgrößen, die Temperatur der Probe  $T_{\text{mag}}$  und die Differenz der Induktionsspannungen von Mess- und Vergleichsstelle  $U_{\text{mag}}$ .

Es zeigt sich, dass  $U_{\text{mag}}$  im Bereich von  $-42\text{ }^{\circ}\text{C}$  bis  $-88\text{ }^{\circ}\text{C}$  abfällt, vgl. Abbildung 33. Dies bedeutet, dass das magnetische Moment der neu gebildeten Phase Martensit  $\mu_{\alpha'}$  bei niedrigen Temperaturen kleiner ist als das magnetische Moment der Ausgangsphase Austenit  $\mu_{\gamma}$ . Die Änderung der Induktionsspannung von rund  $70\text{ mV}$  ist klein, was bedeutet, dass die magnetischen Momente von Austenit und Martensit im Temperaturbereich der Umwandlung  $\gamma \rightarrow \alpha'$  nahe beieinander liegen. Die Anfangstemperatur dieser Umwandlung wurde durch anlegen einer Tangente an den Spannungsverlauf

und ablesen der korrespondierenden Temperatur vom Temperaturverlauf bestimmt. Damit ergibt sich  $M_s = -42^\circ\text{C}$ . Eine derart niedrige Martensit-Starttemperatur entspricht eher den Erwartungen (vgl. Unterunterabschnitt 2.4.2), als die mittels Dilatometrie ermittelte Temperatur von  $6^\circ\text{C}$ . Eine metallografische Untersuchung der Probe Fe-Ni\_thm\_Ms zum Nachweis, dass Martensit gebildet wurde, steht noch aus.

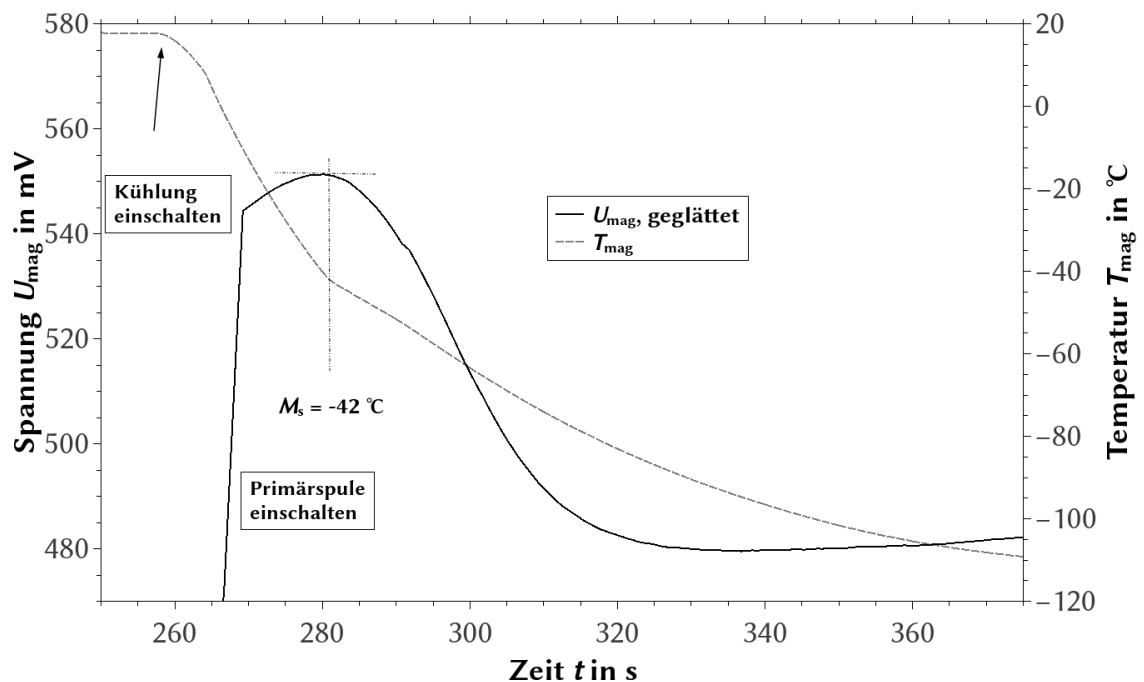


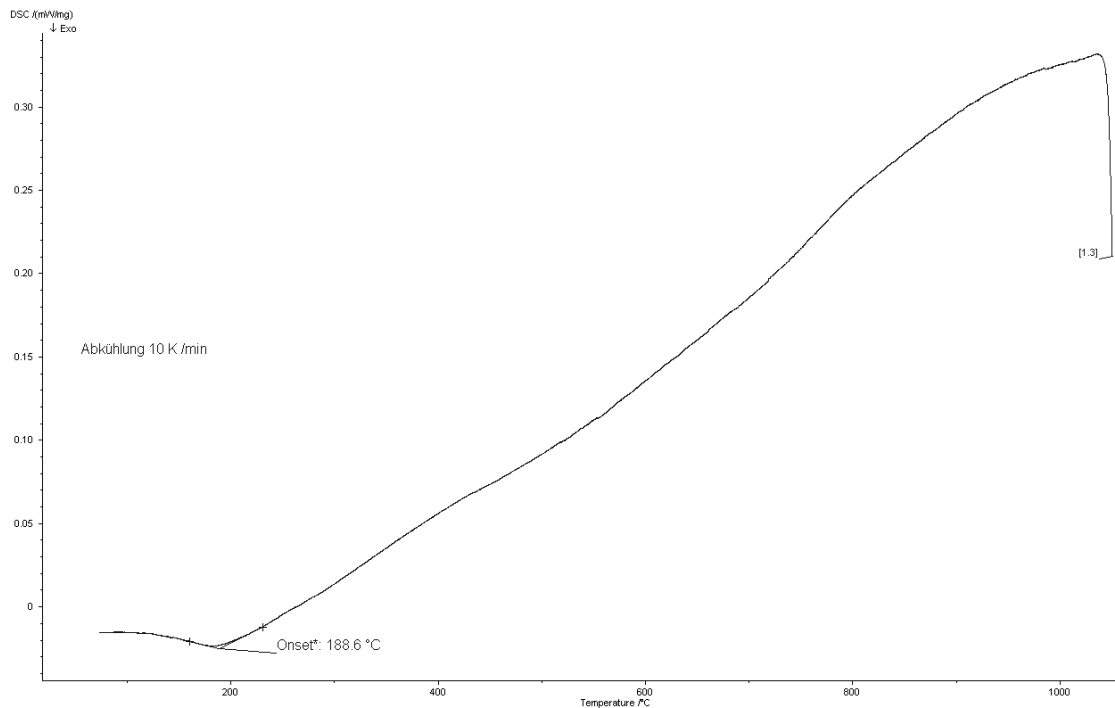
Abb. 33: thermomagnetische Bestimmung von  $M_s$ : Spannungs- und Temperaturverlauf

In [28, S. 346] wird für eine Eisen-Nickel-Legierung mit 30 % Nickel und 0,2 % Kohlenstoff  $M_s = -57^\circ\text{C}$  angegeben. Da Kohlenstoff die  $M_s$ -Temperatur senkt [13, S. 16] und die von TSUCHIDA und TOMOTA untersuchte Legierung einen zehnfach höheren Kohlenstoffanteil aufweist als Ni30Fe70 mit rund 0,02 % C, muss die  $M_s$ -Temperatur von Ni30Fe70 höher liegen.

#### 4.2.3 Bestimmung der Curie-Temperatur

Die DSC-Kurven in Abbildung 34 und 85 (letztere im Anhang auf Seite 89) wurde mit der folgenden Vorgehensweise ermittelt: Aufheizen auf  $1050^\circ\text{C}$  mit  $10\text{ K min}^{-1}$ , halten für 30 min, Abkühlen auf  $20^\circ\text{C}$  mit  $10\text{ K min}^{-1}$ . Die Probenabmessungen betragen dabei  $\varnothing 4,9\text{ mm} \times 0,8\text{ mm}$ .

Entsprechend der Abkühlkurve in Abbildung 34 beträgt die Curie-Temperatur des Austenits der Legierung Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub>  $T_c \approx 189^\circ\text{C}$ . Dieser Befund stimmt gut mit den Angaben für Eisen-Nickel-Legierungen in älterer Literatur überein, vgl. Abbildung 13 auf Seite 27. Gegenüber neuerer Literatur ergibt sich eine beträchtliche Abweichung; BÉRANGER et al. geben für eine Legierung mit 31 % Nickel  $T_c \approx 82^\circ\text{C}$  an, siehe Abbildung 15 auf Seite 28.



**Abb. 34:** DSC-Abkühlkurve Fe-Ni\_DSC\_2

Abbildung 35 zeigt den Temperaturverlauf während des DSC-Versuchs. Es ist zu erkennen, dass der Verlauf am Ende des Versuches nicht mehr linear abfallend ist, sondern ab rund  $134^\circ\text{C}$  die Temperatur stets höher liegt, als es einem linearen Verlauf entspräche. Da die Auswertesoftware von einem linearen Programm ausgeht, erscheint in den obigen Kurven die zu hohe Temperatur wie eine Wärmetönung, welche der magnetischen Umwandlung zugeschrieben wurde. Auf Grund dieser Abweichung wurde die Curie-Temperatur ein zweites Mal über eine thermomagnetische Messung bestimmt. Es kam wie bei der Bestimmung von  $M_s$  eine zylindrische Vollprobe mit den Maßen  $\varnothing 5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  zum Einsatz.

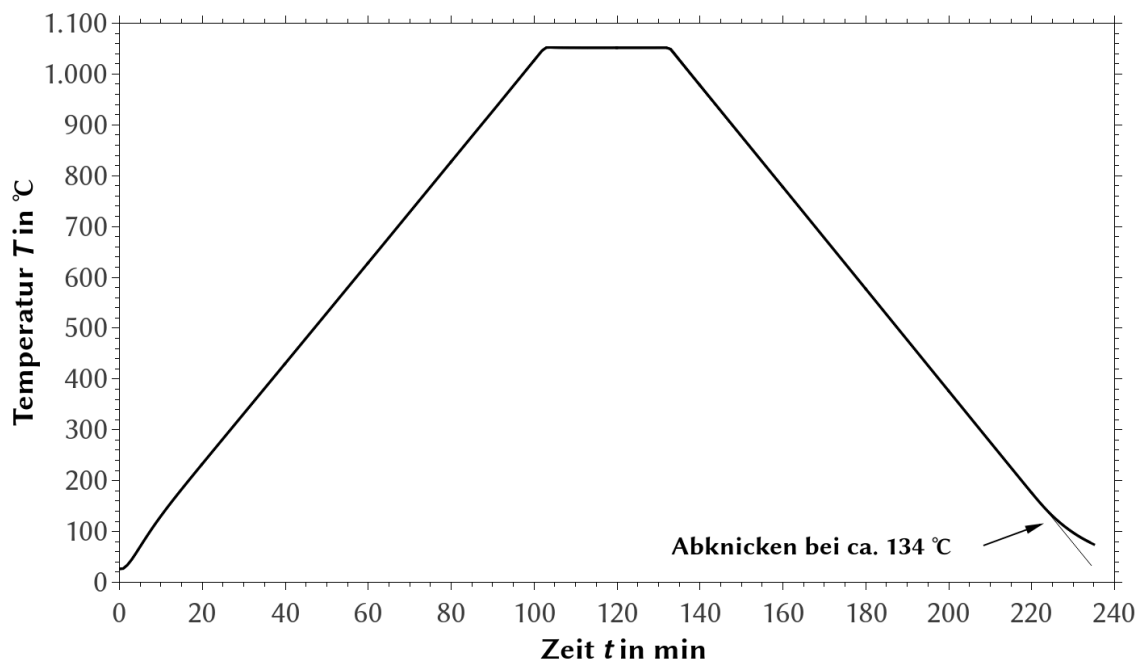


Abb. 35: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der DSC

Während der Versuchszeit von rund 18 min wurde die Probe Fe-Ni<sub>thm</sub>Tc von Raumtemperatur induktiv auf rund 120 °C erhitzt und kühlte anschließend im Versuchsstand frei ab. Im Spannungsverlauf über der Versuchszeit (Abbildung 36) zeigt sich, dass es beim Aufheizen zu einem Abfall der Spannung  $U_{\text{mag}}$  kommt und beim anschließenden Abkühlen die Spannung sprunghaft wieder ansteigt. Der Abfall bzw. Anstieg der Induktionsspannung beträgt jeweils rund 330 mV. Damit ist eine große Änderung des magnetischen Moments der Probenlegierung verknüpft, was für eine magnetische Umwandlung charakteristisch ist. Über ein Tangentenverfahren wurde die mittlere Sprungtemperatur an beiden Stellen ermittelt. Deren arithmetisches Mittel ist die charakteristische Temperatur des Übergangs vom ferromagnetischen zum paramagnetischen Verhalten, die Curie-Temperatur  $T_c \approx 67^\circ\text{C}$ . Diese Temperatur kommt der von BERANGÉ et al. angegebenen Curie-Temperatur deutlich näher als die mittels DSC ermittelte Temperatur und bestätigt damit den aktuellen Stand der Literatur.

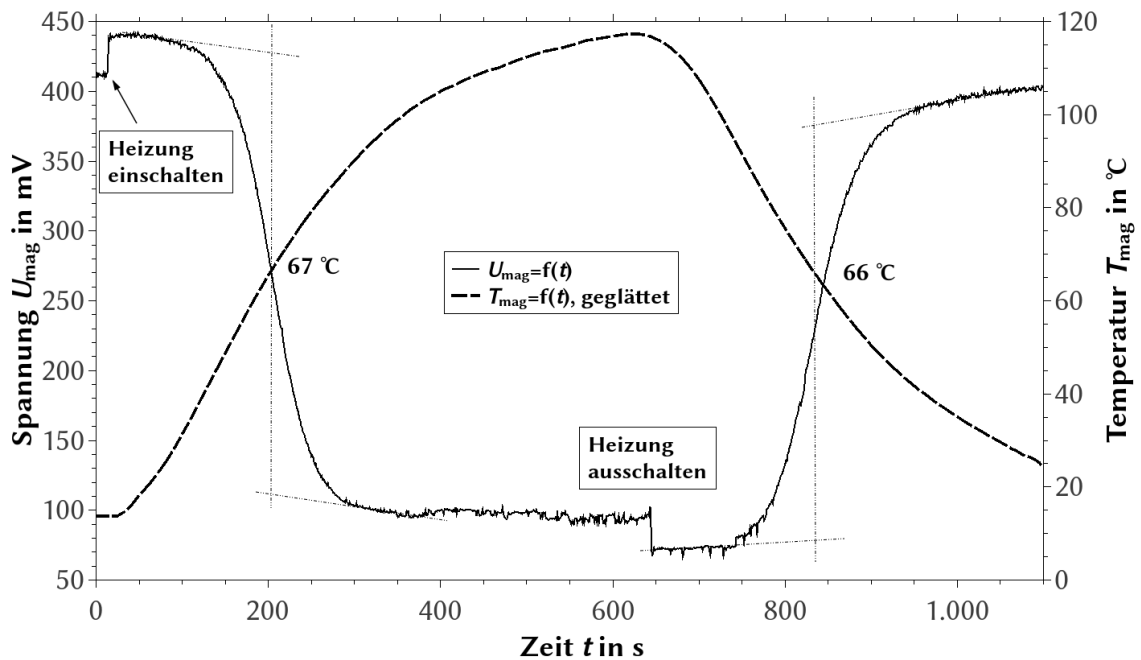


Abb. 36: thermomagnetische Bestimmung von  $T_c$ : Spannungs- und Temperaturverlauf

### 4.3 Ergebnisse der Zugversuche

Die Zugversuche liefen quasistatisch mit einer Verformungsgeschwindigkeit von  $1 \text{ mm min}^{-1}$  ab. Die Versuchstemperaturen waren  $-40^\circ\text{C}$ ,  $-30^\circ\text{C}$ ,  $-20^\circ\text{C}$ ,  $-10^\circ\text{C}$ ,  $0^\circ\text{C}$ ,  $20^\circ\text{C}$ ,  $40^\circ\text{C}$ ,  $60^\circ\text{C}$ ,  $80^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$  und  $120^\circ\text{C}$ . Bei  $-40^\circ\text{C}$ ,  $-10^\circ\text{C}$ ,  $20^\circ\text{C}$  und  $40^\circ\text{C}$  wurden gestoppte Zugversuche durchgeführt. Abbruch war bei jeder Temperatur jeweils einmal bei  $R_{p0,2}$ ,  $\epsilon = 10\%$  und  $\epsilon = 20\%$ , was insgesamt zwölf gestoppten Zugversuchen entspricht.

#### 4.3.1 Abgeleitete Diagramme

Abbildung 37 zeigt ausgewählte Fließkurven der Legierung Ni30Fe70 bei unterschiedlichen Temperaturen. Dargestellt ist die wahre Spannung  $\sigma_w$  über der wahren plastischen Dehnung  $\epsilon_{w,pl}$ . Damit wurde ausschließlich der Bereich der stabilen plastischen Verformung aufgetragen. Es ist festzustellen, dass die Festigkeit der Legierung wie erwartet mit fallender Temperatur steigt. Eine überproportionale Zunahme der Festigkeit zeigt sich bei Temperaturen unterhalb von  $20^\circ\text{C}$ . Da der dargestellte stabile Verformungsbereich in jeder Kurve mit  $A_g$  endet, lässt sich aus dem Sammeldiagramm bereits

erkennen, dass diesbezüglich eine Anomalie auftritt: in einem schmalen Temperaturbereich ist die Dehnbarkeit der Probenlegierung höher, als bei Temperaturen darüber und darunter. Ausgeprägte Wendepunkte in den Kurven sind nicht erkennbar, weshalb die Ermittlung der Auslösespannung  $\sigma_A^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  über den ersten Wendepunkt sowie der Austenitzugfestigkeit  $R_m^{\gamma}$  über den zweiten Wendepunkt nicht möglich ist.

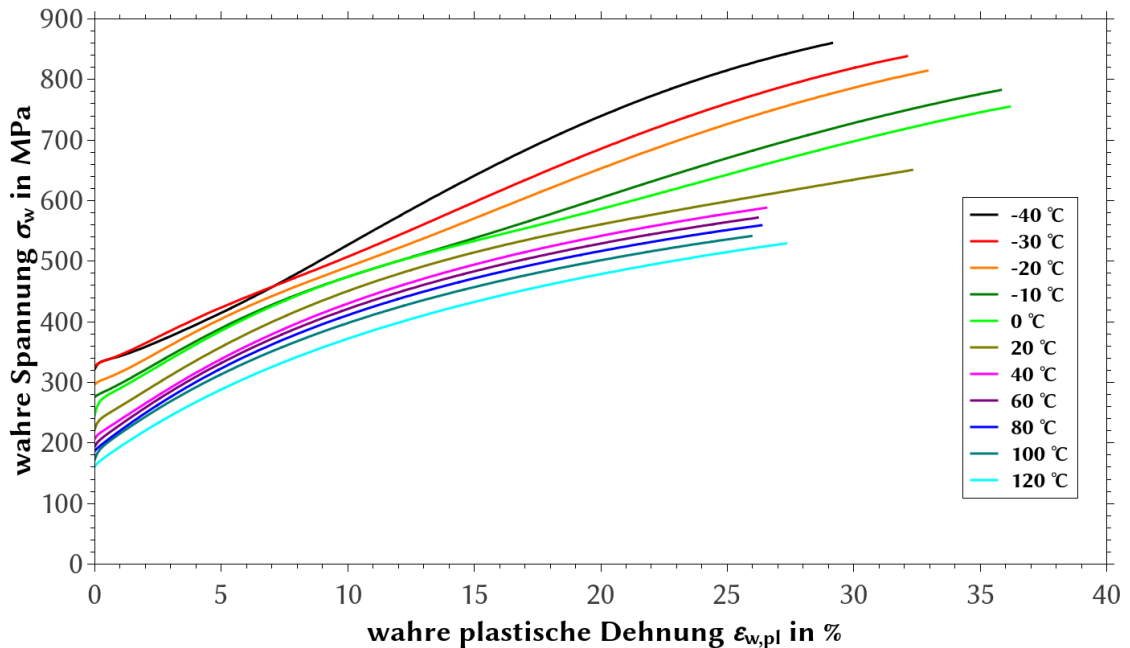


Abb. 37: Sammeldiagramm ausgewählter Fließkurven der Legierung Ni30Fe70

Die den folgenden Diagrammen zu Grunde liegenden, in Zugversuchen ermittelten mechanischen Eigenschaften finden sich im Anhang A ab Seite 80; ebenso die Daten zur den Abmessungen der Proben und deren Bruchflächen.

In Abbildung 38 folgt das STU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70. Es ist zu erkennen, dass die Zugfestigkeit  $R_m$  unterhalb von 40 °C gegenüber der extrapolierten Zugfestigkeit des Austenits  $R_m^{\gamma}$  erhöht ist. Die Extrapolation wurde notwendig, da eine Bestimmung der Austenitzugfestigkeit über den zweiten Wendepunkt der Fließkurve nicht möglich war. Die Festigkeitserhöhung ist der spannungs- und verformungsinduzierten Martensitbildung bei niedrigen Temperaturen zuzuschreiben.  $M_d$  wurde damit zu 40 °C bestimmt, da oberhalb dieser Temperatur keine erhöhte Festigkeit festgestellt werden kann. Die Fließspannung  $\sigma_f$  steigt wie erwartet mit fallender Temperatur. Auffällig ist dabei ein lokales Minimum der Fließspannung bei  $M_d$ . Dieses Verhalten zeigt auch die von TSUCHIDA und

TOMOTA untersuchte Eisenlegierung mit 30 % Nickel bezüglich ihrer Proportionalitätsgrenze  $R_{p0,2}$ , vgl. Abbildung 10 auf Seite 24. Bislang konnte keine Erklärung für dieses Verhalten gefunden werden; die Autoren von [28] gehen auf diesen Umstand nicht ein. Die Festigkeit  $R_m$  von Ni30Fe70 ist im Gesamten untersuchten Temperaturbereich geringer als diejenige der Legierung von TSUCHIDA und TOMOTA, vgl. Abbildung 10 auf Seite 24. Während die Legierung aus [28] bspw. bei  $-40^\circ\text{C}$  ein  $R_m$  von 850 MPa aufweist, erreicht Ni30Fe70 lediglich eine Zugfestigkeit von 650 MPa bei  $-40^\circ\text{C}$ . Dieser Umstand ist auf den geringeren Kohlenstoffgehalt der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Legierung zurückzuführen. Im Vergleich zum austenitischen Chrom-Nickel-Stahl 1.4301 (Abbildung 8 auf Seite 22) fällt das STU-Diagramm von Ni30Fe70 deutlich einfacher aus, da im Gegensatz zu 1.4301 keine  $\varepsilon$ -Martensitbildung stattfindet. Die Festigkeit der Eisen-Nickel-Legierung (maximal 650 MPa bei  $-40^\circ\text{C}$ ) bleibt hinter derjenigen des Chrom-Nickel-Stahls (1500 MPa bei  $-40^\circ\text{C}$ ) zurück. Die großen Unterschiede zwischen 1.4301 und Ni30Fe70 sind unmittelbar nachvollziehbar, da es sich um unterschiedliche Legierungssysteme mit unterschiedlichen Stapelfehlerenergien handelt.

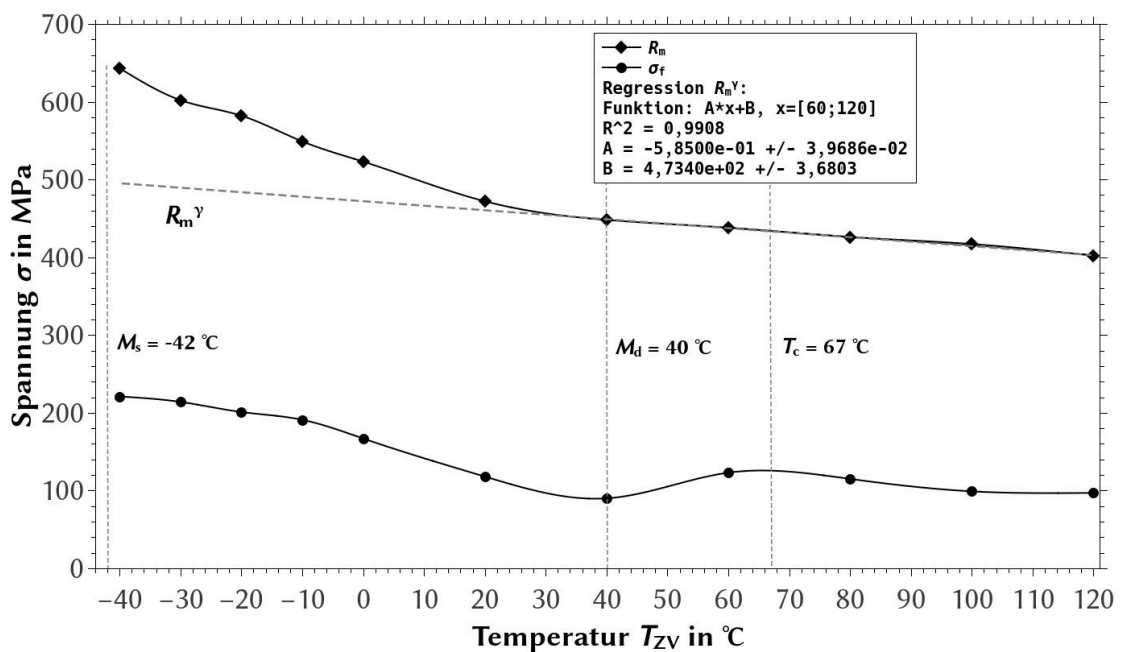


Abb. 38: STU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70

Abbildung 39 zeigt das DTU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70. Wie bereits aus den Fließkurven abzuschätzen war, ist die Gleichmaßdehnung der Probenlegierung  $A_g^{\gamma+\alpha'}$  bei niedrigen Temperaturen gegenüber der extrapolierten Gleichmaßdehnung des Austenits  $A_g^\gamma$  erhöht. Diese Zunahme der Dehnbarkeit ist charakteristisch für einen TRIP-Effekt. Der maximale Dehnungszuwachs von

**Tab. 5:** Wertetabelle zum STU-Diagramm in Abbildung 38

$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	-40	-30	-20	-10	0	20	40	60	80	100	120
$R_m/\text{MPa}$	643	602	582	549	523	472	448	438	426	417	402
$\sigma_f/\text{MPa}$	221	214	201	191	167	118	90	123	115	99	97

rund 10 % wird bei Temperaturen von 0 °C bis -10 °C erreicht. Die Dehnungsanomalie ist schmal ausgeprägt, wie nach TSUCHIDA und TOMOTA für eine Legierung mit 30 % Nickel erwartet wurde. Die Erhöhung der Gleichmaßdehnung fällt mit rund 10 % jedoch geringer aus, als bei der in [28] untersuchten Legierung mit zehnfach höherem Kohlenstoffgehalt. Bei dieser Legierung beträgt der Zuwachs der Bruchdehnung über 40 %. Ein Teil dessen ist dem Unterschied zwischen Bruch- und Gleichmaßdehnung zuzuschreiben.

Die Anomalie der Gleichmaßdehnung von Ni30Fe70 beginnt bereits bei 60 °C. Bei dieser Temperatur ist die Festigkeit der Legierung noch nicht erhöht, was dafür spricht, dass noch keine nennenswerte Bildung von Verformungsmartensit stattgefunden hat. Daraus folgt, dass es einen weiteren Verformungsmechanismus neben der bei hohen Stapelfehlerenergien zu erwartenden welligen Gleitung geben muss. Ein nahe liegender Schluss ist, dass bereits vor der Bildung von Martensit Bereiche planaren Gleitens im Gefüge von Ni30Fe70 existieren [20, 21]. Der Nachweis dessen ist mit dem REM zu erbringen. Da der Dehnungszuwachs bspw. bei 20 °C lediglich rund 5 % beträgt ist zu erwarten, dass die Bereiche planaren Gleitens klein sind und der Nachweis dementsprechend schwierig ist.

Zum Vergleich mit 1.4301 gilt das am STU-Diagramm festgestellte analog für das DTU-Diagramm. Da kein  $\epsilon$ -Martensit gebildet wird, ist das Diagramm im Falle der Legierung Ni30Fe70 einfacher strukturiert; es fehlen entsprechende Phasengebiete. Der Dehnungszuwachs in Folge der  $\alpha'$ -Martensitbildung ist bei beiden Legierungen vergleichbar ausgeprägt und insgesamt gering. Anders als Ni30Fe70 weist 1.4301 jedoch zusätzlich  $\epsilon$ -Martensitbildung auf. Diese ermöglicht eine zusätzliche Erhöhung der Gleichmaßdehnung auf bis zu 65 %. Die Eisen-Nickel-Legierung erreicht maximal eine Gleichmaßdehnung von rund 36 %. Diese Unterschiede sind wiederum auf die unterschiedliche chemische Zusammensetzung und damit unterschiedliche Stapelfehlerenergien der beiden Legierungen zurückzuführen.



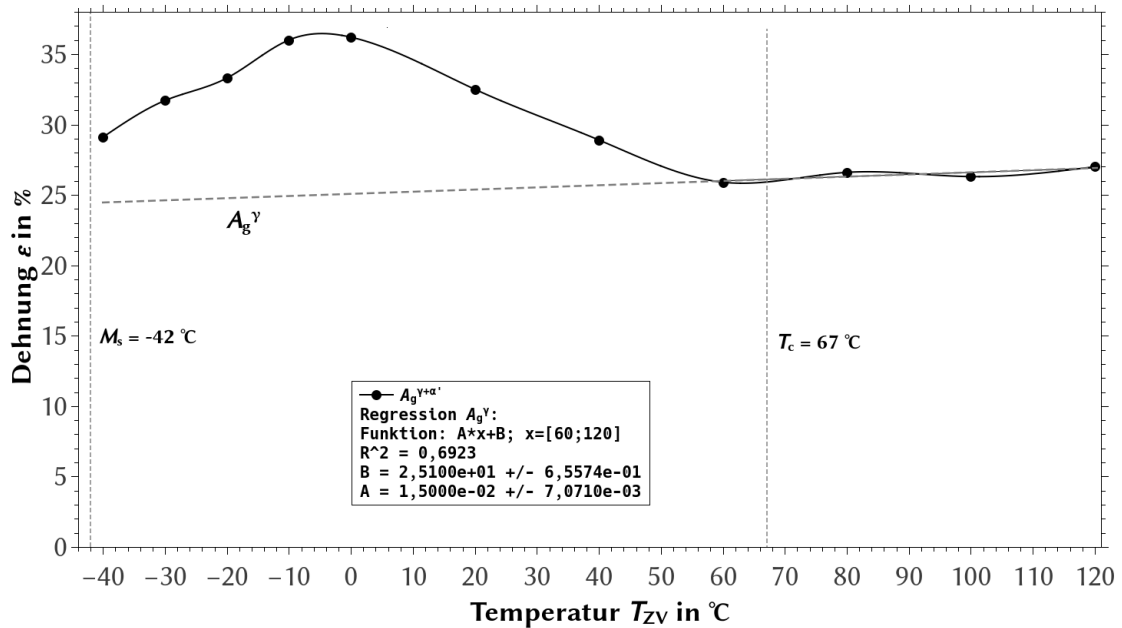


Abb. 39: DTU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70

Tab. 6: Wertetabelle zum DTU-Diagramm in Abbildung 39

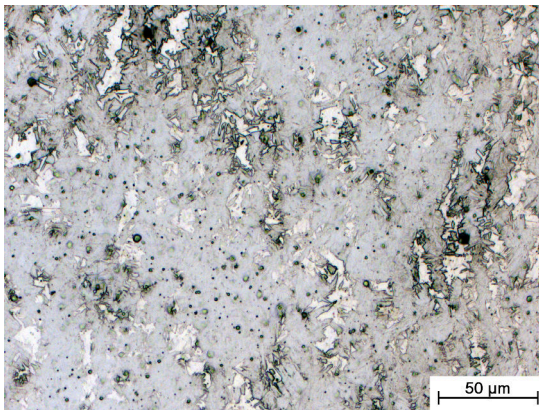
$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	-40	-30	-20	-10	0	20	40	60	80	100	120
$A_g/\%$	29,1	31,7	33,3	36,0	36,2	32,5	28,9	25,9	26,6	26,3	27,0

### 4.3.2 Gefügeentwicklung

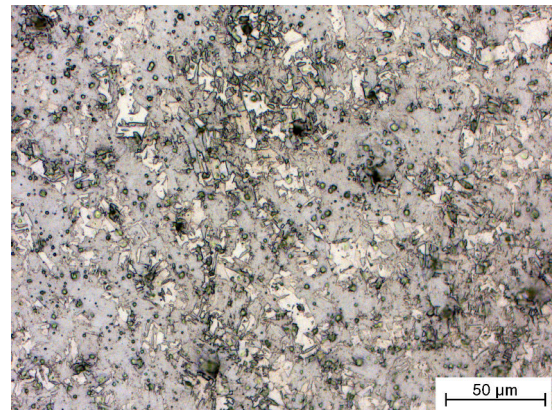
#### Lichtmikroskopische Aufnahmen

Die folgende Serie der Abbildungen 40 bis 50 zeigt die Entwicklung des Gefüges von Ni30Fe70 unter dem Lichtmikroskop mit steigender Temperatur  $T_{ZV}$ . Der Martensitanteil (grau) nimmt mit steigender Temperatur ab. Auf Grund der durch den hohen Nickelgehalt bedingten chemischen Beständigkeit erscheint der Martensit – insbesondere bei den Proben von tiefen Temperaturen – wie oberflächlicher Schleifmartensit. Tatsächlich wird jedoch ein hoher Volumenanteil an Martensit gebildet, wie die Entwicklung der magnetischen Eigenschaften in Unterabschnitt 4.4 zeigt. Bei der geringsten Verformungstemperatur von  $T_{ZV} = -40^{\circ}\text{C}$  entsteht ein Gefüge, welches fast vollständig martensitisch erscheint (Abbildung 40). Proben bei Raumtemperatur (Abbildung 45) und darüber (Abbildungen 46 und 47) zeigen sehr geringe Martensitanteile. Dies entspricht den Erwartungen,

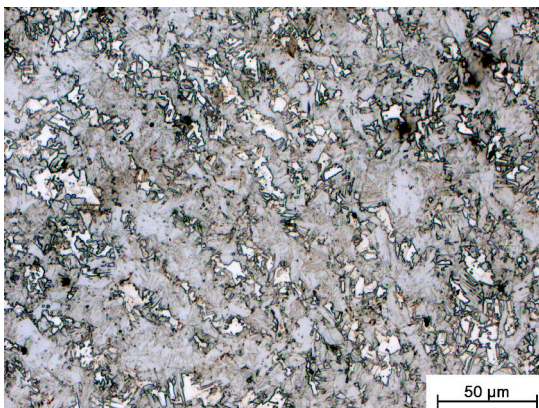
da die Erhöhung der Festigkeit bei 20 °C nur minimal ist. Oberhalb der Raumtemperatur erhöht der sehr geringe Martensitanteil die Festigkeit nicht; vgl. das STU-Diagramm in Abbildung 38 auf Seite 51. Da der Volumenanteil an Martensit  $V_M$  insbesondere bei den bei 40 °C bis 80 °C gezogenen Proben vernachlässigbar ist, kann davon ausgegangen werden, dass es sich bei den in Abbildung 46 und 48 erkennbaren grauen Bereichen um Reste von Schleifmartensit handelt. Im in Abbildung 45 abgebildeten Gesichtsfeld der Probe Fe-Ni\_20\_3 lässt sich kein Martensit erkennen, obwohl die Probe bei der magnetischen Untersuchung (Unterunterabschnitt 4.4.2) ein magnetisches Moment entsprechend 11 % Martensit aufwies. Der tatsächliche Martensitanteil liegt niedriger, wie auch die EBSD-Untersuchung nahe legt (Abschnitt 4.3.2). Die Gründe für die Abweichungen bei der magnetischen Untersuchung werden in Unterunterabschnitt 4.4.1 auf Seite 62 dargelegt. Die Proben, welche bei 100 °C und 120 °C gezogen wurden, sind frei von Martensit (Abbildungen 49 und 50).



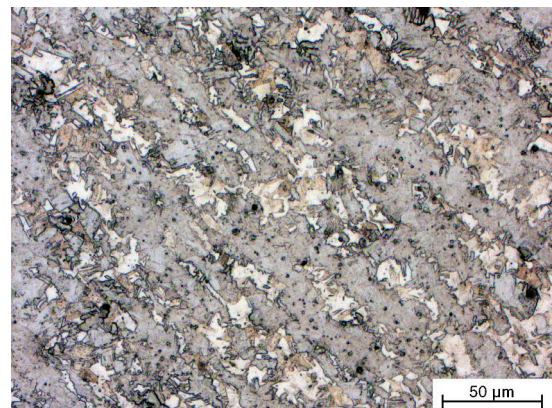
**Abb. 40:** Fe-Ni\_-40\_1, warmgewalzt, bei -40 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 95\%$



**Abb. 41:** Fe-Ni\_-30\_1, warmgewalzt, bei -30 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 84\%$

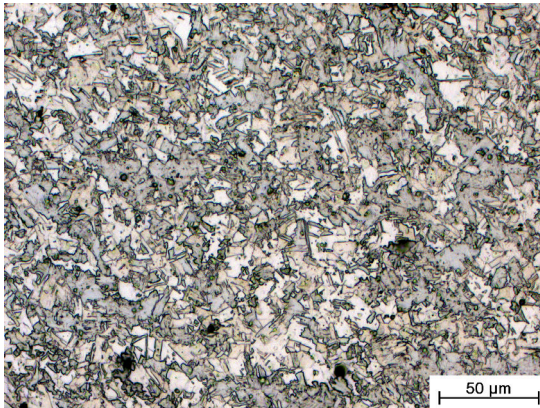


**Abb. 42:** Fe-Ni\_-20\_1, warmgewalzt, bei -20 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 77\%$

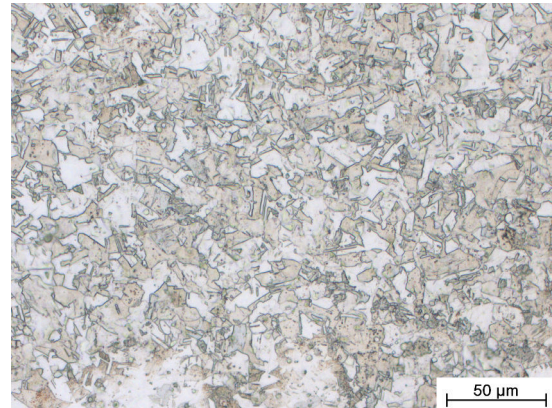


**Abb. 43:** Fe-Ni\_-10\_1, warmgewalzt, bei -10 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 64\%$

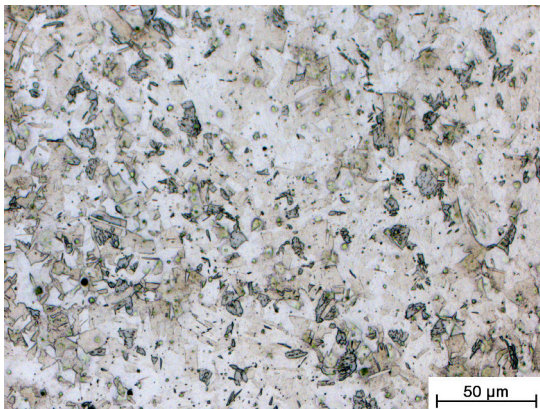




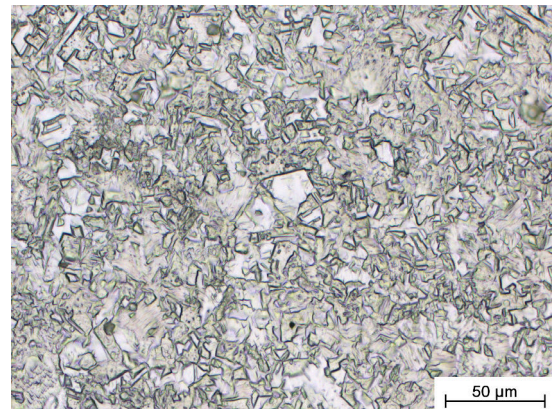
**Abb. 44:** Fe-Ni\_0\_1, warmgewalzt, bei 0 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 48\%$



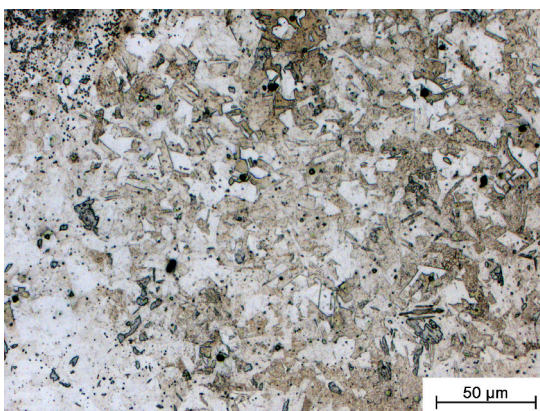
**Abb. 45:** Fe-Ni\_20\_3, warmgewalzt, bei 20 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 11\%$



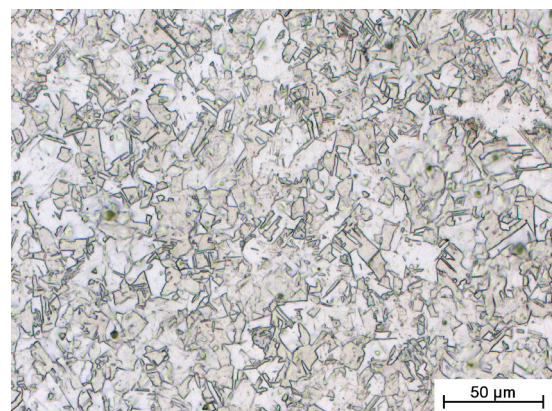
**Abb. 46:** Fe-Ni\_40\_1, warmgewalzt, bei 40 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 0\%$



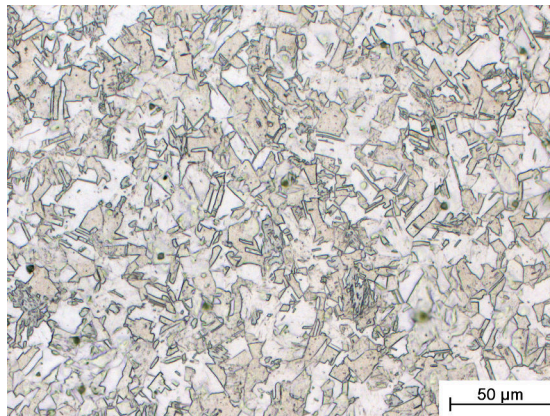
**Abb. 47:** Fe-Ni\_60\_1, warmgewalzt, bei 60 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 0\%$



**Abb. 48:** Fe-Ni\_80\_1, warmgewalzt, bei 80 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 0\%$



**Abb. 49:** Fe-Ni\_100\_1, warmgewalzt, bei 100 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 0\%$

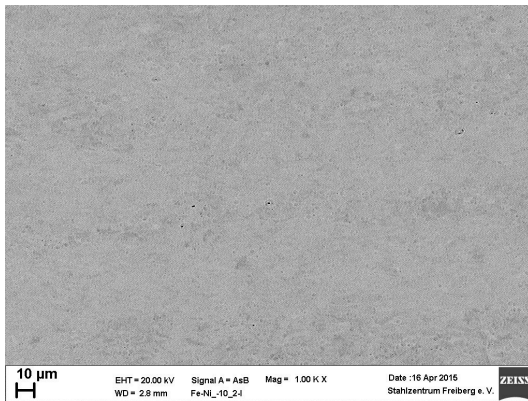


**Abb. 50:** Fe-Ni\_120\_1, warmgewalzt, bei 120 °C gezogen, 500× vergrößert, Vilella geätzt;  $V_M = 0\%$

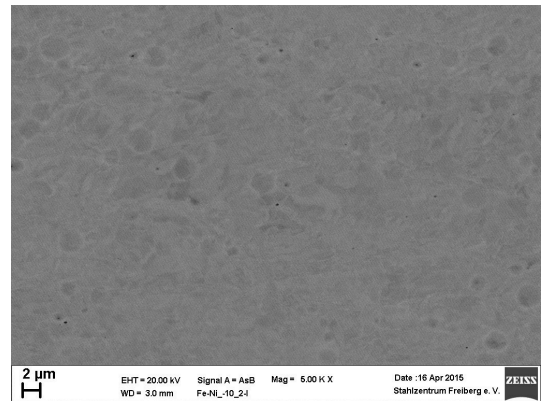
### Rasterlektronenmikroskopische Aufnahmen

Die Abbildungen 51 bis 60 zeigen REM-Aufnahmen der bis zum Bruch verformten Proben mit steigender Temperatur  $T_{ZV}$ . Der Rückstreuelektronen-Kontrast macht die Verformung des Probengefüges deutlich. Auffällig ist, dass bei vibrationspolierten Proben ein besserer Kontrast entsteht als bei ionenpolierten Proben. Der Grund dafür ist vorrangig der geringere Materialabtrag beim Ionenpolieren. Die Polierzeit kann bei diesem Verfahren nicht beliebig verlängert werden, da es bei längeren Zeiten zu einer Grübchenbildung auf der Probenoberfläche kommt. Alle Proben weisen das charakteristische Bild welligen Gleitens auf. Bei 60 °C gibt es Gefügebereiche, die als planar interpretiert werden können (markiert in Abbildung und 58). Diese Bereiche sind jedoch für einen eindeutigen Nachweis des planaren Gleitens zu klein und schwach ausgeprägt. Aus diesem Grund ist eine Untersuchung ausgewählter Proben am Transmissionselektronenmikroskop notwendig, um den Nachweis des planaren Gleitens zu erbringen.

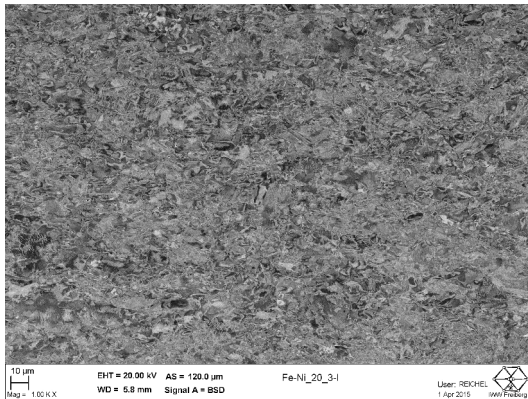




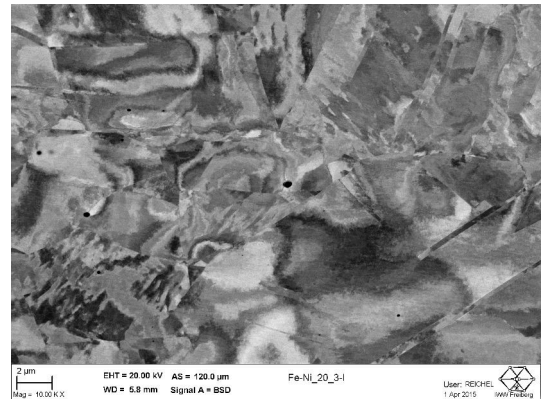
**Abb. 51:** Fe-Ni\_-10\_2-l, warmgewalzt, bei  $-10^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $1000\times$  vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe



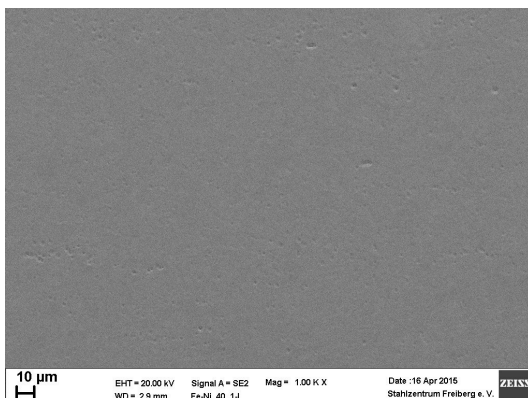
**Abb. 52:** Fe-Ni\_-10\_2-l, warmgewalzt, bei  $-10^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $5000\times$  vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe



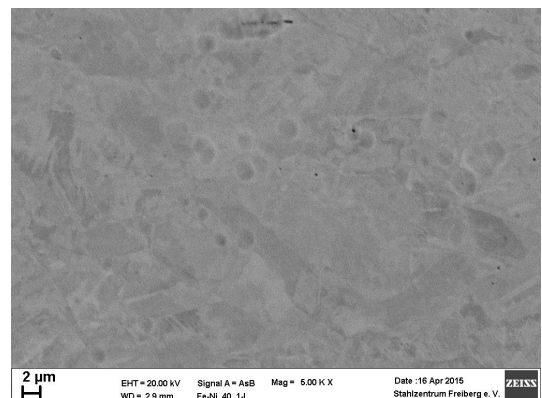
**Abb. 53:** Fe-Ni\_20\_3-l, warmgewalzt, bei  $20^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $1000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe



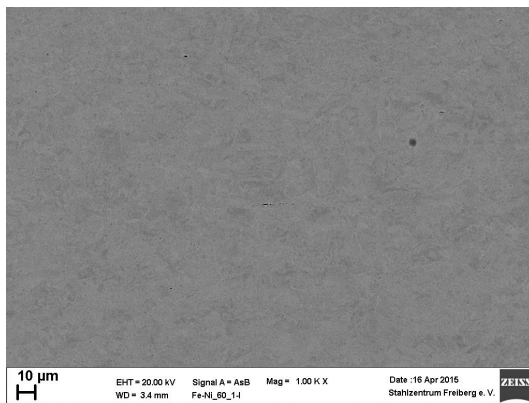
**Abb. 54:** Fe-Ni\_20\_3-l, warmgewalzt, bei  $20^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $10\,000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe



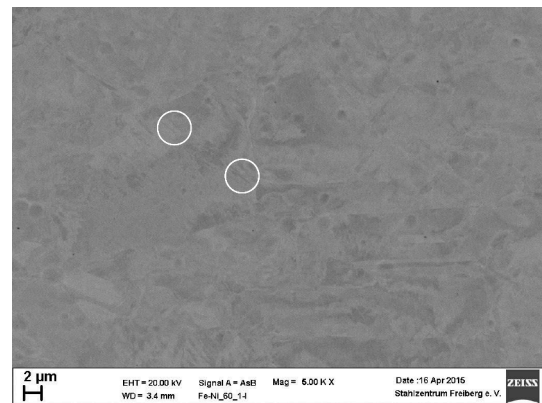
**Abb. 55:** Fe-Ni\_40\_1-l, warmgewalzt, bei  $40^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $1000\times$  vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe



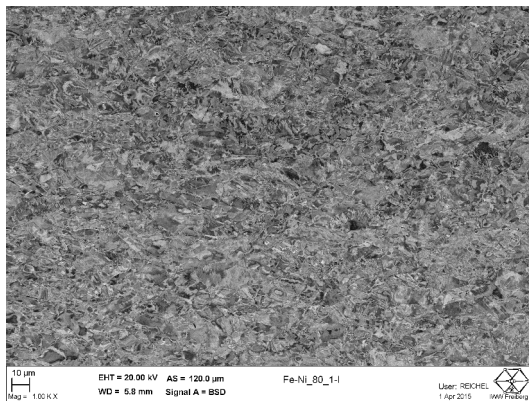
**Abb. 56:** Fe-Ni\_40\_1-l, warmgewalzt, bei  $40^{\circ}\text{C}$  gezogen,  $5000\times$  vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe



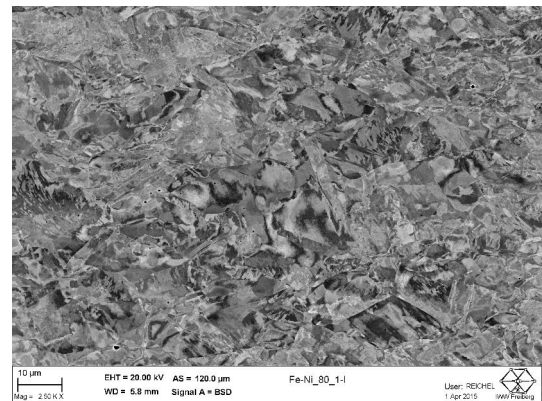
**Abb. 57:** Fe-Ni\_60\_1-l, warmgewalzt, bei 60 °C gezogen, 1000× vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe



**Abb. 58:** Fe-Ni\_60\_1-l, warmgewalzt, bei 60 °C gezogen, 5000× vergrößert, ionenpoliert, Längsprobe

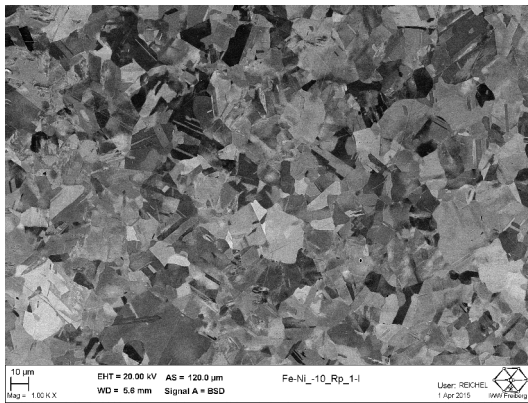


**Abb. 59:** Fe-Ni\_80\_1-l, warmgewalzt, bei 80 °C gezogen, 1000× vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe

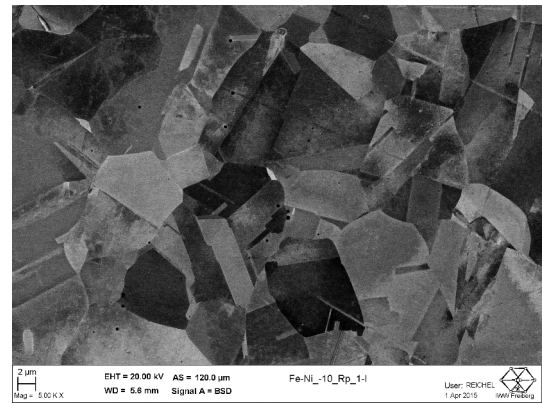


**Abb. 60:** Fe-Ni\_80\_1-l, warmgewalzt, bei 80 °C gezogen, 2500× vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe

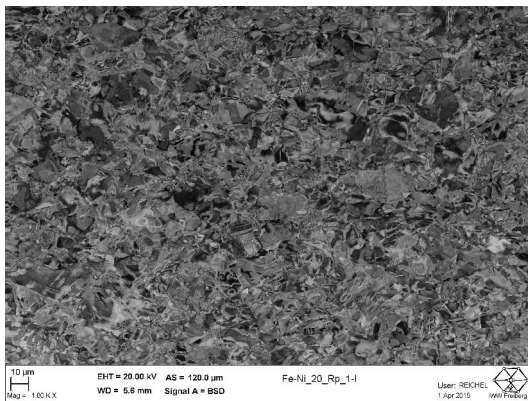
Die folgenden vier Abbildungen 61 bis 64 zeigen das Gefüge von im Zugversuch bis zur Proportionalitätsgrenze  $R_{p0,2}$  belasteten Proben. Das Gefüge der bei  $-10\text{ °C}$  verformten Probe stellt sich als nahezu unverformt dar (Abbildung 62). In der REM-Aufnahme sind einzelne Glühzwillinge zu erkennen. Im Gefüge der bei  $20\text{ °C}$  verformten Probe zeigt sich leichte Verformung im Mechanismus des welligen Gleitens (Abbildung 64).



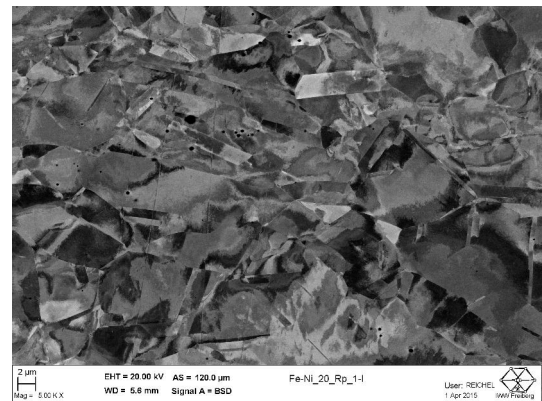
**Abb. 61:** Fe-Ni\_-10\_Rp\_1-1, warmgewalzt, bei  $-10^{\circ}\text{C}$  bis  $R_{p0,2}$  gezogen,  $1000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe



**Abb. 62:** Fe-Ni\_-10\_Rp\_1-1, warmgewalzt, bei  $-10^{\circ}\text{C}$  bis  $R_{p0,2}$  gezogen,  $5000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe



**Abb. 63:** Fe-Ni\_20\_Rp\_1-1, warmgewalzt, bei  $20^{\circ}\text{C}$  bis  $R_{p0,2}$  gezogen,  $1000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe

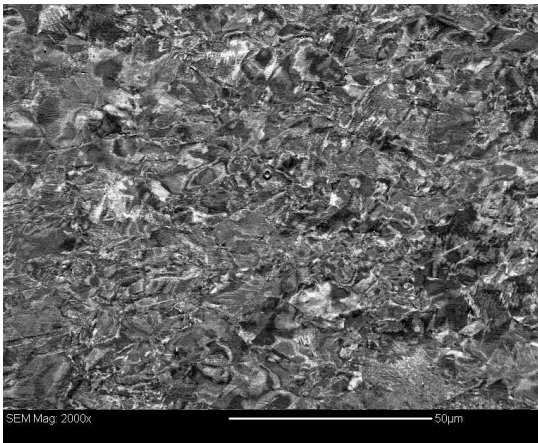


**Abb. 64:** Fe-Ni\_20\_Rp\_1-1, warmgewalzt, bei  $20^{\circ}\text{C}$  bis  $R_{p0,2}$  gezogen,  $5000\times$  vergrößert, vibrationspoliert, Längsprobe

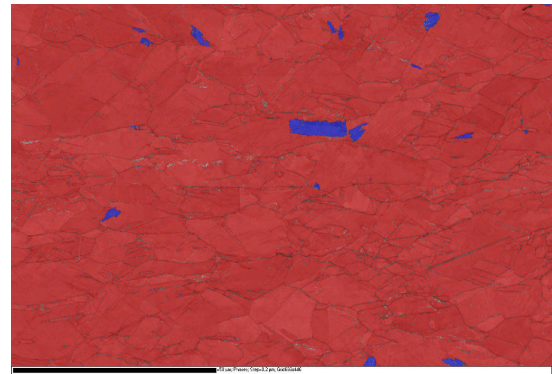
## Rückstreuelektronenbeugung

Die EBSD-Messung wurde an der Probe Fe-Ni\_20\_3-1 durchgeführt. Diese Probe wurde im Zugversuch bei Raumtemperatur bis zum Bruch belastet; es handelt sich um einen Schliff längs zur Zugrichtung im Bereich der Gleichmaßdehnung. In Abbildung 65 zeigt sich ein stark verformtes Gefüge mit dem typischen Bild des welligen Gleitens. Entsprechend dem STU-Diagramm der Probenlegierung (Abbildung 38 auf Seite 51) und dem Befund der Lichtmikroskopie in Unterunterabschnitt 4.3.2 ist zu erwarten, dass diese Probe einen sehr geringen Anteil an Umformmartensit zeigt. Das Ergebnis der EBSD-Messung in Abbildung 66 bestätigt diese Annahme. Die Probe Fe-Ni\_20\_3-1 enthält im betrachteten Gesichtsfeld rund 1 % Martensit, rund 3 % des Gefüges konnten nicht indiziert werden. Der Rest

des Gefüges wird als Austenit identifiziert. Verformungszwillinge wurden nicht nachgewiesen. Die Stapelfehlerdichte ist an keiner Stelle so hoch, dass ein Beugungsbild für  $\epsilon$ -Martensit ( $hdp$ ) entstünde. Dies entspricht auf Grund der hohen Stapelfehlerenergie von Ni30Fe70 den Erwartungen.



**Abb. 65:** Fe-Ni\_20\_3-1, Bereich des EBSD-Mappings vor der Untersuchung



**Abb. 66:** EBSD-Mapping Fe-Ni\_20\_3-1; 0,98 % Martensit (blau), 3,42 % nicht indiziert, 95,6 % Austenit (rot); nach-indiziert

## 4.4 Ergebnisse der magnetischen Untersuchungen

### 4.4.1 Kalibrierung der MSAT-Messungen

Das Material zeigt im Ausgangszustand (100 % ferromagnetischer Austenit) am MSAT einen scheinbaren ferromagnetischen Volumenanteil von  $V_{FS} = 16,8\%$  und ein spezifisches magnetisches Dipolmoment von  $j_{sp} = 4,776 \mu Wb \text{ cm g}^{-1}$ . Das MSAT liefert einen Wert von  $V_{FS} = 100\%$  bei einer vollständig ferritischen Kalibrierprobe. Da die Software dieses Messgerätes nur eine Einpunktkalibrierung kennt, in der Legierung Ni30Fe70 jedoch je nach Zustand zwei unterschiedliche ferromagnetische Phasen mit unterschiedlichen  $\mu$  vorliegen, wurde zur Bestimmung der Martensitanteile  $V_M$  der unterschiedlichen Materialzustände eine nachträgliche Kalibrierung notwendig. Während  $\mu_\gamma$  ca.  $1,4 \mu_B$  beträgt, liegt  $\mu_\alpha$  bei  $1,6 \dots 1,9 \mu_B$  (Abbildung 67). Bei Raumtemperatur gilt folglich – im Gegensatz zu tiefen Temperaturen, vgl. Unterunterabschnitt 4.2.2 –  $\mu_\alpha > \mu_\gamma$ . Dies wurde durch die Messungen am MSAT bestätigt; vgl. Unterunterabschnitt 4.4.2. Damit zeigen die magnetischen Momente der beiden Phasen eine unterschiedlich ausgeprägte Temperaturabhängigkeit. Der Wert für  $\mu_\alpha$  lässt sich auf Grund fehlender Daten nicht genau ermitteln.



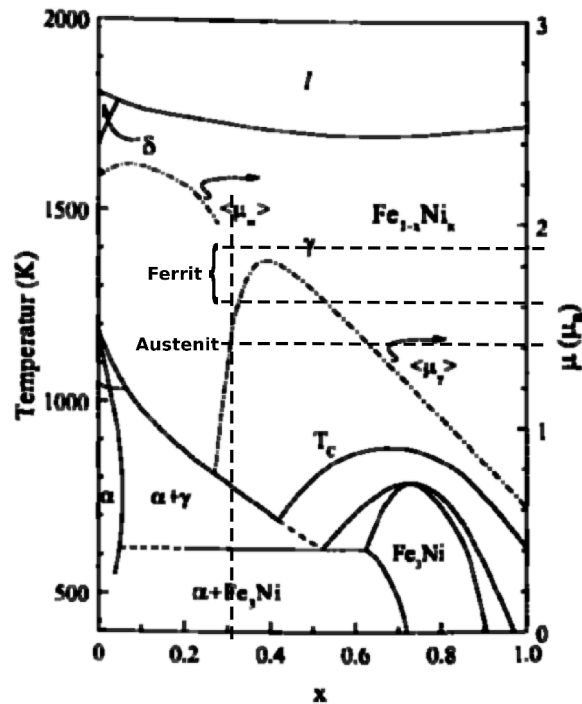


Abb. 67: Gleichgewichtsdiagramm Fe-Ni mit magnetischen Momenten  $\mu$ , nach [37]

Zur Kalibrierung wurde zunächst eine Probe mit vollständig austenitischem Gefüge, Fe-Ni\_A-q, und eine Probe mit vollständig martensitischem Gefüge, Fe-Ni\_C\_-196\_2 am MSAT untersucht. Anschließend wurden Proben mit mittleren Gehalten an Martensit gewählt, um zu verifizieren, dass es sich bei der Kalibrierkurve um eine Gerade handelt. Dies waren die Proben Fe-Ni\_20\_3-l, welche bei der EBSD-Untersuchung rund 1 % Martensit zeigte und Fe-Ni\_C\_-80\_2, deren Martensitanteil  $V_M$  mittels einer metallografischen Punktanalyse zu 37,1 % bestimmt wurde. Über die vier Kurvenpunkte fand eine lineare Regression statt. Anschließend wurden alle Messwerte des MSAT für die athermische und die verformungsinduzierte Martensitbildung mit der Ausgleichsfunktion kalibriert. Die Kalibrierkurve ist in Abbildung 68 dargestellt.

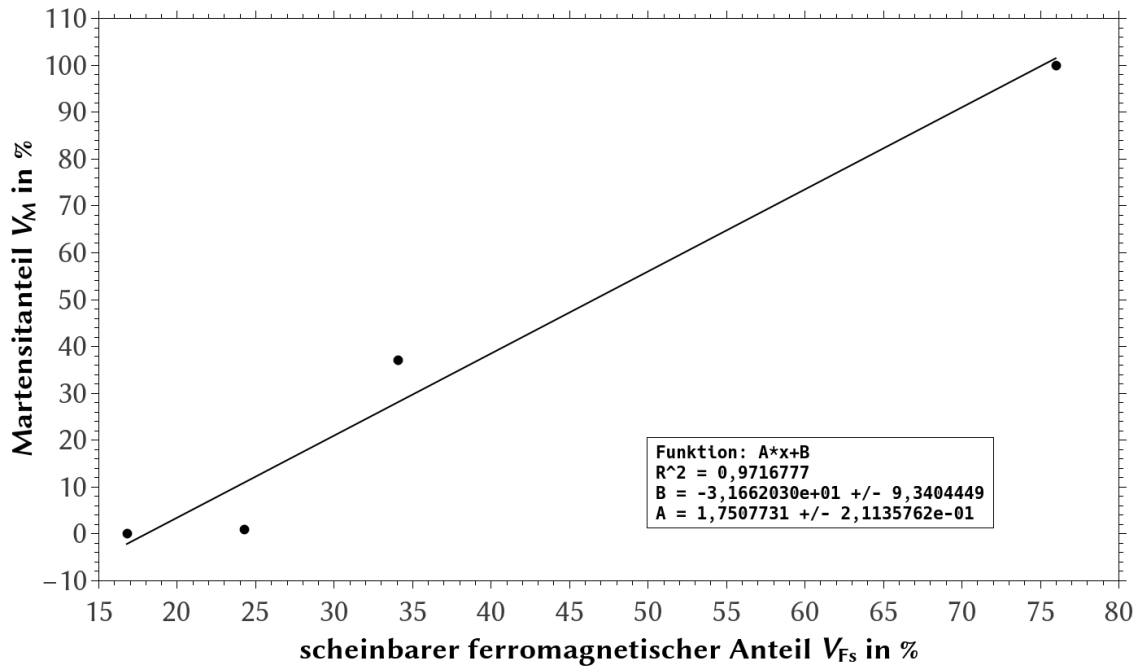


Abb. 68: Kalibrierkurve für den Martensitanteil

Tab. 7: Wertetabelle zur Kalibrierkurve in Abbildung 68

Probe	Fe-Ni_C_-196_	Fe-Ni_C_-80_2	Fe-Ni_20_3-l	Fe-Ni_A-q
$V_{Fs}/\%$	76,0	34,1	24,3	16,8
$V_M/\%$ , optisch	100,0	37,1	0,98	0,0
$V_M/\%$ , magnetisch	101,4	28,0	10,9	-2,2

Es bleibt anzumerken, dass die metallografischen Methoden zur Bestimmung des Martensitanteils diesen eher über- als unterschätzen, da Martensitplatten häufig diagonal angeschliffen werden und somit größer erscheinen, als es dem Volumenanteil an Martensit entspricht. Darüber hinaus erreicht das MSAT den geringsten Messfehler von 1 % nur, wenn die Proben eine günstige geometrische Gestalt haben, d. h. flach mit einer relativ zur Dicke großen Fläche und hinreichend groß sind. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Proben hatten unterschiedliche, teils ungünstige geometrische Abmessungen und waren tendenziell eher zu klein, so dass der Messfehler bei der magnetischen Untersuchung in den meisten Fällen größer ausfallen musste. Des Weiteren reagiert das MSAT sehr empfindlich auf Temperaturabweichungen (je nach untersuchter Legierung) und externe Magnetfelder wie bspw. das Magnetfeld eines nahe stehenden Nadeldruckers. Dieser besondere Fall konnte als bekannte Fehlerquelle im Versuchsverlauf ausgeschlossen werden. Da die magnetischen Momente von Austenit und Martensit bei Raumtemperatur nahe beieinander liegen, muss für eine

deutliche Änderung des magnetischen Momentes in Folge der Martensitbildung relativ viel Martensit gebildet werden. Daher ist der relative Messfehler am MSAT insbesondere bei Proben mit geringem Martensitanteil groß. Auf Grund dieser Abweichungen kommt es nach der Kalibrierung zu Werten größer 100 % und kleiner 0 %. Diese Werte wurden gleich 100 % bzw. 0 % gesetzt. In Proben, welche Werte kleiner Null aufwiesen, ist keine Martensitbildung zu erwarten gewesen. Eine weitere Folge sind große Unterschiede in ermittelten Martensitgehalten je nach verwendeter Methode (Tabelle 7). Im mittleren Bereich der Kalibrierkurve kommt es zu sehr großen Abweichungen zwischen magnetisch und optisch bestimmten Martensitanteilen von bis zu 10 %, vgl. Abbildung 45 auf Seite 55 und Abbildung 66 auf Seite 60. Insbesondere ist die EBSD-Messung offensichtlich nicht repräsentativ. Der Grund dafür ist der mit einem einzigen Gesichtsfeld sehr kleine betrachtete Probenausschnitt. Dennoch lässt sich aus den Ergebnissen eine Tendenz ablesen.

#### 4.4.2 Ergebnisse nach der Kalibrierung

Im Anhang A ab Seite 84 sind die direkten Messwerte des MSAT, das spezifische magnetische Dipolmoment  $j$  und der scheinbare ferromagnetische Anteil  $V_{Fs}$ , tabellarisch aufgelistet. Diagramme dazu finden sich im Anhang B auf Seite 90.

Zunächst wurde das athermische Umwandlungsverhalten der Legierung Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> mittels der magnetischen Messung am MSAT untersucht. Die Proben waren vom Stangenmaterial  $\varnothing 12$  mm abgetrennte, rund 3 mm dicke Scheiben. Zum Temperieren der Probe auf 0 °C diente Eiswasser, für die Probe bei -196 °C wurde flüssiger Stickstoff eingesetzt. Alle anderen Proben wurden in einem Cryostaten auf die entsprechende Temperatur gebracht. Die Haltezeit betrug in allen Fällen 5 min. Die Proben wurden magnetisch untersucht, nachdem sie Raumtemperatur (19 °C) erreicht hatten. Es zeigt sich, dass, wie nach Abbildung 67 zu erwarten, das magnetische Moment in Proben, welche Martensit gebildet haben, zunimmt.

Wie zu erwarten war, nimmt der Martensitanteil der Proben in Folge athermischer Umwandlung zu; siehe Diagramm des Martensitanteils  $V_M$  über der Behandlungstemperatur  $T_{cr}$  in Abbildung 69. Während die auf -196 °C gekühlte Probe Fe-Ni\_C\_-196\_2 vollständig martensitisch ist, besteht das Gefüge der auf -80 °C gekühlten Probe Fe-Ni\_C\_-80\_2 zu weniger als einem Drittel aus Martensit. Die Probe Fe-Ni\_C\_-40\_2 (gekühlt auf -40 °C) und alle bei höheren Temperaturen behandelten Proben weisen einen Martensitanteil von 0 % auf. Dieses Verhalten entspricht den Erwartungen, da über

die thermomagnetische Messung in Unterunterabschnitt 4.2.2 die charakteristische Temperatur der athermischen Umwandlung  $M_s = -42\text{ °C}$  ermittelt worden ist. Darüber hinaus lässt sich daraus schließen, dass es bei den Zugversuchen im Temperaturbereich von  $-40\text{ °C}$  bis  $120\text{ °C}$  nicht zu einer Bildung von Abkühlmartensit gekommen sein kann.

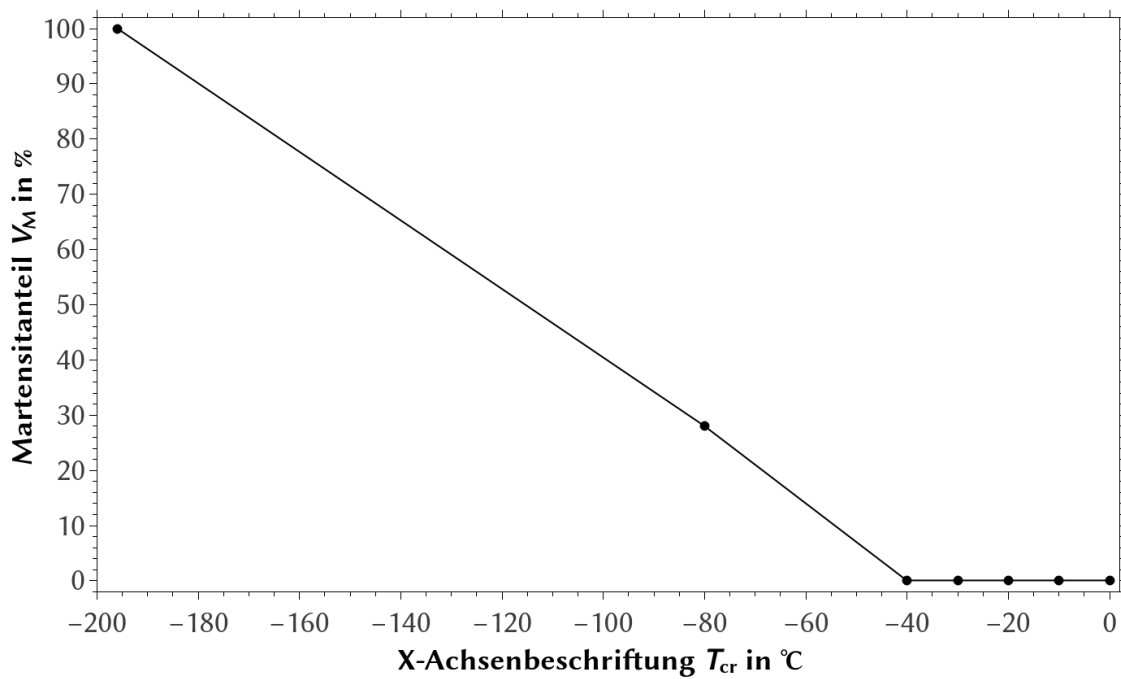


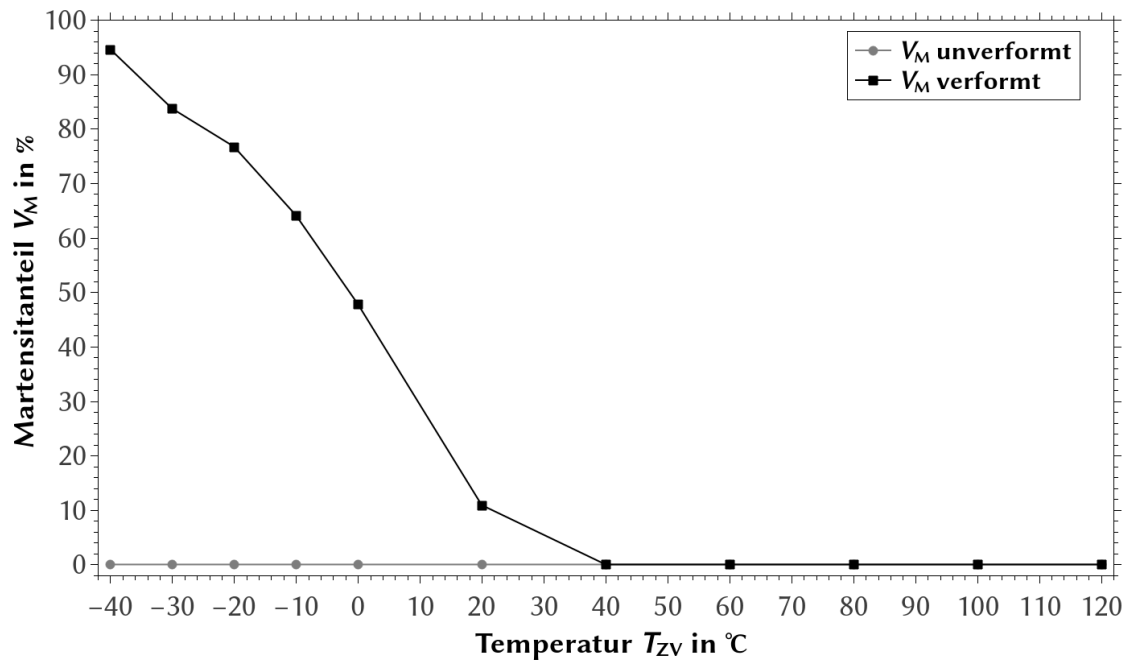
Abb. 69: athermische Umwandlung Ni30Fe70, ermittelt am MSAT mit einem Cryostaten

**Tab. 8:** Wertetabelle zur athermischen Umwandlung in Abbildung 69

$T_{cr}/^{\circ}C$	-196	-80	-40	-30	-20	-10	0
$V_M/\%$	100,0	28,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

Nach den Zugversuchen zur Ermittlung der STU- und DTU-Diagramme fand ebenfalls eine magnetische Messung am MSAT bei Raumtemperatur statt, um den Anteil an Umformmartensit in den jeweiligen Proben abzuschätzen. Die Proben wurden aus dem Bereich der Gleichmaßdehnung der Zugstäbe nach dem Bruch entnommen. Die Maße der fünf Proben je Zugstab betragen rund  $\varnothing 5 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ . Zusätzlich wurde von jedem Zugstab eine Probe  $M10 \times 3 \text{ mm}$  aus dem Bereich des Gewindes entnommen und am MSAT untersucht.

Das Diagramm von Martensitanteil  $V_M$  über Zugversuch-Temperatur  $T_{ZV}$  in Abbildung 70 zeigt, dass im unverformten Gewindebereich keine Martensitbildung stattfand. Daraus folgt, dass die gesamte Martensitbildung auf die Verformung zurückzuführen ist. Es bestätigt sich, dass keine athermische Martensitbildung bei Temperaturen von  $-40^{\circ}C$  aufwärts stattfindet. Im Bereich der Gleichmaßdehnung nimmt der Anteil an Umformmartensit mit fallender Temperatur zu. Der Verlauf des Martensitanteils  $V_M$  ist analog zum Verlauf der Zugfestigkeit  $R_m$  im STU-Diagramm (Abbildung 38 auf Seite 51). Das Gefüge der bei  $-40^{\circ}C$  gezogenen Probe weist einen Martensitanteil von  $V_M \approx 95\%$  auf. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der Metallografie in Unterunterabschnitt 4.3.2. Vergleicht man Martensitanteil in Abbildung 70 mit dem Dehnungsmaximum im DTU-Diagramm von Ni30Fe70 (Abbildung 39 auf Seite 53), so stellt man fest, dass der optimale Anteil an Verformungsmartensit für die Legierung Ni30Fe70 bei 46 % bis 64 % liegt. Gemäß den Grundlagen der Martensitbildung aus Unterunterabschnitt 2.1.2 bedeutet das, dass bei Temperaturen unterhalb von  $-10^{\circ}C$  zur spannungsinduzierten Martensitbildung kommt. Dieser Prozess erhöht die Festigkeit, jedoch nicht die Dehnbarkeit des Werkstoffs.



**Abb. 70:** Martensitanteil in Abhängigkeit der Zugversuch-Temperatur, ermittelt mit MSAT

**Tab. 9:** Wertetabelle zur Bildung von Umformmartensit in Abbildung 70

$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	-40	-30	-20	-10	0	20	40	60	80	100	120
Im Bereich der Gleichmaßdehnung:											
$V_M/\%$	94,6	83,7	76,7	64,1	47,8	10,9	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Im Bereich des Gewindes:											
$V_M/\%$	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

## 5 Zusammenfassung und Ausblick

Die Legierung Ni30Fe70, ein austenitischer Stahl mit 30 % Nickel, zeigt einen  $\alpha'$ -TRIP-Effekt. Dieser ist schwächer ausgeprägt als bei einer vergleichbaren Legierung mit höherem Kohlenstoffgehalt. Ni30Fe70 erreicht eine maximale Gleichmaßdehnung  $A_g$  von rund 36 %, was einem maximalen Dehnungszuwachs von rund 10 % gegenüber der Gleichmaßdehnung des Austenits  $A_g^\gamma$  entspricht. Das Maximum der Gleichmaßdehnung liegt bei Temperaturen von 0 °C bis -10 °C. Ein  $\varepsilon$ -TRIP-Effekt tritt ebenso wenig auf wie ein TWIP-Effekt. Dieser Umstand ist der hohen Stapelfehlerenergie der Probenlegierung von  $\gamma_{SF} \approx 82 \text{ mJ m}^{-2}$  geschuldet. Es wurden erste Hinweise darauf gefunden dass es in der vorliegenden Legierung bei rund 60 °C einen Übergang vom welligen zum planaren Gleitverhalten gibt.

Die in der vorliegenden Arbeit untersuchte Legierung weist besondere magnetische Eigenschaften auf. So ist die im Ausgangszustand austenitische Legierung bei Raumtemperatur ferromagnetisch. Der Martensit, welcher athermisch oder spannungs- bzw. verformungsinduziert gebildet werden kann, besitzt bei Raumtemperatur ein geringfügig höheres magnetisches Moment  $\mu$  als der Austenit. Um aus diesem Unterschied auf den Martensitanteil schließen zu können, wurde eine Kalibrierung der MSAT-Messungen durchgeführt. Bei tiefen Temperaturen besitzt der Austenit ein höheres magnetisches Moment als der Martensit. Die Curie-Temperatur des Austenits wurde zu  $T_c = 67 \text{ °C}$  bestimmt.

Nach Abschluss dieser Arbeit bleiben einzelne Fragen offen. Eine Wiederholung des Dilatometer-Versuches mit kürzerer Haltezeit und anschließender Untersuchung der Dilatometerproben ist vorzusehen, um Klarheit über den Einfluss einer möglichen Oxidation der Proben zu erlangen. Die bereits vorliegenden längs geschliffenen Proben für das Rasterelektronenmikroskop von den Umformtemperaturen  $T_{ZV}$  -20 °C, -30 °C und -40 °C sind noch zu untersuchen. Dabei ist zu klären, ob in diesen Proben vermehrt planares Gleiten auftritt. Es wird empfohlen, diese Proben durch das Vibrationspolieren vorzubereiten. Die thermomagnetisch untersuchte Probe Fe-Ni\_thm\_Ms ist metallografisch zu untersuchen, um die Martensitbildung nachzuweisen. Darüber hinaus liegen weitere zehn Proben aus gestoppten Versuchen vor, die zur weiteren Untersuchung der verformungsinduzierten Martensitbildung herangezogen werden können. Die Kalibrierung der MSAT-Messung, welche im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurde, ist ein erster Schritt zur Untersuchung von Legierungen mit zwei magnetischen Phasen am MSAT. Die Qualität der Kalibrierung kann durch erhöhen der

---

Anzahl an Messpunkten noch wesentlich verbessert werden. Der Nachweis des planaren Gleitens ist durch eine Untersuchung von Ni<sub>30</sub>Fe<sub>70</sub> am Transmissionselektronenmikroskop zu erbringen.



## Literaturverzeichnis

- [1] Feynman, R. P.: *Absolut vernünftige Abweichungen vom ausgetretenen Pfad. Briefe eines Lebens*. Übersetzt von Leipold, I. und Reuter, H. Piper Taschenbuch, München, 2008. ISBN: 978-3492251570.
- [2] Biermann, H.: *SFB799 – Vision*. Homepage. TU Bergakademie Freiberg. 2013. URL: <http://tu-freiberg.de/forschung/sfb799/vision> (besucht am 29. 01. 2015).
- [3] Sandig, F.: „Kaltumformbarkeit der hochlegierten metastabilen Stahlgusslegierung G-X5CrMnNiN 19-3-4-0,18“. Experimentelle Studienarbeit. Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, 7. März 2014. URL: [https://www.dropbox.com/s/sjydgx90yoxc8a3/Studienarbeit\\_Sandig\\_2014\\_HP.pdf?dl=1](https://www.dropbox.com/s/sjydgx90yoxc8a3/Studienarbeit_Sandig_2014_HP.pdf?dl=1).
- [4] Sandig, F.: „Einfluss einer lauwarmen Umformung auf die Gefügeausbildung in einem umwandlungsträgen Vergütungsstahl und dessen Einfluss auf ausgewählte Eigenschaften“. Großer Beleg (Ingenieurarbeit). Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, 7. Okt. 2014. URL: [https://www.dropbox.com/s/u7e7nyzdezwanj/Grosser-Beleg\\_Sandig\\_2014\\_HP.pdf?dl=1](https://www.dropbox.com/s/u7e7nyzdezwanj/Grosser-Beleg_Sandig_2014_HP.pdf?dl=1).
- [5] Martin, S.: „Deformationsmechanismen bei verschiedenen Verformungstemperaturen in austenitischem TRIP-TWIP-Stahl.“ Freiburger Forschungsheft. Dissertation. TU Bergakademie Freiberg, 2014. 170 Seiten.
- [6] Weiß, A.: „Eisenwerkstoffe 1“. Vorlesungsunterlagen. Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, Dez. 2008.
- [7] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 3. Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2007. ISBN: 978-3-540-71104-9. DOI: 10.1007/978-3-540-71105-6.
- [8] Hornbogen, E. und Warlimont, H.: *Metalle. Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5., neu bearbeitete Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2006. ISBN: 978-354-03401-1-9. DOI: 10.1007/3-540-34011-4.
- [9] Hornbogen, E., Eggeler, G. und Werner, E.: *Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. 10., neu bearb. Aufl. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2012. ISBN: 978-3-642-22561-1. DOI: 10.1007/978-3-642-22561-1.

- [10] Gutte, H. und Weiß, A.: „Spannungs- und verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen CrNi-Stählen“. Habilitationsschrift. Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie der TU Bergakademie Freiberg, 2011.
- [11] Kovalev, A. et al.: „Characterization of the TRIP/TWIP effect in austenitic stainless steels using Stress-Temperature-Transformation (STT) and Deformation-Temperature-Transformation (DTT) Diagrams“.  
In: *Steel Research International* 82.1 (Jan. 2011), Seiten 45–50. ISSN: 0177-4832.  
DOI: 10.1002/srin.201000245/pdf.
- [12] Heinemann, G.:  
„Virtuelle Bestimmung des Verfestigungsverhaltens von Bändern und Blechen durch verformungsinduzierte Martensitbildung bei metastabilen rostfreien austenitischen Stählen“.  
Dissertation. Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 2004.
- [13] Jahn, A.: „Einfluss der Martensitbildung auf die mechanischen Eigenschaften von ein- und mehrphasigen gegossenen und warmgewalzten Cr-Mn-Ni-Stählen“.  
Veröff. Shaker-Verlag, Herzogenrath. Dissertation. TU Bergakademie Freiberg, 2012.  
ISBN: 978-3-8440-0765-7.
- [14] Koyro, N.: „Kaltwalzen von austenitischem Stahlguss mit Phasenumwandlungseffekten“.  
Experimentelle Studienarbeit. Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, 2013.
- [15] Autorenkollektiv: *Werkstoffwissenschaft*. Herausgegeben von Schatt, W.  
10. vollst. überarb. Aufl. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011.  
ISBN: 978-3-527-32323-4.
- [16] Schramm, R. E. und Reed, R. P.:  
„Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels“.  
In: *Metallurgical Transactions A* 6.7 (Juli 1975), 1345ff. ISSN: 1543-1940.  
URL: <http://link.springer.com/journal/11661>.
- [17] Rhodes, C. G. und Thompson, A. W.:  
„The Composition Dependence of Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels“.  
In: *Metallurgical Transactions A* 8.12 (Dez. 1977), 1901ff. ISSN: 1543-1940.  
URL: <http://link.springer.com/journal/11661>.

- [18] Brofman, P. J. und Ansell, G. S.:  
„On the Effect of Carbon on the Stacking Fault Energy of Austenitic Stainless Steels“.  
In: *Metallurgical Transactions A* 9.6 (Juni 1978), 879ff. ISSN: 1543-1940.  
URL: <http://link.springer.com/journal/11661>.
- [19] Qi-Xun, D. et al.: „Stacking fault energy of cryogenic austenitic steels“.  
In: *Chinese Physics* 11.6 (Juni 2002), 596ff. ISSN: 1741-4199.  
URL: <http://stacks.iop.org/1009-1963/11/i=6/a=315>.
- [20] Kocks, U. F. und Mecking, H.:  
„Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case“.  
In: *Progress in Materials Science* 48.3 (März 2003), Seiten 171–273. ISSN: 0079-6425.  
DOI: 10.1016/S0079-6425(02)00003-8.  
URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642502000038>.
- [21] Kuhlmann-Wilsdorf, D.: „The theory of dislocation-based crystal plasticity“.  
In: *Philosophical Magazine A* 79.4 (Apr. 1999), Seiten 955–1008. ISSN: 0141-8610.  
DOI: 10.1080/01418619908210342.
- [22] Curtze, S. und Kuokkala, V.-T.: „Dependence of tensile deformation behaviour of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate“.  
In: *Acta Materialia* 58.15 (Sep. 2010), Seiten 5129–5141. ISSN: 1359-6454.  
URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645410003344>.
- [23] Weiß, A.: „Spezielle Eisenwerkstoffe“. Vorlesungsunterlagen. Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, Apr. 2010.
- [24] Weiß, A. et al.:  
„Hochfester und kaltumformbarer austenitischer Stahlguss mit TRIP-TWIP-Eigenschaften“.  
In: *Gießerei* 100 (Apr. 2013), Seiten 54–65. ISSN: 0175-1034.
- [25] Schmatz, D. J. und Zackay, V. F.:  
„Mechanical Properties of Deformed Metastable Austenite Ultra High Strength Steel“.  
In: *Transactions of the American Society for Metals* 51 (1959), Seiten 476–487.
- [26] Schumann, H.:  
*Kristallgeometrie. Einführung in die Theorie der Gittertransformationen metallischer Werkstoffe*.  
1. Auflage. Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1979, Seite 114.

- [27] Weiß, A., Gutte, H. und Mola, J.: „Contributions of  $\epsilon$  and  $\alpha'$  TRIP Effects to the Strength and Ductility of AISI 304 (X5CrNi18-10) Austenitic Stainless Steel“.  
In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 46A.2 (Feb. 2015). ISSN: 1073-5623.  
DOI: 10.1007/s11661-014-2726-y.
- [28] Tsuchida, N. und Tomota, Y.:  
„A micromechanic modeling for transformation induced plasticity in steels“.  
In: *Materials Science & Engineering, A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing* 285.1-2 (2000), Seiten 345–352. ISSN: 1873–4936.  
URL: <http://www.sciencedirect.com/science/journal/09215093/285/1-2>.
- [29] Autorenkollektiv: *Gerthsen Physik*. Herausgegeben von Meschede, D.  
24., überarbeitete Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2010. 1162 S.  
ISBN: 3-642-12894-7. DOI: 10.1007/978-3-642-12894-3.
- [30] Döring, W., Herausgeber: *Einführung in die theoretische Physik*.  
2., verb. Aufl. Band 2: Das elektromagnetische Feld. De Gruyter, Berlin, 1962.
- [31] Holzapfel, B.: „Herstellungstechnologien für Magnet- und Supraleiterwerkstoffe“.  
Vorlesungsunterlagen. TU Bergakademie Freiberg, Okt. 2013.
- [32] Demtröder, W.: *Experimentalphysik 2*. 6., überarb. u. akt. Aufl.  
Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2013, 482 S. ISBN: 978-3-642-29944-5.  
DOI: 10.1007/978-3-642-29944-5.
- [33] Aeschlimann, M.: *Magnetismus. 1. Magnetische Grundbegriffe*. Vorlesungsunterlagen.  
Fachbereich Physik der Technischen Universität Kaiserslautern. Apr. 2014.  
URL: [http://www.physik.uni-kl.de/aeschlimann/lectures/Mag\\_WS0708/1.Vorlesung.pdf](http://www.physik.uni-kl.de/aeschlimann/lectures/Mag_WS0708/1.Vorlesung.pdf)  
(besucht am 27. 02. 2015).
- [34] Stefanita, C.-G.: *Magnetism. Basics and Applications*.  
Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2012. 334 Seiten. ISBN: 978-36-22297-7-0.  
DOI: 10.1007/978-3-642-22977-0.
- [35] Prechtel, A.: *Vorlesungen über die Grundlagen der Elektrotechnik*.  
2., überarbeitete Auflage. Band 2. Springer-Verlag, Wien, 2007.  
DOI: 10.1007/978-3-211-72456-9.
- [36] Jackson, J. D.: *Klassische Elektrodynamik*. 3., überarb. Aufl. De Gruyter, Berlin, 2002, 938 S.  
ISBN: 978-3-110-16502-9.

- [37] Pepperhoff, W. und Acet, M.: *Konstitution und Magnetismus des Eisens und seiner Legierungen*. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2000, Seiten 15–53, 109–121. ISBN: 978-3-540-67218-0.
- [38] Autorenkollektiv: *Werkstoffkunde Stahl*. Band 2: Anwendung. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1985. ISBN: 978-0-387-1-30842.
- [39] Schumann, H. und Oettel, H.: *Metallografie*. 15., überarb. und erw. Aufl. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011, Seiten 545–747. ISBN: 978-3-527-32257-2.
- [40] Autorenkollektiv: *The iron nickel alloys. A hundred years after the discovery of Invar*. Herausgegeben von Béranger, G. et al. Lavoisier Publishing, Paris, 1996, S. 27ff, 59ff, 93ff, 141ff, 239ff und 291ff. ISBN: 2-7430-0113-5.
- [41] Blumenauer, H.: *Werkstoffprüfung*. 6., stark überarb. und erw. Aufl. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig und Stuttgart, 1994. ISBN: 3-342-00547-5.
- [42] Schmidt, P. F.: *Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse*. Expert-Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994. ISBN: 3-8169-1038-6.
- [43] Autorenkollektiv: *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. Herausgegeben von Schwartz, A. J. et al. Springer US, Boston, MA, 2009. ISBN: 978-0-387-88136-2. DOI: 10.1007/978-0-387-88136-2.
- [44] Gorski, W.: *Dilatometrie. Grundlagen und Messverfahren*. PTB-Bericht W-65. Wirtschaftsverlag NW, Verlag für neue Wissenschaften, Bremerhaven, 1996. ISBN: 3-89429-751-4.
- [45] Autorenkollektiv: *Dilatometer-Produktblatt*. Firmenschrift. BÄHR-Thermoanalyse GmbH, Hüllhorst, 2006. URL: [http://www.mpa.mw.tum.de/fileadmin/tumwmpa/www/MPA/pdf/Dilatometer\\_Produktblatt.pdf](http://www.mpa.mw.tum.de/fileadmin/tumwmpa/www/MPA/pdf/Dilatometer_Produktblatt.pdf) (besucht am 19. 11. 2014).
- [46] Frick, A. und Stern, C.: *DSC-Prüfung in der Anwendung*. Verlag Carl Hanser, München, 2006, Seiten 17–50. ISBN: 3-446-40563-1.
- [47] Bechmann, W.: *Einstieg in die Physikalische Chemie für Nebenfächler*. Herausgegeben von Schmidt, J. 4., aktualisierte Auflage. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2010. 328 S. ISBN: 3-834-89637-3. DOI: 10.1007/978-3-8348-9637-7.
- [48] Höhne, G. W. H., Hemminger, W. F. und Flammersheim, H.-J.: *Differential scanning calorimetry*. 2., rev. and enl. ed. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2003. 298 S. ISBN: 3-642-05593-1.

- [49] Autorenkollektiv: *MSAT retrained austenite measurement instrument – User’s Manual*. Metis Instruments & Equipment, n. v., Leuven, Belgien, 2013, Seiten 10, 11, 14.
- [50] Autorenkollektiv: *MSAT – Retained Austenite Tester*. Firmenschrift. Metis Instruments & Equipment, n. v., Leuven, Belgien, 2014.  
URL: <http://www.metis.be/en/download/> (besucht am 09. 12. 2014).
- [51] Krüger, L.: „Werkstoffprüfung“. Vorlesungsunterlagen. Institut für Werkstofftechnik der TU Bergakademie Freiberg, 2007, Seiten 19, 30.
- [52] Autorenkollektiv: *DIN EN ISO 6892-1:2009: Zugversuch. Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, 2009.
- [53] Autorenkollektiv: *DIN EN ISO 6892-2:2011: Zugversuch. Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. Deutsch und Englisch. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, 2011.
- [54] Autorenkollektiv: *DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe. Zugproben*. Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin, 2009.
- [55] Neuhold, P.: „Schmelzprotokoll VIM 12. Codierung: NiFe30“. Handschriftliches Protokoll. Institut für Eisen- und Stahltechnologie der TU Bergakademie Freiberg, 13. Feb. 2014.
- [56] Autorenkollektiv: *Stahlschlüssel-Taschenbuch*. 21. Auflage. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach/N., 2007. ISBN: 978-3-922 599-22-7.
- [57] Houdremont, E.: *Handbuch der Sonderstahlkunde*. 3., verb. Aufl. Band 1. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1956, 874 S.
- [58] Ilschner, B. und Singer, R. F.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 4., neu bearbeitete und erweiterte Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2005. ISBN: 978-3-540-26517-7. DOI: 10.1007/b137732.
- [59] Autorenkollektiv: *Frontiers in Magnetic Materials*. Herausgegeben von Narlikar, A. V. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2005. ISBN: 978-354-02728-4-7. DOI: 10.1007/b138873.
- [60] Autorenkollektiv: *Tabellenbuch Metall*. 42. Auflage. Verlag Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten, 2002. ISBN: 3-8085-1722-0.
- [61] Berns, H. und Theisen, W.: *Eisenwerkstoffe. Stahl und Gusseisen*. 4. bearb. Aufl. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2013. ISBN: 978-3-540-79957-3. DOI: 10.1007/978-3-540-79957-3.

- [62] Brandt, S.: *Datenanalyse für Naturwissenschaftler und Ingenieure*. 5. Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2013. ISBN: 978-3-642-37664-1.  
DOI: 10.1007/978-3-642-37664-1.
- [63] Merziger, G. et al.: *Formeln und Hilfen zur Höheren Mathematik*. 4. Auflage. Binomi Verlag, Springe, 2004. ISBN: 3-92392-35-X.
- [64] Autorenkollektiv: *Werkstoffkunde*. Herausgegeben von Bargel, H.-J. und Schulze, G. 11., bearb. Aufl. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2012, 453 S. ISBN: 978-3-642-17717-0.  
DOI: 10.1007/978-3-642-17717-0.
- [65] Autorenkollektiv: *HÜTTE. Das Ingenieurwissen*. Herausgegeben von Czichos, H. und Hennecke, M. 34., aktualisierte Auflage. Springer-Verlag, Berlin und Heidelberg, 2012. ISBN: 978-3-642-22850-6.  
DOI: 10.1007/978-3-642-22850-6.
- [66] Tino, Y.: „The Cause of Invar Characteristic in Fe-Ni Alloys“.  
In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 54–57 (1986), Seiten 1067–1068.
- [67] Flor, H., Gudladt, H. J. und Schwink, C.: „Plastic Deformation of Fe-Ni Invar Alloys“.  
In: *Acta Metallurgica* 28 (1980), Seiten 1611–1619.
- [68] Steinemann, S. G.: „Invar-Type Alloys. Magnetomechanical Effects“.  
In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 7 (1978), Seiten 84–100.
- [69] Sedov, V. L. und Tsigel’nik, O. A.: „Magnetic moments of iron atoms in Invar Fe-Ni alloys“.  
In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 183 (1998), Seiten 117–126.
- [70] Wassermann, E. F.: „The Invar Problem“.  
In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 100 (1990), Seiten 246–362.
- [71] Shiga, M.: „Invar alloys“.  
In: *Current Opinion in Solid State & Materials Science* 1 (1996), Seiten 340–348.

## Abbildungsverzeichnis

1	Thermodynamik der Martensitbildung, schematisch, nach [11] . . . . .	14
2	Stadien der Verformungsbandbildung im Austenit [5] . . . . .	17
3	Schematischer Verlauf einer Spannungs-Dehnungs-Kurve nach [11] . . . . .	18
4	Charakteristische Fließkurven [24] . . . . .	19
5	Dehnungszuwachs durch Scherung am Beispiel der Zwillingsbildung, nach [26] . .	20
6	TRIP-Effekt: schematisches STU-Diagramm nach [11] . . . . .	20
7	TRIP-Effekt: schematisches DTU-Diagramm nach [11] . . . . .	21
8	STU-Diagramm 1.4301, nach [27] . . . . .	22
9	DTU-Diagramm 1.4301, nach [27] . . . . .	23
10	Festigkeits- und Dehnbarkeitseigenschaften eines 30 %-Nickel-Stahls . . . . .	24
11	System Fe-Ni-Cr . . . . .	26
12	Gleichgewichtsdiagramm Fe-Ni [37] . . . . .	27
13	Realdiagramm Fe-Ni, nach [39] . . . . .	27
14	$T_c$ (a) und magnetisches Moment (b) als Funktion des Nickelgehalts, nach [40] . . .	28
15	Abhängigkeit der Curie-Temperatur vom Nickelgehalt, nach [40] . . . . .	28
16	Magnetisierung für ferromagnetische und Invar-Legierungen, schematisch, nach [40]	29
17	anisotrope Magnetostriktion der FeNi-Legierungen, nach [40] . . . . .	29
18	spezifischer elektrischer Widerstand, abh. von Temperatur und Nickelgehalt, nach [40]	29
19	Signale am REM [42] . . . . .	31
20	EBSD-Anordnung . . . . .	32
21	Aufbau eines Schubstangen-Dilatometers [44] . . . . .	33
22	Versuchsaufbau der DSC [46] . . . . .	34
23	Versuchsaufbau bei der thermomagnetischen Messung nach TRANTA . . . . .	35
24	Geräteaufbau MSAT . . . . .	37
25	typische $\sigma$ - $\epsilon$ -Kurve eines austenitischen Stahls, nach [51] . . . . .	37
26	typische Fließkurve eines metallischen Werkstoffs [51] . . . . .	39
27	Geometrie der Rundzugprobe Form B [54] . . . . .	41
28	Fe-Ni_A-q, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, Vilella geätzt, Querprobe .	43
29	Fe-Ni_A-l, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, Vilella geätzt, Längsprobe .	43
30	Fe-Ni_A-q, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, mechanisch poliert, V2A geätzt	44
31	Fe-Ni_A-q, warmgewalzt, unverformt, 500× vergrößert, mechanisch poliert, V2A geätzt	44



32	Dilatometerkurve Fe-Ni_Dil_2 . . . . .	45
33	thermomagnetische Bestimmung von $M_s$ : Spannungs- und Temperaturverlauf . . .	46
34	DSC-Abkühlkurve Fe-Ni_DSC_2 . . . . .	47
35	Temperatur-Zeit-Verlauf bei der DSC . . . . .	48
36	thermomagnetische Bestimmung von $T_c$ : Spannungs- und Temperaturverlauf . . .	49
37	Sammeldiagramm ausgewählter Fließkurven der Legierung Ni30Fe70 . . . . .	50
38	STU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70 . . . . .	51
39	DTU-Diagramm der Legierung Ni30Fe70 . . . . .	53
40	Fe-Ni_-40_1, bei -40 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 95\%$ . . . . .	54
41	Fe-Ni_-30_1, bei -30 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 84\%$ . . . . .	54
42	Fe-Ni_-20_1, bei -20 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 77\%$ . . . . .	54
43	Fe-Ni_-10_1, bei -10 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 64\%$ . . . . .	54
44	Fe-Ni_0_1, bei 0 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 49\%$ . . . . .	55
45	Fe-Ni_20_3, bei 20 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 11\%$ . . . . .	55
46	Fe-Ni_40_1, bei 40 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 0\%$ . . . . .	55
47	Fe-Ni_60_1, bei 60 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 0\%$ . . . . .	55
48	Fe-Ni_80_1, bei 80 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 0\%$ . . . . .	55
49	Fe-Ni_100_1, bei 100 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 0\%$ . . . . .	55
50	Fe-Ni_120_1, bei 120 °C gezogen, 500× vergrößert, $V_M = 0\%$ . . . . .	56
51	Fe-Ni_-10_2-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
52	Fe-Ni_-10_2-l, 5000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
53	Fe-Ni_20_3-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
54	Fe-Ni_20_3-l, 10 000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
55	Fe-Ni_40_1-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
56	Fe-Ni_40_1-l, 5000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	57
57	Fe-Ni_60_1-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	58
58	Fe-Ni_60_1-l, 5000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	58
59	Fe-Ni_80_1-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	58
60	Fe-Ni_80_1-l, 2500× vergrößert, Längsprobe . . . . .	58
61	Fe-Ni_-10_Rp_1-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	59
62	Fe-Ni_-10_Rp_1-l, 5000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	59
63	Fe-Ni_20_Rp_1-l, 1000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	59
64	Fe-Ni_20_Rp_1-l, 5000× vergrößert, Längsprobe . . . . .	59
65	Fe-Ni_20_3-l, Bereich des EBSD-Mappings vor der Untersuchung . . . . .	60

---

66	EBSD-Mapping Fe-Ni_20_3-l, nachindiziert . . . . .	60
67	Gleichgewichtsdiagramm Fe-Ni mit magnetischen Momenten $\mu$ , nach [37] . . . . .	61
68	Kalibrierkurve für den Martensitanteil . . . . .	62
69	athermische Umwandlung Ni <sub>30</sub> Fe <sub>70</sub> , ermittelt am MSAT mit einem Cryostaten . . . . .	64
70	Martensitanteil in Abhängigkeit der Zugversuch-Temperatur, ermittelt mit MSAT . . . . .	66
71	Fe-Ni_A-q, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, Vilella geätzt, Querprobe . . . . .	86
72	Fe-Ni_A-l, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, Vilella geätzt, Längsprobe . . . . .	86
73	Fe-Ni_-40_1, warmgewalzt, bei -40 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	86
74	Fe-Ni_-30_1, warmgewalzt, bei -30 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	86
75	Fe-Ni_-20_1, warmgewalzt, bei -20 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
76	Fe-Ni_-10_1, warmgewalzt, bei -10 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
77	Fe-Ni_0_1, warmgewalzt, bei 0 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
78	Fe-Ni_20_3, warmgewalzt, bei 20 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
79	Fe-Ni_40_1, warmgewalzt, bei 40 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
80	Fe-Ni_60_1, warmgewalzt, bei 60 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	87
81	Fe-Ni_80_1, warmgewalzt, bei 80 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	88
82	Fe-Ni_100_1, warmgewalzt, bei 100 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	88
83	Fe-Ni_120_1, warmgewalzt, bei 120 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt . . . . .	88
84	Dilatometerkurve Fe-Ni_Dil_1 . . . . .	89
85	DSC-Abkühlkurve Fe-Ni_DSC_1 . . . . .	89
86	athermische Umwandlung Ni <sub>30</sub> Fe <sub>70</sub> , ermittelt am MSAT mit einem Cryostaten . . . . .	90
87	magnetische Eigenschaften in Abhängigkeit der Zugversuch-Temperatur . . . . .	90

## Tabellenverzeichnis

3	Stapelfehlerenergien der Legierung Ni <sub>30</sub> Fe <sub>70</sub> . . . . .	16
4	Ist-Analyse der untersuchten Legierung . . . . .	42
5	Wertetabelle zum STU-Diagramm in Abbildung 38 . . . . .	52
6	Wertetabelle zum DTU-Diagramm in Abbildung 39 . . . . .	53
7	Wertetabelle zur Kalibrierkurve in Abbildung 68 . . . . .	62
8	Wertetabelle zur athermischen Umwandlung in Abbildung 69 . . . . .	65
9	Wertetabelle zur Bildung von Umformmartensit in Abbildung 70 . . . . .	66
3	Probenübersicht . . . . .	80
4	Mechanische Eigenschaften der Legierung Ni <sub>30</sub> Fe <sub>70</sub> . . . . .	82
5	Probendaten Zugversuche . . . . .	83
6	Wertetabelle zur athermischen Umwandlung in Abbildung 86 . . . . .	84
7	Wertetabelle zur induzierten Umwandlung in Abbildung 87 . . . . .	85

## A Tabellen

**Tab. 3:** Probenübersicht

Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	Methoden	Bemerkung
Fe-Ni_A-q	-	LM, MSAT	Ausgangszustand Querprobe
Fe-Ni_A-l	-	LM	Ausgangszustand Längsprobe
Fe-Ni_Dil_1	-	Dilatometrie	
Fe-Ni_Dil_2	-	Dilatometrie	
Fe-Ni_DSC_1	-	DSC	
Fe-Ni_DSC_2	-	DSC	
Fe-Ni_thm_Ms	-	thermomagnetische Bestimmung von $M_s$	
Fe-Ni_thm_Tc	-	thermomagnetische Bestimmung von $T_c$	
Fe-Ni_20_3	20	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_20_3-l	20	REM, EBSD	Längsprobe
Fe-Ni_20_4	20	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_20_5	20	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_40_1	40	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_40_1-l	40	REM	Längsprobe
Fe-Ni_40_2	40	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_40_3	40	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_60_1	60	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_60_1-l	60	REM	Längsprobe
Fe-Ni_60_2	60	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_60_3	60	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_80_1	80	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_80_1-l	80	REM	Längsprobe
Fe-Ni_80_2	80	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_100_1	100	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_100_2	100	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_120_1	120	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_120_2	120	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_0_2	0	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_0_3	0	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_0_4	0	Zugversuch, MSAT	

Fortsetzung			
Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	Methoden	Bemerkung
Fe-Ni_-10_2	-10	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_-10_2-1	-10	REM	Längsprobe
Fe-Ni_-10_3	-10	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-10_4	-10	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-20_1	-20	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_-20_1-1	-10	REM	Längsprobe
Fe-Ni_-20_2	-20	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-20_3	-20	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-30_1	-30	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_-30_1-1	-10	REM	Längsprobe
Fe-Ni_-30_2	-30	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-30_3	-30	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-40_1	-40	Zugversuch, LM, MSAT	
Fe-Ni_-40_1-1	-10	REM	Längsprobe
Fe-Ni_-40_2	-40	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_-40_3	-40	Zugversuch, MSAT	
Fe-Ni_C_0_2	-	MSAT nach kühlen auf 0 °C	
Fe-Ni_C_-10_2	-	MSAT nach kühlen auf -10 °C	
Fe-Ni_C_-20_2	-	MSAT nach kühlen auf -20 °C	
Fe-Ni_C_-30_2	-	MSAT nach kühlen auf -30 °C	
Fe-Ni_C_-40_2	-	MSAT nach kühlen auf -40 °C	
Fe-Ni_C_-80_2	-	MSAT nach kühlen auf -80 °C, Punktanalyse	
Fe-Ni_C_-196_2	-	MSAT nach kühlen auf -196 °C	
Fe-Ni_40_Rp_1	40	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$	
Fe-Ni_40_10%_1	40	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 10 \%$	
Fe-Ni_40_20%_1	40	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 20 \%$	
Fe-Ni_20_Rp_1	20	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$	
Fe-Ni_20_Rp_1-1	20	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$ ; REM	Längsprobe
Fe-Ni_20_10%_1	20	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 10 \%$	
Fe-Ni_20_20%_1	20	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 20 \%$	
Fe-Ni_-10_Rp_1	-10	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$	
Fe-Ni_-10_Rp_1-1	-10	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$ ; REM	Längsprobe
Fe-Ni_-10_10%_1	-10	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 10 \%$	
Fe-Ni_-10_20%_1	-10	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 20 \%$	
Fe-Ni_-40_Rp_1	-40	Zugversuch, gestoppt bei $R_{p0,2}$	

## Fortsetzung

Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	Methoden	Bemerkung
Fe-Ni_-40_10%_1	-40	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 10\%$	
Fe-Ni_-40_20%_1	-40	Zugversuch, gestoppt bei $\varepsilon = 20\%$	

Tab. 4: Mechanische Eigenschaften der Legierung Ni30Fe70 bei unterschiedlichen Temperaturen

Nr.	Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	$A_g/\%$	$A_b/\%$	$Z/\%$	$E/\text{GPa}$	$\sigma_f/\text{MPa}$	$R_{p0,2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$
1	Ni-Fe_20_3	20	32,3	52,4	83,4	172	102	221	469
2	Ni-Fe_20_4	20	30,8	51,1	83,5	117	124	236	476
3	Ni-Fe_20_5	20	34,5	54,0	84,6	130	128	223	470
	<b>Mittelwerte</b>	20	<b>32,5</b>	<b>52,5</b>	<b>83,8</b>	<b>140</b>	<b>118</b>	<b>227</b>	<b>472</b>
4	Ni-Fe_40_1	40	26,6	49,0	86,5	149	82	205	449
5	Ni-Fe_40_2	40	33,6	50,1	86,2	103	84	199	447
6	Ni-Fe_40_3	40	26,5	49,7	83,5	156	104	202	447
	<b>Mittelwerte</b>	40	<b>28,9</b>	<b>49,6</b>	<b>85,4</b>	<b>136</b>	<b>90</b>	<b>202</b>	<b>448</b>
7	Ni-Fe_60_1	60	26,2	47,3	82,2	146	124	195	438
8	Ni-Fe_60_2	60	25,2	46,4	85,5	104	140	190	434
9	Ni-Fe_60_3	60	26,3	48,6	81,9	108	105	205	442
	<b>Mittelwerte</b>	60	<b>25,9</b>	<b>47,4</b>	<b>83,2</b>	<b>119</b>	<b>123</b>	<b>197</b>	<b>438</b>
10	Ni-Fe_80_1	80	26,4	47,2	86,7	128	128	184	428
11	Ni-Fe_80_2	80	26,8	48,0	86,1	141	102	177	423
	<b>Mittelwerte</b>	80	<b>26,6</b>	<b>47,6</b>	<b>86,4</b>	<b>135</b>	<b>115</b>	<b>181</b>	<b>426</b>
12	Ni-Fe_100_1	100	26,0	46,4	83,7	93	90	174	416
13	Ni-Fe_100_2	100	26,5	46,8	84,3	124	107	181	417
	<b>Mittelwerte</b>	100	<b>26,3</b>	<b>46,6</b>	<b>84,0</b>	<b>108</b>	<b>99</b>	<b>178</b>	<b>417</b>
14	Ni-Fe_120_1	120	27,3	47,7	83,9	132	96	160	401
15	Ni-Fe_120_2	120	26,6	45,8	83,5	106	98	160	402
	<b>Mittelwerte</b>	120	<b>27,0</b>	<b>46,8</b>	<b>83,7</b>	<b>119</b>	<b>97</b>	<b>160</b>	<b>402</b>
16	Ni-Fe_0_2	0	36,4	54,8	84,5	139	162	271	522
17	Ni-Fe_0_3	0	36,2	55,0	83,8	151	180	240	524
18	Ni-Fe_0_4	0	35,9	54,9	84,7	144	160	259	523
	<b>Mittelwerte</b>	0	<b>36,2</b>	<b>54,9</b>	<b>84,3</b>	<b>145</b>	<b>167</b>	<b>257</b>	<b>523</b>
19	Ni-Fe_-10_1	-10	35,8	54,6	83,1	155	194	268	544

## Fortsetzung

Nr.	Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	$A_g/\%$	$A_b/\%$	$Z/\%$	$E/\text{GPa}$	$\sigma_f/\text{MPa}$	$R_{p0,2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$
20	Ni-Fe_-10_2	-10	36,7	55,7	84,4	150	202	274	552
21	Ni-Fe_-10_3	-10	35,4	53,9	83,8	125	178	270	550
	<b>Mittelwerte</b>	-10	<b>36,0</b>	<b>54,7</b>	<b>83,8</b>	<b>143</b>	<b>191</b>	<b>271</b>	<b>549</b>
22	Ni-Fe_-20_1	-20	32,9	52,9	83,4	153	212	292	583
23	Ni-Fe_-20_2	-20	33,6	53,1	83,0	174	180	281	576
24	Ni-Fe_-20_3	-20	33,3	52,7	83,1	181	210	300	586
	<b>Mittelwerte</b>	-20	<b>33,3</b>	<b>52,9</b>	<b>83,2</b>	<b>169</b>	<b>201</b>	<b>291</b>	<b>582</b>
25	Ni-Fe_-30_1	-30	32,1	51,9	83,7	160	233	318	605
26	Ni-Fe_-30_2	-30	31,5	51,6	83,3	181	204	305	603
27	Ni-Fe_-30_3	-30	31,6	51,3	21,2	227	204	279	597
	<b>Mittelwerte</b>	-30	<b>31,7</b>	<b>51,6</b>	<b>83,0</b>	<b>189</b>	<b>214</b>	<b>301</b>	<b>602</b>
28	Ni-Fe_-40_1	-40	29,2	49,7	81,9	169	240	3017	640
29	Ni-Fe_-40_2	-40	29,1	49,7	82,7	461	232	309	645
30	Ni-Fe_-40_3	-40	28,9	48,9	81,3	221	190	319	644
	<b>Mittelwerte</b>	-40	<b>29,1</b>	<b>49,4</b>	<b>81,9</b>	-	<b>221</b>	<b>315</b>	<b>643</b>

Tab. 5: Probendaten Zugversuche

Nr.	Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	$d_0/\text{mm}$	$d_B/\text{mm}$	$S_0/\text{mm}^2$	$S_u/\text{mm}^2$
1	Fe-Ni_20_3	20	5,96	2,43	27,90	4,64
2	Fe-Ni_20_4	20	5,93	2,41	27,62	4,56
3	Fe-Ni_20_5	20	5,96	2,34	27,90	4,30
4	Fe-Ni_40_1	40	5,96	2,19	27,90	3,77
5	Fe-Ni_40_2	40	5,94	2,21	27,71	3,84
6	Fe-Ni_40_3	40	5,95	2,42	27,81	4,60
7	Fe-Ni_60_1	60	5,95	2,51	27,81	4,95
8	Fe-Ni_60_2	60	5,94	2,26	27,71	4,01
9	Fe-Ni_60_3	60	5,94	2,53	27,71	5,03
10	Fe-Ni_80_1	80	5,94	2,17	27,71	3,70
11	Fe-Ni_80_2	80	5,92	2,21	27,53	3,84
12	Fe-Ni_100_1	100	5,91	2,39	27,43	4,49

## Fortsetzung

Nr.	Kennung	$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	$d_0/\text{mm}$	$d_B/\text{mm}$	$S_o/\text{mm}^2$	$S_u/\text{mm}^2$
13	Fe-Ni_100_2	100	5,93	2,35	27,62	4,34
14	Fe-Ni_120_1	120	5,95	2,39	27,81	4,49
15	Fe-Ni_120_2	120	5,94	2,41	27,71	4,56
16	Fe-Ni_0_2	0	5,96	2,35	27,90	4,34
17	Fe-Ni_0_3	0	5,93	2,39	27,62	4,49
18	Fe-Ni_0_4	0	5,95	2,33	27,81	4,26
19	Fe-Ni_-10_1	-10	5,93	2,44	27,62	4,68
20	Fe-Ni_-10_2	-10	5,95	2,35	27,81	4,34
21	Fe-Ni_-10_3	-10	5,94	2,39	27,71	4,49
22	Fe-Ni_-20_1	-20	5,92	2,41	27,53	4,56
23	Fe-Ni_-20_2	-20	5,93	2,44	27,62	4,68
24	Fe-Ni_-20_3	-20	5,91	2,43	27,43	4,64
25	Fe-Ni_-30_1	-30	5,94	2,40	27,71	4,52
26	Fe-Ni_-30_2	-30	5,94	2,43	27,71	4,64
27	Fe-Ni_-30_3	-30	5,92	2,50	27,53	4,91
28	Fe-Ni_-40_1	-40	5,92	2,52	27,53	4,99
29	Fe-Ni_-40_2	-40	5,91	2,46	27,43	4,75
30	Fe-Ni_-40_3	-40	5,94	2,57	27,71	5,19

Tab. 6: Wertetabelle zur athermischen Umwandlung in Abbildung 86

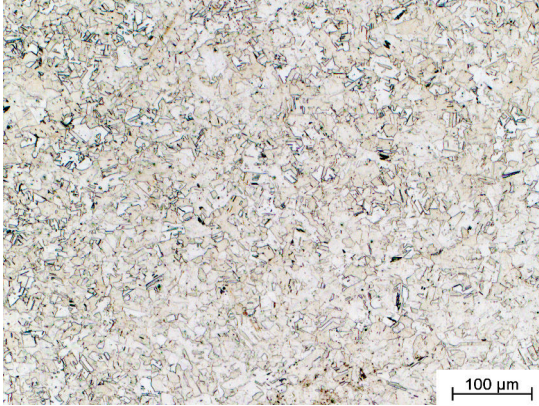
$T_{cr}/^{\circ}\text{C}$	-196	-80	-40	-30	-20	-10	0
$V_{Fs}/\%$	76,0	34,1	17,1	17,2	17,3	17,3	16,4
$j_{sp}/\mu\text{Wb cm g}^{-1}$	21,594	9,695	4,860	4,888	4,900	4,901	4,661



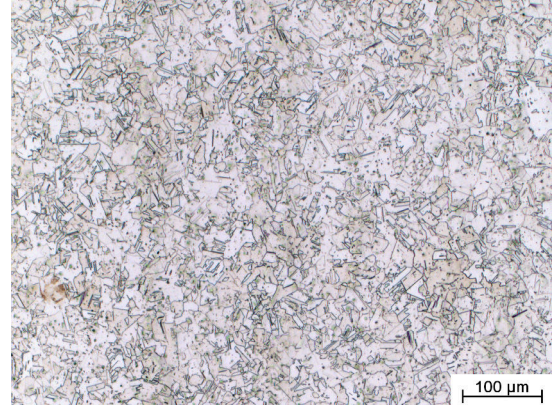
**Tab. 7:** Wertetabelle zur induzierten Umwandlung in Abbildung 87

$T_{ZV}/^{\circ}\text{C}$	-40	-30	-20	-10	0	20	40	60	80	100	120
Im Bereich der Gleichmaßdehnung:											
$V_{Fs}/\%$	72,1	65,9	61,9	54,7	45,5	24,3	16,2	15,0	15,3	15,1	15,5
$j_{sp}/\mu\text{Wb cm g}^{-1}$	20,473	18,705	17,563	15,543	12,92	6,513	4,603	4,246	4,344	4,299	4,399
Im Bereich des Gewindes:											
$V_{Fs}/\%$	17,2	17,0	16,9	17,0	16,8	17,0	16,9	15,6	16,9	16,8	16,9
$j_{sp}/\mu\text{Wb cm g}^{-1}$	4,874	4,823	4,802	4,784	4,787	4,825	4,815	4,435	4,809	4,790	4,788

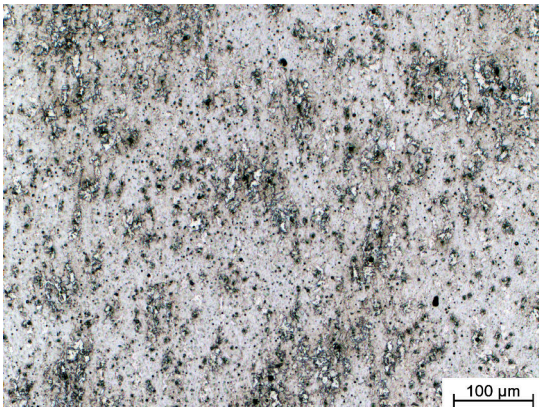
## B Abbildungen



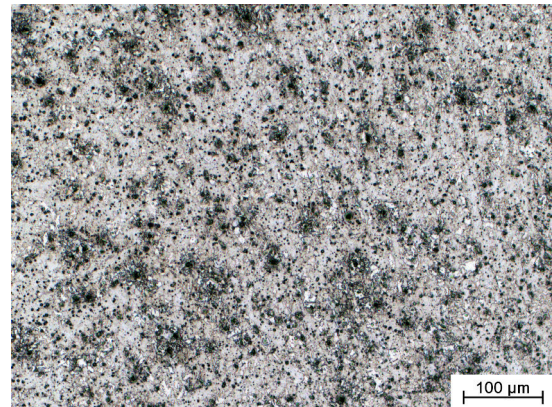
**Abb. 71:** Fe-Ni\_A-q, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, Vilella geätzt, Querprobe



**Abb. 72:** Fe-Ni\_A-l, warmgewalzt, unverformt, 200× vergrößert, Vilella geätzt, Längsprobe

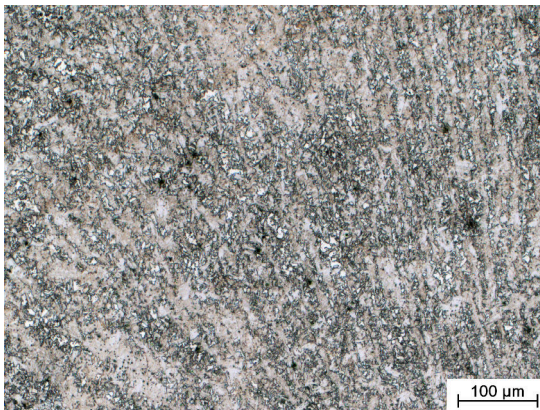


**Abb. 73:** Fe-Ni\_-40\_1, warmgewalzt, bei -40 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

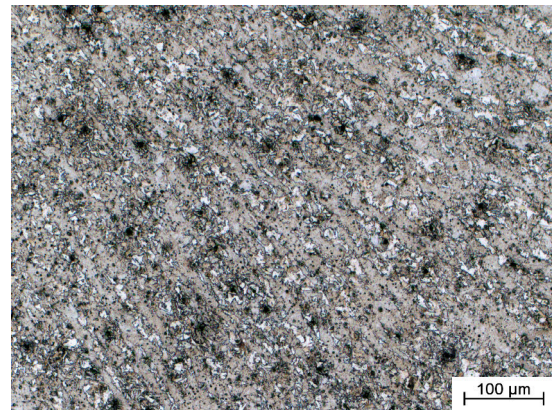


**Abb. 74:** Fe-Ni\_-30\_1, warmgewalzt, bei -30 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

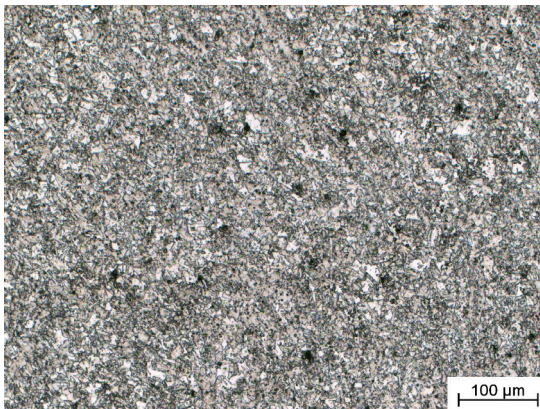




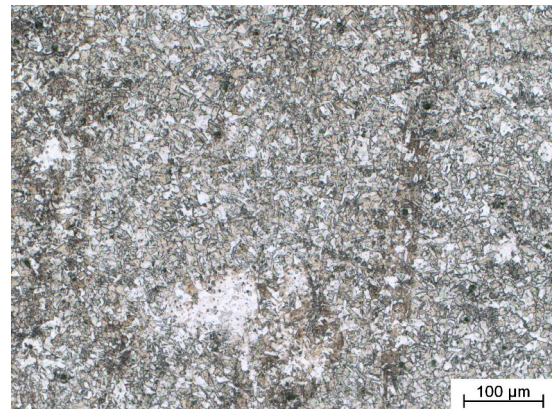
**Abb. 75:** Fe-Ni\_-20\_1, warmgewalzt, bei -20 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt



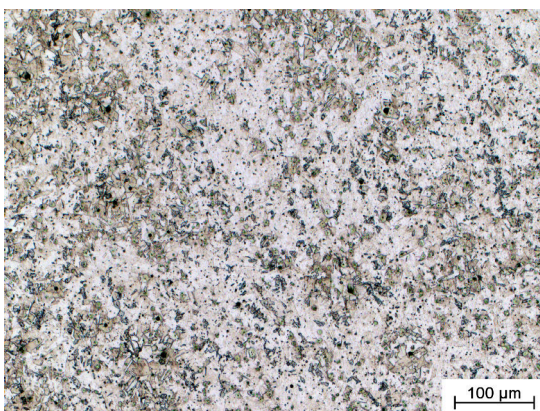
**Abb. 76:** Fe-Ni\_-10\_1, warmgewalzt, bei -10 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt



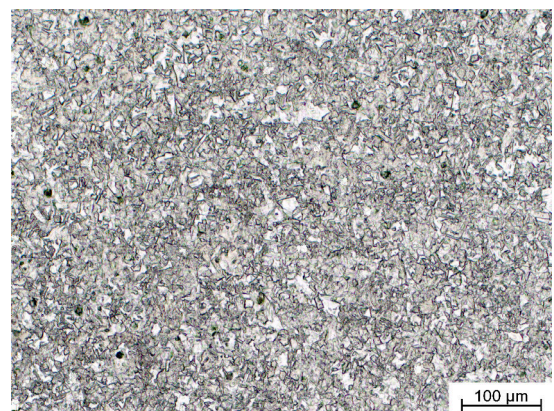
**Abb. 77:** Fe-Ni\_0\_1, warmgewalzt, bei 0 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt



**Abb. 78:** Fe-Ni\_20\_3, warmgewalzt, bei 20 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

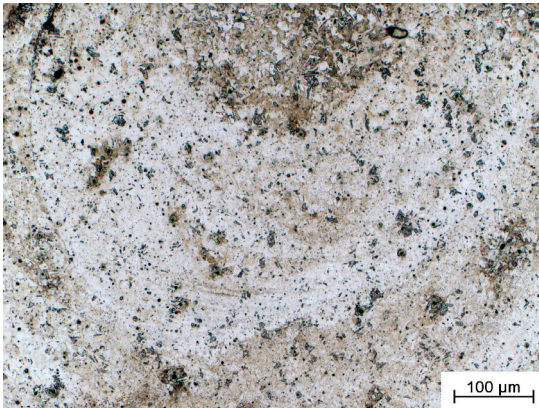


**Abb. 79:** Fe-Ni\_40\_1, warmgewalzt, bei 40 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

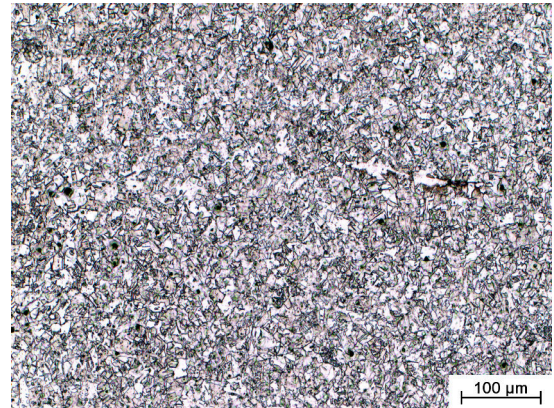


**Abb. 80:** Fe-Ni\_60\_1, warmgewalzt, bei 60 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

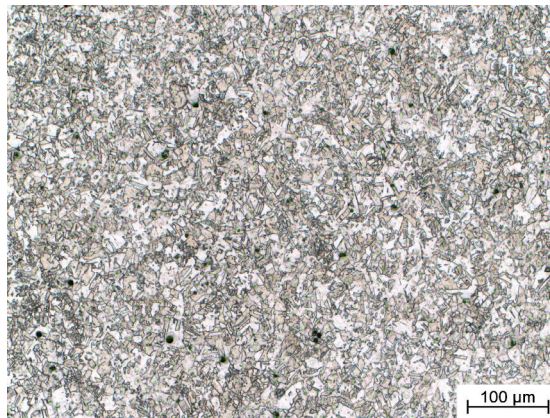




**Abb. 81:** Fe-Ni\_80\_1, warmgewalzt, bei 80 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt



**Abb. 82:** Fe-Ni\_100\_1, warmgewalzt, bei 100 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt



**Abb. 83:** Fe-Ni\_120\_1, warmgewalzt, bei 120 °C gezogen, 200× vergrößert, Vilella geätzt

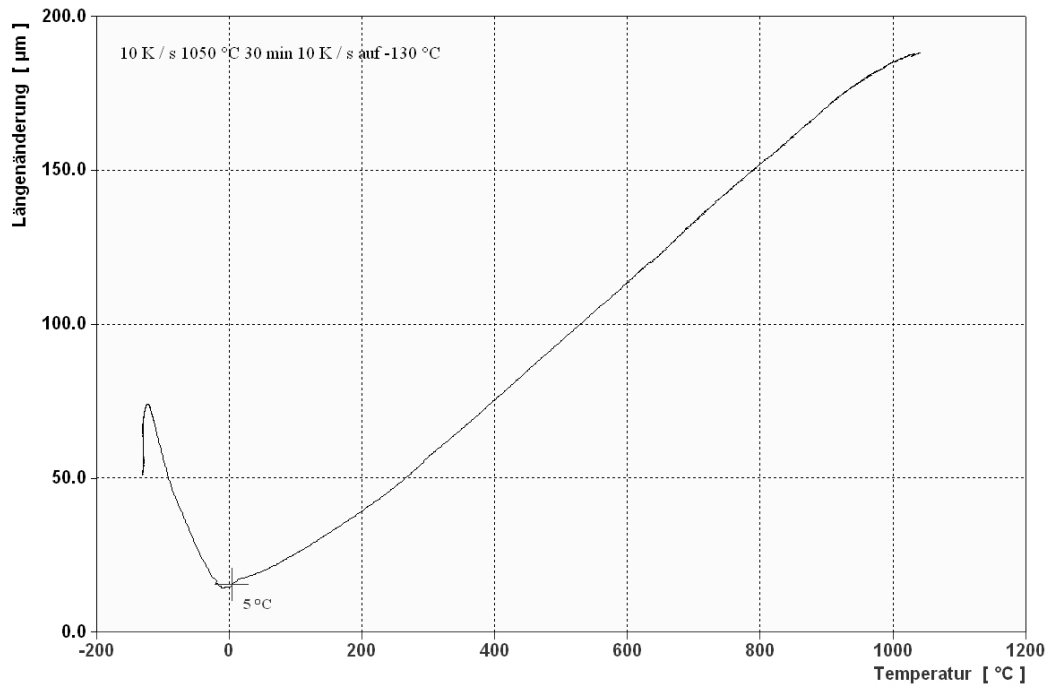


Abb. 84: Dilatometerkurve Fe-Ni\_Dil\_1

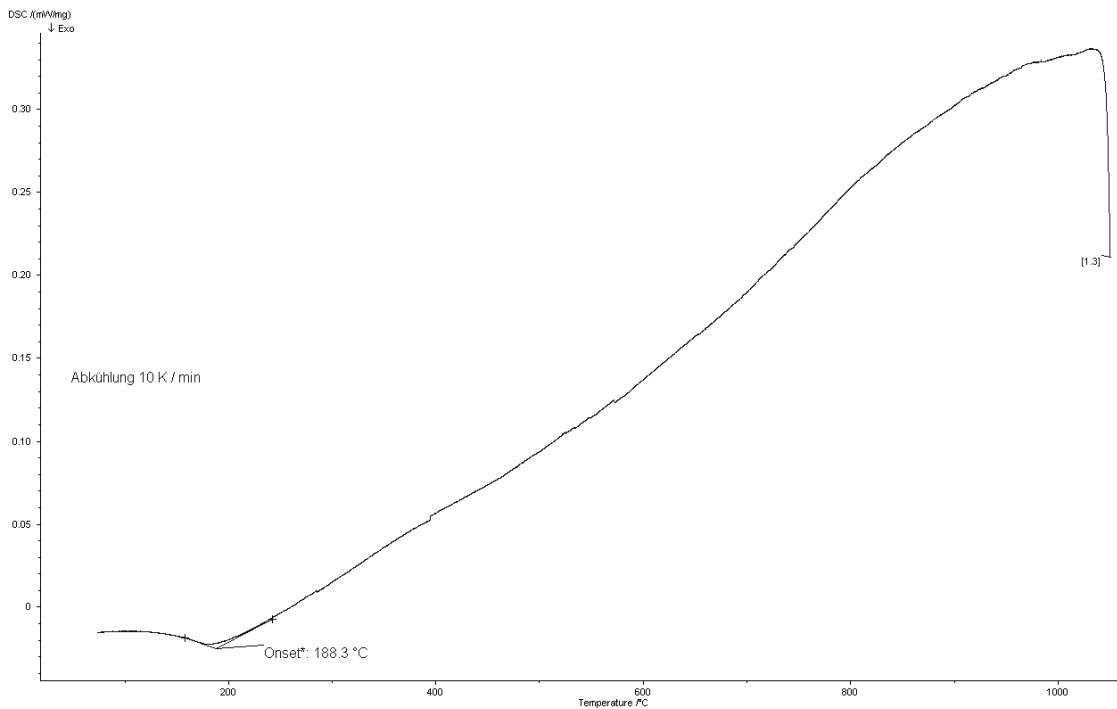


Abb. 85: DSC-Abkühlkurve Fe-Ni\_DSC\_1

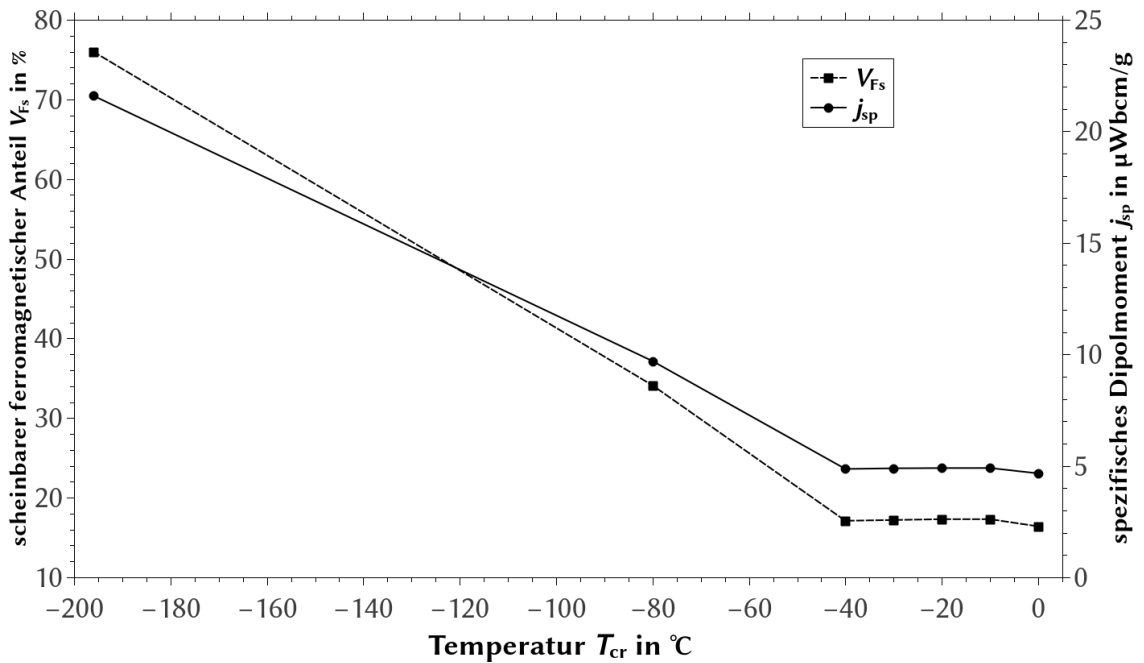


Abb. 86: athermische Umwandlung Ni30Fe70, ermittelt am MSAT mit einem Cryostaten

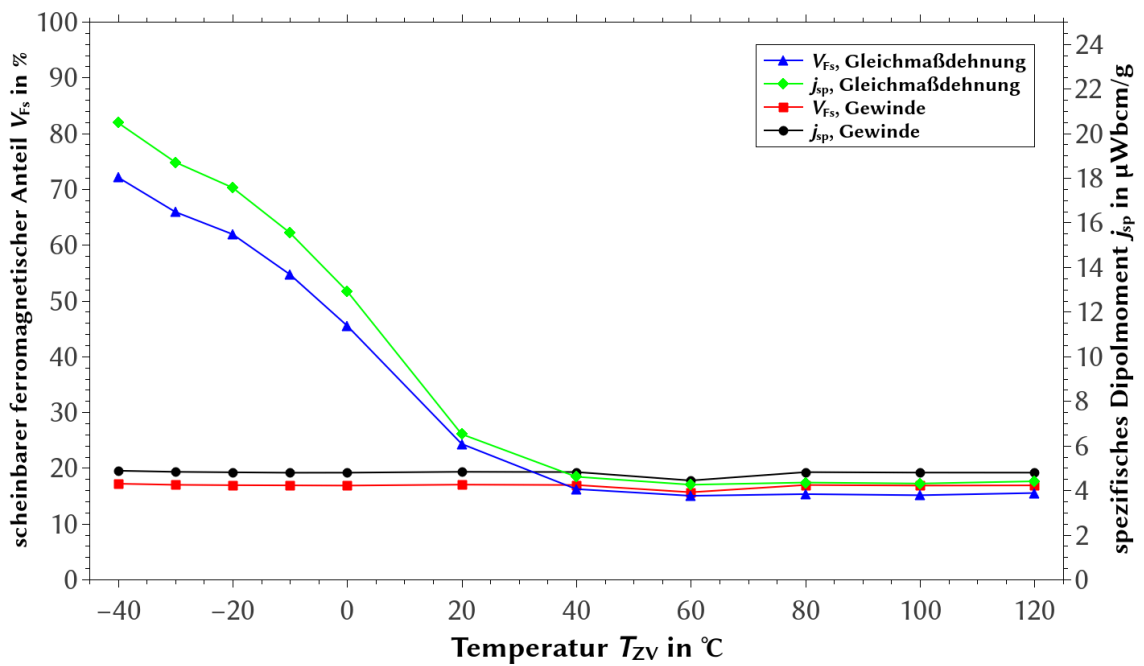


Abb. 87: magnetische Eigenschaften in Abhängigkeit der Zugversuch-Temperatur

## OpenPGP-Schlüssel und Schlüssel-Fingerabdruck des Autors



Link zum öffentlichen Schlüsselblock  
<http://sandig-fg.de/gpg-key.asc>



Fingerabdruck des Schlüssels 0x485DED69  
A0A6 2F63 A6E8 C756 D926 B044 75F3 4791 485D ED69