

Charakterisierung der Wärmeeinflusszone borlegierter 9 % Chromstähle

Diplomarbeit von
Felix Simon Sadrawetz

Technische Universität Graz
Fakultät für Maschinenbau und Wirtschaftswissenschaften
Studienzweig Produktionstechnik

am
Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Beurteilt durch
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

Betreut durch
Dipl.-Ing. Dr. techn. Ivan Holzer
Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr

Graz, August 2010

in memoriam Dieter Sadrawetz

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommene Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

STATUTORY DECLARATION

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content from the used sources.

Graz, 16. August 2010

Felix Simon Sadrawetz

Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der Charakterisierung der Wärmeeinflusszone von borlegierten 9% Chromstählen. Der martensitische 9-12% Chromstahl ist eine Werkstoffgruppe, die im thermischen Kraftwerksbau bis zu Temperaturen von 625°C und Drücken von 350 bar eingesetzt wird. Die zwangsläufig beim Schweißen entstehende Wärmeeinflusszone, genauer gesagt ist es die Feinkornzone, stellt eine Schwachstelle des Materials dar. Mit einem ausgewogenen Bor Stickstoff Verhältnis wird versucht, die Feinkornzone zu unterdrücken. Die Charakterisierung der in dieser Arbeit behandelten bor-stickstoffmodifizieren Werkstoffe erfolgt über die mittlere Korngröße, die Gefügeumwandlungspunkte und die Härte. Die Gefüge der auszuwertenden Wärmeeinflusszone wurden mit einem Dilatometer simuliert. Neu in dieser Arbeit ist die Ermittlung der mittleren Korngröße dieser Werkstoffgruppe mit Hilfe von lichtmikroskopischen Gefügeaufnahmen anstatt mit EBSD-Analysen mittels Elektronenmikroskop. Der Vorteil dieser Analysemethode ist die bessere Verfügbarkeit, die einfachere Handhabung und die billigeren Maschinenstunden des Lichtmikroskops. Anhand eines Zweikomponenten Ätzmittels auf Oxalsäure- und Natriumhydrogensulfitbasis ist es gelungen, Korngrenzen ausreichend gut sichtbar zu machen. Die NPM Stähle weisen einen konstanten Korngrößenverlauf, die OptiBorN Stähle weisen eine Kornfeinung oberhalb der AC3 Temperatur auf. Die Martensitstarttemperatur sinkt mit steigender Spitzentemperatur der simulierten Wärmeeinflusszone auf Grund der Auflösung von Karbiden. Dadurch erhöht sich der Kohlenstoffgehalt in der restlichen Matrix und die Martensitstarttemperatur sinkt. Bei hohen Spitzentemperaturen wurde auch δ -Ferrit entdeckt. Dieser führt wegen seiner geringeren Kohlenstofflöslichkeit ebenso zu einer Anreicherung der restlichen Matrix. Die oberen Härtewerte im „as welded“ Zustand liegen bei rund 420 HV10. Dadurch ist ein „post weld heat treatment“ notwendig. Die Härtewerte sinken dadurch auf rund 300 HV10.

Abstract

The present work deals with the characterization of heat affected zone of boron alloyed 9% chrome steels. The martensitic 9-12% chrome steel is a material group which is used in thermal power station construction up to a temperature of 625°C and pressure of 350 bar. The heat affected zone, more accurate the fine-grained region, which arises when welding is a weak spot of the material. It is tried to restrain the fine-grained region with a balanced boron to nitrogen ratio. The characterization of the boron-nitrogen modified materials is made via the average grain size, the transformation temperature and the hardness. The structures of the heat affected zone which needs to be evaluated were simulated with a dilatometer. New in this diploma thesis is the investigation of the average grain size of this material group by using a light optical microscopic (LOM) micrograph instead of an electron microscope which is used for EBSD analysis. The advantage of this new analysis method is the better availability, the easier handling and the cheaper machine hours of the LOM. With the help of a two-component etching agent on a basis of oxalic acid and sodium hydrogen sulfite it was possible to make grain boundaries sufficiently visible. The NPM steels show constant characteristics of the grain size, the OptiBorN steels show a grain refinement above the Ac3 temperature. The starting temperature of martensite decreases with increasing peak temperature of the simulated heat affected zone due to dissolution of the carbides. Thus the carbon content in the remaining matrix increases and the starting temperature of martensite drops. High peak temperatures lead to the formation of δ -ferrite as well as to a C-enrichment in the austenite matrix. The upper hardness values in the 'as welded' condition are approximately 420 HV10. Thus a post weld treatment is necessary. Thereby the hardness values decrease to approximately 300 HV10.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Aufgabenstellung	2
3	Literaturübersicht	3
3.1	9-12% Chromstähle	3
3.2	Fehlertypen nach Schüller	4
3.3	Type IV cracking / Type IV failure	5
4	Experimentelle Untersuchungen	18
4.1	Untersuchte Probenwerkstoffe	18
4.1.1	Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb.....	19
4.1.2	Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2	20
4.1.3	Probenkennzeichnung	23
4.2	Untersuchungen am Abschreckdilatometer	23
4.2.1	Temperaturverlauf „as welded“	25
4.2.2	Temperaturverlauf „PWHT“	26
4.3	Metallographische Untersuchungen	27
4.3.1	Probenpräparation	27
4.3.2	Ätzmittelstudie	27
4.4	Bestimmung der Umwandlungspunkte	29
4.5	Korngrößenanalyse	32
4.6	Härte.....	33
4.7	Kerbschlagbiegeversuch	33
4.8	Zugversuch.....	34
5	Ergebnisse	36
5.1	Basisuntersuchungen NPM4	36
5.1.1	Zugversuch	36
5.1.2	Kerbschlagbiegeversuch	38

5.2	Bestimmung der Umwandlungspunkte in der WEZ	39
5.2.1	Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb.....	39
5.2.2	Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2 (Vanadium 0,017%)	43
5.2.3	Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2	48
5.3	Bestimmung der Korngrößen in der WEZ.....	51
5.3.1	9Cr-3W-3Co-VNb (B 120ppm, N 130ppm) NPM1.....	51
5.3.2	9Cr-3W-3Co-VNb (B 114ppm, N 100ppm) NPM4.....	53
5.3.3	X10CrWMoVNb9-2 (B 100ppm, N 110ppm) LNHB 2555.....	55
5.3.4	X10CrWMoVNb9-2 (B 60ppm, N 350ppm) HNLB 2556.....	57
5.3.5	X10CrWMoVNb9-2 (B 80ppm, N 230ppm) MNB 2562	59
5.3.6	X10CrWMoVNb9-2 (B 85ppm, N 110ppm) LNHB 2602.....	61
5.3.7	X10CrWMoVNb9-2 (B 70ppm, N 210ppm) MNB 2603	63
5.3.8	X10CrWMoVNb9-2 (B 50ppm, N 330ppm) HNLB 2604.....	65
5.3.9	Zusammenfassung und Diskussion.....	67
5.4	Bestimmung der Härtewerte innerhalb der WEZ	69
5.4.1	Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb.....	69
5.4.2	Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2 (Vanadium 0,017%)	71
5.4.3	Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2	74
5.4.4	Zusammenfassung und Diskussion.....	76
6	Zusammenfassung und Ausblick	78
7	Literaturverzeichnis	81
8	Maschinenverzeichnis	85

9	Anhang A	87
9.1	Material NPM1	87
9.2	Material NPM4	110
9.3	Material 2555	133
9.4	Material 2556	156
9.5	Material 2562	179
9.6	Material 2602	202
9.7	Material 2603	225
9.8	Material 2604	248
10	Anhang B	271
10.1	Kerbschlagbiegeversuchsplan NPM4	271
10.2	Zugversuchsplan NPM4	271
10.3	Versuchsplan NPM	271
10.4	Versuchsplan OptiBorN	273
11	Anhang C	277
11.1	Einführung in das Fertigungsverfahren Schweißen	277
11.2	Einführung in die Dehnung	281
11.3	Einführung in Stahlgruppe der 9-12% Chromstähle	282
11.3.1	Einordnung der 9-12% Chromstähle	282
11.3.2	Festigkeitssteigernde Mechanismen in 9-12%Chromstählen:	283
11.3.3	Typische Ausscheidungen in 9-12% Chromstählen:.....	285

1 Einleitung

Zwischen 1990 und 2000 stieg der globale Energieverbrauch um 15 % und man nimmt an, dass er zwischen 2000 und 2020 noch stärker steigt. Auf fossile Brennstoffe wie Kohle, Gas und Öl entfallen momentan etwa 80 % des Weltenergieverbrauchs. Die Zunahme des fossilen Anteils wird voraussichtlich bis 2020 stärker zunehmen als der Gesamtenergieverbrauch [1]. Um die Treibhausgase zu minimieren und die Sicherheit der Energieversorgung zu erhöhen, müssen die Wirkungsgrade der thermischen Kraftwerke und die Beständigkeit der Komponenten erhöht werden. Die Reparatur- oder Ersatzteilkosten sind im Vergleich zu den Kosten eines Produktionsausfalls gering. Deswegen sollte ein Kraftwerk möglichst durchgehend betrieben werden [2]. Die hohen Spannungen bei hoher Temperatur beanspruchen das Material sehr. Andere Schädigungsmechanismen wie z.B. Korrosion werden für diese Arbeit ausgeklammert.

Schweißverbindungen sind im Kraftwerksbau weit verbreitet. Häufig versagt ein Bauteil in der Wärmeeinflusszone (WEZ) einer Schweißung. Das Versagen auf Grund von Porenbildung in der Feinkornzone wird als Type IV cracking [2] bezeichnet. Ein Ansatz zur Vermeidung des Type IV Fehlers ist die Unterdrückung der Ausbildung einer Feinkornzone in der WEZ.

Dass das Konzept, bei einer Wärmebehandlung die alte Kornstruktur wiederherzustellen und dadurch eine Kornfeinung zu verhindern, auch machbar ist, wird in der Arbeit von Mayr [3] bestätigt. Um zu untersuchen, ob es möglich ist, den Mechanismus auf den bewährten Kraftwerksstahl X10CrWMoVNb9-2 zu übertragen, ist das Projekt OptiBorN entstanden. Das Institut für Werkstoffkunde der TU Graz (IWS), TenarisDalmine und Centro Sviluppo Materiali (CSM) führten OptiBorN aus. Die Aufgabe von mir war es die Wärmeeinflusszone von acht 9 % Chromstählen mit unterschiedlichem Bor- und Stickstoffgehalt in Bezug auf die Korngröße, die Härte und die Umwandlungstemperaturen zu untersuchen.

2 Aufgabenstellung

Gegenstand dieser Arbeit ist die Erzeugung und Charakterisierung einer typischen Wärmeeinflusszone (WEZ) an acht bor- und stickstoffmodifizierten 9 % Chromstählen. Mit Hilfe eines Dilatometers werden durch vereinfachte linearisierte Schweißzyklen die Gefüge der WEZ mit und ohne Wärmenachbehandlung (PWHT) generiert. Die Entwicklung der Umwandlungspunkte A_{C1} , A_{C3} und M_S über die WEZ wird anhand der Dilatometerkurven bestimmt. Die Feinkornzone sollte auf Grund der Legierung unterdrückt werden. Um zu erkennen, ob eine ausgeprägte Feinkornzone existiert, wird ein mittlerer Korngrößenverlauf über geeignete Ätzungen mit Hilfe von lichtmikroskopischen Aufnahmen bestimmt. Zudem wird noch die Härte der einzelnen Proben gemessen.

3 Literaturübersicht

3.1 9-12% Chromstähle

In thermischen Kraftwerken können Bauteile durch eine Vielzahl an Beanspruchungen geschädigt werden. Bei fossil-thermischen Kraftwerken sind solche Schädigungsmechanismen z.B. die Korrosion durch das Rauchgas, die Oxidation durch den Dampf und das Kriechen durch die thermische Belastung. Andere Gebrauchseigenschaften wie gute Schweißbarkeit, hohe Wärmeleitfähigkeit, geringe Wärmeausdehnung, hohe Zeitstandfestigkeit und Zähigkeit sind ebenso gefordert [4].

Als Beispiel für die Unterschiede martensitischer und austenitischer Werkstoffe seien der Wärmeausdehnungskoeffizient α , die Wärmeleitfähigkeit λ und die Festigkeit σ erwähnt (siehe Tabelle 1). Der austenitische Stahl hat eine wesentlich geringere Wärmeleitfähigkeit λ als der martensitische [5]. Der Wärmeausdehnungskoeffizient α ist beim austenitischen Stahl X8CrNiNb 16 13 mit $18 \cdot 10^{-6}$ m/K größer als beim martensitische Stahl X20CrMoV 12 1 mit $12 \cdot 10^{-6}$ m/K. $\sigma_{B(100.000h;600^\circ C)}$ gibt die Spannung an, die nach 100.000 Stunden bei $600^\circ C$ zum Bruch führt. Aus den in Tabelle 1 angeführten $\sigma_{B(100.000h;xxx^\circ C)}$ Werten ist ersichtlich, dass der martensitische Chromstahl bei höheren Temperaturen dramatisch an Festigkeit verliert. Wegen des Vorteils der geringeren Wärmeausdehnung und der höheren Wärmeleitfähigkeit wird bei den martensitischen 9-12% Chromstählen weiter geforscht, um das Kriechverhalten zu verbessern [6].

Tabelle 1: Unterschiede zwischen austenitischem und martensitischem Stahl [5,6]

	λ	α	$\sigma_{0,2}$ 500°C	σ_B (100.000h 500°C)	σ_B (100.000h 550°C)	σ_B (100.000h 600°C)
	[W/(m*K)]	[m/K]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
austenitischer Stahl X8CrNiNb 16 13	15	$18 \cdot 10^{-6}$	130	130	125	115
martensitischer Stahl X20CrMoV 12 1	45	$12 \cdot 10^{-6}$	300	235	128	59

3.2 Fehlertypen nach Schüller

Die 9-12% Chromstähle werden in Dampfkraftwerken für Frischdampfleitungen, Sammler, Rotoren, Turbinengehäuse, Ventilen usw. eingesetzt. Bei den warmfesten ferritischen Stählen bilden sich immer wieder an denselben Orten Risse. Die Fehler treten dabei sehr häufig in oder bei der Schweißverbindung auf und werden als Type I, Type II, Type III und Type IV Risse bezeichnet. Diese sind in Abbildung 1 dargestellt, die die Orte und die Ausbreitung der gefundenen Risse [2] zeigt.

Die TYPE I Risse entstehen und enden im Schweißgut. Sie können längs oder quer sowie in jeder anderen Richtung zur Schweißnaht erscheinen. Charakteristisch für TYPE I und TYPE II Risse ist der Beginn im Schweißgut.

Beim TYPE II wächst der Riss jedoch weiter in die wärmebeeinflusste Zone und schließlich auch noch in den Grundwerkstoff.

Die TYPE III Risse befinden sich nicht mehr im Schweißgut. Sie beginnen in der Grobkornzone und verlaufen in ihr, können sich aber auch weiter bis in den Grundwerkstoff hinein ausbreiten.

Die Risse des TYPE IV sind Zeitstandrisse und treten erst nach längerem Betrieb [3] in der Feinkornzone der Wärmeeinflusszone (WEZ) auf und haben so gut wie keine Vorankündigung durch z.B. Verformung. Dieser Fehler verursacht eine schlechtere Zeitstandfestigkeit als das Grundmaterial.

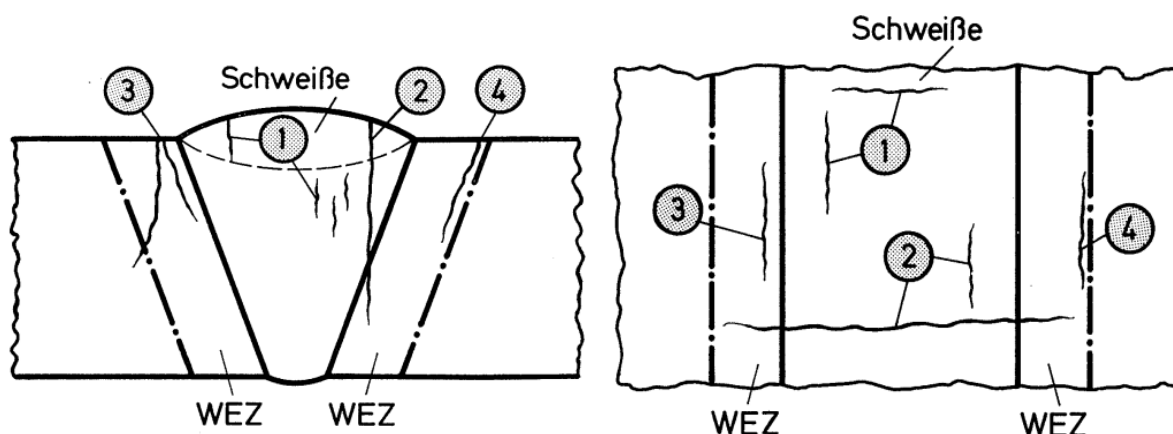


Abbildung 1: Rissarten in Schweißverbindungen nach Schüller: (1)...TYPE I; (2)...TYPE II; (3)...TYPE III; (4)...TYPE IV [2]

Die einzelnen Typen werden in der Dissertation von Mayr [3] ausführlich behandelt. Bei diesen Werkstoffen stellen die Fehlertypen I bis III kein Problem mehr dar. Anders verhält es sich mit den Type IV Rissen. Daher wird nun genauer auf diesen Risstyp eingegangen.

3.3 Type IV cracking / Type IV failure

Die Type IV Risse treten in der interkritischen Zone bzw. in der Feinkornzone der Wärmeeinflusszone (vgl. Kapitel 11.1) auf. Die im Werkstoff auftretenden Spitzentemperaturen der Schweißzyklen sind nahe der A_{C1} Temperatur. Bei niedrigen Temperaturen ist der Festigkeitsverlust der Wärmeeinflusszone (WEZ) gegenüber dem Grundmaterial nicht ausgeprägt. Größer wird der Unterschied mit steigender Temperatur und dort besonders bei einem niedrigen Spannungsniveau. Letofsky hat dies in seiner Arbeit [7] mit dem E911 bestätigt. Fast alle hochwarmfesten ferritischen Werkstoffe weisen eine Anfälligkeit für Type IV Risse auf. Niedriglegierte Stähle ($\frac{1}{2}\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}\frac{1}{4}\text{V}$, 1CrMo, 1CrMoV, $1\frac{1}{4}\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}$, 2CrMo, T/P22, T/P23, T/P24) sind gleichermaßen betroffen wie hochlegierte Stähle (P91, X20CrMoV121, P92, P122, E911) [8]. Kriechporen lassen sich an dieser Art gebrochener Kriechproben gut erkennen [3]. Aus diesen Kriechporen können Risse entstehen, die zu einem Versagen des Materials führen. Die Festigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff kann dabei bis zu 50 % reduziert sein.

Die Schädigungsentwicklung [5] bei vielen Werkstoffen vollzieht sich von den Riskeimen bis zum Bruch in folgender Reihenfolge: *Riskeime* --> *Wachstum zu einzelnen Mikroporen (Cavities)* --> *Porenketten* --> *Mikrorisse* --> *Makrorisse* --> *Bruch*. Nach derzeitigem Kenntnisstand erfordert die Risseinleitung die meiste Zeit des Schädigungsprozesses und ist damit für den Kriechbruch maßgeblich. Hohlräume können sich entweder durch eine Ansammlung von Leerstellen bei einer Zugbeanspruchung oder durch das Aufreißen von Bindungen der Gitterbausteine bilden. Die für eine Porenkeimbildung, alleinig durch Leerstellenkondensation in Bereichen hoher Zugspannung, benötigte Spannung liegt in der Größenordnung von 10^4 N/mm^2 [5,9] also wesentlich höher als die Festigkeit des Werkstoffes. Daher wird diese beim Kriechen ausgeschlossen. Dass Korngrenzengleiten wird als Ursache der interkristallinen Riskeimbildung erachtet. Relativbewegungen der Körner entlang der Korngrenzen verursachen Spannungskonzentrationen an den

Korngrenztripelkanten, Korngrenzenstufen und Korngrenzenteilchen. Wenn die Spannungen nicht durch plastische oder diffusionsgetragene Anpassungsprozesse im Kornvolumen relaxieren, kommt es dort zur Risseinleitung durch Aufbrechen der Bindungen zwischen den Atomen. Eine weitaus größere Bedeutung als Risskeimstellen kommt den Korngrenzenausscheidungen zu; Spannungskonzentrationen an Korngrenzenstufen, -wellen oder an Tripelkanten sind bei normalen Betriebsspannungen eher schwach ausgeprägt. Mit steigender Temperatur nimmt der Anteil des Korngrenzengleitens an der Gesamtverformung zu, weil der Korngrenzendiffusionskoeffizient zu- und somit die Korngrenzenviskosität abnimmt. Bei hohen Spannungen und Kriechgeschwindigkeiten ist der Anteil an Korngrenzengleiten an der Gesamtverformung gering. Mit kleiner werdendem Korn nimmt der Anteil an Korngrenzengleiten zu. Die Kriechschädigung nimmt mit feiner werdendem Korn ab, weil sich die Abgleitrate verringert und die Tripelkanten das Abgleiten verhindern. Mit gröber werdendem Korn nimmt die Zeitbruchverformung ab, da die Kriechrisseinleitung zunimmt. Gröberes Korn erhöht trotz des gegenläufigen Effekts der Zeitbruchverformung die Zeitstandfestigkeit. Die Auswirkungen der Korngröße auf die Festigkeit über die gesamte Standzeit überwiegen gegenüber denen der Schädigung [5].

Wünschenswert sind Festigkeiten der WEZ nahe am Grundmaterial. Um das zu erreichen, müssen die Kriechmechanismen verlangsamt werden, sodass die WEZ nicht zu einer Schwachstelle wird. Der Type IV Fehler kann auch dadurch verhindert werden, dass man gar keine Feinkornzone entstehen lässt. Dass dieser Gedanke nicht so abwegig ist, bewiesen Kimmins und Gooch.

In ihrer Studie [10] wurde die Keimbildung und das Wachstum des Austenits in dem bainitisch-martensitischen 1Cr-1Mo-0,75V(Ti,B) Stahl betrachtet. Eine kugelige und eine nadelige Form des Austenits wurden beobachtet. Kugelige Keimbildung und Kornwachstum führt zu einer Kornfeinung, die nadelige Form zu einer Wiederherstellung des ursprünglichen Austenitkorns. Das Mengenverhältnis von nadelförmigem zu kugeligen Austenit ist von der Heizrate, der Wärmebehandlung und der chemischen Zusammensetzung abhängig. Nadelförmige Keimbildung tritt am stabilisierten Restaustenit an Martensit- oder Bainit-Lattengrenzen auf. Das nachfolgende Wachstum wird durch diese Grenzen eingeschränkt. Nadelförmige Körner innerhalb des ehemaligen Austenitkorns haben durch das Wachsen aus dem

Restaustenit eine gemeinsame Ausrichtung. Das Vereinen an den Stoßstellen führt zur Wiederherstellung des ursprünglichen Austenitkorns. Dieses Phänomen wird als „Austenite Memory Effect“ bezeichnet. Die Anwesenheit von Titankarbid stabilisiert die Lattengrenzen für das nadelförmige Wachsen des Austenits, bevor Lattengrenzenwiederherstellungen und Rekristallisationsprozesse die Mikrostruktur beherrschen. Austenitisieren bei 650°C bis 700°C ist für das Auflösen von Restaustenit günstig, fördert jedoch auch die Kornfeinung beim späteren Austenitisieren. Aus den Experimenten geht hervor, dass die Anwesenheit der Elemente Aluminium, Phosphor, Arsen, Zinn und vor allem Titan und Bor den Memory Effect begünstigen.

Francis und Mazur beschreiben in ihrer Arbeit [11] die Mechanismen des Type IV Risses als einen Bruch, der mit der Feinkornzone einer Schweißung eng verbunden ist. Die Spitzentemperaturen der Schweißzyklen in dieser Zone liegen im Bereich der Austenitphase. Die Zeit in derselben ist jedoch zu kurz, um Niederschläge von Karbiden vollständig aufzulösen. Die niedrigste Härte hat nicht die Feinkornzone, sondern die interkristalline Zone (teilweise Umwandlung von Martensit in Austenit). Bei hohen Spannungen an simulierten Proben (homogenes Gefüge) fällt das Minimum an Kriechfestigkeit in die Zone mit geringster Härte (interkristalline Zone). Bei niedrigen Spannungen, welche die typischen Beanspruchungen im Betrieb darstellen, liegt die geringste Kriechfestigkeit in der Feinkornzone, die nicht die Zone mit der geringsten Härte ist. Daraus lässt sich ableiten, dass die Härte weder zur Beurteilung der Type IV Empfindlichkeit noch zur Beurteilung des Ortes der Type IV betroffenen Zone herangezogen werden kann. Die Prüfung von Proben mit einheitlich eingestelltem Gefüge ist aufschlussreich, das Gefüge einer Feinkornzone in einer Realschweißung ist aber bei weitem nicht so homogen. Laut Finite Elemente Berechnungen sollten dreiachsige Spannungszustände in der Feinkornzone einer Realschweißung die Type IV Rissbildung beschleunigen. Bei realgeschweißten Proben konnte jedoch ein größerer Widerstand als in der simulierten Feinkornzone Probe festgestellt werden.

Eine Erklärung findet sich in der Arbeit von Kimmins und Smith [11], die Korngrenzengleiten in ihrem Finite-Elemente-Modell erlaubten. Sie fanden heraus, dass diese Einschränkung von der Entspannung der heterogenen Mikrostruktur durch das Korngrenzengleiten kommt. Dadurch entstehen leichter Fehler in der

Feinkornzone. Dies steht im Einklang mit dem reinen Kriechverhalten einer simulierten homogenen Feinkornzone. Diese Ergebnisse führen zur Schlussfolgerung, dass das Vorhaben die Korngrenzen zu stärken, z.B. durch Zulegieren von Bor, zu einer Verbesserung bezüglich Type IV Rissen führt.

Eine ausführliche Zusammenfassung über Type IV Mechanismen sind in der Arbeit von Perrin und Hayhurst [12] veröffentlicht.

Am National Institute for Materials Science (NIMS) wurde der 9 % Chromstahl 9Cr-3W-3Co-V-Nb entwickelt. Durch die modifizierte Borzugabe besitzt die WEZ dieses Werkstoffs eine hohe Zeitstandfestigkeit, die fast der des Grundmaterials entspricht [13]. Es wurde gezeigt, dass die Verhinderung der Kornfeinung nur durch den Bor-Effekt verursacht wird. Weiter wurde von Shirane versucht, die Mechanismen zu verstehen, die hinter der Unterdrückung der Feinkornzone stehen. Dabei wurde der 9Cr-3W-3Co-V-Nb mit einem Borgehalt von 130 ppm legiert (130B) und mit dem P92 mit Anlassen (Gr92) und ohne Anlassen (Gr92N) verglichen. In Tabelle 2 und Tabelle 3 sind die Zusammensetzungen und die Wärmebehandlungsparameter aufgelistet.

Tabelle 2: NIMS chemische Zusammensetzung der Stähle

Stahl	chemische Analyse in Gewichtsprozent (wt%)										
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Co	Nb	V	N	B
130B	0,077	0,300	0,49	8,97	2,87	-	2,91	0,05	0,18	0,0015	0,013
Gr92	0,090	0,160	0,47	8,72	1,87	0,45	-	0,06	0,21	0,0500	0,002
Gr92N											

Tabelle 3: NIMS Wärmebehandlungstabelle

Stahl	Austenitisieren	Anlassen
130B	1080°C x 1h	800°C x 1h
Gr92	1070°C x 2h	780°C x 2h
Gr92N		-

Die thermische Simulation der WEZ wurde für verschiedene Spitzentemperaturen durchgeführt. Die Proben wurden mit 100 K/s auf die Spitzentemperatur T_P erwärmt,

0,5 s auf T_P gehalten und mit 100 K/s auf Raumtemperatur gekühlt. T_P variierte zwischen 740°C und 1100°C.

In Abbildung 2 (a) wird die Rückumwandlung α/γ schematisch dargestellt. In der ersten Phase der Umwandlung wird der Austenit bei allen Stählen an den ursprünglichen Austenitkorgrenzen (PAGB¹) gebildet. Je nach Material ist die weitere Entwicklung der Mikrostruktur anders. Beim Gr92 bildet sich feiner Austenit auch innerhalb des ehemaligen Austenitkorns, beim Gr92N und beim 130B bildet sich grober Austenit. Nach der kompletten Rücktransformation steigt beim 130B der Volumenanteil der feinen Austenitkörner mit zunehmender Spitztemperatur, während beim Gr92N das feine Korn durch das grobe Austenitkorn absorbiert wird. So bleibt das grobe Austenitkorn erhalten. Durch eine Reduktion des Borgehaltes im Grundwerkstoff resultiert eine Kornfeinung. Shirane [13] schließt daraus, dass die Verhinderung der Kornfeinung auf das Element Bor zurückzuführen ist. Beim Gr92N schrumpfen und verschwinden die feinen Körner mit steigender Temperatur. Der Volumenanteil der feinen Körner wächst beim 130B. Das ist nur möglich, wenn die freie Energie des groben Austenits größer als die des feinen Austenits ist. Wenn die Umwandlung diffusionslos ist, kann das Phänomen dadurch erklärt werden, dass der grobe Austenit eine hohe Dichte an Versetzungen aufweist und sich dadurch die freie Energie erhöht.

¹ prior austenite grain boundary

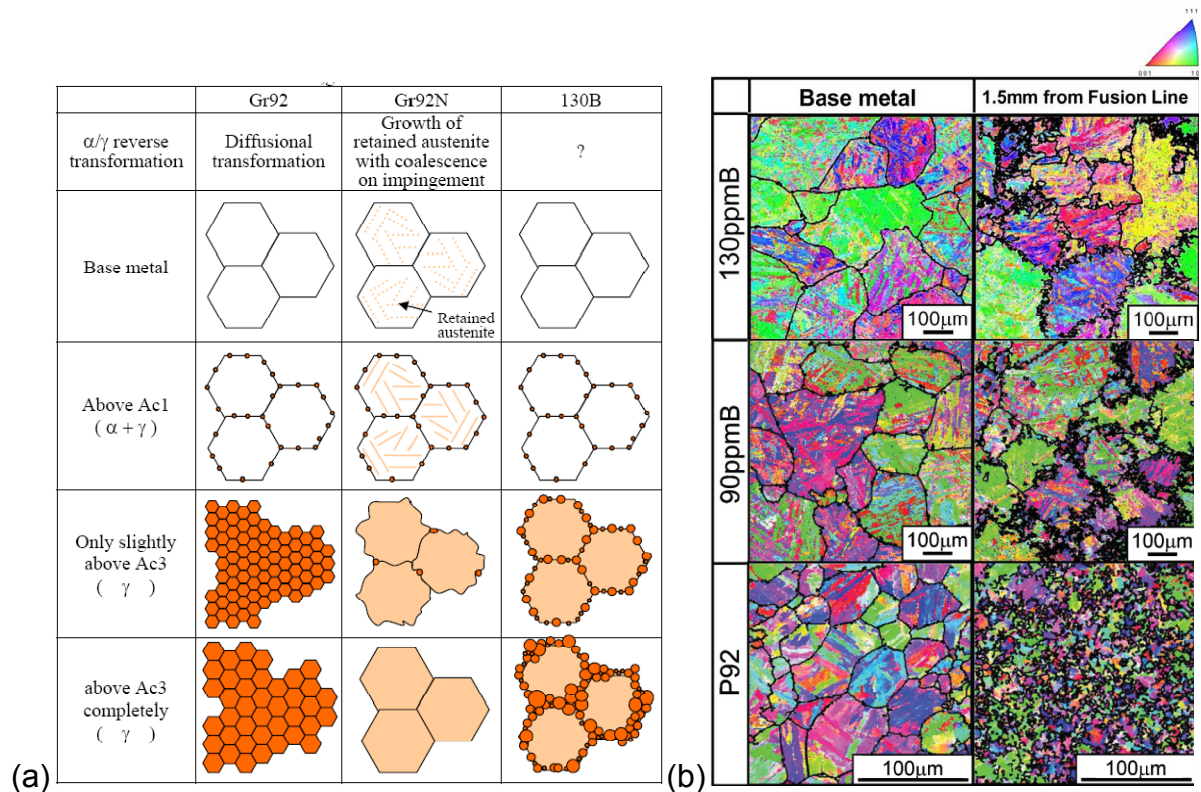


Abbildung 2: (a) schematische Darstellung der Gefügeumwandlung [14]; (b) Kornstruktur über EBSD (electron backscatter pattern) Analyse (Inverse Pole Figure Map [001]) [15,16]

In Arbeiten von Kondo [15,16] wird mitunter gezeigt (Abbildung 2 (b)), dass der feinkörnige Anteil an den ehemaligen Austenitkorn Grenzen beim 130B geringer ausfällt als beim 90B. Als Vergleich dazu ist das Gefüge des P92 (Gr92) dargestellt. Jedoch sei noch darauf hingewiesen, dass das Gefüge des P92 um das drei- bis vierfache kleiner ist als das der anderen beiden Stähle. Innerhalb der Wärmeeinflusszone des 130B sind bei Kriechversuchen keine Poren aufgetreten, was auf eine Type IV Rissunempfindlichkeit hinweist. Der Stickstoffgehalt wurde niedrig (< 30 ppm) gehalten, um eine optimal positive Wirkung des Bors (Vermeidung der Bildung von Bornitrid) zu erreichen.

In der Arbeit „Alloy Design of Creep and Oxidation Resistant 9Cr Steels for Thick Section Boiler Components Operating at 650°C“ von Abe [17] wurde für einen 9Cr-3W-3Co-0,2V-0,05Nb Stahl durch die Zugabe von Bor versucht, die $M_{23}C_6$ Karbide und die feinen MX Nitride zu stabilisieren. Die Zugabe von Bor und die Minimierung von Stickstoff sind für die Stabilisierung des martensitischen Gefüges

sehr wichtig. Um eine Verbesserung der Kriecheigenschaften zu bekommen, muss darauf geachtet werden, dass das Bor frei, d.h. nicht in Bornitriden oder Wolfram-Boriden, zur Verfügung steht. Abbildung 3 zeigt schematisch die Mikrostruktur des angelassenen Martensits. Die $M_{23}C_6$ Karbide sind normalerweise an den ehemaligen Austenitkorngrenzen (PAGB) viel größer als im Inneren des Kornes (Abbildung 3 (b)). Die feinen MX Karbonitride sind hauptsächlich in der Matrix innerhalb der Latten verteilt. An den PAGB nimmt ihre Dichte ab. Die angelassene martensitische Mikrostruktur ist inhomogen. Das wiederum ist von großer Bedeutung beim Kriechen bei höherer Temperatur. Es führt zu einem früheren Kriechbeginn, einer höheren minimalen Kriechrate und in kürzerer Zeit zum Bruch. Die Hauptaufgabe von Bor ist, die Vergrößerung der $M_{23}C_6$ Karbide in der Nähe der PAGB zu verlangsamen. Die Verteilung der feinen MX Nitride sowohl entlang der Grenzen als auch in der Matrix ist in Abbildung 3 (c) dargestellt und kann zu einer homogenen Mikrostruktur hinsichtlich der Verteilung der Ausscheidungen und Latten führen. Durch die Borlegierung hat der 9Cr-3W-3Co-0,2V-0,05Nb eine höhere Kriechbruchspannung als die konventionellen Stähle T91 und P92 bei 650°C.

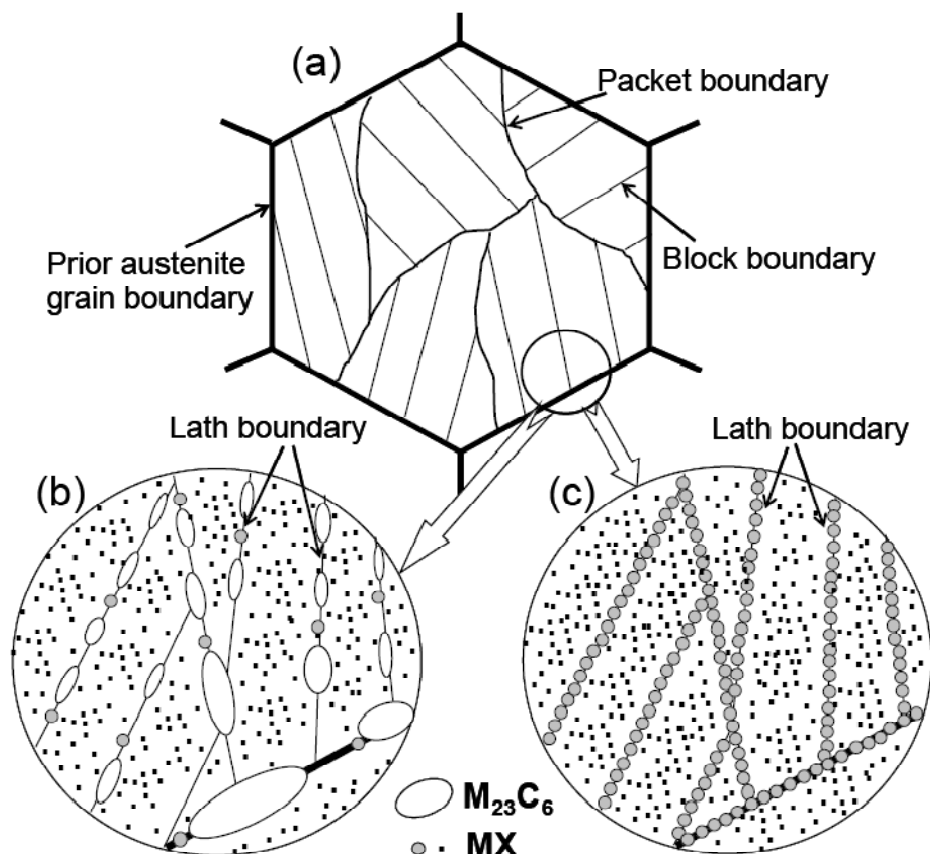


Abbildung 3: schematisch: angelassene martensitische Mikrostruktur [17]

Laha folgerte in seiner Arbeit „Characterization of Microstructures across the Heat-Affected Zone of the Modified 9Cr-1Mo Weld Joint to Understand Its Role in Promoting Type IV Cracking“ [18], dass die weiche Zone einer modifizierten 9Cr-1Mo Schweißverbindung in der interkritischen Zone auftritt. Die Vergrößerung der Martensitstruktur und der Ausscheidungen sowie die Verringerung der Versetzungsdichte während des Schweißzyklus reduzieren die Festigkeit der interkritischen Zone der WEZ. Ein Type IV Bruch tritt in der interkritischen Zone auf und führt zu einer verstärkten Kriechverformung mit Kriechporen (Cavities). Die weiche Matrix, grobe Ausscheidungen und feines Korn führen zu gemeinsam induzierten Kriechporen der umliegenden stärkeren Zonen, die die Zeitstandfestigkeit der interkritischen Zone verringern.

Der Bildungsprozess von $M_{23}(CB)_6$ Ausscheidungen ist in Abbildung 4 schematisch dargestellt. Abe [19] legt auf Grundlage von Untersuchungen am

9Cr-3W-3Co-VNb dar, dass sich während des Normalisierens bei 1100°C nur Bor an den Korngrenzen ausscheidet. Die $M_{23}C_6$ Karbide entstehen auf Grund der hohen Temperaturen nicht. Während des nachfolgenden Anlassens auf 800°C können sich $M_{23}C_6$ Karbide an den Korngrenzen und an den Lattengrenzen ausscheiden. Durch die Borausscheidungen an den Korngrenzen können $M_{23}C_6$ Ausscheidungen mit Bor zu $M_{23}(CB)_6$ Ausscheidungen angereichert werden. $M_{23}(CB)_6$ Ausscheidungen können sich auch direkt an den Korngrenzen ausscheiden.

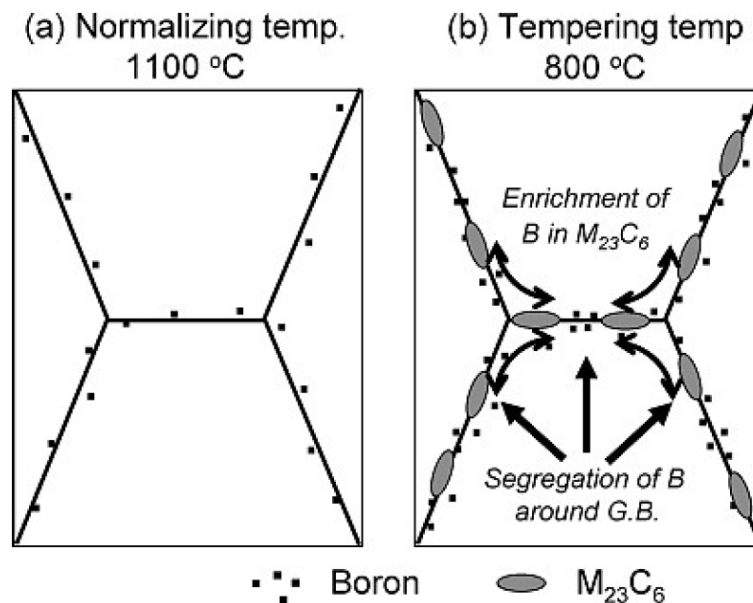


Abbildung 4: $M_{23}(CB)_6$ Bildung während der Wärmebehandlung [19]

Der Mechanismus zur Reduzierung der Vergrößerungsrate von $M_{23}C_6$ Karbiden mit Bor ist in Abbildung 5 dargestellt. Leerstellen wandern bis zum Erreichen der wachsenden Karbidoberfläche durch die Matrix. Wenn Boratome diese Leerstellen in der Umgebung der wachsenden Karbide auffüllen, kann keine lokale Volumsänderung stattfinden. Dies ist der Grund der reduzierten Vergrößerungsrate. Aber vermutet, dass die durch Bor gefüllten Leerstellen in der Nähe des Karbids die Hauptwirkung ist. Das macht lokale Volumsänderungen schwer.

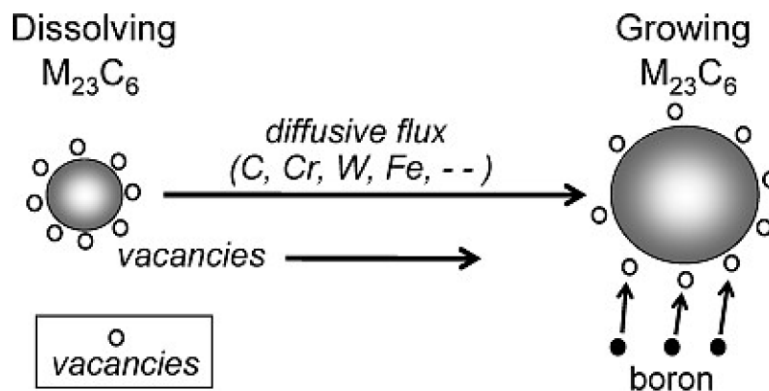


Abbildung 5: Umfeld beim Wachsen der $M_{23}C_6$ Ausscheidungen [19]

Am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik (IWS) der Technischen Universität Graz wurde auf Basis des 9Cr-3W-3Co-VNb der Werkstoff NPM1 entwickelt. Wie in Abbildung 6 zu erkennen ist, erfährt der Werkstoff beim Aufheizen auf 1100°C und anschließenden Abkühlen eine zweifache Phasenumwandlung (Martensit --> Austenit --> Martensit). Bei anderen Vertretern dieser Werkstoffgruppe führt dieser Vorgang in der Regel zu einer Kornfeinung und wirkt sich somit negativ auf das Zeitstandverhalten in diesem Bereich aus [20]. Beim NPM1 wurde keine Kornfeinung trotz zweifacher Umwandlung festgestellt. Es zeigte sich sogar der Erhalt der ehemaligen Austenitkorn Grenzen (Abbildung 7). Innerhalb des Kornes sind z.T. auch Orientierungen der Martensitlatten ähnlich der des Ausgangswerkstoffes. Die 9Cr-3W-3Co-VNb Stahl Variante mit ausgewogenem Bor und Stickstoff Verhältnis zeigt eine hohe Resistenz gegenüber Type IV Rissbildungen. Durch die Eliminierung der schwachen Feinkornzone ist die Kriechspannung des Grundwerkstoffes annähernd gleich groß wie die der WEZ. Somit können vorzeitige Fehler in der WEZ vermieden werden [3].

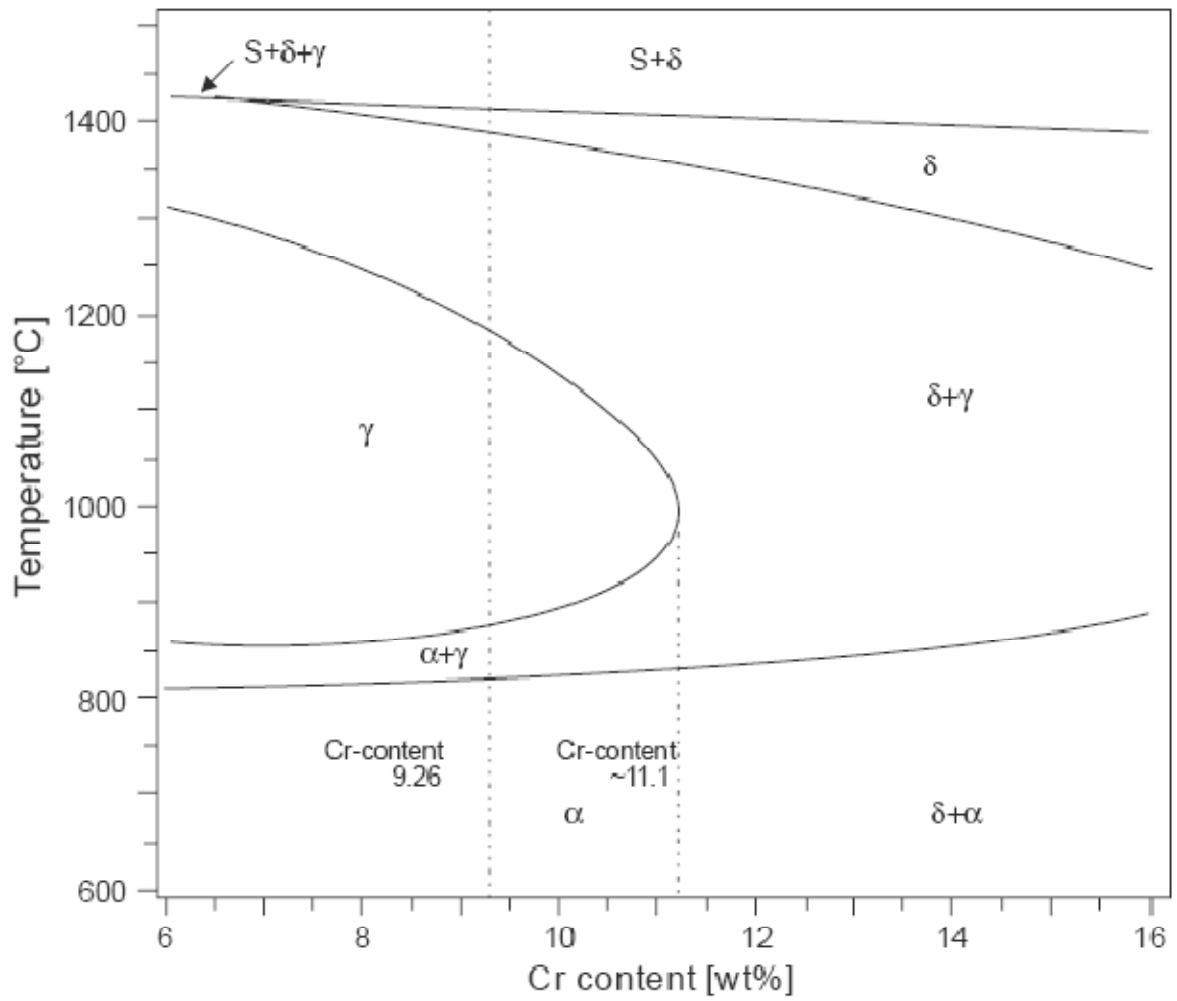


Abbildung 6: Errechnetes Phasen Diagramm vom NPM1 mit Hilfe des Computerprogramms Matcalc [3]

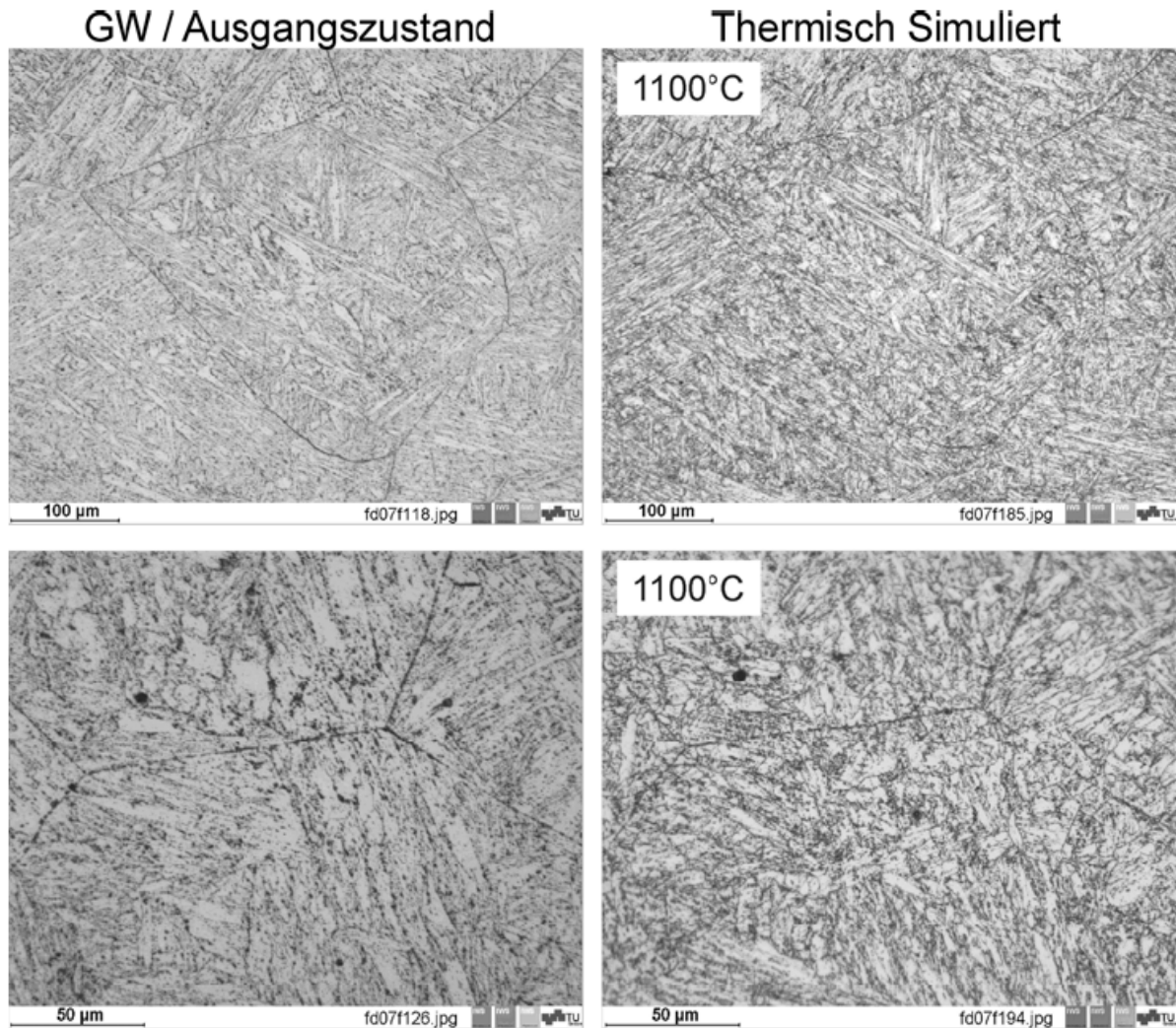


Abbildung 7: Mikrostruktur des NPM1 nach thermischer WEZ Simulation [3,20]

Tsukamoto und Tabuchi fassten einige Ergebnisse des NIMS zusammen [21]. Borlegierte 9Cr-3W-3Co-VNb-Stähle sind zur Verbesserung der Zeitstandfestigkeit einer Schweißverbindung entwickelt worden. Der Stahl hat eine hervorragende Kriecheigenschaft. Die Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung zeigt fast denselben Wert wie die des Grundwerkstoffes und ist besser als die konventionellen hitzebeständigen Stähle. Kein Type IV Versagen wurde bisher in der Zeit von mehr als 20.000 Stunden beobachtet. Dies ist auf die Verbesserung der WEZ Mikrostruktur zurückzuführen. Der ehemalige grobe Austenit ist in der WEZ bei einer Spitztemperatur in der Größe von A_{C3} wieder gebildet worden, während der konventionelle hitzebeständige Stahl Gr92 eine Kornfeinung an der gleichen Stelle aufweist. Das feinkörnige Gefüge der WEZ vom Gr92 zeigt nur wenig $M_{23}C_6$

Ausscheidungen. Der Mangel an Korngrenzenverfestigung führt zu einem Type IV Versagen. In der WEZ des borlegierten Stahls wird der ursprüngliche Austenit des Grundwerkstoffs während des Schweißzyklus wiederhergestellt. Die $M_{23}C_6$ Karbide scheiden sich während des PWHT auf den gleichen Korngrenzen aus. Dies verzögert ein Type IV Versagen.

4 Experimentelle Untersuchungen

4.1 Untersuchte Probenwerkstoffe

In dieser Arbeit wird die Wärmeeinflusszone (WEZ) von acht Werkstoffen (Tabelle 4) untersucht. Die Charakterisierung der WEZ erfolgt in Hinblick auf Korngrößenentwicklung, Umwandlungsverhalten und Härte. Alle behandelten Stähle fallen in die Gruppe der 9 % Chromstähle (ferritisch-martensitische Stähle).

Tabelle 4: Übersicht der untersuchten Werkstoffe mit zugehörigem Bor- und Stickstoffgehalt

Legierungskonzept	Werkstoff- bezeichnung	B wt%	N wt%
9Cr-3W-3Co-VNb	NPM1	0,0120	0,0130
	NPM4	0,0114	0,0100
X10CrWMoVNb9-2 Vanadium 0,017 wt%	LNHB 2555	0,0100	0,0109
	HNLB 2556	0,0055	0,0351
	MNB 2562	0,0075	0,0230
X10CrWMoVNb9-2	LNHB 2602	0,0085	0,0106
	MNB 2603	0,0070	0,0206
	HNLB 2604	0,0050	0,0325

Abbildung 8 zeigt, ob im Werkstoff Bornitride zu erwarten sind. Sakuraya bestätigte in seiner Arbeit [22] die Löslichkeitsgrenze von Abe [17] für Bornitrid bei 1150°C. Das Löslichkeitsprodukt für Bornitride ist durch

$$\log^{wt\%} B = -2,45 * \log^{wt\%} N - 6,81$$

gegeben.

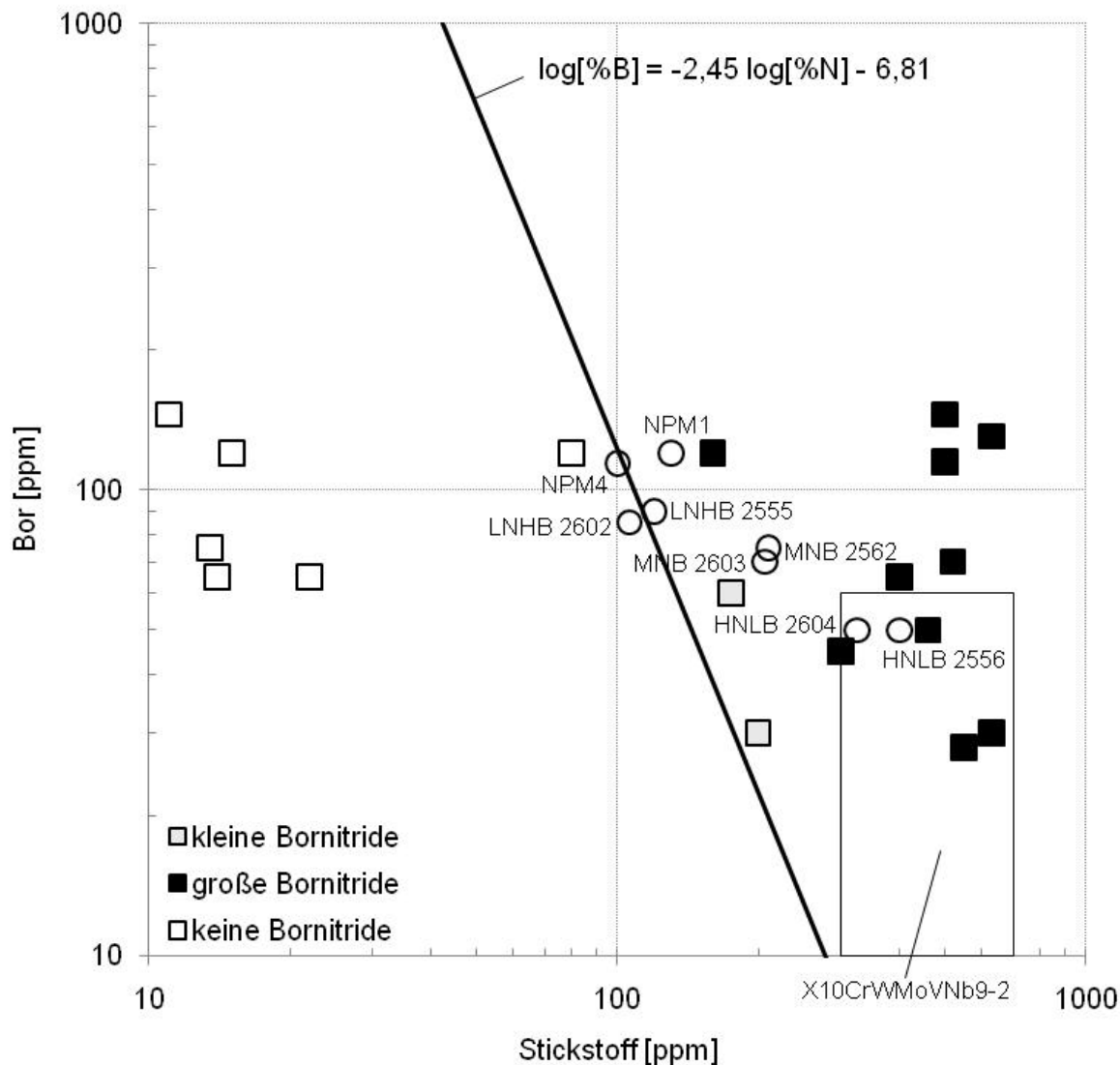


Abbildung 8: Größe der Bornitride als Funktion von Bor und Stickstoff nach Abe [17]

4.1.1 Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb

Das NIMS forscht sehr intensiv mit diesem Legierungskonzept als Basis. Auf Grund dieser Forschungen wurde die 20 kg Versuchsschmelze NPM1 [3] entwickelt und nach dem Gießen geschmiedet. Der NPM4 ist eine Weiterentwicklung [23] des NPM1. Der NPM4 hat gegenüber dem NPM1 einen reduzierten Stickstoffgehalt von 130 auf 100 ppm. 100 kg des NPM4 wurden mit Hilfe eines Vakuum Induktionsofens hergestellt. Der Gussblock wurde auf 20 mm Dicke gewalzt [23]. Die chemische Zusammensetzung der beiden Werkstoffe wird in Tabelle 5 aufgezeigt. Nach dem

Schmieden bzw. Walzen erfolgte eine Wärmebehandlung. Diese war für beide Werkstoffe ident. Sie bestand aus einem einstündigen Austenitisieren bei 1150°C und einem vierstündigen Anlassen bei 770°C (Tabelle 6).

Tabelle 5: chemische Zusammensetzung der Werkstoffe NPM1 und NPM4 in Gewichtsprozent

Analyse	Fe	Ni	Co	Cr	W	Nb	V	Al
	bal	%	%	%	%	%	%	%
NPM1	bal	0,06	2,950	9,26	2,84	0,056	0,21	<0,005
NPM4	bal	-	2,88	9,26	2,92	0,050	0,199	0,0040
	Ti	C	B	N	Si	Mn	P	S
	%	%	%	%	%	%	%	%
	<0,005	0,074	0,0120	0,0130	0,29	0,44	0,009	0,004
	-	0,090	0,0114	0,0100	0,299	0,509	0,001	0,0030

Tabelle 6: Wärmebehandlungsparameter der Testschmelzen NPM1 und NPM4

	Aufheizgeschwindigkeit [°C/h]	Temperatur [°C]	Haltezeit [min]	Abkühlung
Austenitisieren	250	1150	60	an Luft
Anlassen		770	240	

4.1.2 Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2

Die Basis für die Werkstoffe (Tabelle 7 und Tabelle 8) ist der seit 1998 im Kraftwerksbau verwendete X10CrWMoVNb9-2 (T92/P92 oder 1.4901). In modernen thermischen Kraftwerken wird der T92 für Komponenten innerhalb des Dampfkessels (Überhitzer und Zwischenüberhitzer) bei Dampftemperaturen von 580°C bis 600°C verwendet. Bei Komponenten außerhalb des Dampfkessels (Rohrleitungen) eignet sich der P92 bis 625°C. T/P92 ist eine Weiterentwicklung auf Basis des T/P91 durch

die Zugabe von Wolfram und Bor und die Reduktion von Molybdän. Der Kohlenstoff wurde niedrig gehalten, um optimale Verarbeitungseigenschaften (z.B. Schweißen) zu gewährleisten [24].

Im Projekt OptiBorN wird durch die gezielte Zugabe von Bor und Stickstoff versucht, die Feinkornzone bei einer Schweißung des X10CrWMoVNb9-2 zu unterbinden. In einem ersten Bericht [25] wurde die Empfehlung ausgegeben, den Werkstoff mit einem Borgehalt von 100 ppm und einem Stickstoffgehalt von 100 ppm zu legieren. Dieses Bor Stickstoff Verhältnis soll die Bildung von großen Bornitriden vermeiden und MX Ausscheidungen ermöglichen. Diese führen zu einer erhöhten Zeitstandfestigkeit.

Der Vanadiumgehalt der ersten Testserie (Tabelle 7) ist zu niedrig. Daher wurde noch eine zweite Testserie angefertigt (Tabelle 8). Eine Testserie besteht aus drei Schmelzen mit hohem Stickstoff- und niedrigem Borgehalt (HNLB), niedrigem Stickstoff- und hohem Borgehalt (LNHB) und mittlerem Stickstoff- und Borgehalt (MNB).

Tabelle 7: chemische Zusammensetzung der Werkstoffe LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562 in Gewichtsprozent

Analyse	Fe	Ni	Co	Cr	W	Mo	Nb	V
	bal	%	%	%	%	%	%	%
LNHB 2555	bal	0,09	0,020	9,05	1,81	0,45	0,049	0,018
HNLB 2556	bal	0,10	0,025	8,94	1,89	0,45	0,048	0,015
MNB 2562	bal	0,12	0,050	9,10	1,85	0,45	0,049	0,019
		Ti	C	B	N	Si	Mn	S
		%	%	%	%	%	%	%
		0,02	0,10	0,010	0,011	0,24	0,50	0,0026
		0,02	0,10	0,0055	0,035	0,25	0,50	0,0026
		0,02	0,10	0,008	0,023	0,23	0,50	0,0030

Tabelle 8: chemische Zusammensetzung der Werkstoffe LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604 in Gewichtsprozent

Analyse	Fe	Ni	Co	Cr	W	Mo	Nb	Cu
	bal	%	%	%	%	%	%	%
LNHB 2602	bal	0,106	0,023	9,09	1,90	0,45	0,049	0,10
MNB 2603	bal	0,103	0,022	9,07	1,94	0,45	0,050	0,12
HNLB 2604	bal	0,098	0,023	8,90	1,93	0,45	0,053	0,12
	V	C	B	N	Si	Mn	P	S
	%	%	%	%	%	%	%	%
	0,170	0,10	0,0085	0,0106	0,25	0,50	<0,0051	0,0026
	0,176	0,110	0,0070	0,0206	0,25	0,50	<0,0050	0,0032
	0,170	0,116	0,0050	0,0325	0,26	0,50	<0,0050	0,0024

Die Wärmebehandlung war für alle OptiBorN Werkstoffe gleich. 25 Minuten dauerte das Austenitisieren bei 1070°C und 75 Minuten das Anlassen bei 780°C (Tabelle 9).

Tabelle 9: Wärmebehandlungsparameter der Testschmelzen mit dem Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2

	Aufheizgeschwindigkeit	Temperatur [°C]	Haltezeit [min]	Abkühlung
Austenitisieren	-	1070	25	-
Anlassen	-	780	75	-

4.1.3 Probenkennzeichnung

Die Probenbezeichnung setzt sich aus zwei Teilen zusammen. Der erste Teil besteht aus der Zeichenfolge „DA_SA_“, was für „Diplomarbeit Sadrawetz“ steht, der zweite Teil ist eine fortlaufende vierstellige Nummer z.B. DA_SA_0001. Die Zuordnung der Proben zu Werkstoff und Temperaturzyklus ist der Liste im Anhang B zu entnehmen.

4.2 Untersuchungen am Abschreckdilatometer

Ein Abschreckdilatometer kann die Längenänderung einer Probe als Funktion der Temperatur bestimmen. Die Probe (siehe Abbildung 9) ist zylindrisch und hat einen Durchmesser von 4 mm und eine Länge von 10 mm. Eine geöffnete Messkammer ist in Abbildung 10 zu sehen. Zwischen der Schubstange (4) und dem Gegenhalter (5) (Abbildung 11) wird die Probe eingespannt. Durch die Induktionsspule wird die Probe auf die eingestellte Temperatur erwärmt. In die Induktionsspule ist ein Gaskanal integriert, der es ermöglicht, die Probe zu kühlen.

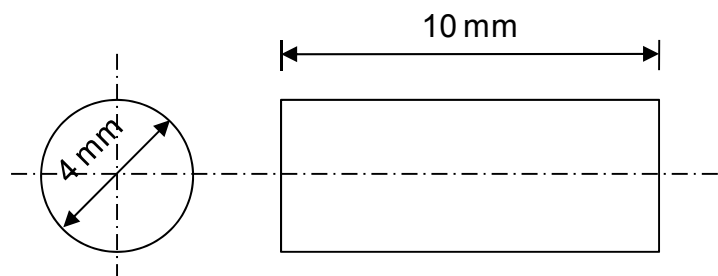


Abbildung 9: Dilatometerprobenabmessungen

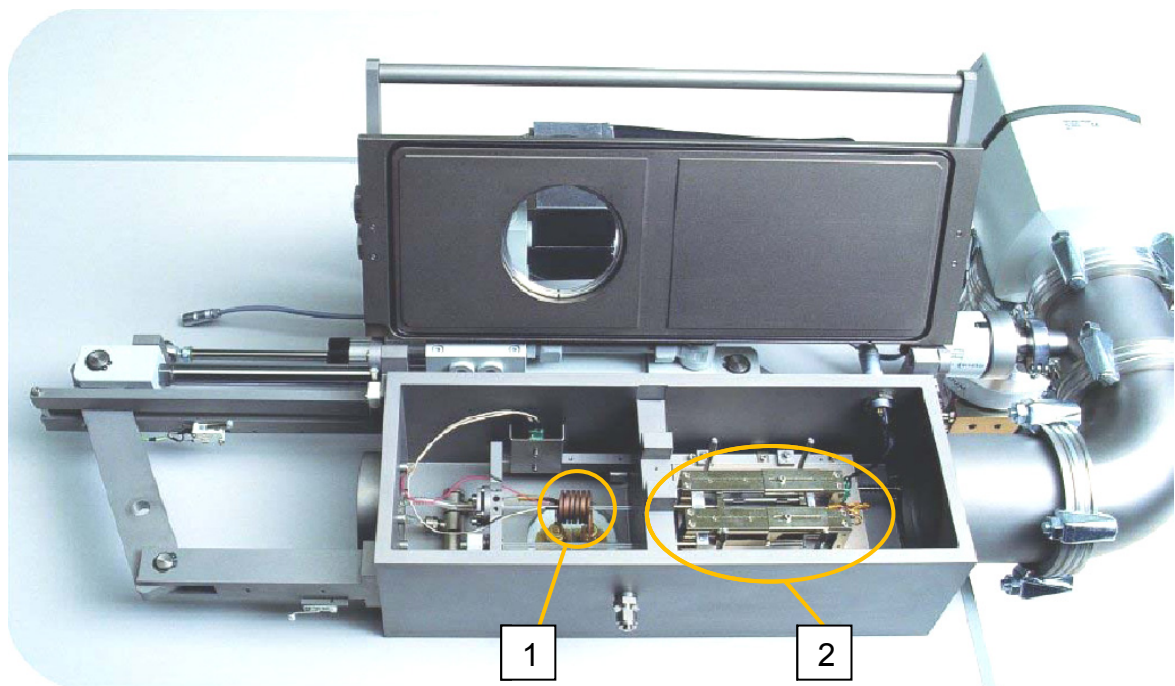


Abbildung 10: geöffnete Messkammer eines BÄHR-Dilatometers DIL805 [26] ; 1. Induktionsspule;
2. Wegaufnehmer

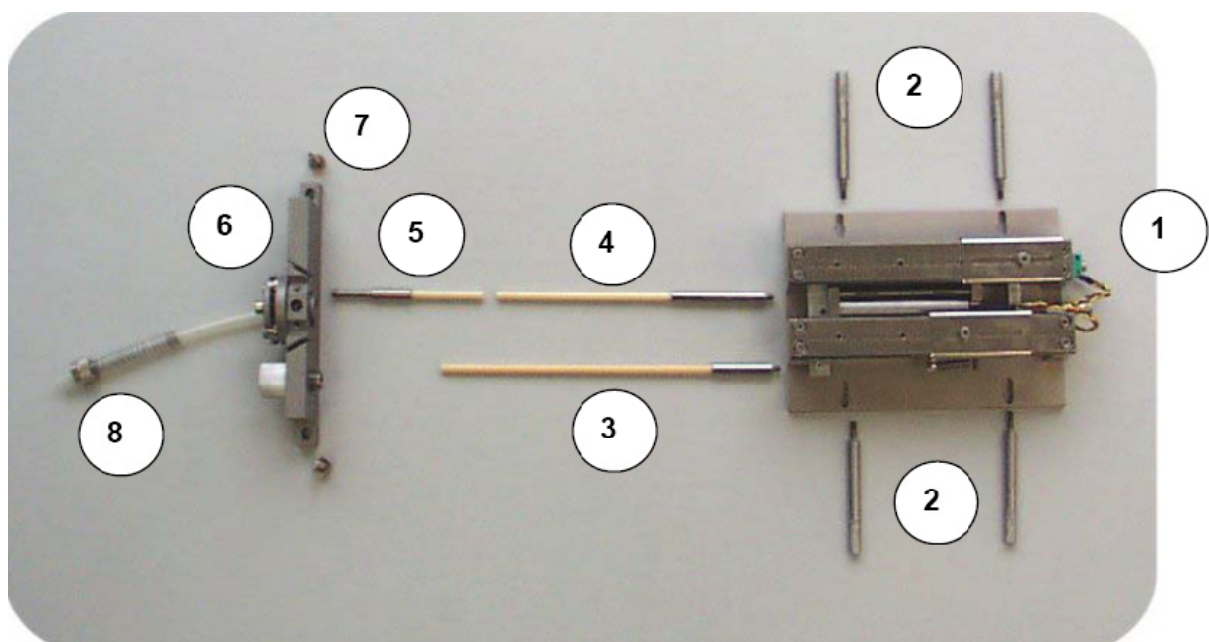


Abbildung 11: 1. LVDT-Wegaufnehmer; 2. Befestigungsbolzen Wegaufnehmer 4x; 3. Schubstange vorne (kurze Metallhülse); 4. Schubstange hinten (lange Metallhülse); 5. Gegenhalter; 6. Quertraverse; 7. Befestigungsschrauben für Quertraverse; 8. Gasschlauch [26]

So können Proben mit einem bestimmten Temperaturverlauf generiert werden.

Die Proben der Werkstoffe NPM1, NPM4 und der LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562 werden mit einem Abschreckdilatometer der Firma Bähr (siehe Maschinenverzeichnis) an der TU Graz, die Proben LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604 werden mit dem selben Abschreckdilatometer in der Firma „TenarisDalmine“ generiert.

4.2.1 Temperaturverlauf „as welded“

Für diese Arbeit wird eine vereinfachte Temperaturführung zur Simulation der WEZ benutzt. Die hier verwendeten Schweißzyklen werden mit einer konstanten Aufheizrate (HR) von 100 K/s bis zur Spitzentemperatur T_P , einer Haltezeit auf T_P von 2 s und einer anschließenden freien Abkühlung unter Vakuum auf Raumtemperatur (RT) angenähert. Die Spitzentemperatur wird dabei in 50°C Schritten von 800°C auf 1300°C erhöht (Abbildung 12). Dieser Zustand wird mit „as welded“ bezeichnet.

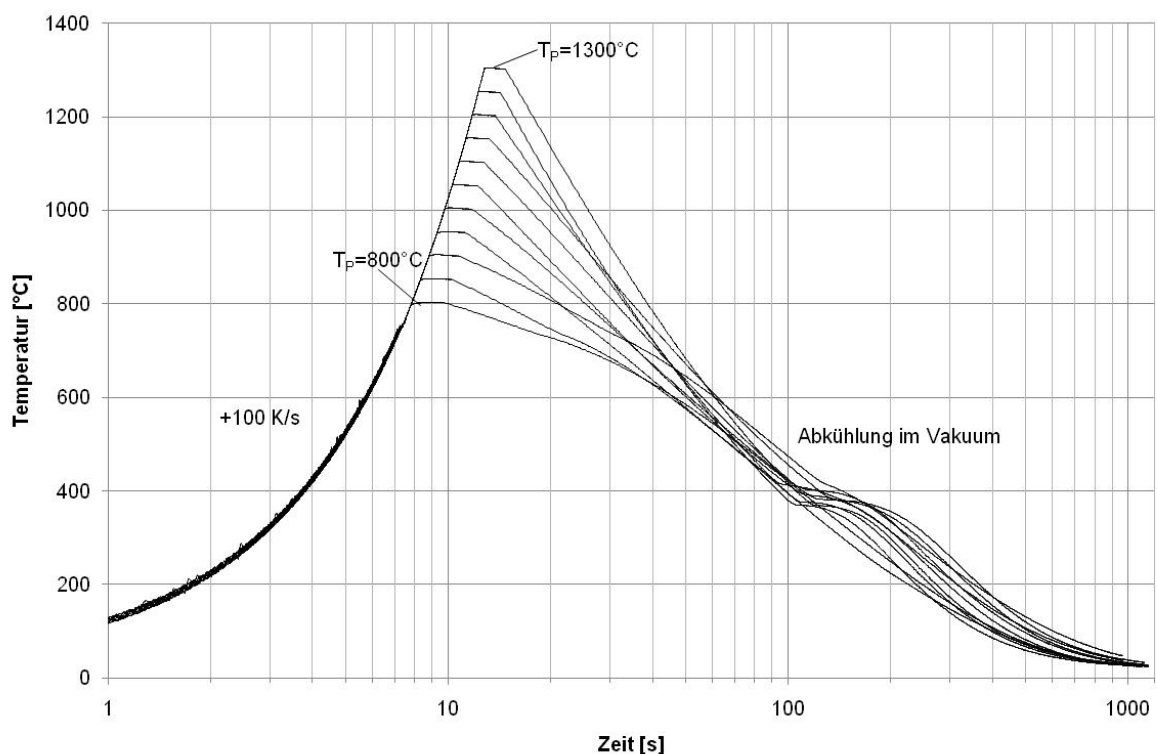


Abbildung 12: Temperatur Zeit Verlauf des Zustandes „as welded“ (LNHB 2555 „as welded“)

4.2.2 Temperaturverlauf „PWHT“

Nach dem Schweißzyklus erfolgt eine Wärmenachbehandlung, das Post Weld Heat Treatment (PWHT). Es wird zur Verbesserung der Eigenschaften einer Schweißung angewendet. Das Ziel eines PWHT ist, den „neuen Martensit“ der Schweißnaht in einen angelassenen Martensit zu wandeln und Verspannungen der Schweißung zu lösen (vgl. [27]). Die Aufheizgeschwindigkeit zwischen Raumtemperatur und 550°C beträgt 2,5 K/s und anschließend bis zur Haltetemperatur T_H 1,3 K/s. Diese Temperatur T_H , 760°C bei den OptiBorN Werkstoffen bzw. 740°C bei den NPM1 und NPM4 Werkstoffen, wird 10 Minuten gehalten. Danach wird mit einer Geschwindigkeit von 1,3 K/s auf 550°C und weiter auf Raumtemperatur mit 2,5 K/s abgekühlt (Abbildung 13). Im Vergleich mit Richtlinien von Schweißzusatzherstellern [28] fallen die höheren Aufheiz- und Abkühlraten auf. Auf Grund des geringen Probenvolumens und um die Versuchsdauer zu verkürzen ist das PWHT wie oben beschrieben definiert worden.

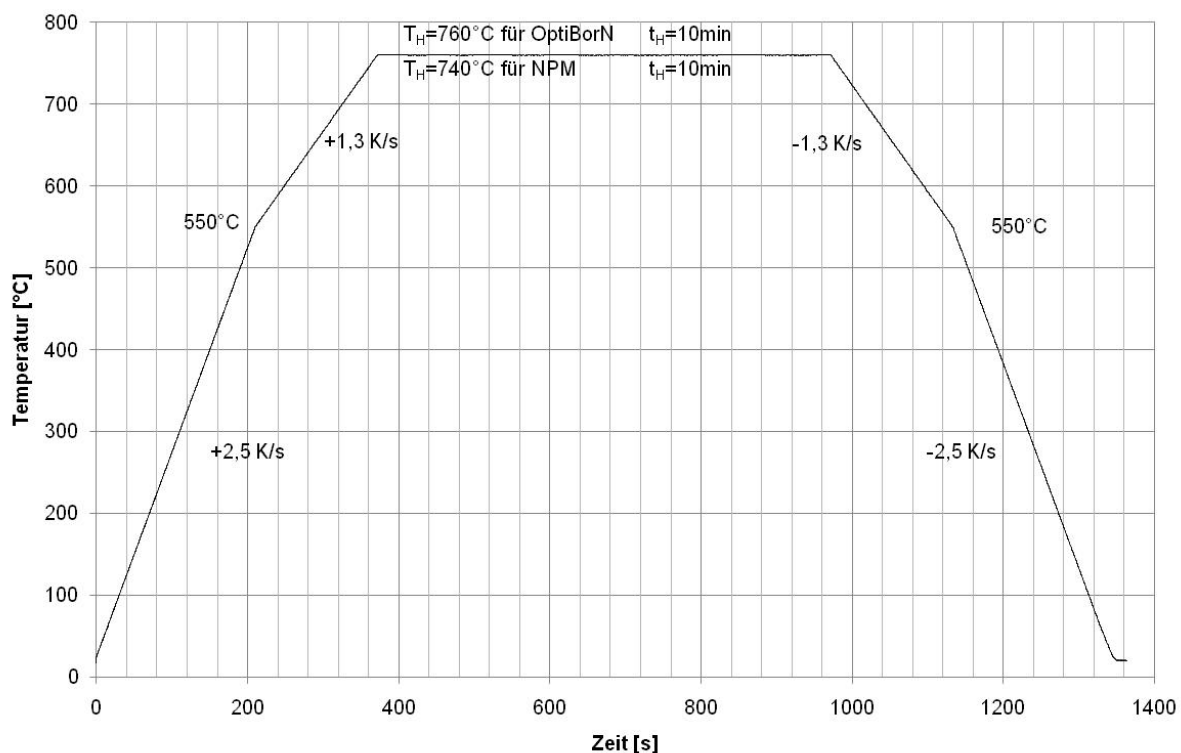


Abbildung 13: Temperatur Zeit Verlauf des Post Weld Heat Treatment (PWHT)

4.3 Metallographische Untersuchungen

4.3.1 Probenpräparation

In einer Einbettform wurden zwei Proben aus demselben Werkstoff und mit gleichem T_P vom Zustand „as welded“ und PWHT mit MultiClips fixiert. Die Proben werden in der kalt aushärtenden DuroFix-2 (DuroFix-2 Powder und CitoFix/DuroFix-2 Liquid) Einbettmasse stehend eingebettet. Mit Hilfe von Schleif- und Poliermaschinen (siehe Maschinenverzeichnis) werden die ersten drei Millimeter mit der MD PIANO 80 Scheibe der Firma Struers abgeschliffen. Danach wird mit dem Schleifpapier der Körnung 120, 180, 320, 500, 800, 1200, 2500 und 4000 der Feinschliff durchgeführt. Zuletzt erfolgt das finale Polieren mit der 3 und anschließend mit der 1 μm Diamantschleifflüssigkeit auf einer MD Nap Scheibe der Firma Struers. Zum Teil wurde auch die härtere MD Dur Scheibe derselben Firma verwendet, um die entstehende bombierte Form der Probe zu minimieren. Nach dem finalen Polieren werden die Proben mit Alkohol gespült und unter einem Föhn getrocknet.

4.3.2 Ätzmittelstudie

Die Proben werden nach den folgenden Richtlinien geätzt:

- Nach dem Polieren werden die Proben mit Leitungswasser gespült, gleich darauf mit Alkohol benetzt und unter einem Föhn getrocknet.
- Anschließend wird die Probe in der Ätzlösung geschwenkt.
- Danach wird die Probe mit Leitungswasser gespült, gleich darauf mit Alkohol benetzt und unter einem Föhn getrocknet.
- Mit einem weichen, in Alkohol getränkten Tuch wird der Ätzniederschlag vorsichtig weggewischt.

Für die Bestimmung von Korngrößen ist es wichtig, dass das Ätzmittel die Korngrenzen gut sichtbar machen kann. Und genau darin besteht das Problem. Viele Ätzmittel ergaben keine zufriedenstellenden Ergebnisse, zum Beispiel die alkoholische Salpetersäure, die alkoholische Pikrinsäure mit unterschiedlichen Salzsäuregehalten, die V2A-Beize, die Amberg Ätzlösung, die Alkalische Natriumpikratlösung, die verdünnte Adler Ätzung, die Lichtenegger Bloch II (LBII) Ätzung in verschiedenen Zusammensetzungen [3,29], die Vilella Ätzung sowie das Ätzmittel 7 [30] (Wasser, Salpetersäure und Flusssäure) oder das vorgeschlagene

Ätzmittel (Pikrinsäure mit HCL und Agepon als Netzmittel) [31] des Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben.

Das in dieser Arbeit benutzte Ätzmittel ist in einer Arbeit von Cho [32] veröffentlicht. Es brachte die besten Ergebnissen und besteht aus den beiden Komponenten A_O und B_S. A_O und B_S sind in einem zu bestimmenden Verhältnis zusammenzumischen.

Komponente A_O:

80	ml	H ₂ O	(Wasser)
28	ml	C ₂ H ₂ O ₄	(gesättigte wässrige Oxalsäure)
4	ml	H ₂ O ₂	(Wasserstoffperoxid)

Komponente B_S:

34	g	NaHSO ₃	(Natriumhydrogensulfit)
100	ml	H ₂ O	(Wasser)

Die Qualität der Ergebnisse mit diesem Ätzmittel ist von folgenden Faktoren abhängig:

- vom Werkstoff
- vom Zustand „as welded“ oder PWHT
- von der Spitztemperatur T_P
- vom Ätzablauf: Ätzdauer, mit oder ohne Zwischenpolieren, wiederholtem Ätzen, Zeit nach dem Polieren, Alter der einzelnen Komponenten, wieviele Probe in der Ätzlösung etc.
- von der Temperatur der Probe
- von der Temperatur der Ätzlösung
- vom Entfernen des Ätzniederschlags

Einige Erkenntnisse mit dem Umgang des Ätzmittels von Cho:

- Die Mischungsverhältnisse in dieser Arbeit liegen im Bereich A_O:B_S von 1:8 bis 4:1.
- Die gesättigte wässrige Oxalsäure ist ohne Probleme haltbar. Löslichkeit: 90 bis 100 g je Liter Wasser bei 20°C [33].

- Die einzelnen Komponenten sind ein paar Tage haltbar. **ACHTUNG!** Die Lösungen A_O und B_S sind jedoch chemisch aktiv (Blasenbildung, Gasentwicklung) und daher klein zu halten.
- Die fertig zubereitete Ätzlösung kann für ca. fünf bis sechs Proben (\acute{a} 2 x \varnothing 4 mm) verwendet werden.
- Das Entfernen des Ätzniederschlags mit Alkohol anstatt der Ätzlösung führte in dieser Arbeit zu besseren Ergebnissen.

4.4 Bestimmung der Umwandlungspunkte

Eine Dilatometerkurve beschreibt die Längenänderung der Probe als Funktion der Temperatur. Start- und Endpunkt einer Gefügeumwandlung sind durch die Tangentenmethode bestimmbar. Bei dieser Methode wird der lineare Verlauf vor und nach einer Umwandlung (Abbildung 14) verlängert. Die Umwandlungstemperatur (Punkt, an dem die Kurve den linearen Verlauf verlässt) ist so besser bestimmbar.

Durch die Umwandlung vom Martensit in Austenit verringert sich das Volumen und somit auch die Länge der Probe. Die beginnende Umwandlung A_{C1} und endende Umwandlung A_{C3} ist in der Dilatometerkurve (Abbildung 14) zu erkennen.

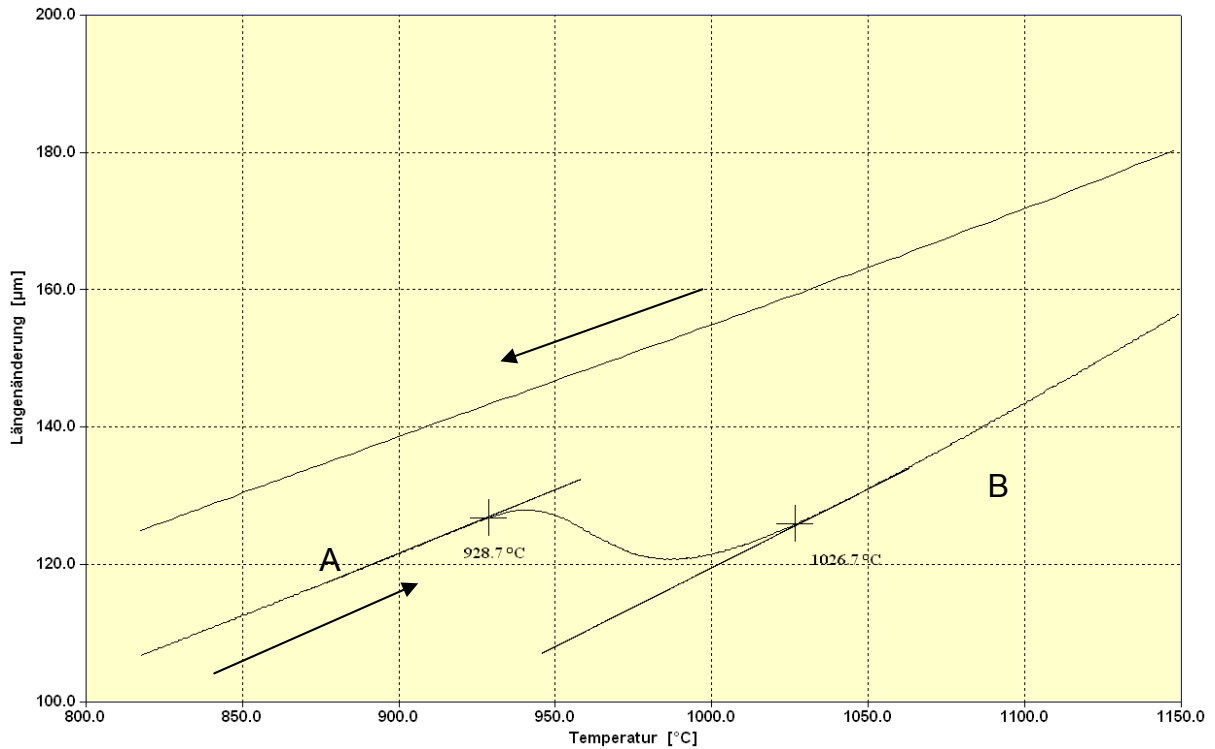


Abbildung 14: A_{C1} und A_{C3} Auswertung der Dilatometerkurve LNHB 2555 $T_P=1300^\circ\text{C}$ „as welded“
 A) linearer Bereich vor der Umwandlung B) linearer Bereich nach der Umwandlung

Mit größer werdender Aufheizgeschwindigkeit steigt die Umwandlungstemperatur auf Grund der Trägheit der Diffusion.

Die Umwandlung von Austenit in Martensit führt zu einer Volumenvergrößerung, welche durch eine Längenänderung der Probe in der Dilatometerkurve des Abkühlens zu sehen ist. Der Startpunkt der Umwandlung M_S ist sehr ausgeprägt und dadurch leicht erkennbar (Abbildung 15).

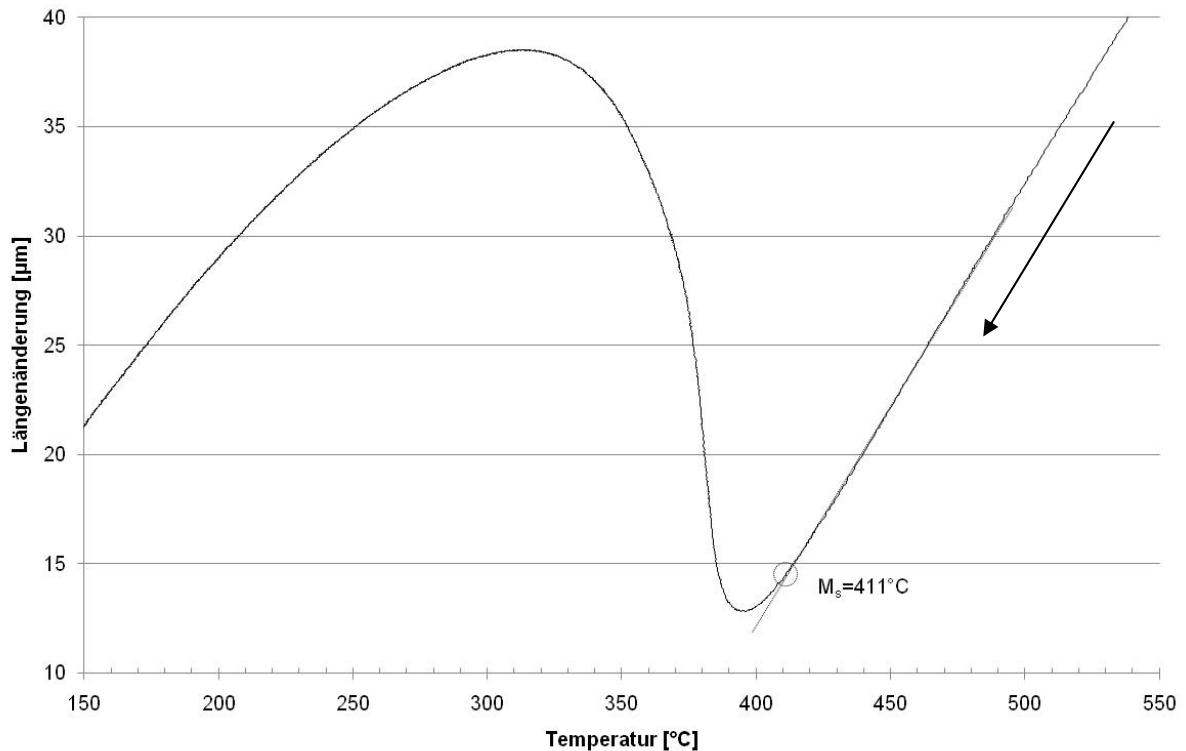


Abbildung 15: Ermittlung M_s Temperatur anhand der Dilatometerkurve LNHB 2602 $T_p=1050^\circ\text{C}$ „as welded“+PWHT

Mit Hilfe des Abkühlgeschwindigkeit-Temperatur (v_T -T) Diagramms können ebenfalls Umwandlungspunkte bestimmt werden [34]. In Abbildung 16 ist die Abkühlgeschwindigkeit als Funktion der Temperatur aufgetragen. Das Signal muss noch geglättet werden. So kann durch Fortsetzen der Abkühlkurve der Start- und Endpunkt der Umwandlung erkannt werden. Diese Bestimmungsvariante ist als Ergänzung zur vorhin beschriebenen Methode zu sehen. Die Martensitendtemperatur ist besser erkennbar als beim Längenänderung-Temperatur (s-T) Diagramm. Die Martensitendtemperatur wird in dieser Arbeit jedoch nicht berücksichtigt, da der Schnittpunkt bei der Endtemperatur an der geglätteten Kurve zu schleifend ist.

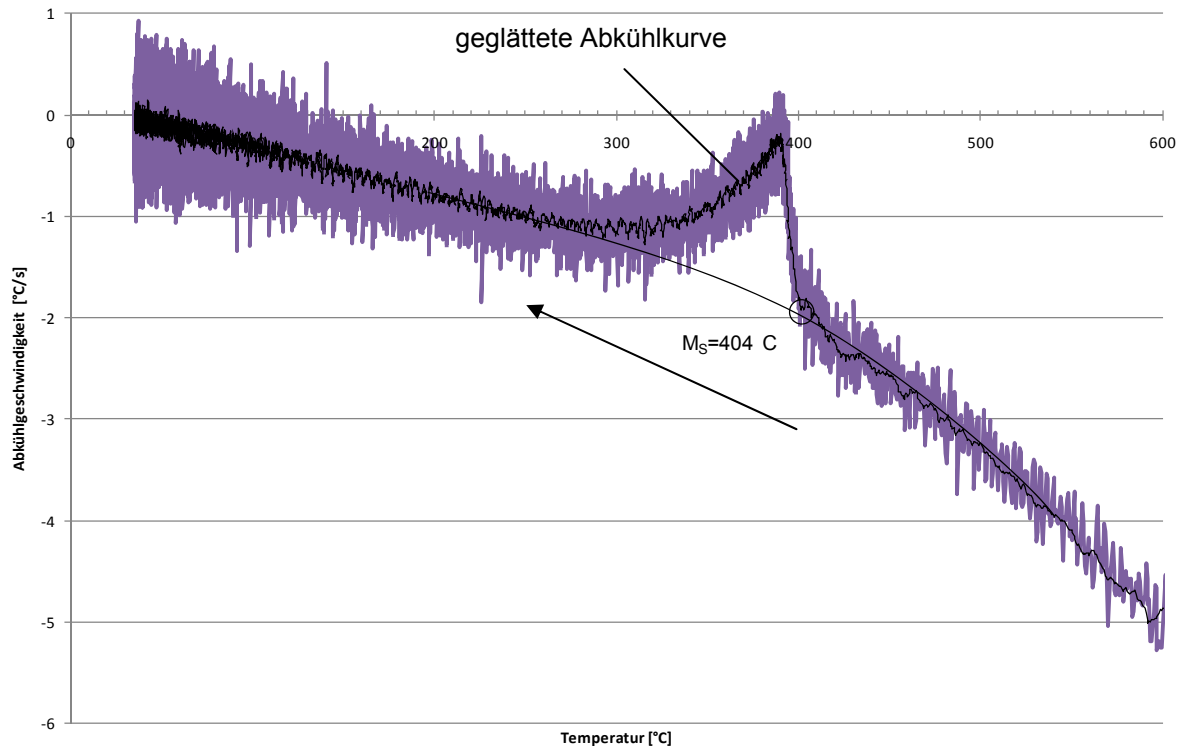


Abbildung 16: Abkühlkurve im v_T - T_P -Diagramm des Werkstoffes MNB 2562 $T_P=1000^\circ\text{C}$ „as welded“

4.5 Korngrößenanalyse

Mit dem Makro A_Korn.MCR wird die mittlere Korngröße ermittelt. Daher müssen die Korngrenzen der Gefügaufnahme gut erkennbar sein. Dieses Makro basiert auf dem Bildbearbeitungsprogramm KS 400 3.0 von Zeiss.

Die Auswertung verlangt folgende Vorgehensweise:

1. Die Bildskalierung ($\mu\text{m}/\text{Pixel}$) wird von der Mikroskopvergrößerung bestimmt und ist für jede einzelne Gefügaufnahme bekannt.
2. Danach wird ein horizontaler/vertikaler/diagonaler Messlinienraster über die Gefügaufnahme gelegt.
3. Die Schnittpunkte der Korngrenzen mit der Messlinie werden per Mausklick markiert. Dies ist in Abbildung 17 als 1, 2, 3, ..., 7, 8 dargestellt. Wird die Schnittpunktmarkierung beendet, errechnet und exportiert das Programm die einzelnen Längen der Strecken [μm] zwischen den Markierungen.
4. Nun wird ein arithmetisches Mittel ($\overline{d_{0^\circ}}$; $\overline{d_{45^\circ}}$; $\overline{d_{90^\circ}}$) aus der Summe der Längen errechnet.

5. Der arithmetische Mittelwert der gemittelten richtungsabhängigen Längen wird als mittlere Korngröße (\bar{d}) des Gefüges gedeutet.

$$\bar{d} = \frac{d_{0^\circ} + d_{45^\circ} + d_{90^\circ}}{3}$$

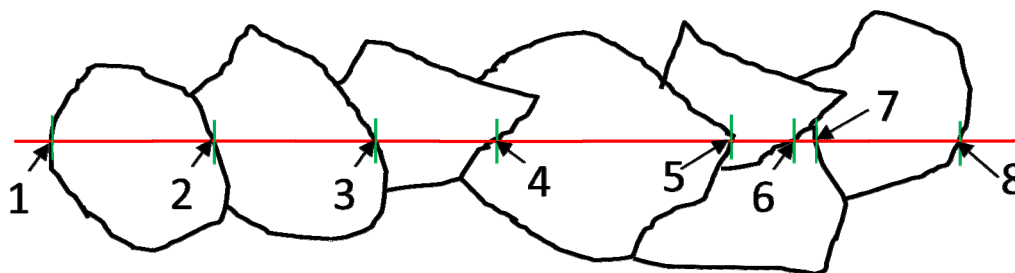


Abbildung 17: Auswertungsskizze des Korndurchmessers

4.6 Härte

Um die Härte des Gefüges zu ermitteln, werden an drei unterschiedlichen Stellen der Probe Härtemessungen durchgeführt. Der arithmetische Mittelwert stellt den Härtewert dieser Probe dar. Die Vickershärte wird mit einer Prüfkraft von 98,1 N (10 kp) und einer Wirkdauer der Prüfkraft von 15 s bestimmt.

Am Anfang jeder Messfolge werden auf einer Kalibrierplatte (522 HV10) Probemessungen durchgeführt, um die Maschine und ihre Einstellungen zu überprüfen.

4.7 Kerbschlagbiegeversuch

Die Kerbschlagzähigkeit wird nach DIN 50115 [35] bzw. DIN EN 10045 Teil 1 [36] untersucht. Während des Kerbschlagbiegeversuchs wird eine Probe mit V-Kerb, die auf zwei Widerlagern aufliegt, durch einen Hammerschlag (Pendel, Fallhammer) zerbrochen und durch die Widerlager gezogen [37]. Die dabei verbrauchte Arbeit wird durch den Ausschlag des Pendels nach dem Schlag gemessen (Abbildung 18).

Aus dem Blech (NPM4) werden zehn Kerbschlagbiegeproben quer zur Walzrichtung geschnitten.

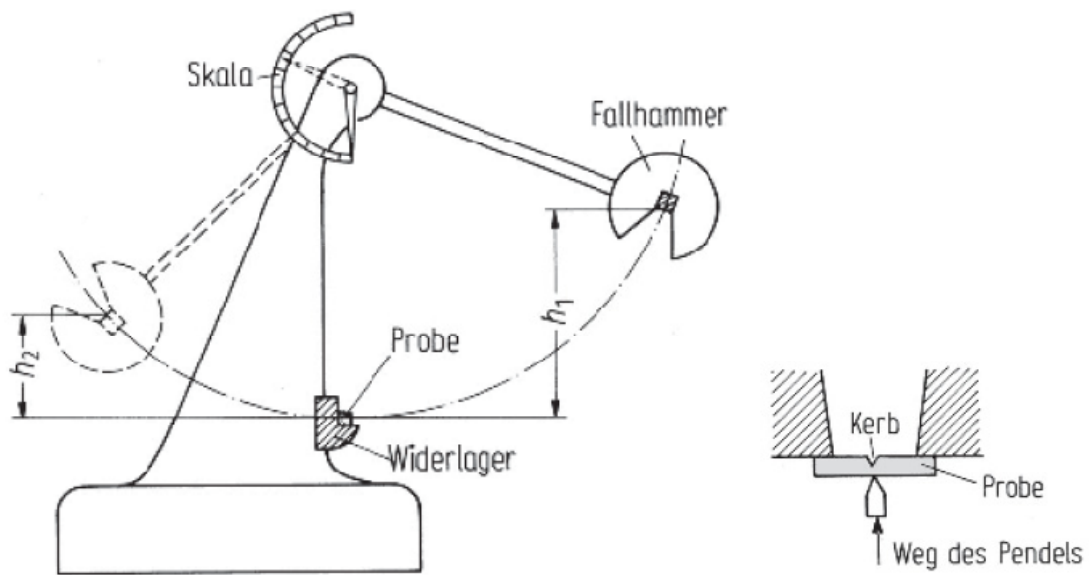


Abbildung 18: Pendelschlagwerk zur Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit nach Charpy [38]

Kraftwerkskomponenten im Hochtemperaturbereich dürfen bei einer schlagartigen Beanspruchung nicht zur Risseinleitung und schon gar nicht zur unkontrollierbaren Rissausbreitung neigen [39].

4.8 Zugversuch

Die Festigkeit wird durch eine Zugprüfung bei Raumtemperatur nach EN 10002 Teil 1 [40] ermittelt. Die Versuche werden mit der RMC 100 (Kapitel 8) durchgeführt. Die Zuggeschwindigkeit beträgt 1 mm/min.

Um das Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei höheren Temperaturen erstellen zu können, sind Proben mit Messschneiden (siehe Abbildung 19) notwendig, um den Messaufnehmer innerhalb des Ofens anbringen zu können. Aus dem Blech (NPM4) werden drei Zugproben mit Messschneiden in Walzrichtung herausgearbeitet und bei Raumtemperatur, 600°C und 650°C geprüft.

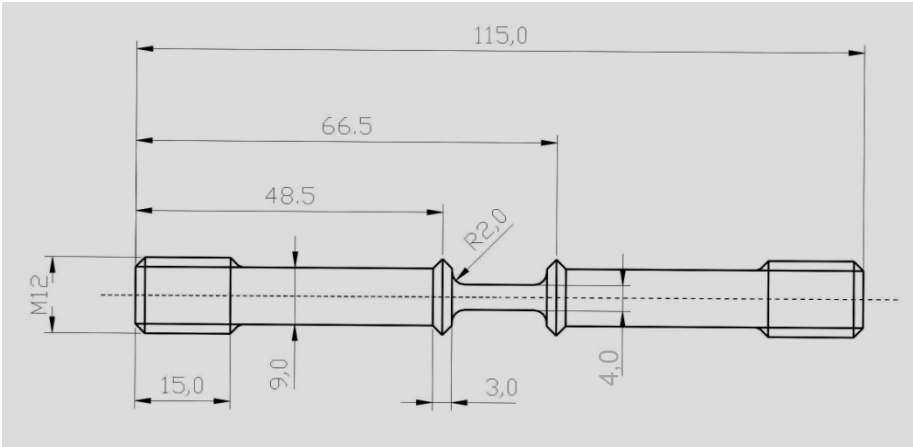


Abbildung 19: Warmzugprobe mit Messschneiden

5 Ergebnisse

5.1 Basisuntersuchungen NPM4

Neben der WEZ Simulation wurde beim NPM4 noch Zugversuch, Warmzugversuch und Kerbschlagbiegeversuch durchgeführt.

5.1.1 Zugversuch

Das aus der gemessenen Kraft und dem gemessenen Weg abgeleitete Spannungs-Dehnungs-Diagramm, das auf den Ausgangsquerschnitt der Normprobe bei Raumtemperatur bezogen ist, wird in Abbildung 20 dargestellt. Die Streckgrenze bei 0,2% bleibender Dehnung $R_{p0,2}$ beträgt 610 N/mm^2 und die Zugfestigkeit R_m beträgt 733 N/mm^2 . Im Vergleich zu anderen Stählen des Kraftwerksbaus hat der NPM4 ähnliche Werte wie der CB2 (Tabelle 10).

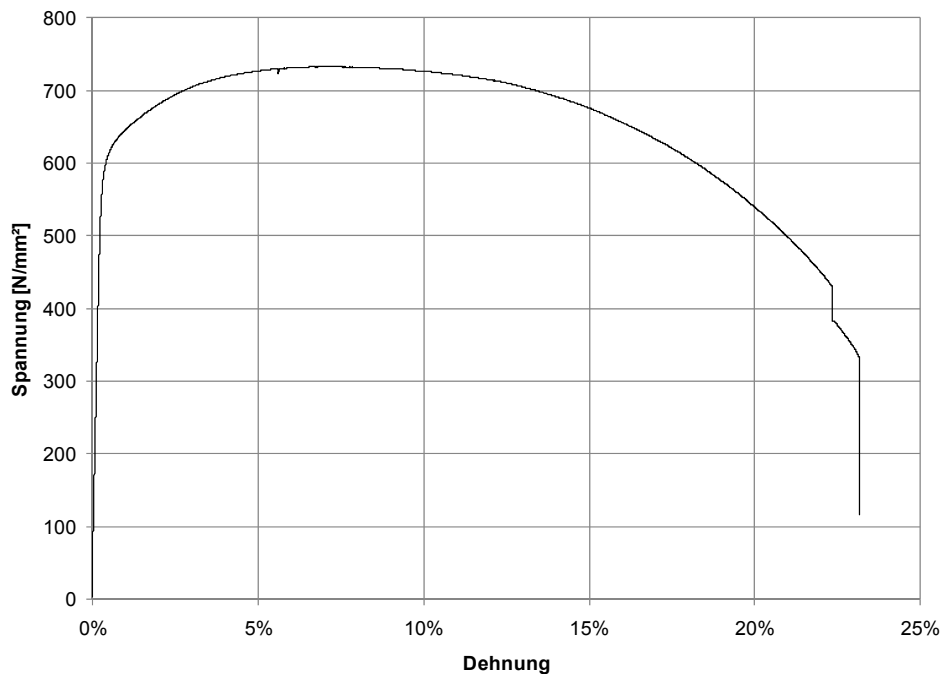


Abbildung 20: σ - ϵ -Diagramm NPM4; Normprobe bei Raumtemperatur ($R_{p0,2}=610 \text{ N/mm}^2$; $R_m=733 \text{ N/mm}^2$)

Tabelle 10: Vergleichswerte der Streckgrenze und der Zugfestigkeit bei Raumtemperatur

		$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	Quelle
HT91	X20CrMoV12-1	>500	700-850	[41]
T/P91	X10CrMoVNb9-1	>450	620-850	[41]
T/P22	10CrMo9-10	>290	480-630	[41]
T/P92	X10CrWMoVNb9-2	>440	>620	[24]
T/P23		552	633	[39]
CB2		590	726	[3]
CB2A		478	676	[3]
NPM1	9Cr-3W-3Co-VNb	504	649	[3]
NPM4	9Cr-3W-3Co-VNb	610	733	

Die Warmzugversuche wurden mit den Proben mit Messschneiden durchgeführt. Abbildung 21 zeigt die Ergebnisse der Versuche. Bei Raumtemperatur beträgt die Zugfestigkeit R_m 731 N/mm², bei einer Prüftemperatur von 600°C verringert sich die Zugfestigkeit R_m um 38% auf 454 N/mm² und bei einer Prüftemperatur von 650°C verringert sich die Zugfestigkeit R_m um 50% auf 368 N/mm².

Im elastischen Bereich des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist keine konstante Steigung zu erkennen. Da dies bei Raumtemperatur bei der Normprobe möglich war und bei der Probe mit Messschneiden nicht, ist dies auf die Probenform zurückzuführen. Die Auswertung von $R_{p0,2}$ ist daher mit diesen Versuchen nicht möglich gewesen.

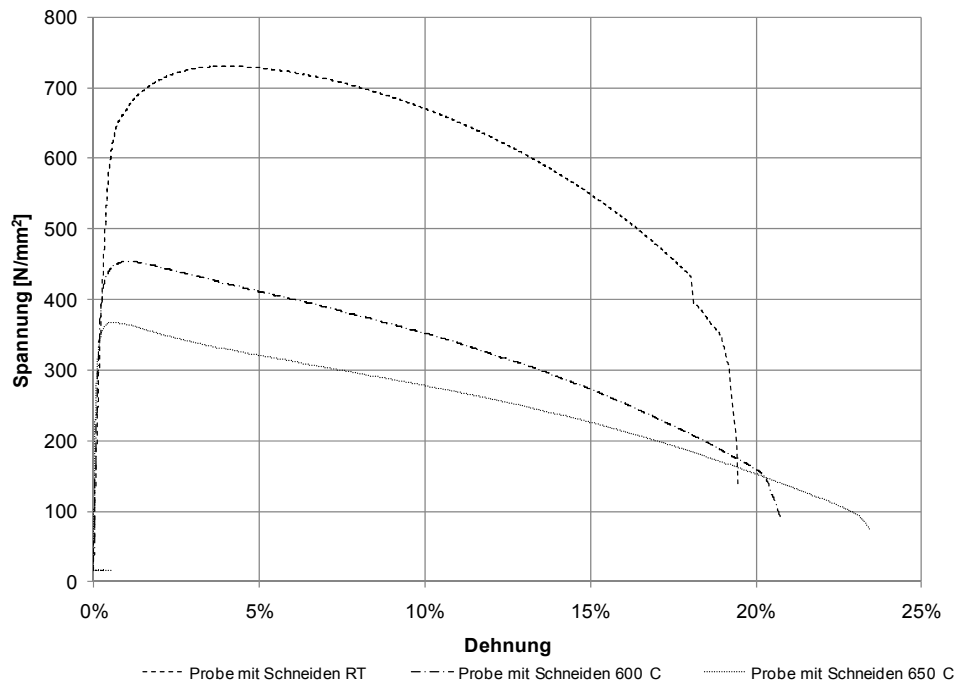


Abbildung 21: σ - ϵ -Diagramm NPM4: Proben mit Messschneiden bei Raumtemperatur ($R_m=731 \text{ N/mm}^2$), bei 600°C ($R_m=454 \text{ N/mm}^2$) und bei 650°C ($R_m=368 \text{ N/mm}^2$)

5.1.2 Kerbschlagbiegeversuch

In Tabelle 11 sind die verschiedenen Schlagarbeiten bei unterschiedlichen Temperaturen aufgelistet. Bei der Prüftemperatur 20°C wurden drei, sonst jeweils eine Probe zerstört. Eine Schlagarbeit-Temperatur-Kurve nach Hofer Hung [42] ist in Abbildung 22 dargestellt. Wie aus Abbildung 22 ebenso ersichtlich, liegt die Übergangstemperatur bei ca. 20°C .

Tabelle 11: Schlagarbeit NPM4 Grundwerkstoff

Prüftemperatur [$^\circ\text{C}$]	-70	-40	-20	20	20	20	50	100	150	200
Arbeit [J]	5	7	17	16	45	84	146	130	159	165

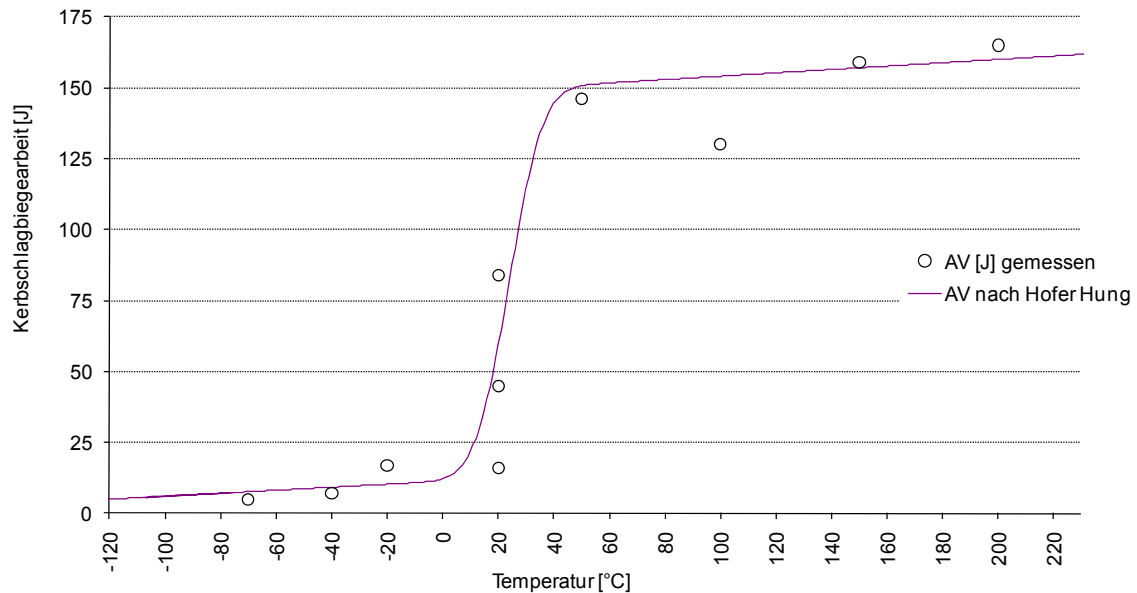


Abbildung 22: NPM4 Schlagarbeit-Temperatur-Kurve nach Hofer Hung [42]

5.2 Bestimmung der Umwandelungspunkte in der WEZ

5.2.1 Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb

Beim NPM4 liegt A_{C1} höher und A_{C3} tiefer als beim NPM1. Das Zweiphasengebiet zwischen A_{C1} und A_{C3} ist damit beim NPM1 größer als beim NPM4 (Tabelle 12). Diese gemessenen Umwandlungstemperaturen beziehen sich auf eine Aufheizgeschwindigkeit von 100 K/s. Aus diesem Grund existieren in Tabelle 13 keine Martensitstarttemperaturen unterhalb der jeweiligen A_{C1} Temperatur. Aus der Dilatometerkurve ist erkennbar, dass beim NPM1 bei der Spitzentemperatur $T_P=900^\circ\text{C}$ eine teilweise martensitische Umwandlung stattfindet. Diese wird durch die anfangende Umwandlung in Austenit während der zwei Sekunden dauernden Haltezeit bei 900°C möglich. Die Menge ist jedoch so gering, dass eine Auswertung der Martensitstarttemperatur nicht erfolgen kann.

Tabelle 12: Umwandlungstemperatur A_{C1} und A_{C3} bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 100 K/s der Werkstoffe NPM1 und NPM4

	A_{C1} [°C]	Stabw [°C]	A_{C3} [°C]	Stabw [°C]
NPM1	909	± 13,0	1081	± 12,1
NPM4	931	± 10,4	1076	± 11,5
Stabw... Standardabweichung				

Bei beiden Werkstoffen fallen die Martensitstarttemperaturen M_S mit zunehmender Spitzentemperatur T_P (Tabelle 13, Abbildung 23 und Abbildung 24). Dies ist durch die Änderung der Matrixzusammensetzung zu erklären. Die Auflösung von Karbiden führt zu einer Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes in der Matrix. Des Weiteren wird die Matrix an Legierungselementen reicher. Bei hohen Temperaturen führt die Entstehung von δ -Ferrit zu einem höheren Kohlenstoffgehalt im Austenit. In δ -Ferrit ist weniger Kohlenstoff löslich als im Austenit. Mit höher werdendem Kohlenstoffgehalt in der Matrix sinkt die Martensitstarttemperatur [37]. In Abbildung 25 c,d ist der δ -Ferrit deutlich zu erkennen.

Im NPM1 ist $M_{23}C_6$ bis zu einer Gleichgewichtstemperatur von 850°C stabil, ab 1100°C Spitzentemperatur sind bei einem einfachen Schweißzyklus die meisten Ausscheidungen aufgelöst [3].

Tabelle 13: Martensitstarttemperatur M_S der Werkstoffe NPM1 und NPM4

T_P [°C]	NPM1 M_S [°C]	NPM4 M_S [°C]
800	-	-
850	-	-
900	-	-
950	438	437
1000	447	445
1050	438	441
1100	441	432
1150	410	429
1200	418	412
1250	412	411
1300	416	406

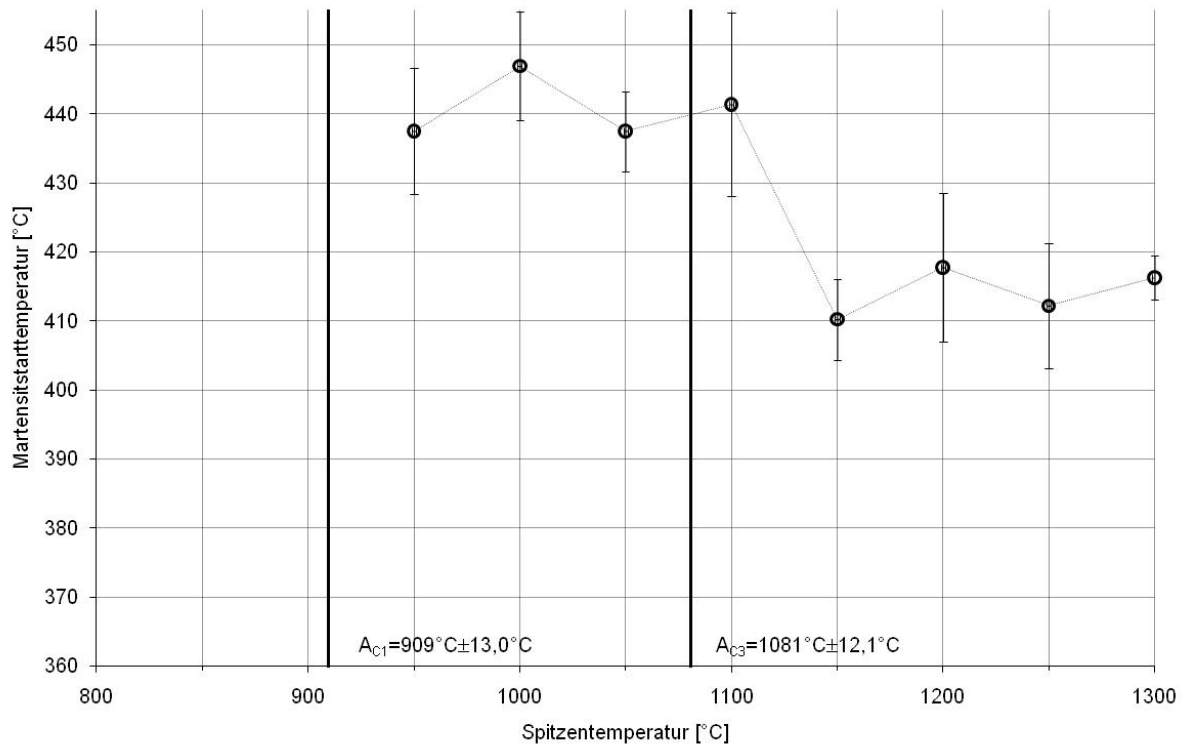


Abbildung 23: M_s Temperaturen des Werkstoffs NPM1

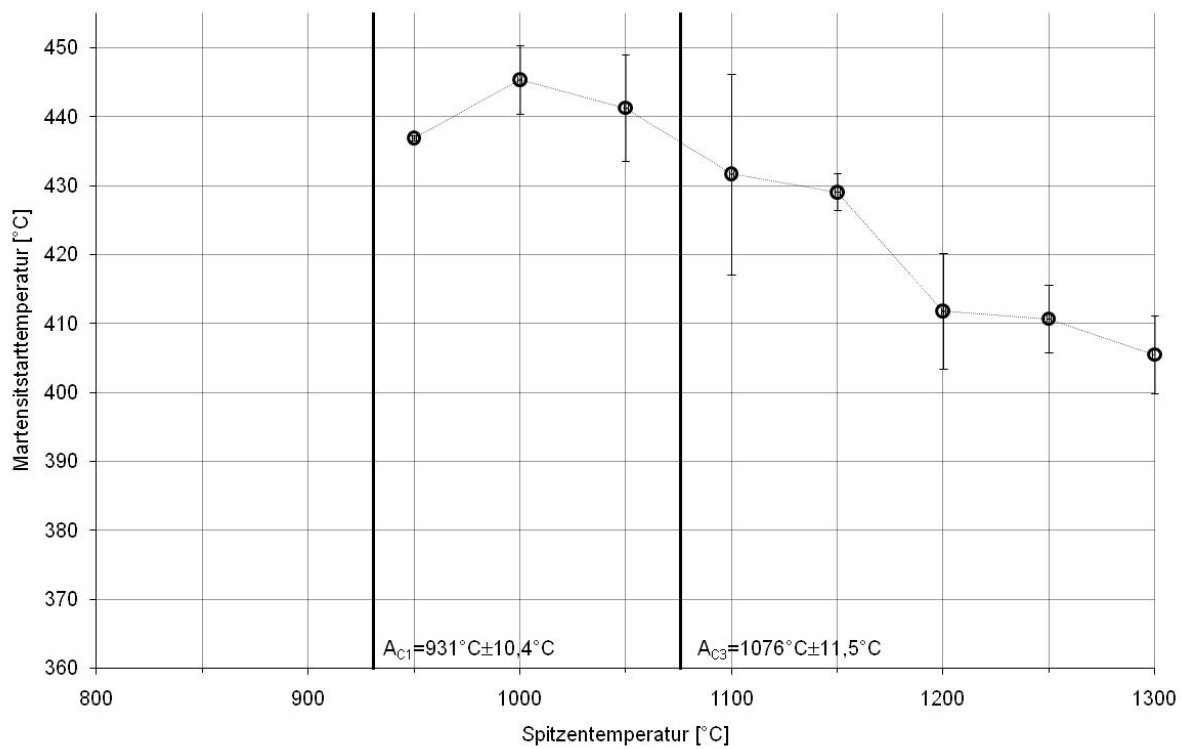


Abbildung 24: M_s Temperaturen des Werkstoffs NPM4

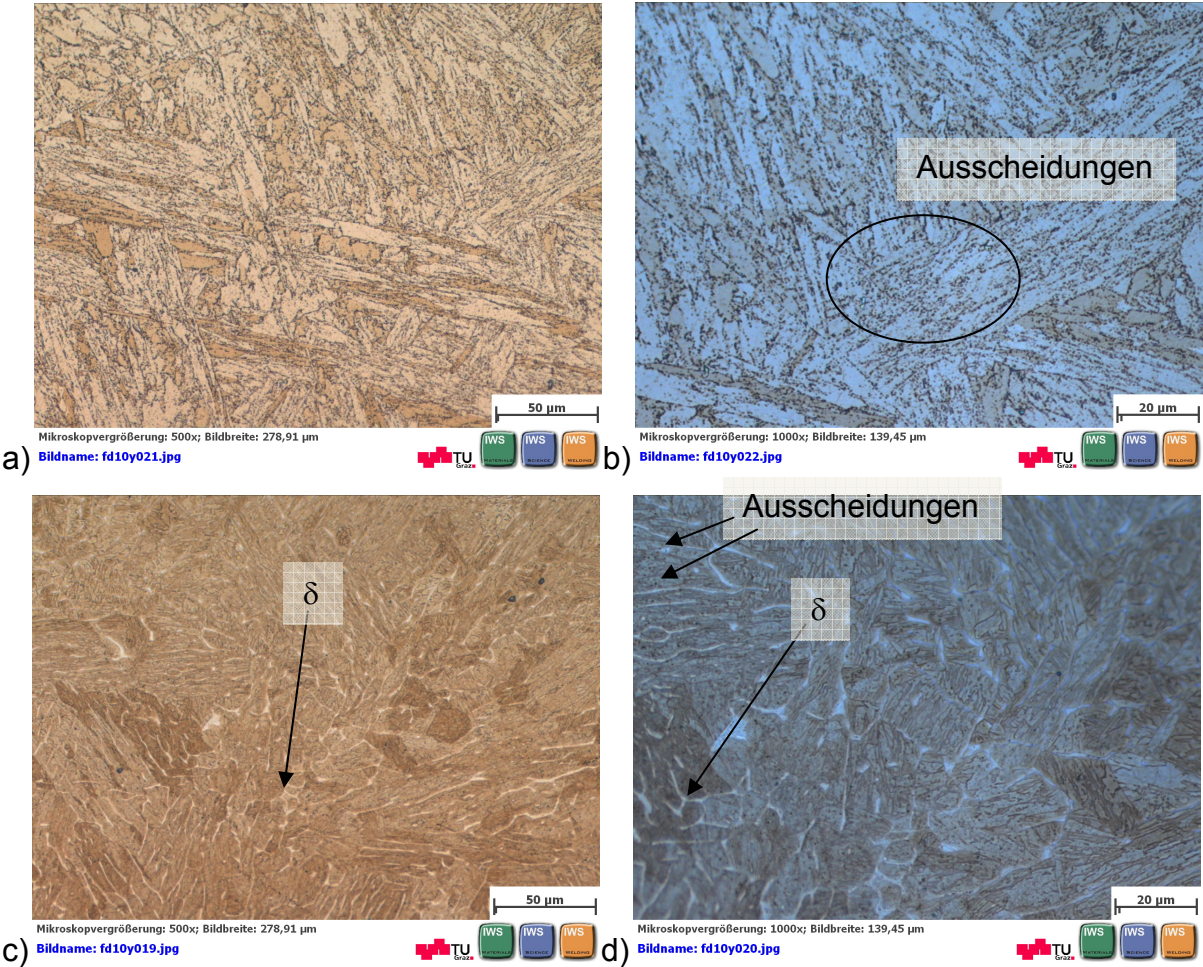


Abbildung 25: a,b) NPM4 „as welded“ $T_P=800^\circ\text{C}$; c,d) NPM4 „as welded“ $T_P=1300^\circ\text{C}$

5.2.2 Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2 (Vanadium 0,017%)

Bei den Stählen LNHB 2555, MNB 2562 und HNLB 2556 fallen die A_{C1} und die A_{C3} Temperatur mit steigendem Stickstoffanteil und sinkendem Boranteil (Tabelle 14).

Tabelle 14: Umwandlungstemperatur A_{C1} und A_{C3} bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 100 K/s der Werkstoffe LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562

	A_{C1} [°C]	Stabw [°C]	A_{C3} [°C]	Stabw [°C]
LNHB 2555	927	± 4,1	1043	± 12,3
HNLB 2556	899	± 4,0	1012	± 20,6
MNB 2562	908	± 4,9	1029	± 16,6
Stabw... Standardabweichung				

In Tabelle 15 ist zu erkennen, dass unterhalb von A_{C1} Martensitstarttemperaturen gemessen wurden. Die zwei Sekunden Haltezeit reichen aus, dem Gefüge eine beginnende Umwandlung in Austenit zu ermöglichen. Die Gleichgewichts- A_{C1} Temperatur liegt beim X10CrWMoVNb9-2 zwischen 800°C und 835°C [24].

Tabelle 15: Martensitstarttemperatur M_s der Werkstoffe LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562

T_P [°C]	LNHB 2555 M_s [°C]	HNLB 2556 M_s [°C]	MNB 2562 M_s [°C]
800	-	-	-
850	-	-	-
900	433	405	413
950	421	411	418
1000	418	398	407
1050	423	399	404
1100	409	385	390
1150	397	381	388
1200	394	379	387
1250	388	386	391
1300	387	379	377

In Abbildung 26 wird beispielsweise gezeigt, wie bei $T_P=900^\circ\text{C}$ eine Verringerung des Volumens aussehen kann. Im Detail A Bereich B ist zu erkennen, dass sich

anfänglich das Volumen vergrößert. Der Grund hierfür ist der Versuchsaufbau. Die Probe ist zwischen zwei Stangen aus Al_2O_3 eingeklemmt und wird induktiv erhitzt. Durch die Wärmeleitfähigkeit des Gestänges und die Aufheizgeschwindigkeit entsteht über die Probenlänge ein Temperaturprofil, das in der Mitte ihr Maximum hat. Beim Halten der Temperatur auf 900°C werden die Randbereiche der Probe wärmer. Daraus folgt eine Vergrößerung des Volumens und somit eine Längenvergrößerung der Probe. Detail A Bereich B zeigt weiters, dass anschließend die Probenlänge kleiner wird und die Temperatur ansteigt. Der Grund dafür ist eine beginnende Gefügeumwandlung von Martensit in Austenit. Die dabei frei werdende Umwandlungswärme heizt die Probe auf. Der Austenit ist dichter gepackt als der Martensit und damit wird das Volumen bzw. die Länge der Probe kleiner.

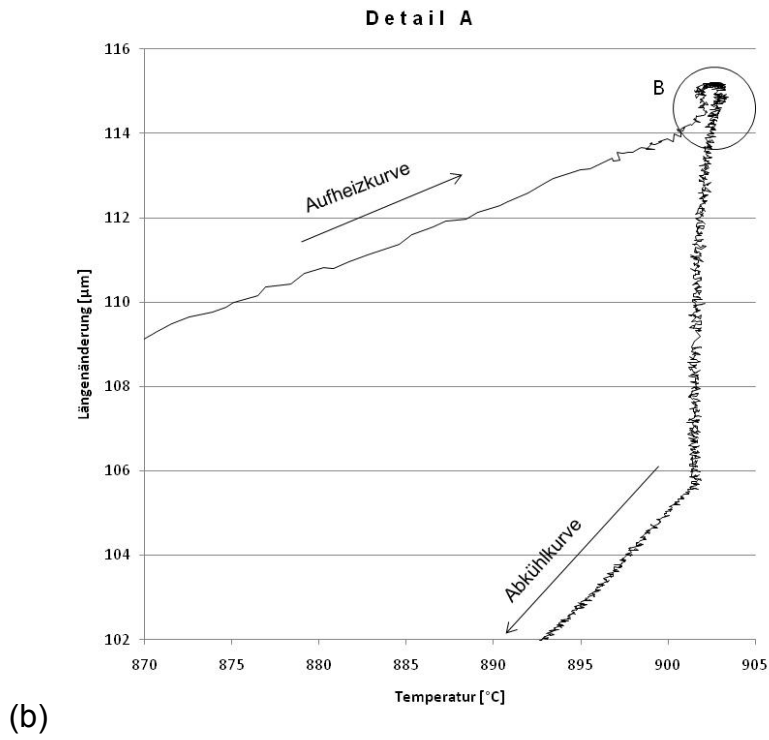
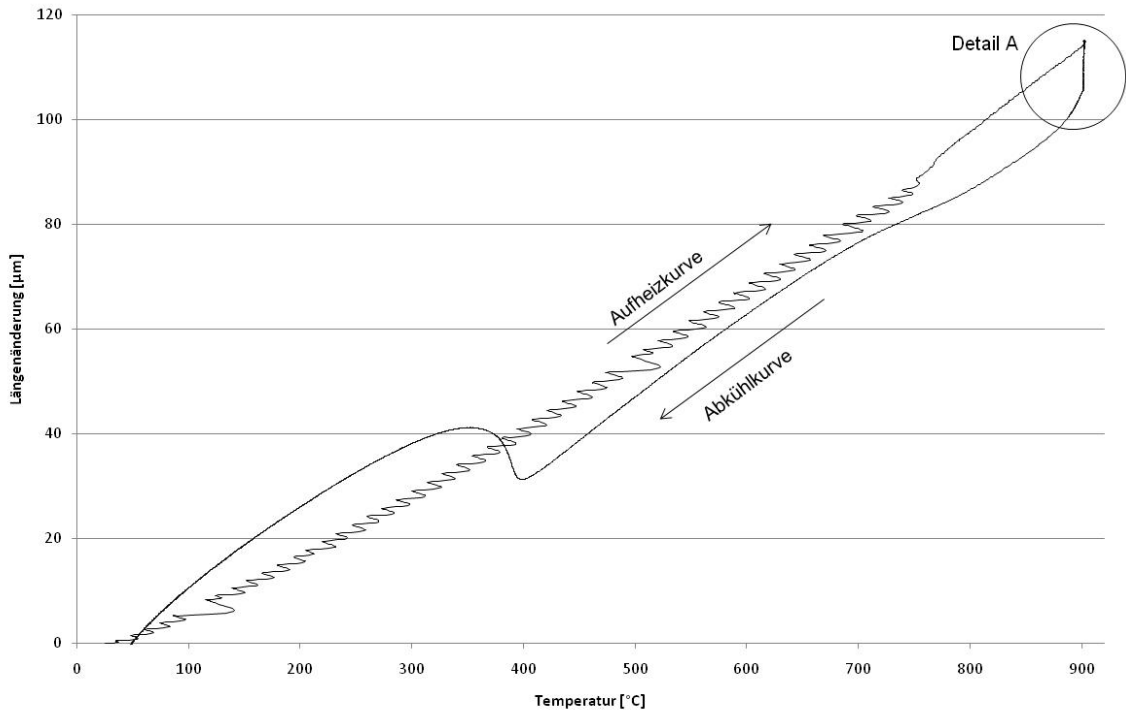


Abbildung 26: Dilatometerkurve mit $T_P < A_{C1}$ bei 100 K/s (HNLB 2604 – T_P 900°C)

Die Abbildung 27, Abbildung 28 und Abbildung 29 zeigen die Martensitstarttemperaturen als Funktion der Spitzentemperatur in der WEZ. Bei allen drei Werkstoffen ist die abfallende Tendenz der Martensitstarttemperatur mit zunehmender Spitzentemperatur erkennbar. Beim Werkstoff LNHB 2555 fällt im Gegensatz zu den beiden anderen Werkstoffen HNLB 2556 und MNB 2562 ein stärkerer Abfall der Martensitstarttemperatur auf.

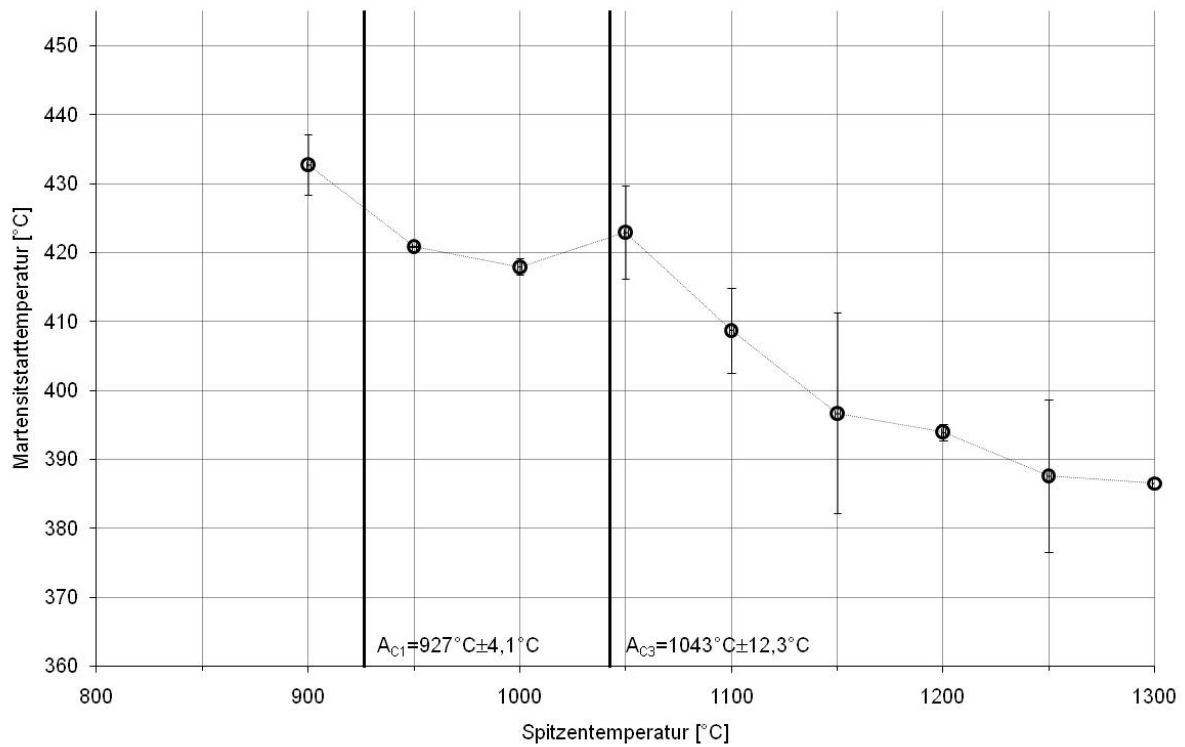


Abbildung 27: M_s Temperaturen des Werkstoffs LNHB 2555

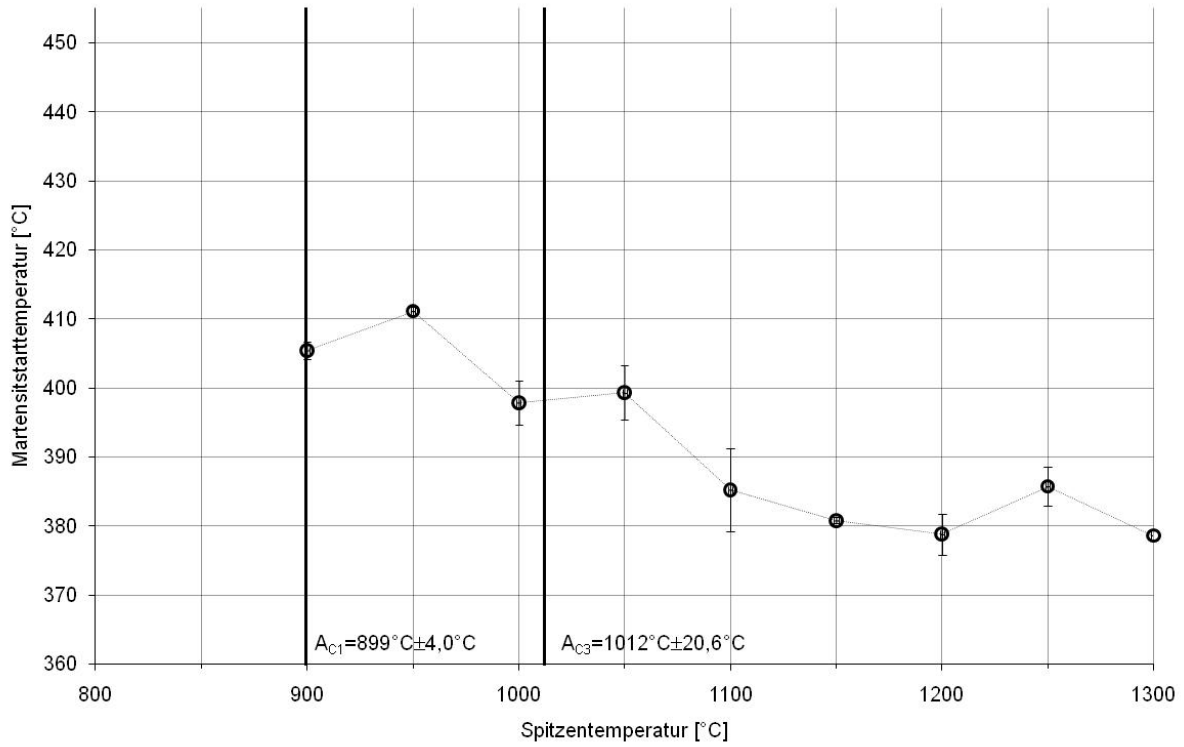


Abbildung 28: M_s Temperaturen des Werkstoffs HNLB 2556

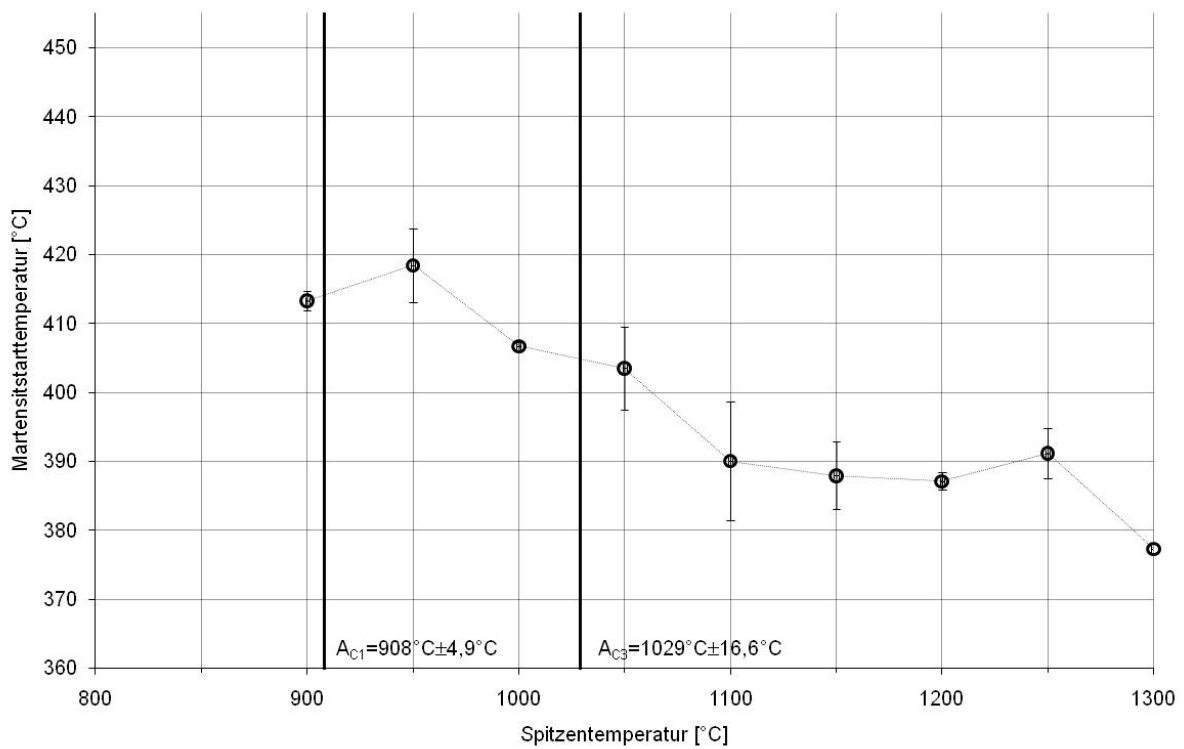


Abbildung 29: M_s Temperaturen des Werkstoffs MNB 2562

5.2.3 Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2

Auch bei den Stählen LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604 ist mit zunehmendem Stickstoffanteil und sinkendem Boranteil ein Sinken der Umwandlungstemperaturen A_{C1} und A_{C3} zu beobachten (Tabelle 16). Das Zweiphasengebiet wird dabei größer, da die A_{C1} Temperatur stärker fällt als die A_{C3} Temperatur.

Tabelle 16: Umwandlungstemperatur A_{C1} und A_{C3} bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 100 K/s der Werkstoffe LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604

	A_{C1} [°C]	Stabw [°C]	A_{C3} [°C]	Stabw [°C]
LNHB 2602	952	± 4,1	1072	± 9,1
MNB 2603	943	± 3,6	1069	± 9,6
HNLB 2604	934	± 4,6	1068	± 11,6
Stabw... Standardabweichung				

Tabelle 17, Abbildung 30, Abbildung 31 und Abbildung 32 zeigen die Martensitstarttemperaturen als Funktion der Spitzentemperatur der WEZ. Auch bei diesen Werkstoffen findet beim Halten eine Umwandlung unterhalb von A_{C1} statt.

Die Martensitstarttemperatur beim MNB 2603 mit $T_P=900^\circ\text{C}$ liegt mit 439°C unerwartet hoch. Der Grund dafür ist nicht eruierbar. Die Generierung der Probe MNB 2603 $T_P=900^\circ\text{C}$ bei TenarisDalmine erfolgte im Dilatometer mit einem Quarzgestänge anstatt mit einem Al_2O_3 Gestänge. Auf Grund der geringeren Wärmeleitfähigkeit ergibt sich eine geringere Abkühlgeschwindigkeit. Die $t_{8/5}$ Zeit dieses Zyklus beträgt 123,0 s. Bei den beiden anderen Werkstoffen liegt diese bei 74,2 s und bei 100,6 s. Da jedoch die Martensitstarttemperatur im ZTU Diagramm [24] vom X10CrWMoVNb9-2 in diesem Bereich konstant ist, sollte die geringere Abkühlgeschwindigkeit keinen Einfluss haben.

Tabelle 17: Martensitstarttemperatur M_s der Werkstoffe LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604

T_P [°C]	LNHB 2602 M_s [°C]	MNB 2603 M_s [°C]	HNLB 2604 M_s [°C]
800	-	-	-
850	-	-	-
900	-	439	415
950	415	406	401
1000	417	411	409
1050	416	403	402
1100	418	406	386
1150	398	389	381
1200	390	382	387
1250	385	373	375
1300	378	366	369

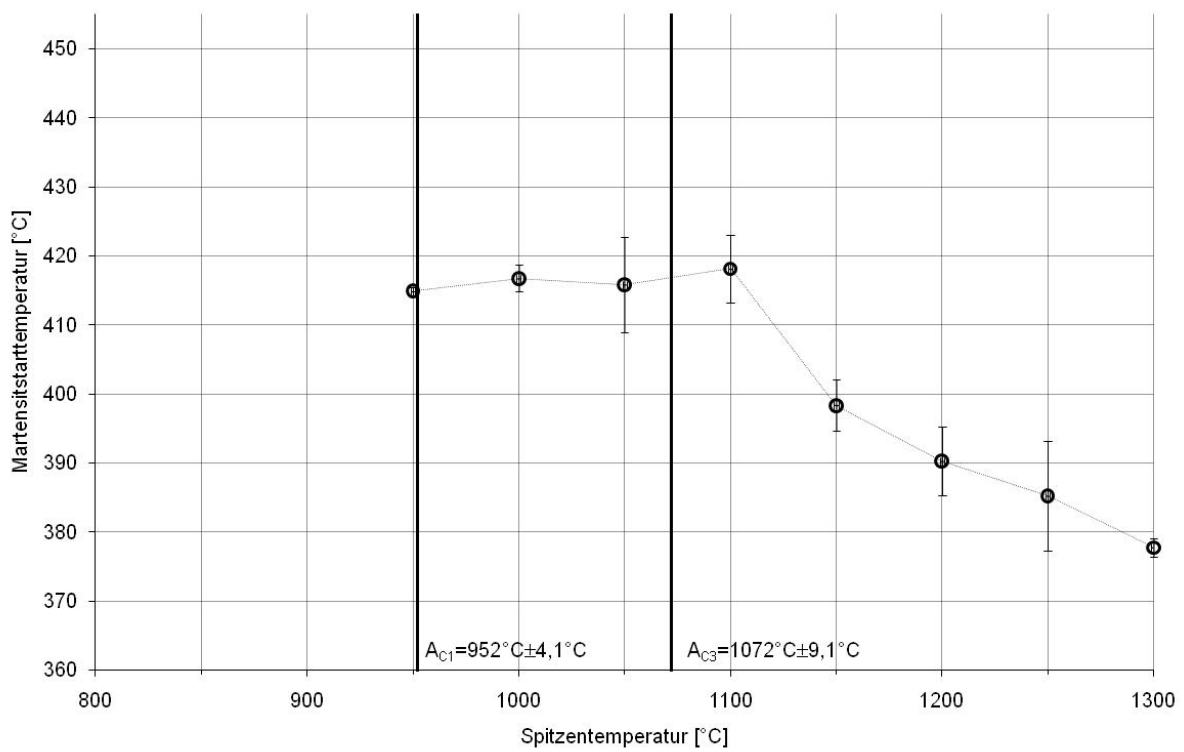


Abbildung 30: M_s Temperaturen des Werkstoffs LNHB 2602

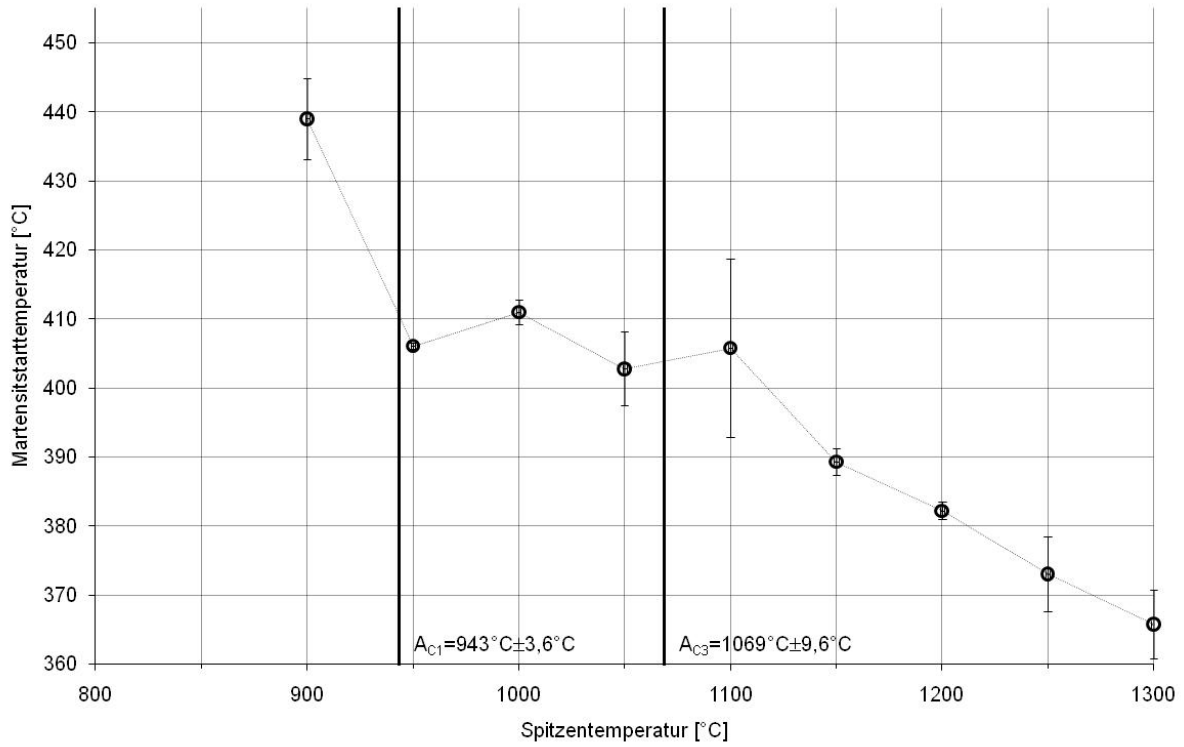


Abbildung 31: M_s Temperaturen des Werkstoffs MNB 2603

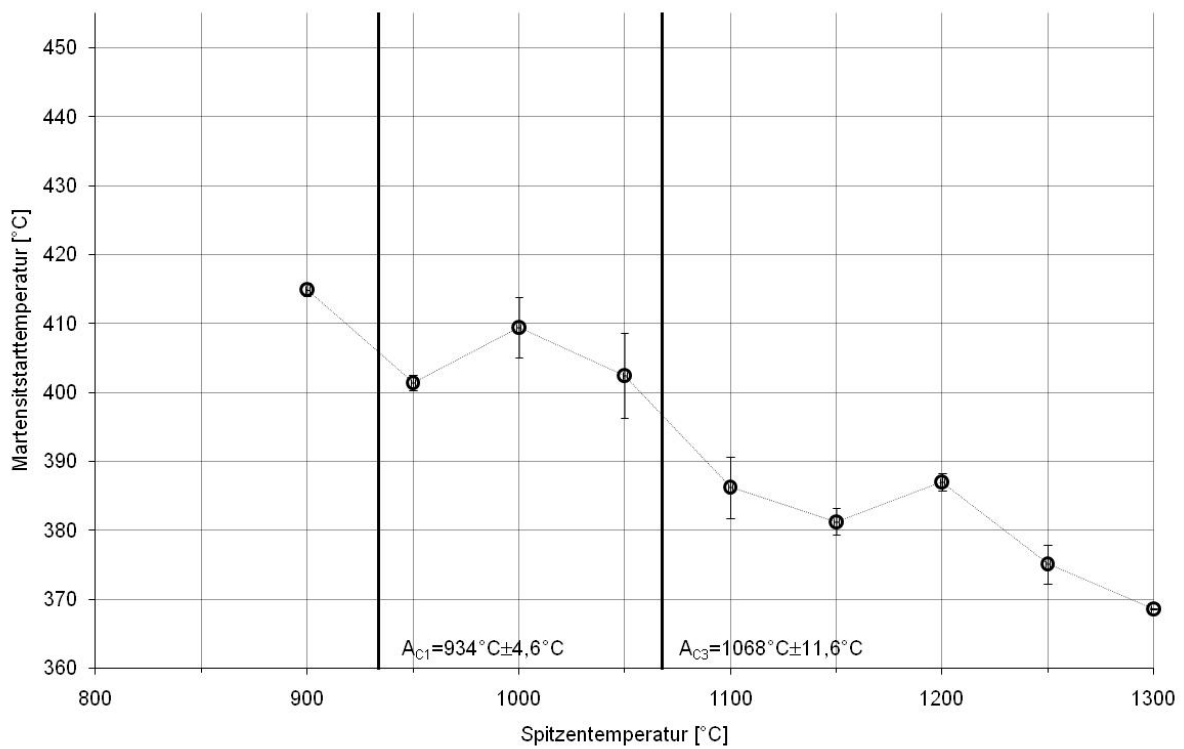


Abbildung 32: M_s Temperaturen des Werkstoffs HNLB 2604

5.3 Bestimmung der Korngrößen in der WEZ

5.3.1 9Cr-3W-3Co-VNb (B 120ppm, N 130ppm) NPM1

Bei diesem Stahl ist die Auswertung der Korngrößen ab einer Spitztemperatur von $T_P=1150^\circ\text{C}$ nicht möglich gewesen. Die angewendeten Ätzungen konnten die Korngrenzen nicht hervorheben (vgl. Kapitel 4.3.2).

In Abbildung 33 und Tabelle 18 sind alle mittleren Korndurchmesser dargestellt. Es ist daraus zu erkennen, dass das Korn sehr grob ist. Die mittleren Korndurchmesser liegen zwischen 273 bis 367 μm (ASTM 0,5 – 0).

An der Grundwerkstoff-Probe ergab sich eine mittlere Korngröße von 273 μm .

Die mittleren Korngrößen der Proben ohne beginnende Austenitbildung ($T_P=800^\circ\text{C}$ und 850°C) liegen bei 334 μm und 323 μm . Bei $T_P=900^\circ\text{C}$ fand während der Haltezeit eine teilweise Umwandlung statt. Daher kann dieser Wert der interkritischen Zone zugeordnet werden. Innerhalb der interkritischen Zone liegen die mittleren Korngrößen zwischen 351 μm und 273 μm (vgl. Abbildung 34). Zu höheren Spitztemperaturen hin ist nur noch der Wert bei $T_P=1100^\circ\text{C}$ vorhanden. Bei dieser Probe konnte mit 367 μm der größte mittlere Korndurchmesser gemessen werden.

Um Missverständnissen vorzubeugen, ist darauf hinzuweisen, dass für jeden Zustand (GW, $T_P=800^\circ\text{C}$ - 1300°C) nur eine Probe generiert und ausgewertet wurde.

Es ist zu erwarten, dass sich unterhalb von A_{C1} die mittlere Korngröße nicht ändert, da es hier zu keiner Phasenumwandlung kommt.

Es ist jedoch zu erkennen, dass es zwei über die verschiedenen Spitztemperaturen konstante, mittlere Korngrößen gibt, die eine bei rund 350 μm und die andere bei rund 270 μm . Da sich diese auch nicht im Zweiphasengebiet und knapp darüber ändern, kann von einer konstanten mittleren Korngröße bis $T_P=1100^\circ\text{C}$ ausgegangen werden. Da eine Kornfeinung Körner in der Größenordnung von wenigen μm bis 100 μm als Resultat hätte, kann aus den vorliegenden Ergebnissen geschlossen werden, dass es zu keiner Kornfeinung in diesem Werkstoff gekommen ist. Bis zu einer Spitztemperatur von 1100°C überwiegen grobe Körner mit Durchmessern über 270 μm .

Tabelle 18: Korngröße NPM1

NPM1 T _P [°C]	d [µm]
GW	273
800	334
850	323
900	351
950	348
1000	273
1050	340
1100	367
1150	-
1200	-
1250	-
1300	-

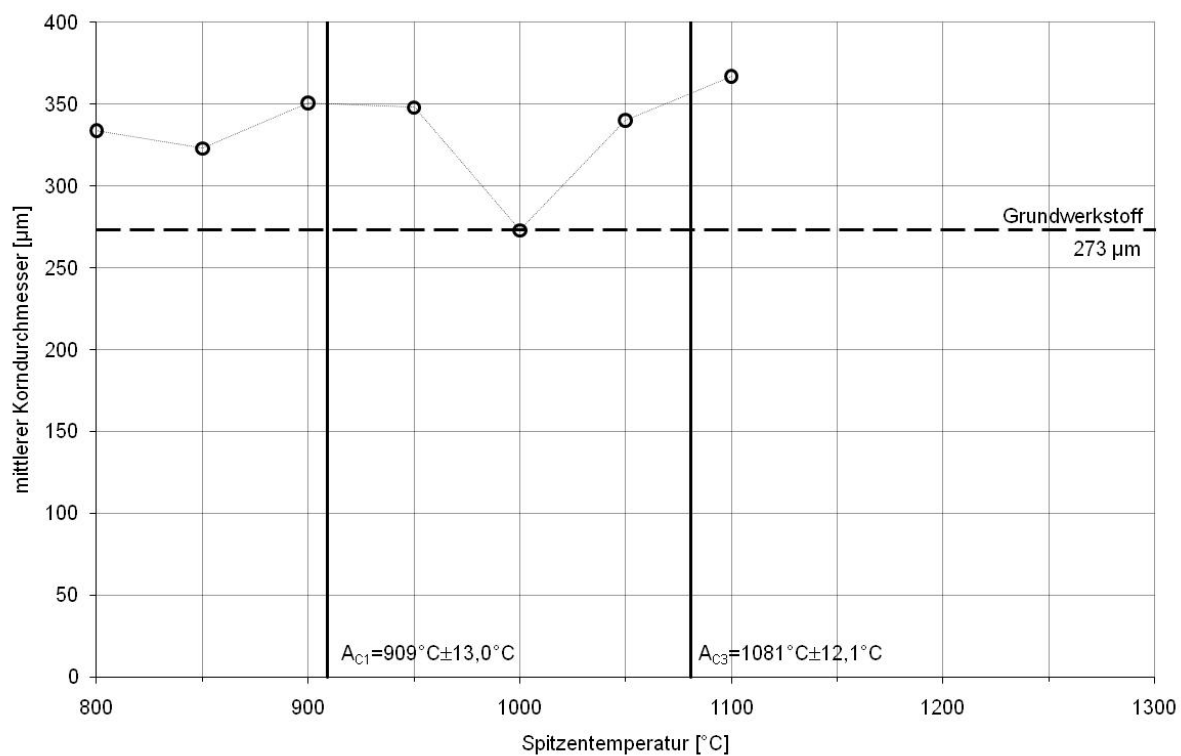


Abbildung 33: Diagramm Korngröße NPM1

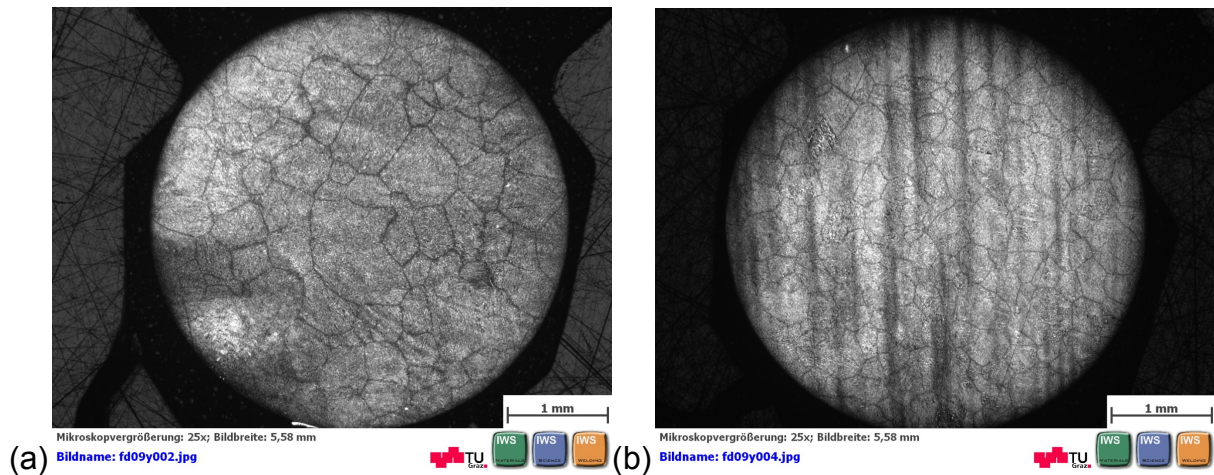


Abbildung 34: NPM1: (a) $T_P=950^\circ\text{C}$ – 348 μm (b) $T_P=1000^\circ\text{C}$ – 273 μm

5.3.2 9Cr-3W-3Co-VNb (B 114ppm, N 100ppm)NPM4

Die mittleren Korndurchmesser des Grundwerkstoffs, bei $T_P=800^\circ\text{C}$, 850°C und 1300°C konnten nicht ausgewertet werden. Die angewendeten Ätzungen hoben die Korngrenzen nicht ausreichend hervor.

Der Verlauf zwischen $T_P=900^\circ\text{C}$ und 1250°C ist konstant, die gemessenen mittleren Korngrößen liegen zwischen 261 μm und 292 μm (ASTM 0,5). Die größte mittlere Korngröße ist um 12% größer als die kleinste. Bis zur interkritischen Zone ist nur die mittlere Korngröße bei $T_P=900^\circ\text{C}$ mit 292 μm gegeben. Innerhalb der interkritischen Zone liegen die mittlere Korngröße zwischen 277 μm und 261 μm . Darüber hinaus liegen die Werte zwischen 266 μm und 275 μm . (vgl. Tabelle 19, Abbildung 35 und Abbildung 36)

Tabelle 19: Korngröße NPM4

NPM4 T _P [°C]	d [µm]
GW	-
800	-
850	-
900	292
950	273
1000	261
1050	277
1100	266
1150	266
1200	275
1250	273
1300	-

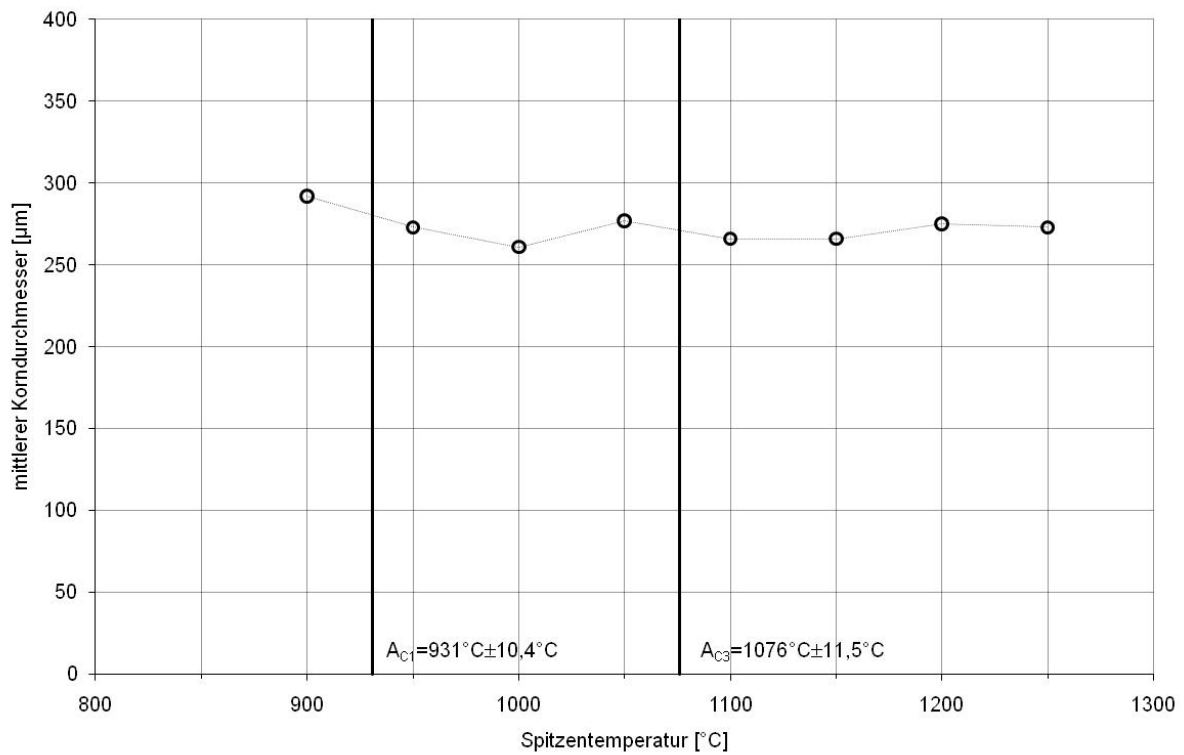


Abbildung 35: Diagramm Korngröße NPM4

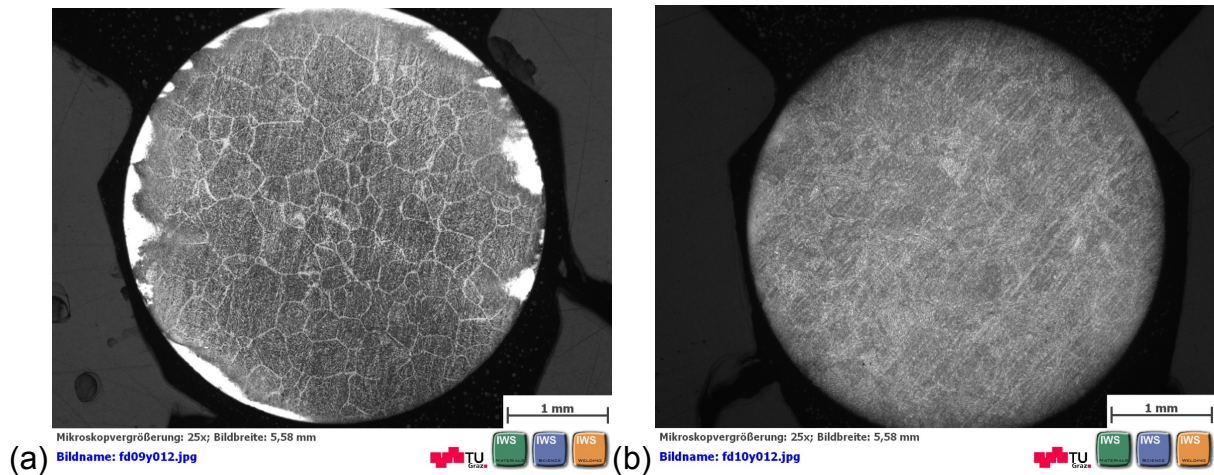


Abbildung 36: NPM4: (a) $T_P=1000^\circ\text{C}$ – 261 μm (b) $T_P=1300^\circ\text{C}$

5.3.3 X10CrWMoVNb9-2 (B 100ppm, N 110ppm) LNHB 2555

Im Vergleich zu den NPM-Stählen ist dieser Stahl sehr feinkörnig (ASTM 8 – 10,5). Der Grundwerkstoff hat eine mittlere Korngröße von 16,9 μm . Die mittleren Korndurchmesser der restlichen Proben variieren zwischen 19 μm und 9 μm . Eine Korngrößenanalyse der Probe bei $T_P=1050^\circ\text{C}$ war auf Grund schlechter Ätzergebnisse nicht möglich.

Unterhalb der A_{C1} Temperatur liegen die Messergebnisse konstant bei ca. 18,5 μm . Da sich diese Ergebnisse in einem Bereich befinden, in dem keine Umwandlung stattfindet und die Glühdauer kurz ist, kann von keiner Kornvergrößerung ausgegangen werden.

Zwischen der A_{C1} und der A_{C3} Temperatur liegt die mittlere Korngröße konstant bei 13,5 μm .

Die geringste mittlere Korngröße hat die Probe mit $T_P=1100^\circ\text{C}$. Diese ist mit 9 μm um 47% kleiner als beim Grundwerkstoff. Der mittlere Korndurchmesser wird bis $T_P=1200^\circ\text{C}$ größer und bleibt anschließend konstant. Alle Proben über A_{C1} haben einen geringeren mittleren Korndurchmesser als der Ausgangswerkstoff (Tabelle 20, Abbildung 37 und Abbildung 38).

Tabelle 20: Korngröße Charge 2555

LNHB (2555) T _P [°C]	d [µm]
GW	17
800	18
850	19
900	19
950	14
1000	13
1050	-
1100	9
1150	11
1200	13
1250	11
1300	12

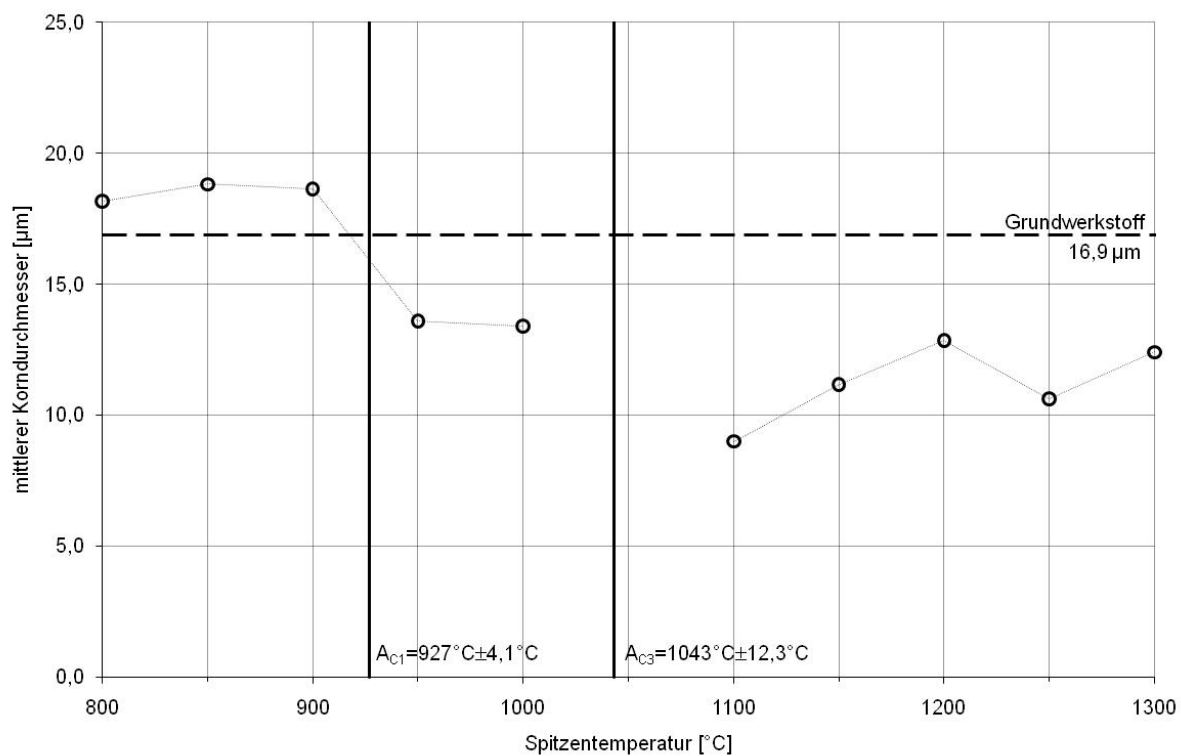


Abbildung 37: Diagramm Korngröße LNHB 2555

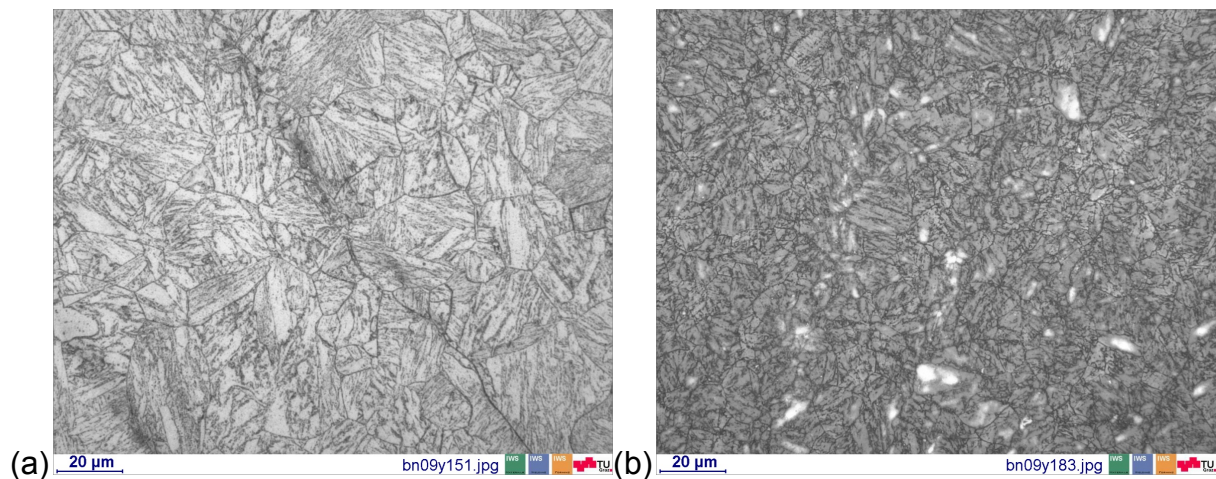


Abbildung 38: LNHB 2555: (a) Grundwerkstoff – 17 μm (b) $T_P=1000^\circ\text{C}$ – 9 μm

5.3.4 X10CrWMoVNB9-2 (B 60ppm, N 350ppm) HNLB 2556

Bei dieser Legierung fehlen die Ergebnisse in der gesamten interkritischen Zone zwischen 900°C und 1050°C .

Der Grundwerkstoff hat eine mittlere Korngröße von $14,0\ \mu\text{m}$, alle anderen mittleren Korndurchmesser liegen zwischen $10\ \mu\text{m}$ und $15\ \mu\text{m}$ (ASTM 9,0 – 10,0). Zwischen 1000°C und 1200°C erhöhen sich die Werte von 10 auf $15\ \mu\text{m}$. Danach gibt es keine Veränderung mehr. Da dieses Streuband auch unterhalb der A_{C1} Temperatur zu sehen ist, kann der Anstieg nicht als gröber werdendes Korn gedeutet werden.

Eine Übersicht über die Ergebnisse ist in Abbildung 39 und Tabelle 21 gegeben. In Abbildung 40 ist eine Gefügeabbildung des Grundwerkstoffs und der bei $T_P=1100^\circ\text{C}$ simulierten Probe dargestellt.

Tabelle 21: Korngröße HNLB 2556

HNLB (2556) T _P [°C]	d [µm]
GW	14
800	14
850	11
900	-
950	-
1000	-
1050	-
1100	10
1150	11
1200	15
1250	14
1300	14

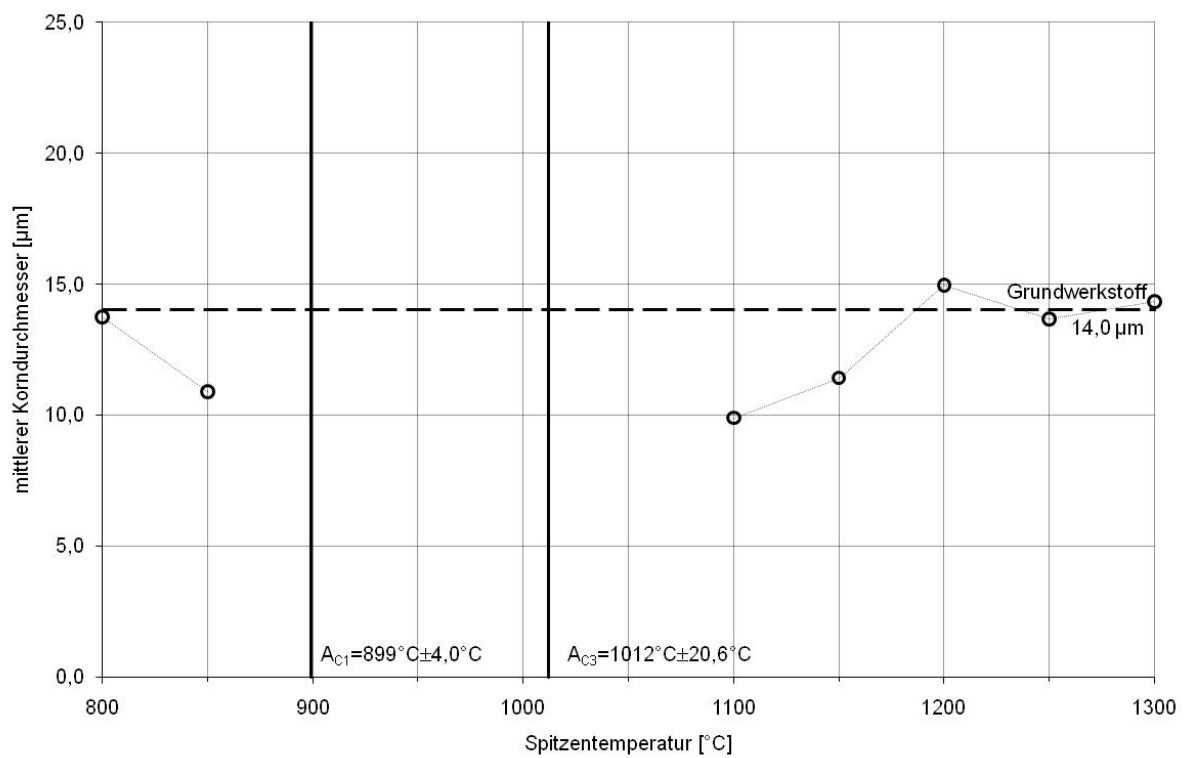


Abbildung 39: Diagramm Korngröße HNLB 2556

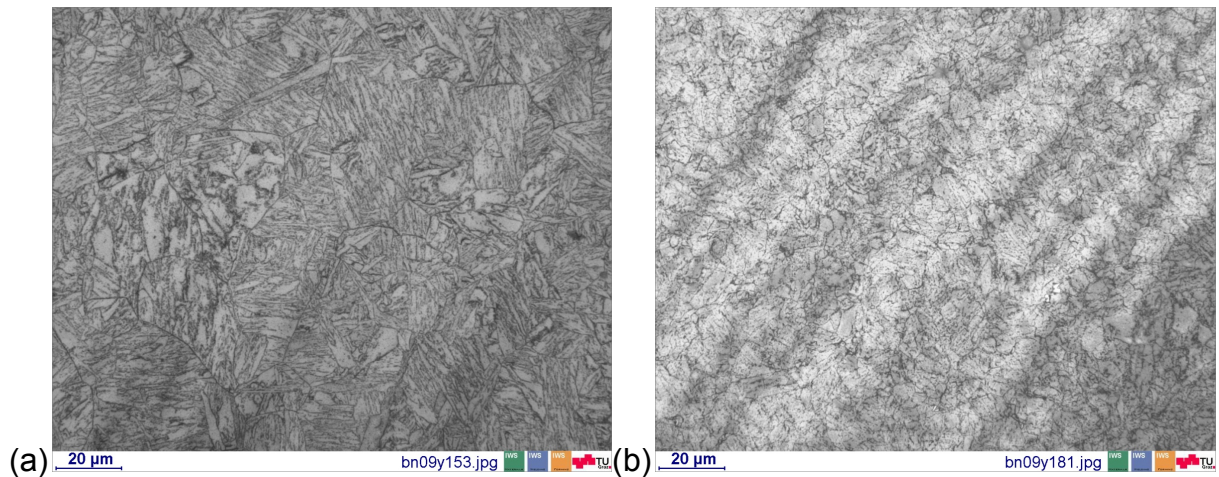


Abbildung 40: HNLB 2556: (a) Grundwerkstoff – 14 μm (b) $T_P=1000^\circ\text{C}$

5.3.5 X10CrWMoVNb9-2 (B 80ppm, N 230ppm) MNB 2562

Auch bei diesem Werkstoff konnte die Korngröße bei $T_P=1050^\circ\text{C}$ nicht ermittelt werden. Der größte mittlere Korndurchmesser (=18 μm /ASTM 8,5) bei $T_P=900^\circ\text{C}$ ist um 21% größer als der vom Grundwerkstoff. Die mittlere Korngröße des Ausgangsmaterials liegt bei 14,4 μm . Bis zum Umwandlungsbereich liegt die Korngröße bei rund 15 μm . Zwischen $T_P=900^\circ\text{C}$ und 950°C erhöht sich der Wert auf 18 bzw. 16 μm . Die Werte um A_{C3} liegen bis inklusive 1100°C zwischen 10 und 11 μm (ASTM 10,0). Anschließend erhöht sie sich auf 12 bzw. 13 μm . Allein die Korngröße bei $T_P=1250^\circ\text{C}$ fällt mit unter 10 μm aus der Reihe und bildet den niedrigsten Wert, der um 33% geringer ist als der vom Grundwerkstoff (vgl. Tabelle 22, Abbildung 41 und Abbildung 42).

Tabelle 22: Korngröße MNB 2562

MNB (2562) T _P [°C]	d [µm]
GW	14
800	16
850	15
900	18
950	16
1000	11
1050	-
1100	10
1150	13
1200	13
1250	10
1300	12

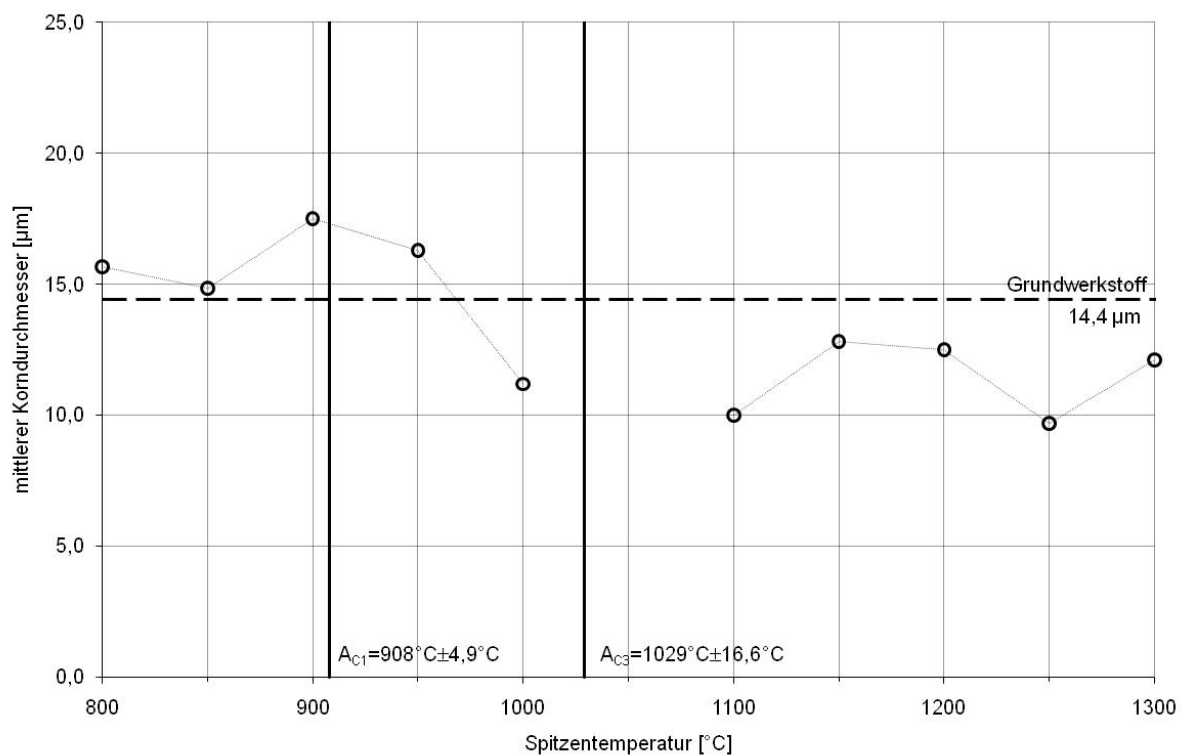


Abbildung 41: Diagramm Korngröße MNB 2562

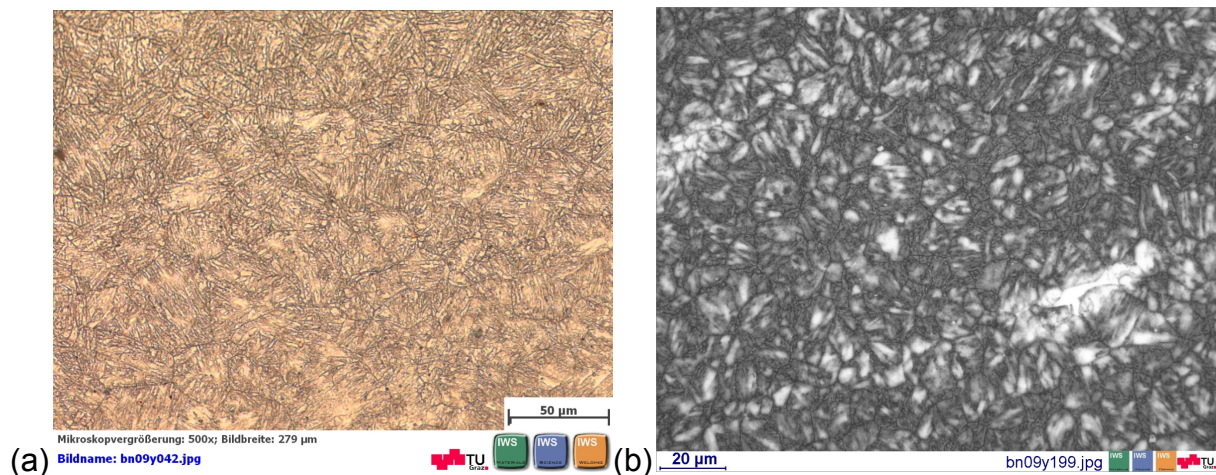


Abbildung 42: MNB 2562: (a) $T_P=900^\circ\text{C} - 18 \mu\text{m}$ (b) $T_P=1250^\circ\text{C} - 10 \mu\text{m}$

5.3.6 X10CrWMoVNB9-2 (B 85ppm, N 110ppm) LNHB 2602

Bei dieser Legierung fällt bis A_{C3} eine nahezu konstante Korngröße auf. Diese liegt zwischen $19,6 \mu\text{m}$ beim Grundwerkstoff und $24 \mu\text{m}$ (ASTM 7,5) bei $T_P=800^\circ\text{C}$. Dieses Streuband wird erst knapp oberhalb von A_{C3} durchbrochen und der mittlere Korndurchmesser wird kleiner. Die Probe mit einer Spitzentemperatur von 1150°C besitzt die kleinste mittlere Korngröße von $9 \mu\text{m}$ (ASTM 10,5) und ist somit um 56% feiner als der Grundwerkstoff. Zwischen $T_P=1200^\circ\text{C}$ und 1300°C besitzt dieser Werkstoff eine konstante mittlere Korngröße von ca. $11 \mu\text{m}$. Der Verlauf kann in Abbildung 43 und Tabelle 23 nachvollzogen werden.

Tabelle 23: Korngröße LNHB 2602

LNHB (2602) T _P [°C]	d [µm]
GW	20
800	24
850	22
900	20
950	22
1000	21
1050	21
1100	19
1150	9
1200	11
1250	10
1300	11

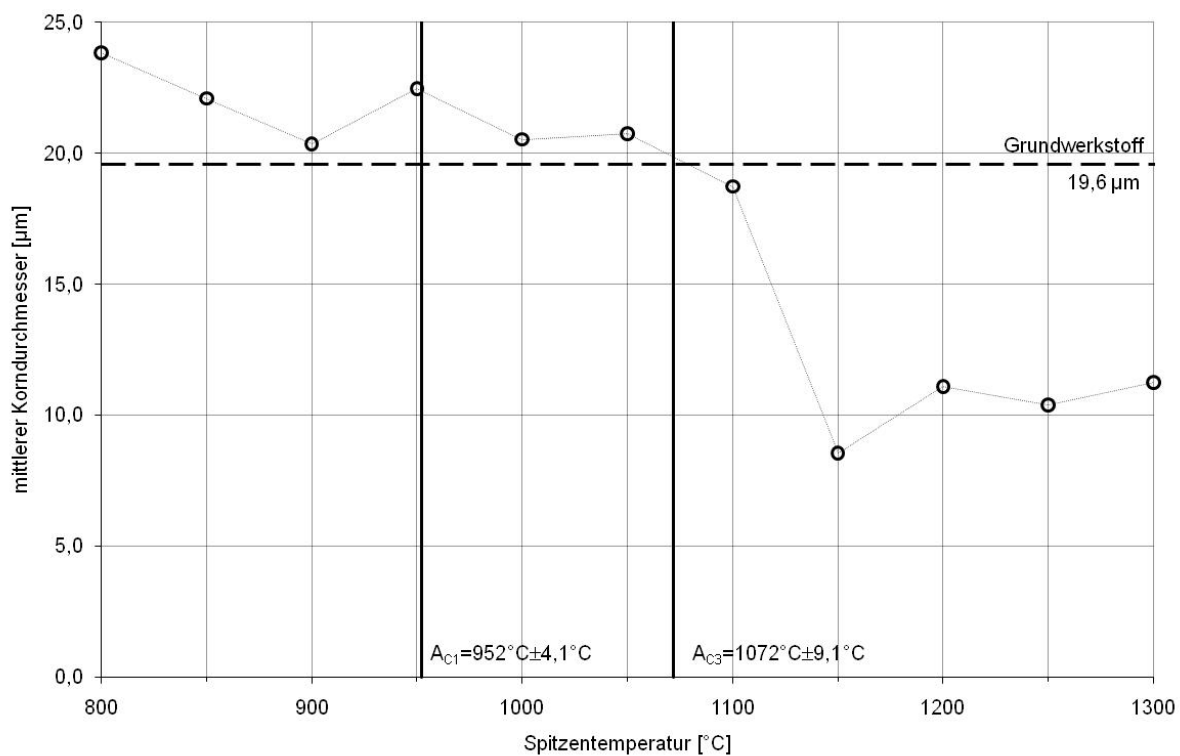


Abbildung 43: Diagramm Korngröße LNHB 2602

Die Verfeinerung des Gefüges ist in der Abbildung 44 ersichtlich.

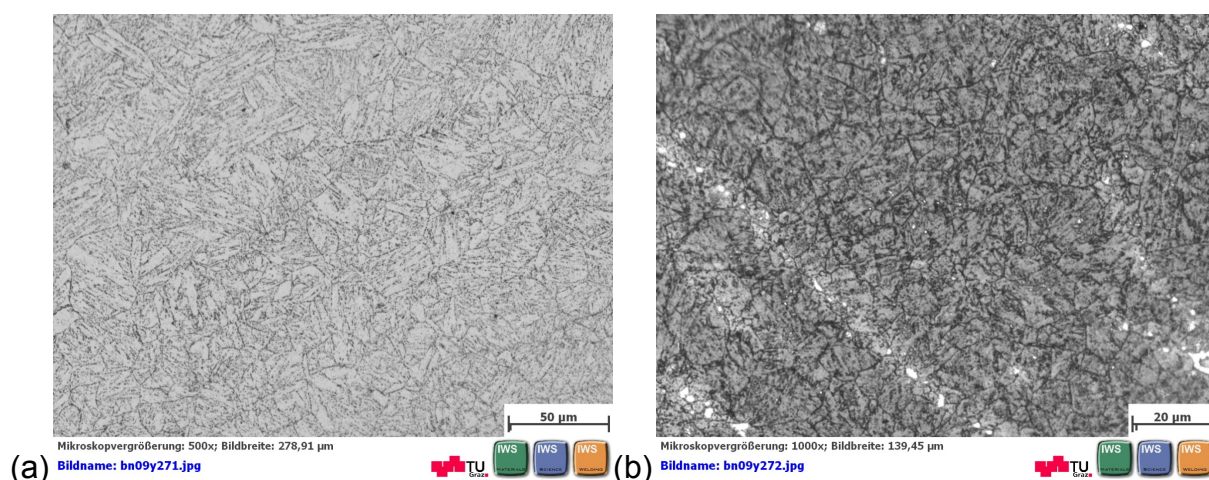


Abbildung 44: LNHB 2602: (a) $T_P=800^\circ\text{C} - 24 \mu\text{m}$ (b) $T_P=1150^\circ\text{C} - 9 \mu\text{m}$

5.3.7 X10CrWMoVNb9-2 (B 70ppm, N 210ppm) MNB 2603

Der Grundwerkstoff hat einen mittleren Korndurchmesser von $19,1 \mu\text{m}$, die Proben mit $T_P=800^\circ\text{C}$ und $T_P=850^\circ\text{C}$ haben einen Korndurchmesser von $18 \mu\text{m}$. Anhand der Dilatometerkurven lässt sich erkennen, dass bei einer Spitzentemperatur von 900°C während der Haltezeit bereits eine Umwandlung stattfindet. Innerhalb der Umwandlungszone schwankt der mittlere Korndurchmesser zwischen 19 und $22 \mu\text{m}$. Der höchste Wert liegt dabei bei $T_P=1000^\circ\text{C}$ (ASTM 8) und ist um 13% größer als der unbeeinflusste Grundwerkstoff. Zu höheren Spitzentemperaturen hin fällt der mittlere Korndurchmesser auf 10 bis $8 \mu\text{m}$. Der niedrigste mittlere Korndurchmesser mit $8 \mu\text{m}$ (ASTM 10,5) hat die Probe mit $T_P=1250^\circ\text{C}$ und beträgt somit 43% des Ausgangsmaterials. Die Probe bei $T_P=1300^\circ\text{C}$ hat einen mittleren Korndurchmesser von $13 \mu\text{m}$ und ist somit wieder größer als zwischen $T_P=1100^\circ\text{C}$ und $T_P=1250^\circ\text{C}$ (Abbildung 45). In der Tabelle 24 und der Abbildung 46 ist der mittlere Korngrößenverlauf als Funktion der Spitzentemperatur dargestellt.

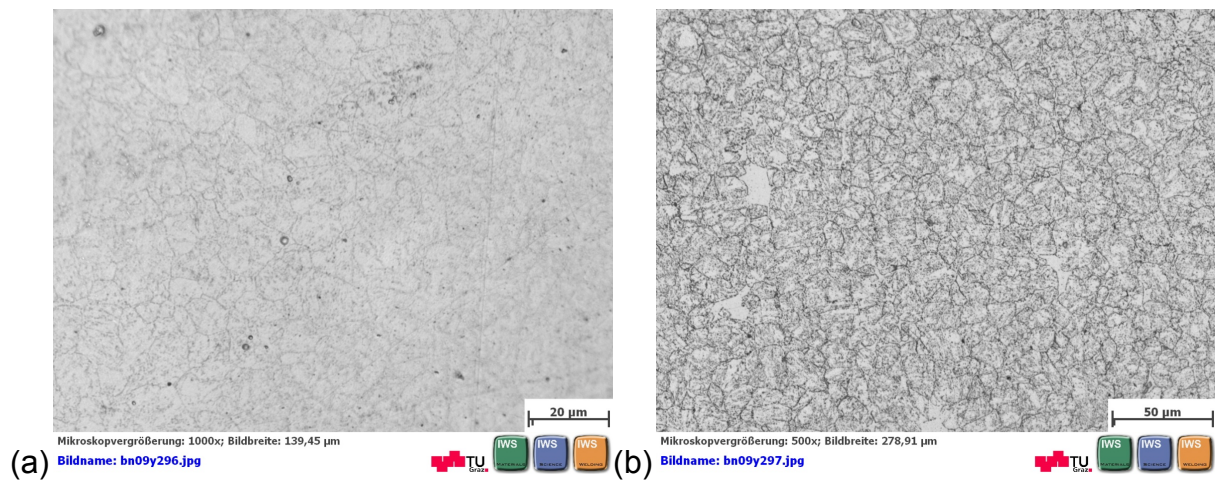


Abbildung 45: MNB 2603: (a) $T_P=1250^{\circ}\text{C} - 8 \mu\text{m}$ (b) $T_P=1300^{\circ}\text{C} - 13 \mu\text{m}$

Tabelle 24: Korngröße MNB 2603

MNB (2603) T_P [$^{\circ}\text{C}$]	d [μm]
GW	19
800	18
850	18
900	20
950	19
1000	22
1050	21
1100	10
1150	9
1200	9
1250	8
1300	13

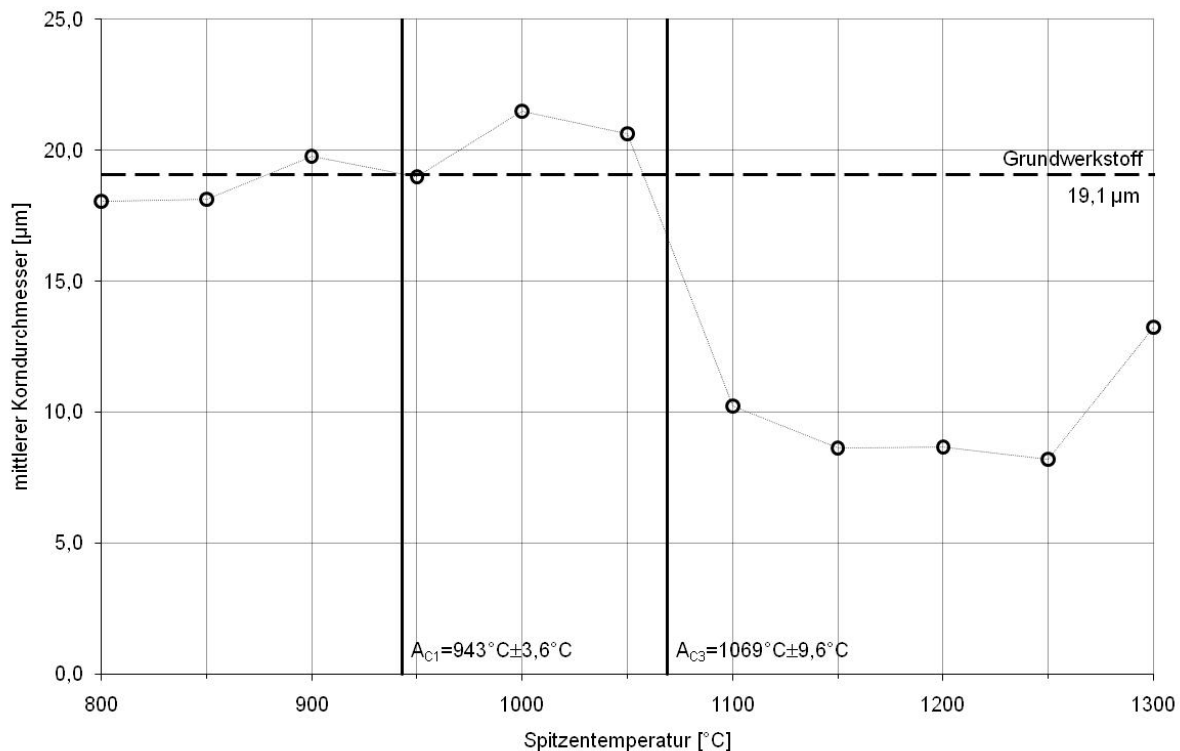


Abbildung 46: Diagramm Korngröße MNB 2603

5.3.8 X10CrWMoVNB9-2 (B 50ppm, N 330ppm) HNLB 2604

Diese Legierung hat bis $T_P=1100^{\circ}\text{C}$ eine nahezu konstante mittlere Korngröße von ca. $18 \mu\text{m}$ und oberhalb von $T_P=1150^{\circ}\text{C}$ von ca. $10 \mu\text{m}$. Der unbehandelte Grundwerkstoff besitzt einen mittleren Korndurchmesser von $22,2 \mu\text{m}$ (ASTM 7,5). Da unterhalb von A_{C1} keine Korngrößenänderung zu erwarten ist, kann das Streuband des Ausgangswerkstoffes zwischen 17 und $22 \mu\text{m}$ angenommen werden. Es erfolgt also eine Kornfeinung zwischen $T_P=1100^{\circ}\text{C}$ und 1150°C . Der geringste mittlere Korndurchmesser ist bei $T_P=1200^{\circ}\text{C}$ und $T_P=1250^{\circ}\text{C}$ mit $9 \mu\text{m}$ (ASTM 10) gemessen worden (vgl. Tabelle 25, Abbildung 47 und Abbildung 48).

Tabelle 25: Korngröße HNLB 2604

HNLB (2604) T_P [°C]	d [μm]
GW	22
800	17
850	18
900	18
950	16
1000	19
1050	19
1100	17
1150	10
1200	9
1250	9
1300	10

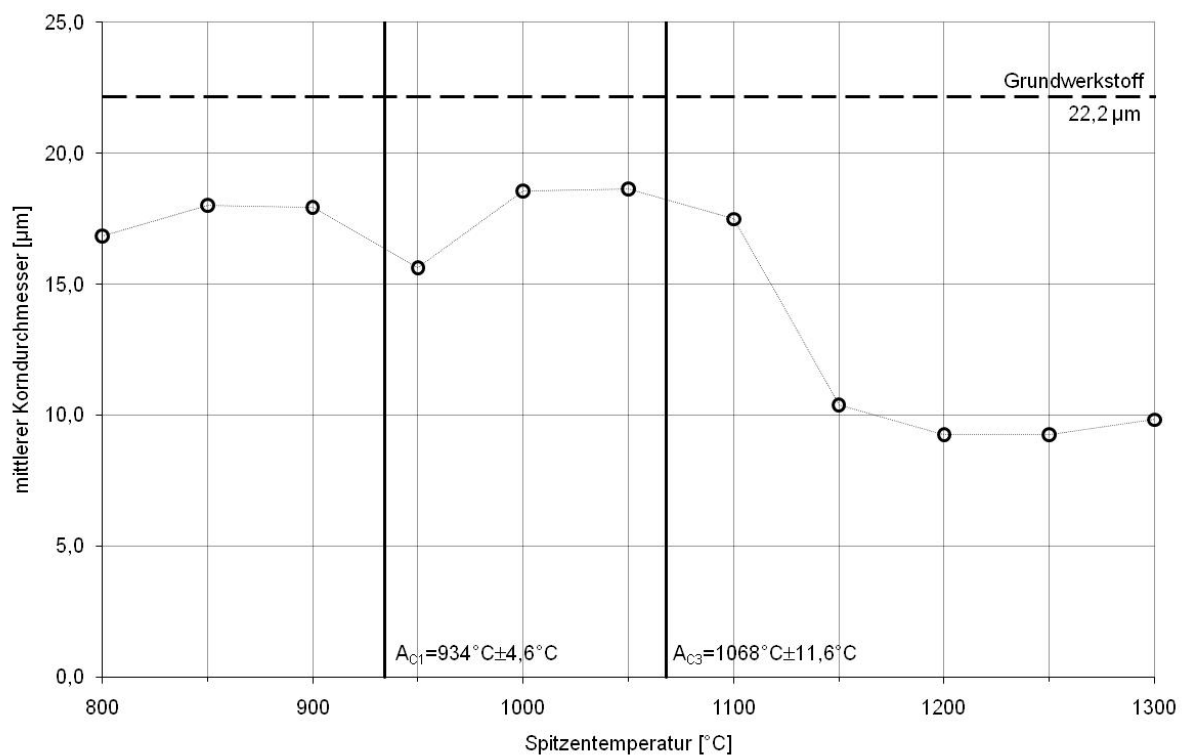


Abbildung 47: Diagramm Korngröße HNLB 2604

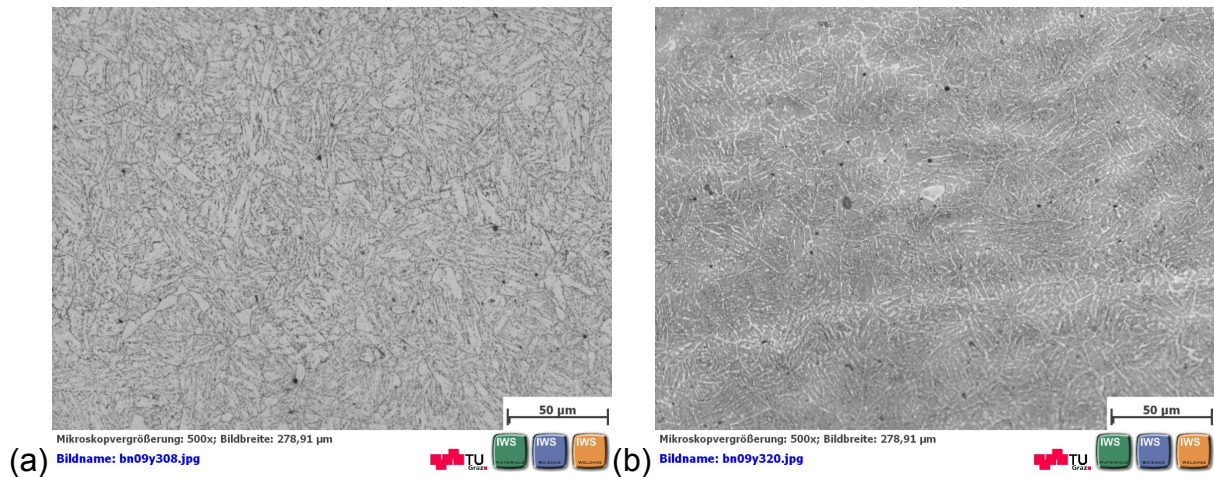


Abbildung 48: HNLB 2604: (a) $T_P=800^\circ\text{C} - 17 \mu\text{m}$ (b) $T_P=1100^\circ\text{C} - 17 \mu\text{m}$

5.3.9 Zusammenfassung und Diskussion

- Die Korngrößen der NPM Stähle liegen zwischen 370 (ASTM 0) und 260 μm (ASTM 0,5), die Korngrößen der X10CrWMoVNb9-2 Stähle liegen zwischen 24 (ASTM 7,5) und 8 μm (ASTM 10,5).
- Der NPM4 scheint eine konstante Korngröße über den gesamten Temperaturbereich zu haben. Das heißt, die sich knapp über der A_{C3} Temperatur bildende Feinkornzone wird unterdrückt. Die anschließende Kornwachstumszone ist in den Ergebnissen nicht erkennbar.
Beim NPM1 kann im Bezug auf die Grobkornzone auf Grund fehlender Ergebnisse keine Aussage gemacht werden.
- Bei den Stählen der ersten OptiBorN Serie (LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562) haben die Werkstoffe LNHB 2555 und MNB 2562 einen ähnlichen Verlauf. Beide Werkstoffe haben den höchsten Wert bei $T_P=900^\circ\text{C}$. Weiter ist zu erkennen, dass um die Spitztemperatur $T_P=1100^\circ\text{C}$ eine Kornfeinung und über $T_P=1250^\circ\text{C}$ eine Vergrößerung des Kornes beginnt.
- Bei den Stählen der zweiten OptiBorN Serie LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604 ist ein annähernd gleicher Verlauf erkennbar, speziell bei den Werkstoffen LNHB 2602 und MNB 2603.
Beim MNB 2603 ist eine Kornvergrößerung bei $T_P=1300^\circ\text{C}$ vorhanden.

Die Kurven der Werkstoffe LNHB 2602 und HNLB 2604 fallen bei Spitzentemperaturen knapp oberhalb von A_{C3} ab. Im Gegensatz dazu fällt die Kurve des MNB 2603 um A_{C3} ab.

- Erkennbar ist bei den MNB Chargen (2562, 2603) und bei der Charge LNHB 2555 eine ausgeprägte Vergröberung zu $T_P=1300^\circ\text{C}$ hin.

Bei den NPM Stählen kann ein Austenite Memory Effect als Ursache für das gleichbleibende Korn angenommen werden. In Abbildung 7 wird die Wiederherstellung des alten Kornes erkennbar. Im Gegensatz zu den OptiBorN Stählen haben die NPM Stähle ein sehr grobes Korn. Das Verhalten der NPM Stähle bei einer geringer eingestellten Korngröße zu untersuchen wäre interessant. Bei einem groben Korn ist das Verhältnis der Kornflächen zu den Grenzflächen groß. Im Grenzflächenbereich bilden sich beim Austenitisieren kleine Körner, die sich bei höher werdender Temperatur wieder auflösen können.

Die komplette Unterdrückung der Feinkornzone konnte bei keinem OptiBorN Stahl beobachtet werden. Bei der ersten Charge (LNHB 2555, HNLB 2556, MNB 2562) war der Vanadiumgehalt sehr niedrig. Das hat nach Ootoburo [43] Verschlechterungen der Kriecheigenschaften zur Folge. Die Kornfeinung ist, soweit beurteilbar, nicht so ausgeprägt wie bei der zweiten Charge. Die zweite Charge (LNHB 2602, MNB 2603, HNLB 2604) weist einen deutlichen Abfall der mittleren Korngröße bei höherer Temperaturen auf.

Vergleicht man die Verläufe der Stähle NPM1, NPM4, LNHB 2555 und LNHB 2602, die alle im Bereich 100 ppm Bor und 100 ppm Stickstoff liegen, so hat der NPM4 den konstantesten Verlauf. Die LNHB Stähle haben eine klar zu erkennende feinkörnige Zone. Auf Grund der fehlenden Ergebnisse kann beim NPM1 diesbezüglich keine Aussage getroffen werden.

Diese Arbeit hat anhand der Bestimmung der mittleren Korngröße gezeigt, dass es möglich ist, die Korngröße mit Hilfe von lichtmikroskopischen Aufnahmen zu bestimmen. Bei Gefügen mit unterschiedlichen Korngrößen kann die Flächenanalyse der Körner Erkenntnisse über die Korngrößenverteilung bringen.

5.4 Bestimmung der Härtewerte innerhalb der WEZ

5.4.1 Legierungskonzept 9Cr-3W-3Co-VNb

Wie aus der Tabelle 26 zu entnehmen ist, liegen die Härtewerte der „as welded“ Proben beim NPM1 zwischen 416 HV10 ($T_P=1200^\circ\text{C}$) und 201 HV10 ($T_P=800^\circ\text{C}$) und beim NPM4 zwischen 428 HV10 ($T_P=1150^\circ\text{C}$) und 228 HV10 ($T_P=900^\circ\text{C}$). Für die Proben mit Wärmebehandlung nach dem Schweißen (PWHT) liegen die Härtewerte beim NPM1 zwischen 296 HV10 ($T_P=1250^\circ\text{C}$) und 197 HV10 ($T_P=850^\circ\text{C}$) und beim NPM4 zwischen 288 HV10 ($T_P=1200^\circ\text{C}$) und 224 HV10 ($T_P=900^\circ\text{C}$).

Tabelle 26: Härtewerte der Werkstoffe NPM1 und NPM4 im „as welded“ Zustand und nach dem „PWHT“

		NPM1		NPM4	
T_P [$^\circ\text{C}$]		SZ	PWHT	SZ	PWHT
Härtewerte [HV10]	GW	196		235	
	800	201	202	236	235
	850	203	197	236	233
	900	224	202	228	224
	950	355	243	380	258
	1000	374	261	386	270
	1050	400	274	398	276
	1100	403	282	416	282
	1150	410	290	428	287
	1200	416	293	425	288
	1250	404	296	422	283
	1300	405	287	416	282

Bei $T_P=900^\circ\text{C}$ erfolgt beim NPM1 eine teilweise Umwandlung in Austenit während der Haltedauer. Dadurch sind die Härtewerte höher als beim Grundwerkstoff (Abbildung 49).

In Abbildung 50 ist zu erkennen, dass die Härtewerte unterhalb der A_{C1} Temperatur geringer sind als die des Grundwerkstoffs. Dies ist auf die Spitzentemperatur zurückzuführen, die oberhalb der Anlasstemperatur von 770°C (Tabelle 6) und unterhalb von A_{C1} liegt. Es kann als ein kurzzeitiges Anlassen bei höherer Temperatur angesehen werden, welches zu einem Absinken der Härte führt.

Die Härtesteigerung zwischen A_{C1} und A_{C3} ist dadurch erklärbar, dass sich von der A_{C1} Temperatur (0% Austenit) bis zur A_{C3} Temperatur (100% Austenit) der Anteil des Austenits erhöht. Der Austenit klappt beim Abkühlen in Martensit um. Je mehr Martensit dadurch entsteht, desto härter wird das Material. Oberhalb der A_{C3} Temperatur ist wenig Härtegewinn aus der Umwandlung von Austenit in Martensit zu erwarten. Bei hohen Spitzentemperaturen (ca. $T_P=1300^\circ\text{C}$) beginnt sich der Austenit in δ Ferrit umzuwandeln. Dieser führt zu einer Verringerung der Härte.

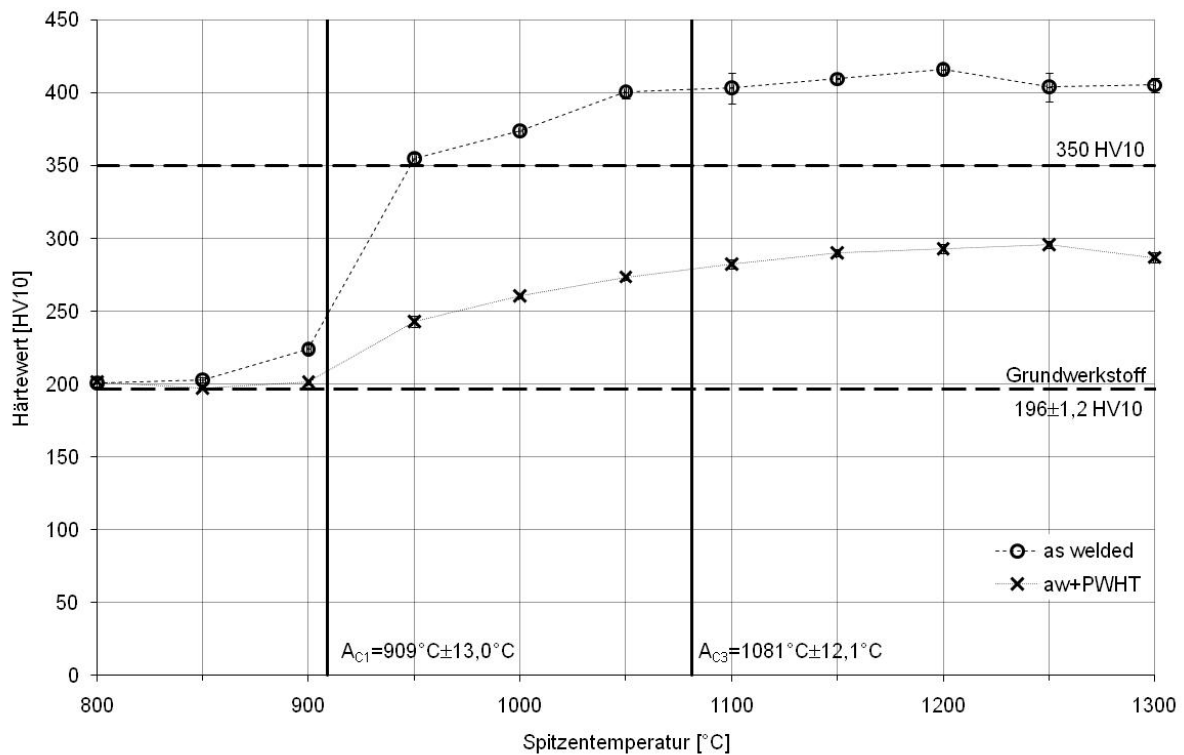


Abbildung 49: NPM1 Härteverlauf

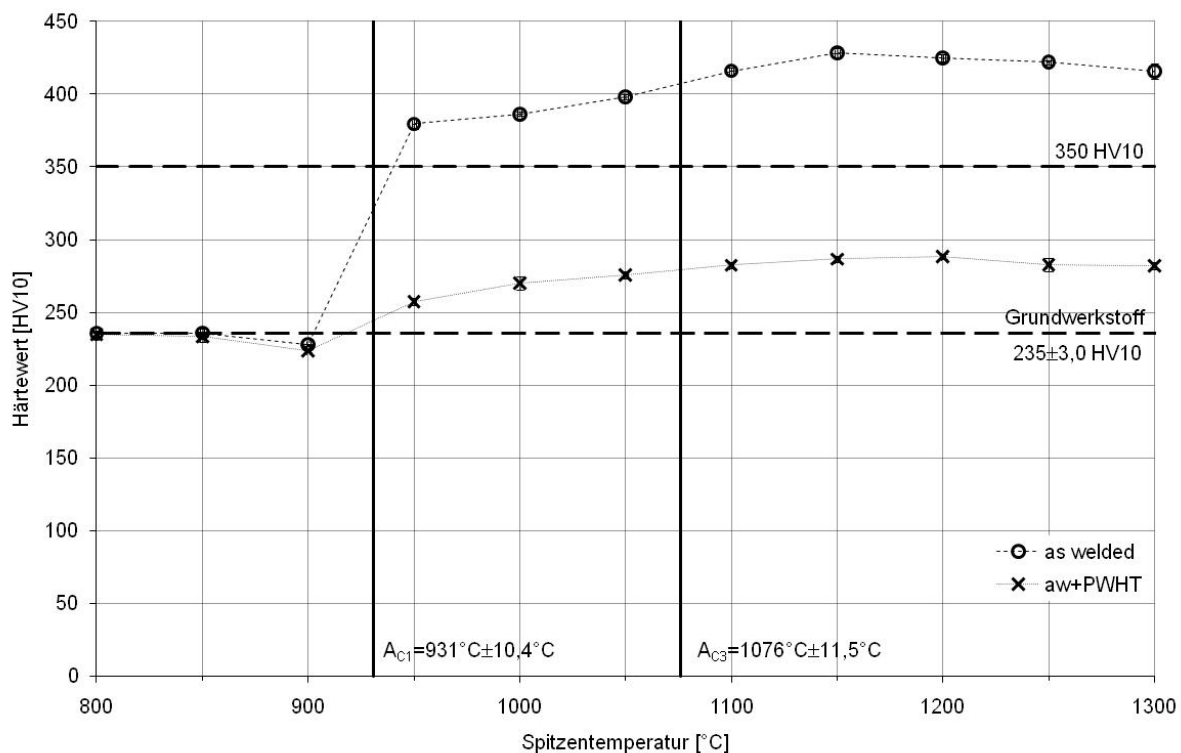


Abbildung 50: NPM4 Härteverlauf

5.4.2 Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2 (Vanadium 0,017%)

In Tabelle 27 sind die Härtewerte der Proben mit unterschiedlichen Spitztemperaturen im „as welded“ Zustand und im „PWHT“ Zustand angeführt. Die Höchstwerte im „as welded“ Zustand liegen zwischen 416 HV10 (LNHB 2555) und 420 HV10 (HNLB 2556), im „PWHT“ Zustand liegen sie zwischen 275 HV10 (LNHB 2555) und 289 HV10 (MNB 2562). Die niedrigsten „as welded“ Härtewerte sind zwischen 206 HV10 (LNHB 2555) und 226 HV10 (MNB 2562), die niedrigsten „PWHT“ Werte liegen zwischen 192 HV10 (LNHB 2555) und 222 HV10 (MNB 2562). Die Härteverläufe sind in den Abbildung 51, Abbildung 52 und Abbildung 53 dargestellt. Auf diesen ist ein steiler Anstieg zwischen der jeweiligen A_{C1} und A_{C3} Temperatur und ein anschließender annähernd konstanter Verlauf zu erkennen.

Tabelle 27: Härtewerte der Werkstoffe LNHB 2555, HNLB 2556 und MNB 2562, im „as welded“ Zustand und nach dem „PWHT“

	T _P [°C]	LNHB 2555		HNLB 2556		MNB 2562	
		SZ	PWHT	SZ	PWHT	SZ	PWHT
Härtewerte [HV10]	GW	208		220		232	
	800	207	201	217	210	230	229
	850	206	204	218	220	226	223
	900	246	192	373	219	377	222
	950	368	217	393	230	379	236
	1000	387	225	407	234	393	242
	1050	398	237	416	243	397	251
	1100	397	246	420	251	404	261
	1150	411	257	409	254	407	267
	1200	416	266	411	264	414	277
	1250	413	273	420	272	419	280
	1300	404	275	420	279	413	289

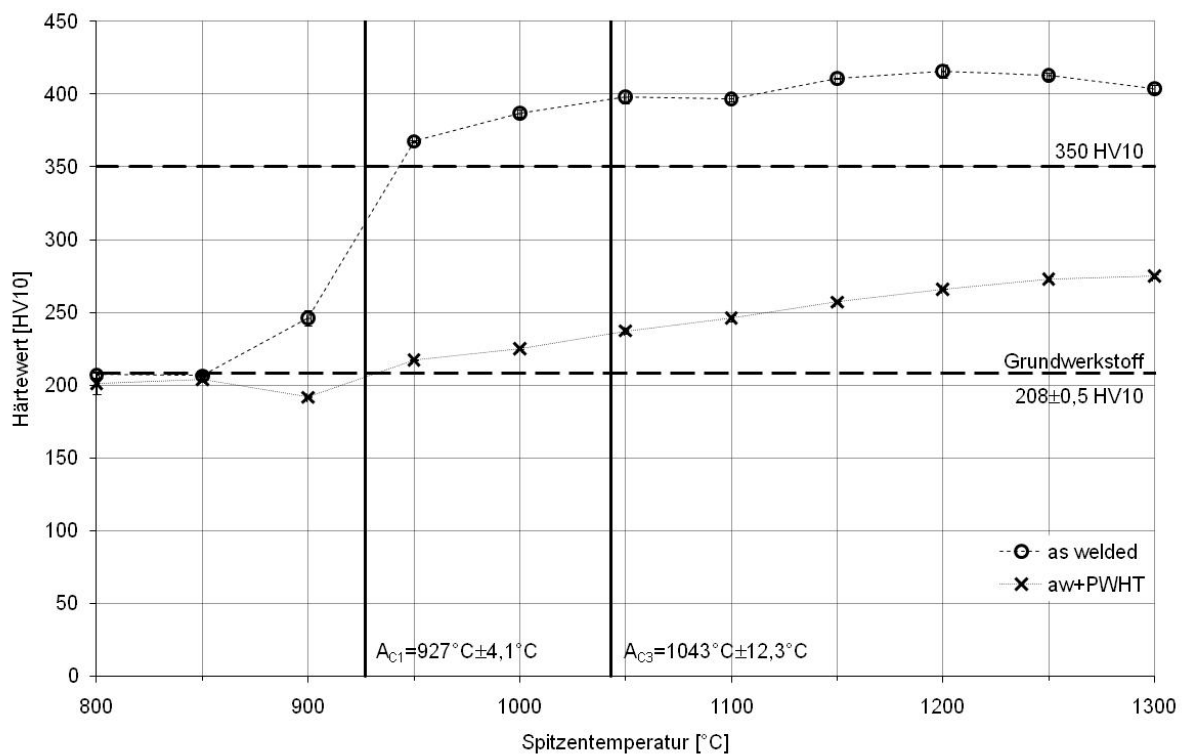


Abbildung 51: LNHB 2555 Härteverlauf

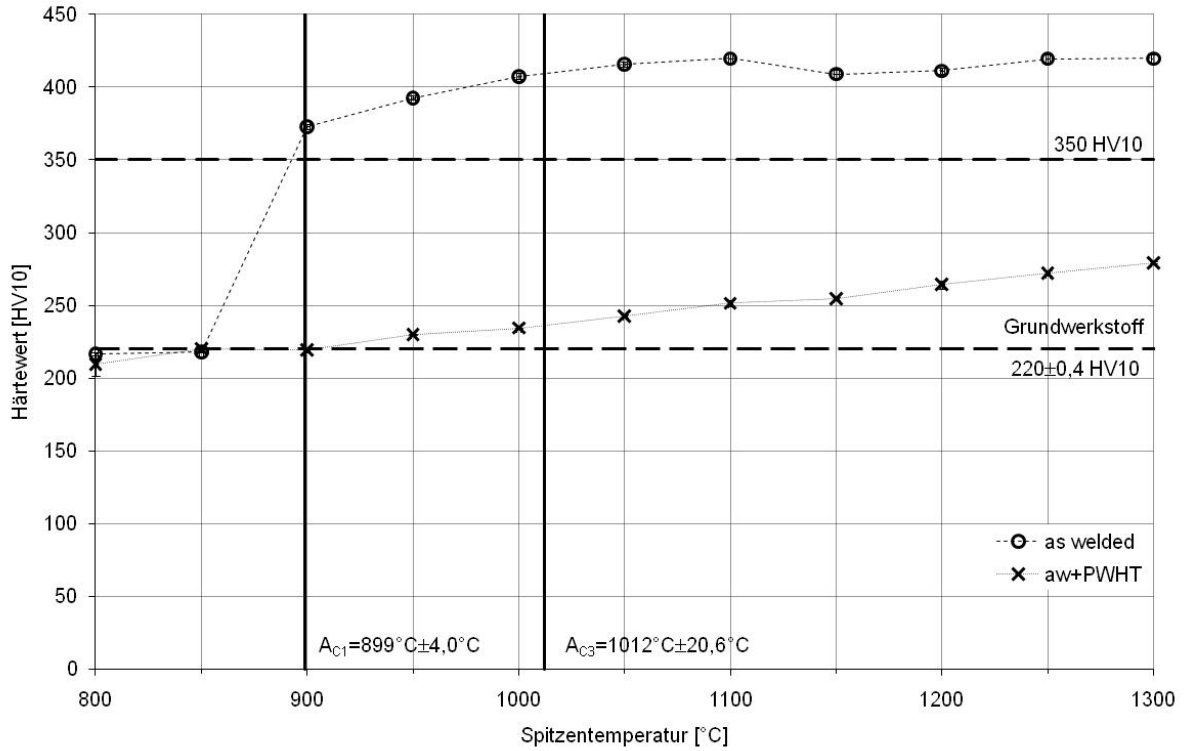


Abbildung 52: HNLB 2556 Härteverlauf

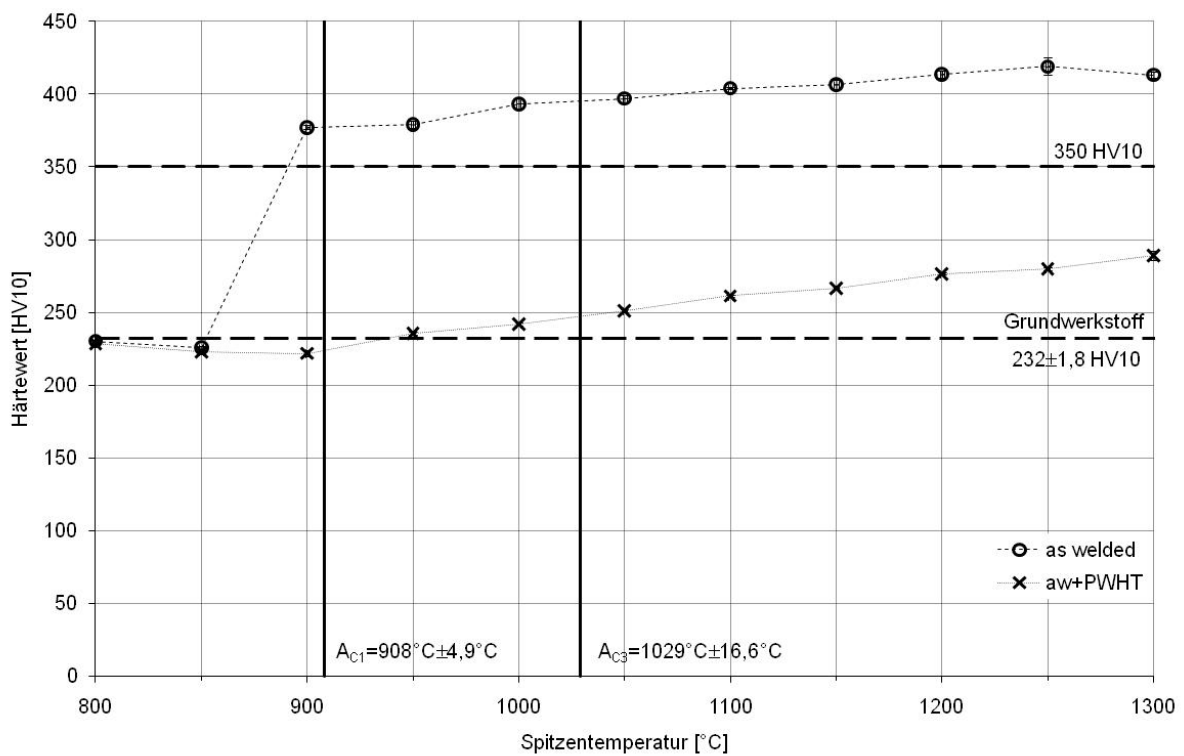


Abbildung 53: MNB 2562 Härteverlauf

5.4.3 Legierungskonzept X10CrWMoVNb9-2

Die Höchstwerte der „as welded“ Proben liegen zwischen 422 HV10 (LNHB 2602) und 428 HV10 (MNB 2603, HNLB 2604) und die niedrigsten Werte liegen zwischen 212 HV10 (LNHB 2602) und 224 HV10 (HNLB 2604). Bei den „PWHT“ Proben liegen die Höchstwerte zwischen 289 HV10 (LNHB 2602) und 309 HV10 (HNLB 2604) und die niedrigsten Werte zwischen 204 HV10 (MNB 2603) und 210 HV10 (HNLB 2604) (vgl. Tabelle 28). Wie aus den Härteverläufen in Abbildung 54, Abbildung 55 und Abbildung 56 zu erkennen ist, verringert sich die Härte knapp unterhalb der A_{C1} Temperatur. Ebenso gut erkennbar ist die stark ansteigende Härte oberhalb der A_{C1} Temperatur.

Tabelle 28: Härtewerte der Werkstoffe LNHB 2602, MNB 2603 und HNLB 2604 im „as welded“ Zustand und nach dem „PWHT“

		LNHB 2602		MNB 2603		HNLB 2604	
T_p [°C]		SZ	PWHT	SZ	PWHT	SZ	PWHT
Härtewerte [HV10]	GW	220		219		227	
	800	218	217	222	220	224	223
	850	217	216	217	216	225	221
	900	212	207	235	204	294	210
	950	348	230	367	234	378	233
	1000	390	246	392	244	402	244
	1050	404	254	403	255	410	255
	1100	414	263	416	267	420	270
	1150	419	271	422	280	424	284
	1200	421	275	423	285	425	295
	1250	422	279	420	293	427	303
	1300	416	289	428	298	428	309

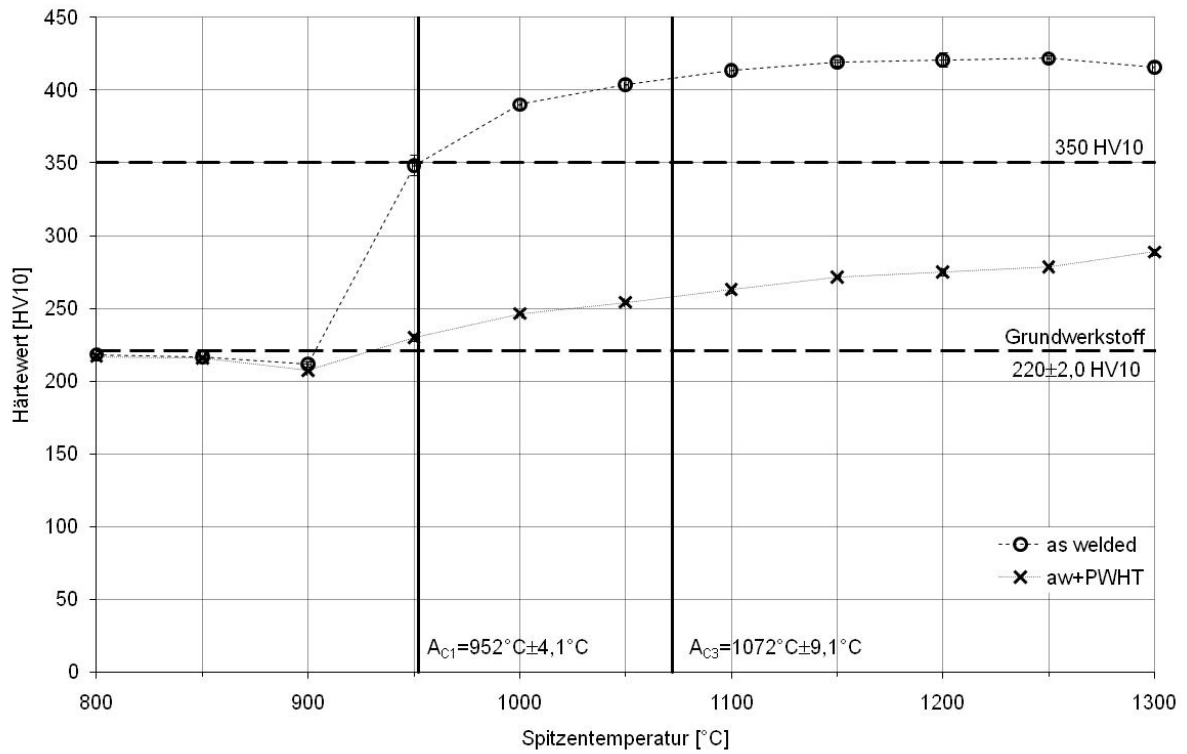


Abbildung 54: LNHB 2602 Härteverlauf

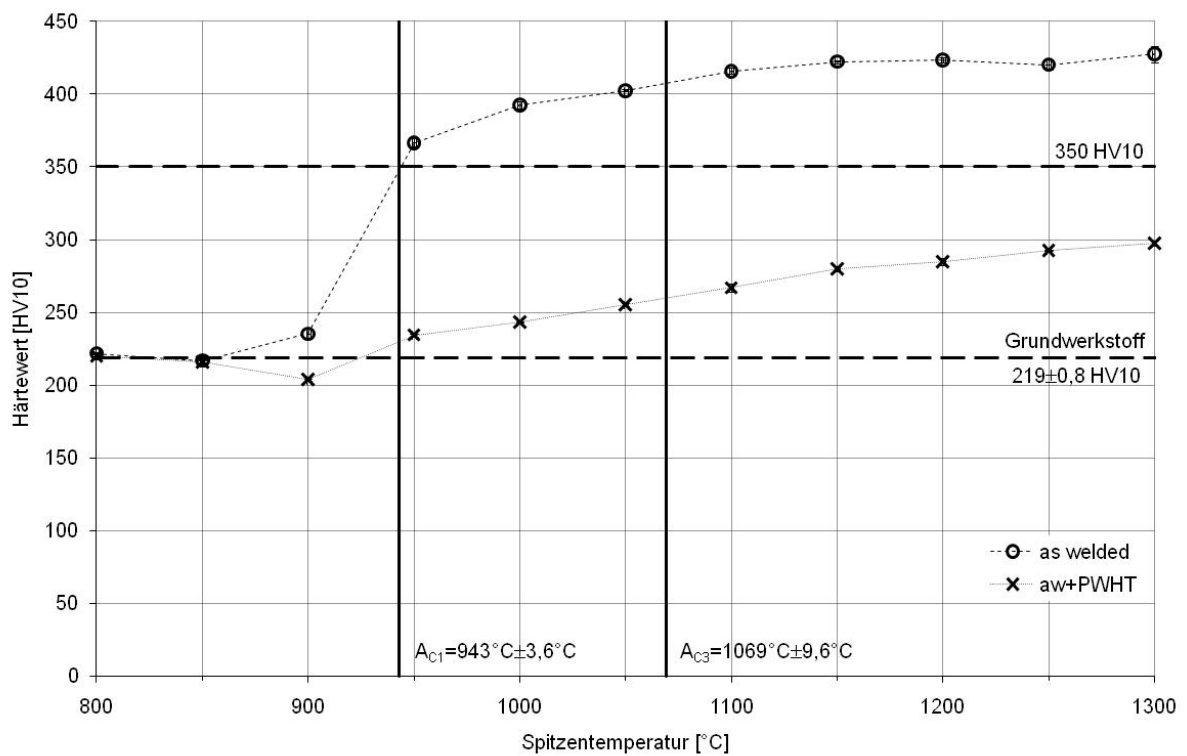


Abbildung 55: MNB 2603 Härteverlauf

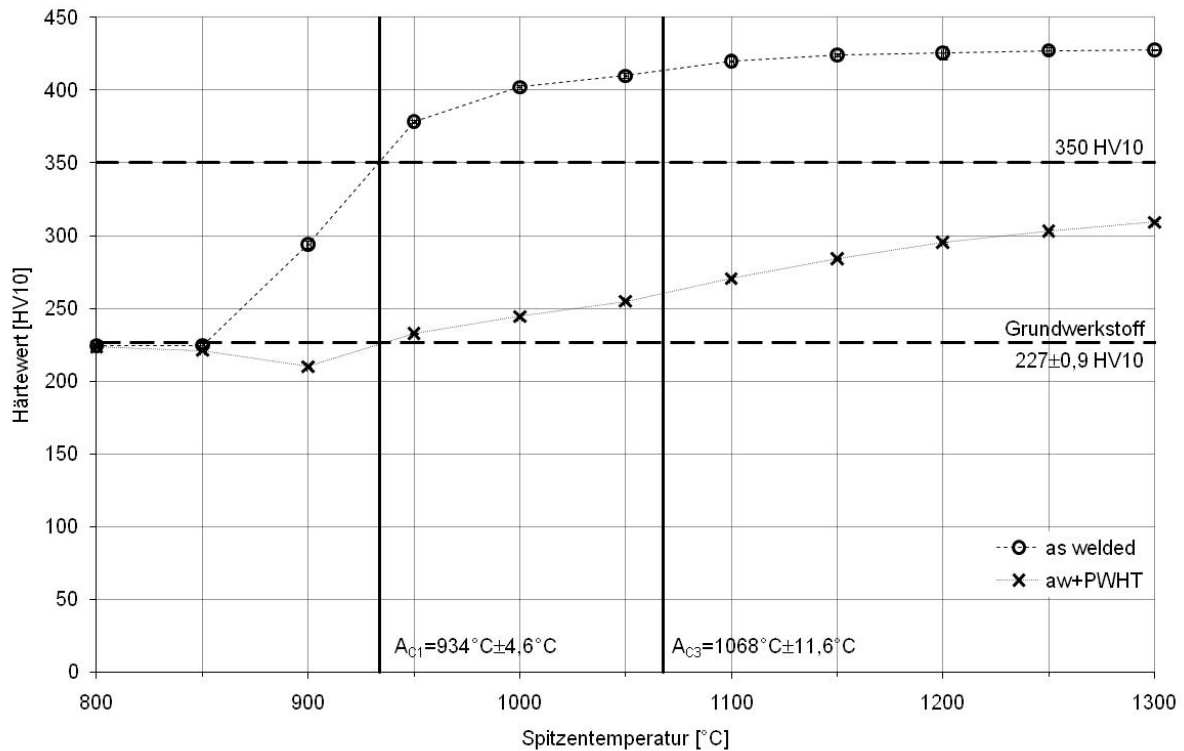


Abbildung 56: HNLB 2604 Härteverlauf

5.4.4 Zusammenfassung und Diskussion

- Bei allen Proben liegt der Minimalwert der Härte unterhalb der A_{C1} Temperatur. Zwischen der A_{C1} und der A_{C3} Temperatur steigen die Härtewerte stark an. Oberhalb der A_{C3} Temperatur ändert sich die Härte kaum. Die Maximalhärte liegt zwischen 416 und 428 HV10 bei den „as welded“ Proben und zwischen 275 bis 309 HV10 bei den Proben mit PWHT. Somit liegt der Maximalwert bei den PWHT-Proben unterhalb von 310 HV10. Die Differenz der Härte zwischen den „as welded“ Proben und den Proben mit einer Wärmenachbehandlung (PWHT) ist zwischen den A_{C1} und A_{C3} Temperaturen konstant und wird zu höheren Temperaturen hin immer geringer. Der Abfall der Härte unterhalb von A_{C1} ist als „Anlasseffekt“ zu deuten. Dieser entsteht durch die Wärmebehandlung (Schweißzyklus) oberhalb der Anlasstemperatur.

– NPM Stähle (NPM1, NPM4):

Der NPM1 hat im Gegensatz zum NPM4 keinen „Anlasseffekt“. Beim NPM4 verringert sich die Härte zwischen $T_P=1250^\circ\text{C}$ und 1300°C .

Der Grundwerkstoff NPM4 hat 235 HV10, der Grundwerkstoff NPM1 196 HV10.

– X10CrWMoVNb9-2 (Vanadium 0,017%) (LNHB 2555, HNLB 2556, MNB 2562):

Bei den „as welded“ Proben der Chargen LNHB 2555 und HNLB 2556 steigt die Härte zwischen A_{C1} und A_{C3} . Bei der Charge MNB 2562 steigt die Härte bis $T_P=1200^\circ\text{C}$. Darüber bleibt der Härtewert konstant. Ab $T_P=1250^\circ\text{C}$ sinkt die Härte der Charge LNHB 2555 wieder.

Bei den PWHT Proben steigt die Härte oberhalb von A_{C1} konstant an.

– X10CrWMoVNb9-2 (LNHB 2602, MNB 2603, HNLB 2604):

Bei den „as welded“ Proben steigt die Härte zwischen A_{C1} und A_{C3} . Oberhalb von A_{C3} ändert sich die Härte nicht mehr. Bei der Charge LNHB 2602 fällt die Härte bei $T_P=1300^\circ\text{C}$ leicht ab.

Die PWHT Proben haben eine konstant steigende Härte bei Spitzentemperaturen oberhalb von A_{C1} . Bei allen Proben konnte eine Verringerung der Härtewerte unterhalb von A_{C1} festgestellt werden.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Aufgabenstellung umfasste die Generierung der WEZ-Gefüge mit Hilfe eines Dilatometers, die Bestimmung der mittleren Korngröße anhand von lichtmikroskopischen Gefügebildern, der Bestimmung der Umwandlungspunkte A_{C1} , A_{C3} und M_S und die Bestimmung der Härte der Gefüge.

Die mittlere Korngröße ist beim NPM4 konstant bei 275 μm , beim NPM1 wird das Korn mit einer Ausnahme von $T_P=1100^\circ\text{C}$ kontinuierlich größer. Bei $T_P=1000^\circ\text{C}$ verfeinert sich das Korn. Beim NPM1 gibt es eine Verringerung um 22% zur vorherigen Korngröße. Es gab bei diesen Stählen Schwierigkeiten die Korngröße zu ermitteln. Trotz mehrerer Versuche war es nicht möglich, Gefügeschaubilder mit auswertbaren Korngrenzen zu bekommen. Diese Temperaturen waren beim NPM1 die Spitzentemperaturen $T_P=1150^\circ\text{C}$ bis 1300°C , beim NPM4 waren es der Grundwerkstoff, $T_P=800^\circ\text{C}$, 850°C und 1300°C .

Der Martensitstarttemperaturverlauf der NPM Stähle sieht treppenförmig aus. Der Übergang zwischen hohen und niedrigen M_S Temperaturen liegt beim NPM1 zwischen 1100°C und 1150°C und beim NPM4 zwischen 1100°C und 1200°C . Dies ist auf die Auflösung von Karbiden und die dadurch erfolgende Erhöhung der Kohlenstoffgehaltes im Austenit zurückzuführen.

Mit niedrigerem Stickstoffgehalt verringert sich die A_{C3} Temperatur schwach, die A_{C1} Temperatur steigt stärker an.

Beim NPM4 ist im Gegensatz zum NPM1 ein Rückgang der Härte unter die des Grundwerkstoffs knapp unterhalb der A_{C1} Temperatur bei den „as welded“ und den PWHT Proben zu erkennen. Bei NPM1 mit PWHT ist ein minimaler Rückgang der Härte bei $T_P=1300^\circ\text{C}$ gegeben. Um hierfür eine korrekte Aussage treffen zu können, müssten Proben mit höherer Temperatur generiert werden. Der Grundwerkstoff hat beim NPM1 196 HV10 und beim NPM4 235 HV10. Der NPM1 Stahl überschreitet im „as welded“ Zustand nie die Härte von 416 HV10 (NPM4 – 428 HV10) und bei den Proben mit PWHT nie den Wert von 296 HV10 (NPM4 – 288 HV10).

Bei den Chargen mit dem Legierungskonzept LNHB (2555, 2602) ist das feinste Korn ca. 75°C oberhalb der A_{C3} Temperatur zu finden. Das Verringern der Härte

unterhalb von A_{C1} ist bei allen Proben („as welded“ und PWHT) mit MNB-Konzept (2562, 2603) und bei der Charge 2602 (LNHB) markant.

Die erste OptiBorN Legierung (LNHB 2555, HNLB 2556, MNB 2562) unterscheidet sich von der zweiten (LNHB 2602, MNB 2603, HNLB 2604) generell durch den Legierungsaufbau. So liegt der Vanadiumgehalt bei der ersten Serie bei 0,017 Gewichtsprozenten und bei der zweiten Serie bei rund 0,17 Gewichtsprozenten angesiedelt. Vanadium begünstigt die Entstehung des kubischraumzentrierten Ferrits und verengt das γ -Gebiet [44,45]. Mit Ausnahme von Titan bzw. Kupfer, hier liegen bei der zweiten bzw. ersten Serie keine Messdaten vor, ist die Legierungszusammensetzung gleich.

Die Korndurchmesserverteilung der beiden OptiBorN Serien ist innerhalb der jeweiligen Serie zwar unterschiedlich, kann aber zusammenfassend wie folgt dargestellt werden. Die erste Serie zeigt, soweit beurteilbar, eine gleichmäßige Kornstruktur, die zuerst ein wenig abfällt und bei höheren Spitzentemperaturen sich wieder erhöht. Nur bei der Charge HNLB 2556 wird die Größe des Grundmaterials wieder erreicht, ansonsten fallen sie feiner als der Ausgangswerkstoff aus. Die zweite Serie hat einen konstanten Korndurchmesser bis A_{C3} und oberhalb von A_{C3} ist die Korngröße nur halb so groß.

Bei der ersten OptiBorN Serie überschreitet die Härte nie 420 HV10 bei den „as welded“ Proben und bei den Proben mit PWHT nie 289 HV10.

Bei der zweiten OptiBorN Serie überschreitet die Härte nie 428 HV10 bei den „as welded“ Proben und bei den Proben mit PWHT nie 309 HV10.

Es hat sich wiederholt gezeigt, dass eine geeignete Ätzung für die Korngrößenbestimmung schwer zu ermitteln ist. Wird für eine Probe ein geeignetes Ätzmittel gefunden, dann ist die Korngrößenanalyse kein Problem. Das Ätzmittel von Cho beweist, dass die Korngrößenbestimmung mit Hilfe von lichtmikroskopischen Gefügebildungen bei dieser Werkstoffgruppe möglich ist. Die Korngrößenbestimmung über ein Elektronenmikroskop ist präziser und die Ergebnisse sind umfassender (z.B. EBSD). Leider ist nicht immer ein Elektronenmikroskop verfügbar. Der Vorteil eines Lichtmikroskops ist die schnellere Einsetzbarkeit, die einfachere Bedienung und die günstigeren Maschinenstunden.

Eine auf Grund der Erkenntnisse des NPM1 vermutliche Wiederherstellung des ehemaligen Austenitkorn führt beim NPM4 zu einer gleichbleibenden Korngröße über die Wärmeeinflusszone. Da der Versuch, diese Mechanismen auf einen konventionellen Stahl zu übertragen, beim X10CrWMoVNb9-2 anscheinend nicht funktioniert hat, ist noch weiter zu forschen.

Die martensitischen Chromstähle sind sehr weit entwickelt worden. Die Schwachstelle der WEZ hat zur Folge, dass der Werkstoff nicht ausgenutzt werden kann. Deshalb muss es ein Ziel sein, die Festigkeit der WEZ unter Betriebsbedingungen auf die des Grundwerkstoffes anzuheben.

7 Literaturverzeichnis

[1] Europäische Kommission, Mitteilung der Kommission an den Rat und das Europäische Parlament - Der Anteil erneuerbarer Energien in der EU - Bericht der Kommission gemäß Artikel 3 der Richtlinie 2001/77/EG, Bewertung der Auswirkung von Rechtsinstrumenten und anderen Instrumenten der Gemeinschaftspolitik auf die Entwicklung des Beitrags erneuerbarer Energiequellen in der EU und Vorschläge für konkrete Maßnahmen, 52004DC0366 (2004).

[2] H.J. Schüller, L. Hagn, A. Woitscheck, Risse im Schweißnahtbereich von Formstücken aus Heißdampfleitungen - Werkstoffuntersuchungen, Der Maschinenschaden. 47 (1974) 1-13.

[3] P. Mayr, Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels, Dissertation, TU Graz. (2007).

[4] B. Buchmayr, Skriptum zur Vorlesung Werkstoffkunde Stahl, (1999).

[5] R. Bürgel, Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Vieweg, Braunschweig [u.a.], 2001.

[6] A. Schalber, Charakterisierung der Schweißbeignung des Bor-modifizierten Chromstahls CB2A, Diplomarbeit, TU Graz. (1998).

[7] E. Letofsky, Verhalten von Schweißverbindungen moderner Kraftwerkswerkstoffe, Dissertation, TU Graz. (2001) VII, 354 S.

[8] H. Cerjak, P. Mayr, The influence of welding on creep behavior of modern steels for thermal power generation. Materialwiss. Werkstofftech. 38 (2007) 510-514.

[9] H. Riedel, Fracture at High Temperatures, Springer, Berlin [u.a.], 1987.

[10] S.T. Kimmins, D.J. Gooch, Austenite memory effect in 1Cr-1Mo-0.75V(Ti, B) steel
Austenitischer Formgedächtniseffekt in 1Cr-1Mo-0,75V-(Ti,B)-Stahl, Metal Science. 17 (1983) 519-532.

[11] J.A. Francis, W. Mazur, H.K.D.H. Bhadeshia, Type IV cracking in ferritic power plant steels. Mater. Sci. Technol. 22 (2006) 1387-1395.

[12] I.J. Perrin, D.R. Hayhurst, Continuum damage mechanics analyses of type IV creep failure in ferritic steel crossweld specimens, Int. J. Pressure Vessels Piping. 76 (1999) 599-617.

- [13] T. Shirane, S. Tsukamoto, K. Tsuzaki, Y. Adachi, T. Hanamura, M. Shimizu, F. Abe, Ferrite to austenite reverse transformation process in B containing 9%Cr heat resistant steel HAZ. *Sci. Technol. Weld. Joining*. 14 (2009) 698-707.
- [14] T. Shirane, S. Tsukamoto, K. Tsuzaki, Y. Adachi, T. Hanamura, M. Shimizu, F. Abe, Ferrite to Austenite Reverse Transformation Process in B Containing 9% Cr Heat Resistant Steel HAZ,.
- [15] M. Kondo, M. Tabuchi, S. Tsukamoto, F. Yin, F. Abe, Suppressing type IV failure via modification of heat affected zone microstructures using high boron content in 9Cr heat resistant steel welded joints. *Sci. Technol. Weld. Joining*. 11 (2006) 216-223.
- [16] M. Kondo, M. Tabuchi, S. Tsukamoto, F. Yin, F. Abe, Suppression of type IV failure in high-B low-N 9Cr-3W-3Co-NbV steel welded joint. *Adv. Mater. Technol. Fossil Power Plants, Proc. Int. Conf.* , 4th. (2005) 987-998.
- [17] F. Abe, Alloy design of creep and oxidation resistant 9Cr steels for thick section boiler components operating at 650°C. *Adv. Mater. Technol. Fossil Power Plants, Proc. Int. Conf.* , 4th. (2005) 202-216.
- [18] K. Laha, K.S. Chandravathi, P. Parameswaran, K.B.S. Rao, S.L. Mannan, Characterization of microstructures across the heat-affected zone of the modified 9Cr-1Mo weld joint to understand its role in promoting type IV cracking, *Metall Mat Trans A Phys Metall Mat Sci*. 38 (2007) 58-68.
- [19] F. Abe, Effect of boron on creep deformation behavior and microstructure evolution in 9 % Cr steel at 650°C, *Int. J. Mater. Res.* 99 (2008) 387-394.
- [20] M. Bauer, Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen, Dissertation, Universität Stuttgart;. (2009).
- [21] S. Tsukamoto, M. Tabuch, T. Shirane, F. Abe, Prevention of type IV failure in high Cr ferritic heat resistant steel welded joint, *ASM Proceedings of the International Conference: Trends in Welding Research*. (2009) 296-302.
- [22] K. Sakuraya, H. Okada, F. Abe, BN type inclusions formed in high Cr ferritic heat resistant steel. *Energy Mater.* 1 (2006) 158-166.
- [23] persönliche Mitteilungen von Peter Mayr über die Entwicklung und Herstellung des Stahls NPM4, (2010).
- [24] D. Richardot, J. Vaillant, A. Arbab, W. Bendick, *The T92/P92 Book*, Vallourec & Mannesmann Tubes. (2000).
- [25] I. Holzer, P. Mayr, Fine Tuning of Boron and Nitrogen in ASTM Grade 92 - Thermodynamic Analysis and calculation of BN solubility products, (2008).
- [26] Bähr Thermoanalyse GmbH, Leitfaden Zur Inbetriebnahme Eines BÄHR-Dilatometrs, 2005.

- [27] R.S. Funderburk, Postweld heat treatment, *Welding Innovation Quarterly*. 15 (1998) 17-18.
- [28] Böhler Schweißtechnik Austria GmbH, *Wissenswertes Für Den Schweißer*, 2008.
- [29] G. Petzow, *Metallographisches, Keramographisches, Plastographisches Ätzen*, Borntraeger, Berlin [u.a.], 1994.
- [30] E. Schacht, J. Richter, Experiences with etching reagents to show former austenite grain boundaries in steels. *Prakt. Metallogr.* 35 (1998) 384-395.
- [31] H. Leitner, *Ätzmittel zur Sichtbarmachung von Austenitkorngrenzen*,.
- [32] K.S. Cho, H.S. Sim, J.H. Kim, J.H. Choi, K.B. Lee, H.R. Yang, H. Kwon, A novel etchant for revealing the prior austenite grain boundaries and matrix information in high alloy steels. *Mater. Charact.* 59 (2008) 786-793.
- [33] Institut für Arbeitsschutz der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung, *GESTIS - Stoffdatenbank - Oxalsäure*, 2010.
- [34] F. Wever, A. Rose, *Atlas Zur Wärmebehandlung Der Stähle*, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf, 1961.
- [35] Normenausschuss Materialprüfung (NMP), *DIN 50115 (1991:04) - Prüfung Metallischer Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch - Besondere Probenform Und Auswertungsverfahren*, Beuth Verlag GmbH, 1991.
- [36] Normenausschuss Materialprüfung (NMP), *DIN EN 10045 Teil 1 (1991:04) - Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch Nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren*, Beuth Verlag GmbH, 1991.
- [37] W. Domke, *Werkstoffkunde Und Werkstoffprüfung*, Girardet, Essen, 1975.
- [38] B. Ilchner, *Werkstoffwissenschaften Und Fertigungstechnik*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2005.
- [39] P. Mayr, *Charakterisierung und Überprüfung der Schweißbarkeit des neu entwickelten hochwarmfesten Werkstoffs P23*, Diplomarbeit, TU Graz. (2003).
- [40] Österreichisches Normungsinstitut <Wien> / Fachnormenausschuss Stahl und Eisen, *Metallische Werkstoffe - Zugversuch*, Österr. Normungsinst. ER -, Wien.
- [41] C. Wegst, M. Wegst, *Stahlschlüssel CD-ROM-Version 4.0*, 20. Auflage ed., Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 2004.
- [42] J. Wagner, *Vergleich der Auswirkung des Flammrichtens auf zwei Werkstoffe*, Diplomarbeit, TU Graz. (2003).

- [43] Y. Otobguro, K. Asakura, T. Sawada, T. Takamatsu, Y. Otoburo, Creep rupture strength and microstructure of low C-10Cr-2Mo heat-resisting steels with vanadium and niobium. Metall. Trans. , A. 12 (1981) 1071-1079.
- [44] G. Schulze, Die Metallurgie Des Schweißens, 4., neu bearbeitete Auflage ed., Springer, Berlin [u.a.], 2010.
- [45] Böhler Edelstahl GmbH, Böhler Edelstahl - Handbuch, 1998.
- [46] Normenausschuss Technische Grundlagen (NATG), DIN 8580 - Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung, Beuth Verlag GmbH, 2003.
- [47] A.H. Fritz, Fertigungstechnik, Springer-Verlag Berlin Heidelberg; SpringerLink (Online service), Berlin, Heidelberg, 2008.
- [48] Normenausschuss Schweißtechnik (NAS), DIN 1910-1 (1983:07) - Schweißen - Begriffe, Einteilung Der Schweißverfahren, Beuth Verlag GmbH, 1983.
- [49] H. Cerjak, Vorlesung Aus Werkstoffkunde, 1999.
- [50] H. Bargel, Werkstoffkunde, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2005.
- [51] S.W. Plimon, Simulation einer großtechnischen Wärmebehandlung und begleitende mikrostrukturelle Untersuchung an einem modernen 9-12 % Cr Stahl, Diplomarbeit, TU Graz. (2004).
- [52] Schumann Hermann, Metallographie, 4.. ed., VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1962.
- [53] B. Engl, Verein Deutscher Eisenhüttenleute / Arbeitskreis Elektronenmikroskopie, Ausscheidungsatlas Der Stähle, Verl. Stahleisen, Düsseldorf, 1983.
- [54] Duden - Das Fremdwörterbuch, Dudenverl., Mannheim ; Wien [u.a.], 1997.

8 Maschinenverzeichnis

Dilatometer:

- Firma: Bähr Thermoanalyse
Dilatometer Typ 805A/D
Seriennr.: KOM6224
Software: WinTA 9.0
Verwendetes Messsystem Al₂O₃
Druck bei Versuchsstart: $5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar
Thermoelement Typ S Pt-Pt 10%Rh

Schleif- und Poliermaschinen:

- Firma: Struers
Type: TegraPol-31
Seriennummer der Maschine1:
- Firma: Struers
Type: TegraPol-31
Seriennummer der Maschine2:

Lichtmikroskope:

- Firma: Carl Zeiss
Typ: AXIO Observer.Z1m
Seriennummer: 3837000157
- Firma: Reichert-Jung
Typ: Me3F
TU Graz Inventarnummer: 0045855

Härteprüfmaschine:

- Firma: emco TEST
Type: M4C 025 G3M
Fabr.nr.: 828 12 07

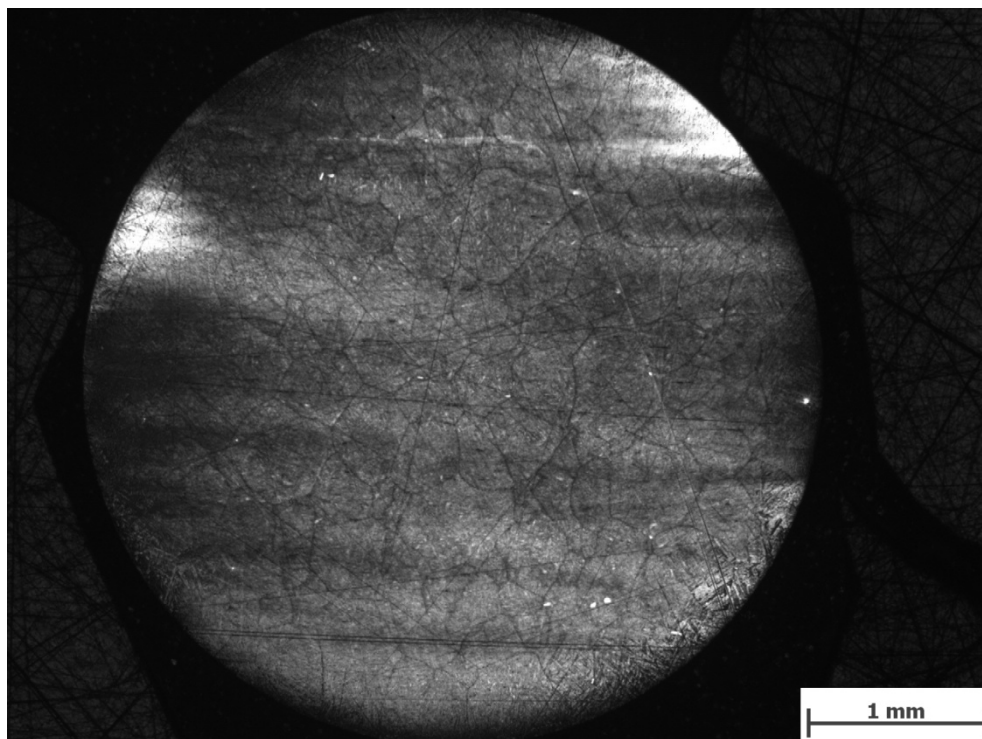
Zugprüfmaschine:

- Firma: Zwick GmbH & Co. KG
Type: RMC 100
Seriennummer: 808898 Baujahr 2004
TU Graz Inventarnummer: 0045892
Softwarepaket: testxpert X2.0
Thermoelemente: Ni-CrNi (Typ K)
Strahlungssofen

9 Anhang A

9.1 Material NPM1

9.1.1 Grundwerkstoff:



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

Bildname: fd09y008.jpg



Fig. 1: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - Grundwerkstoff

9.1.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

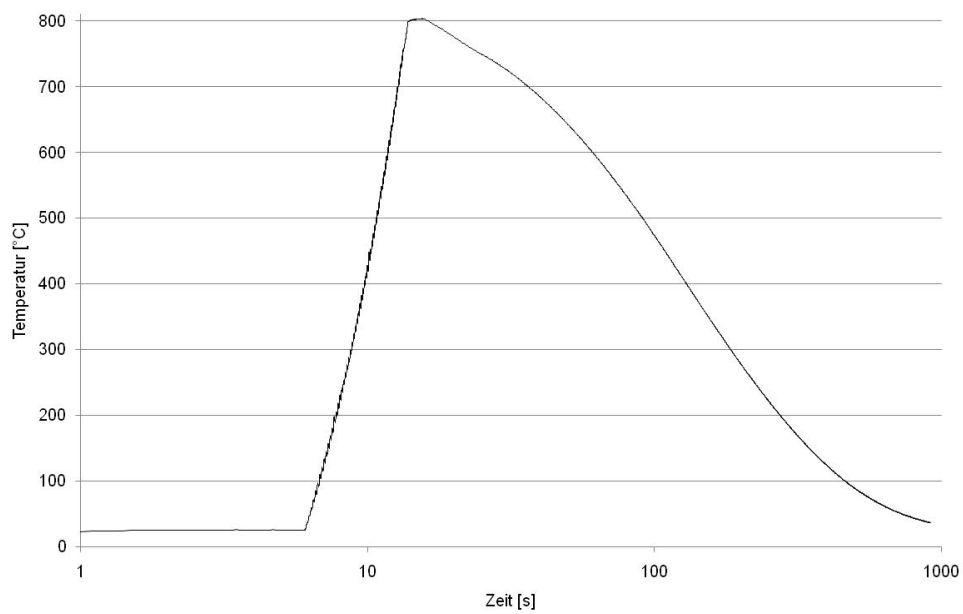


Fig. 2: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 800°C

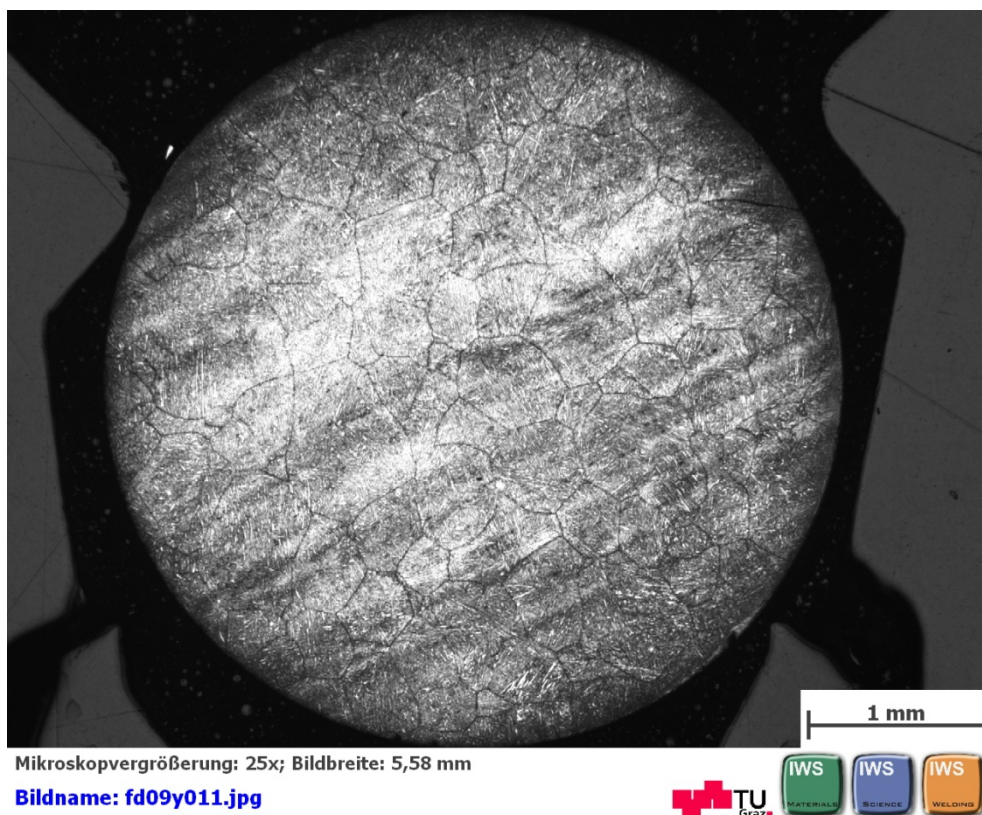


Fig. 3: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 800°C

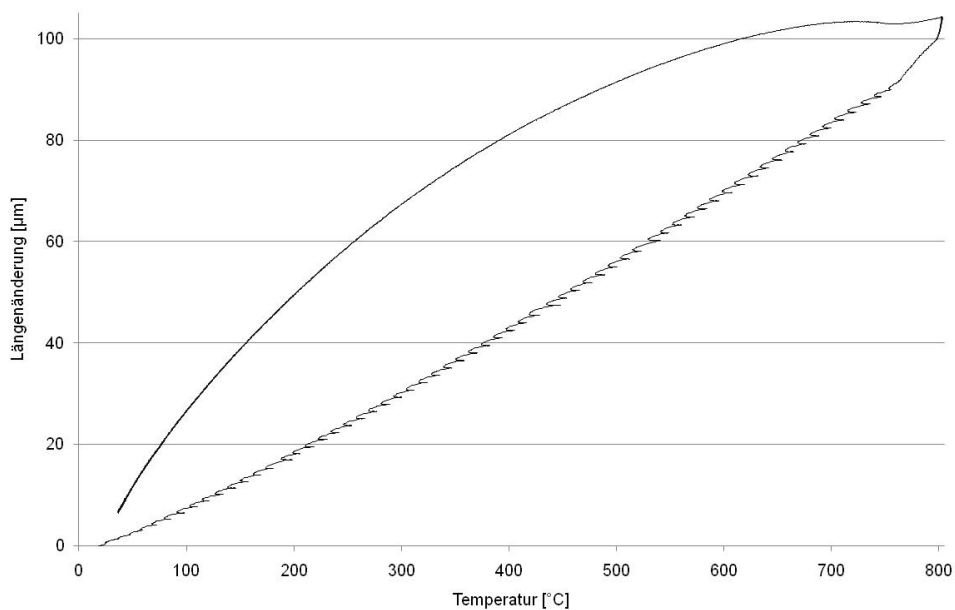


Fig. 4: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 800°C

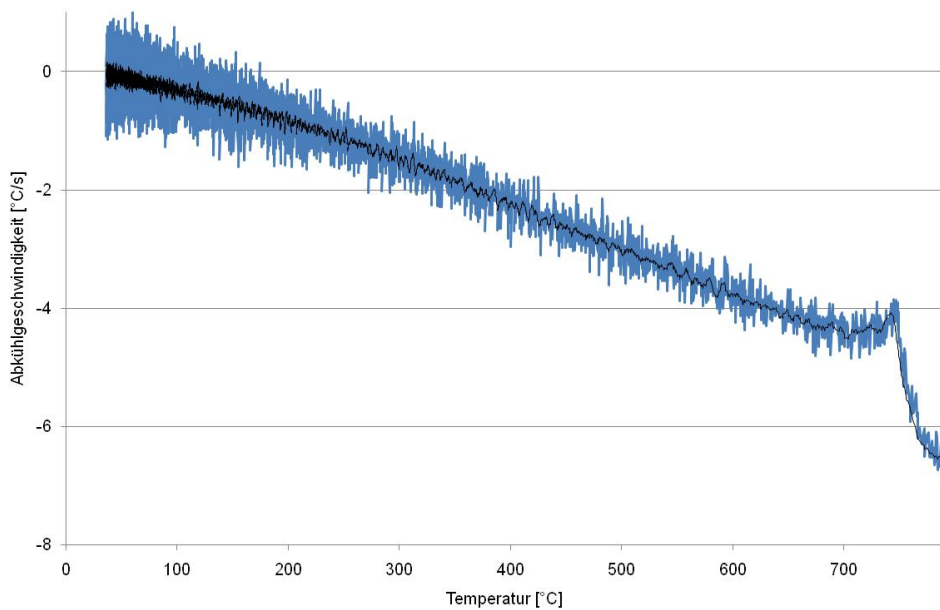


Fig. 5: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 800°C

9.1.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

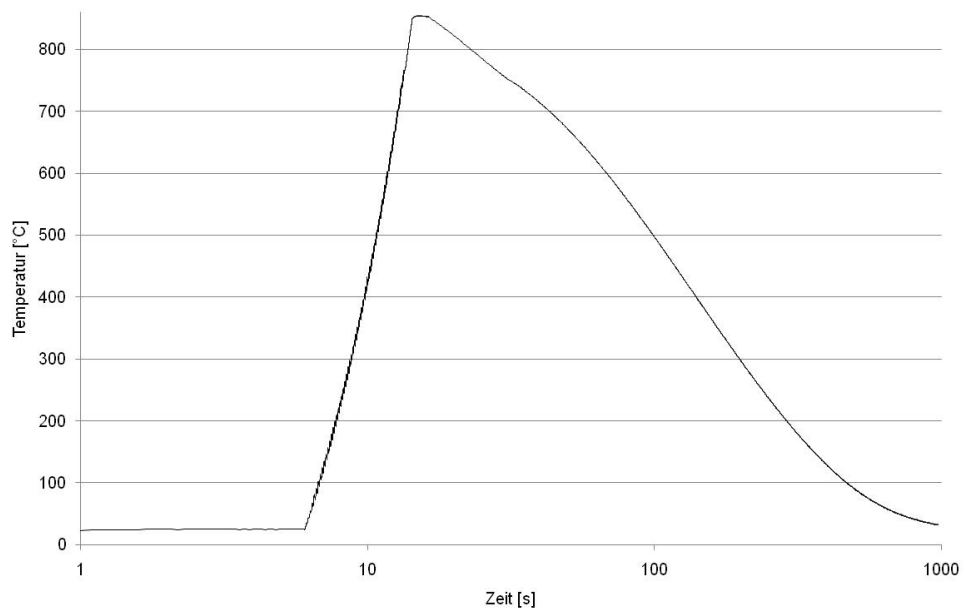


Fig. 6: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 850°C

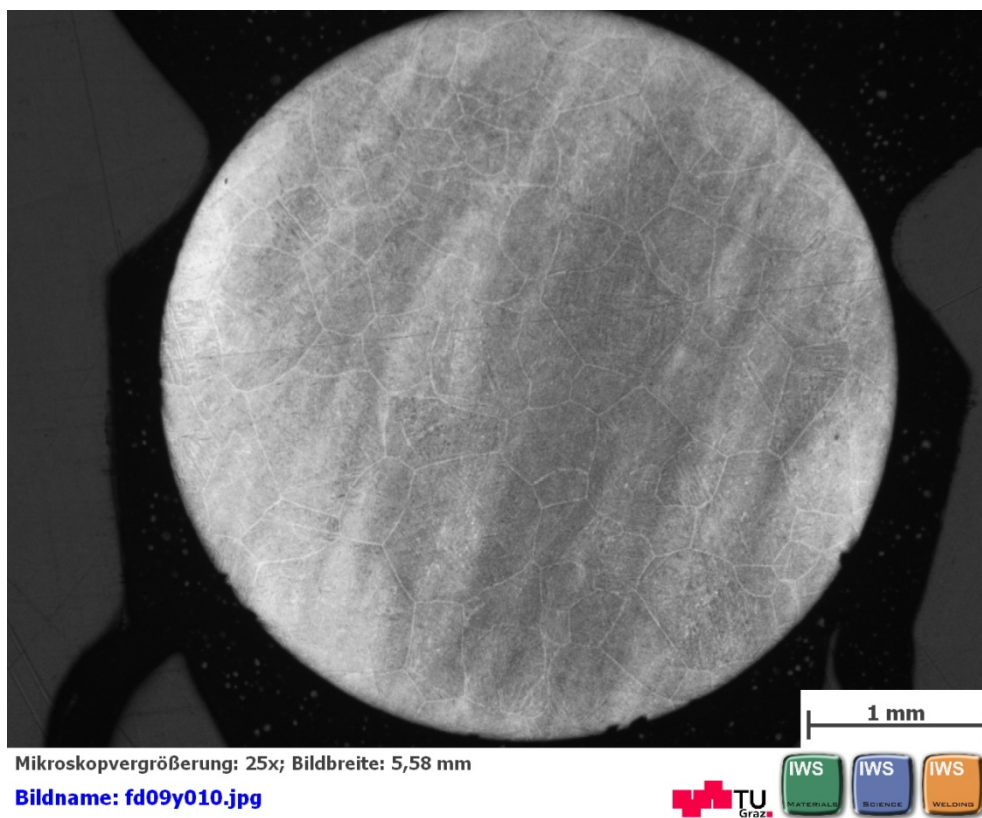


Fig. 7: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 850°C

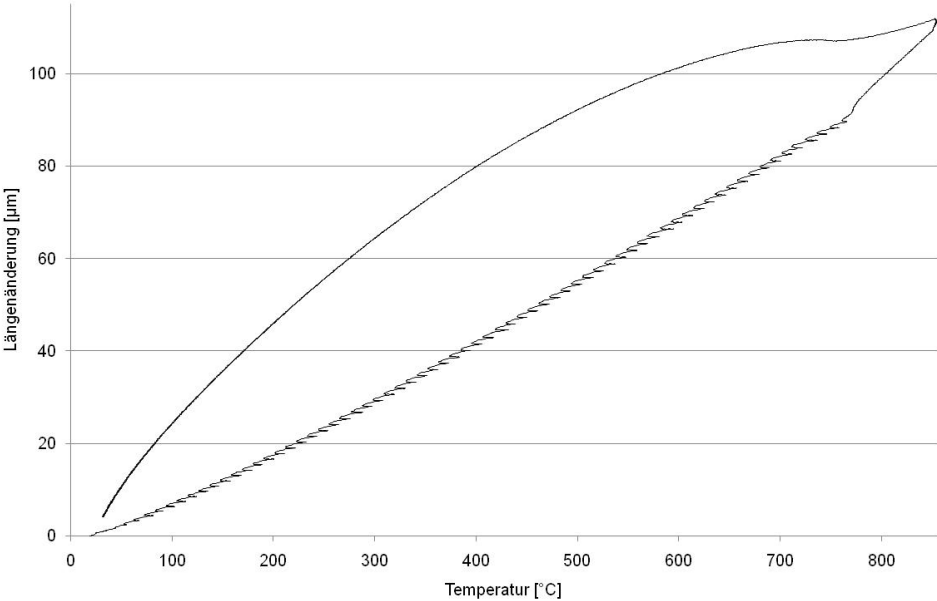


Fig. 8: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_p 850°C

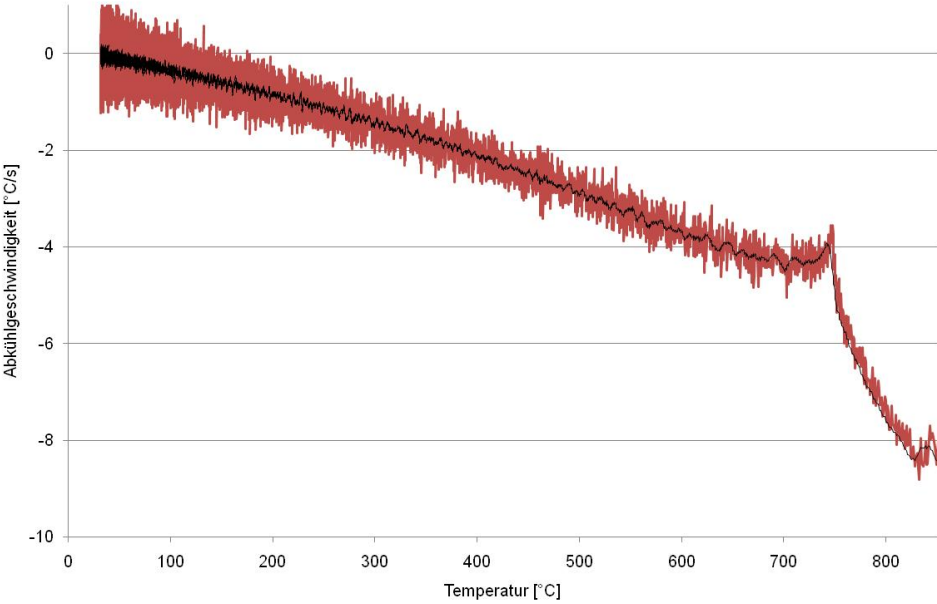


Fig. 9: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_p 850°C

9.1.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

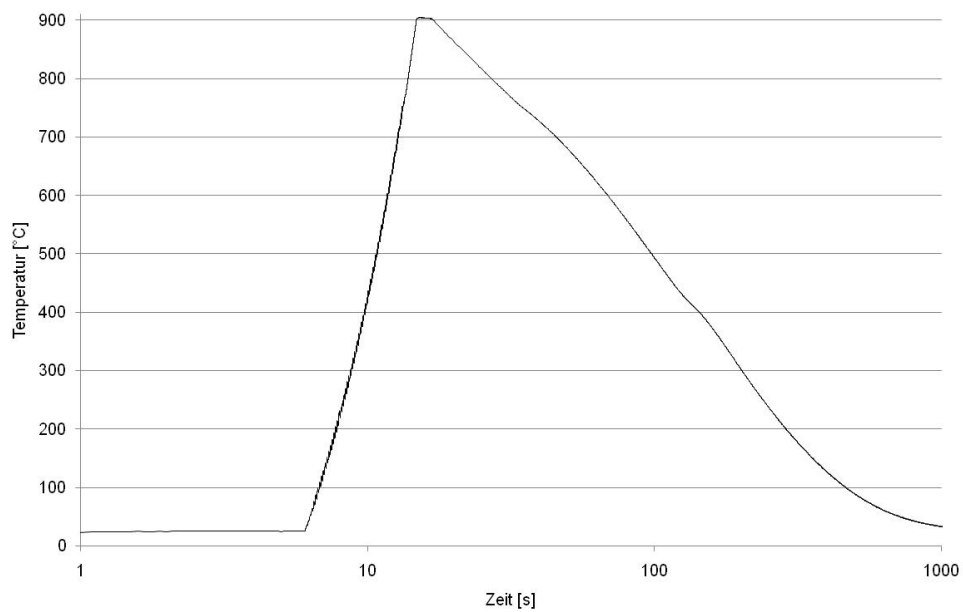


Fig. 10: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 900°C



Fig. 11: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 900°C

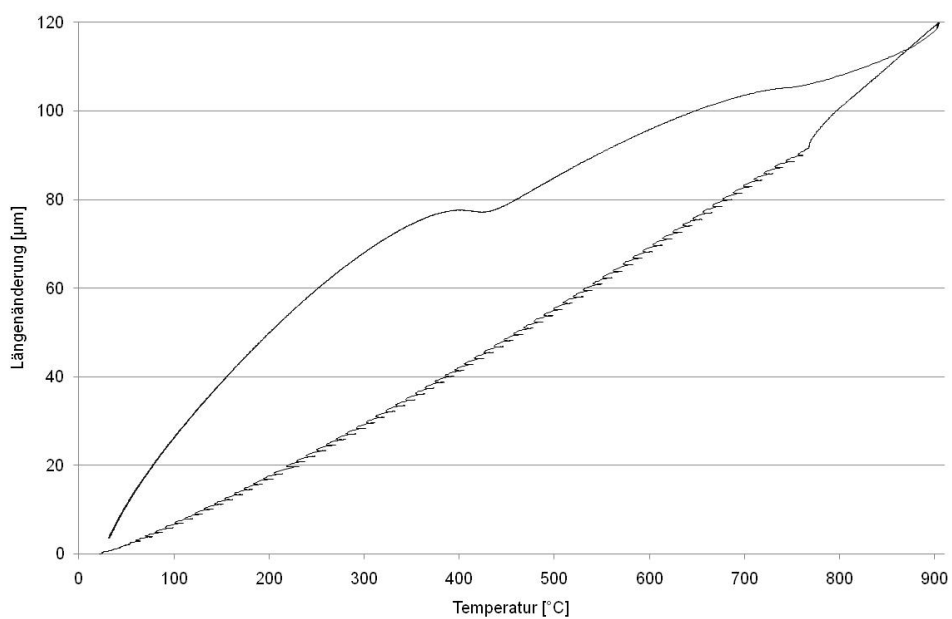


Fig. 12: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 900°C

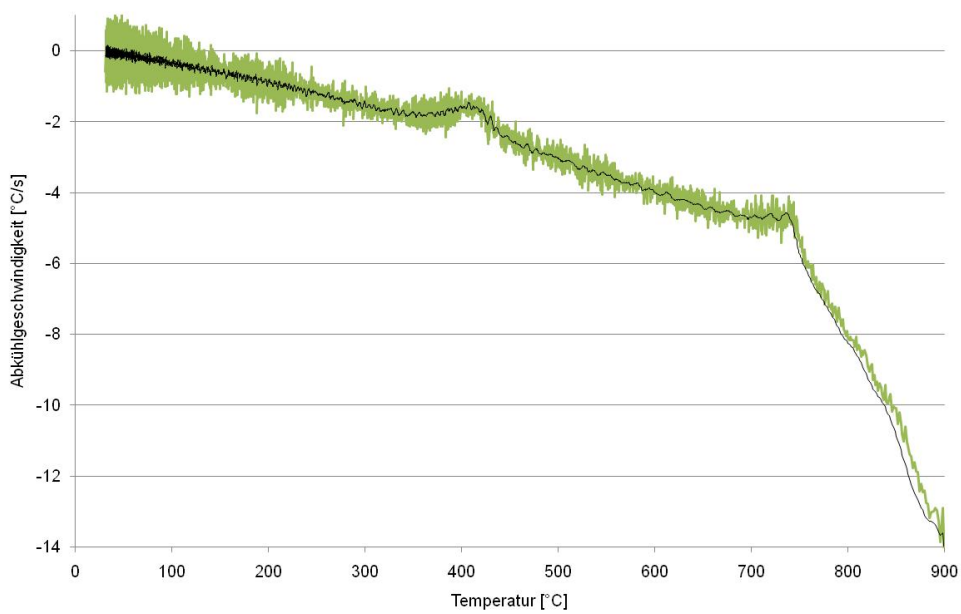


Fig. 13: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 900°C

9.1.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

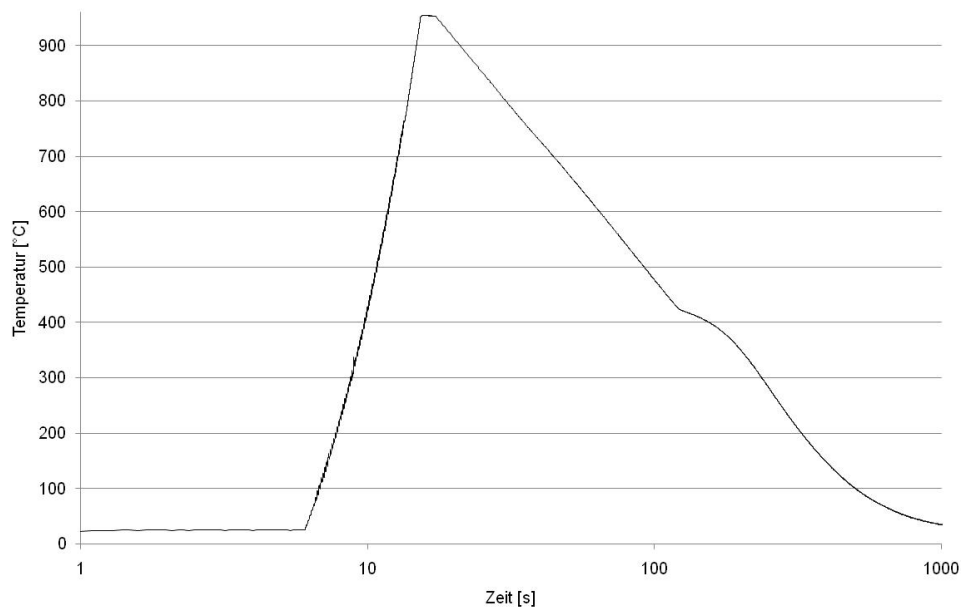


Fig. 14: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 950°C

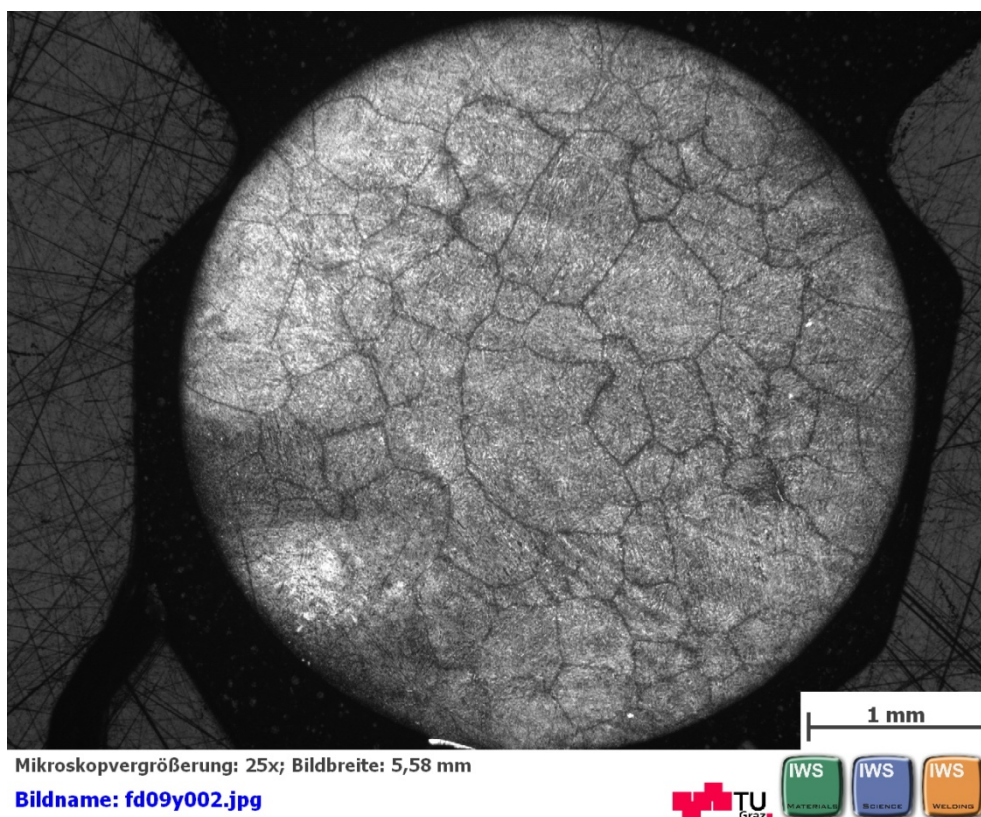


Fig. 15: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 950°C

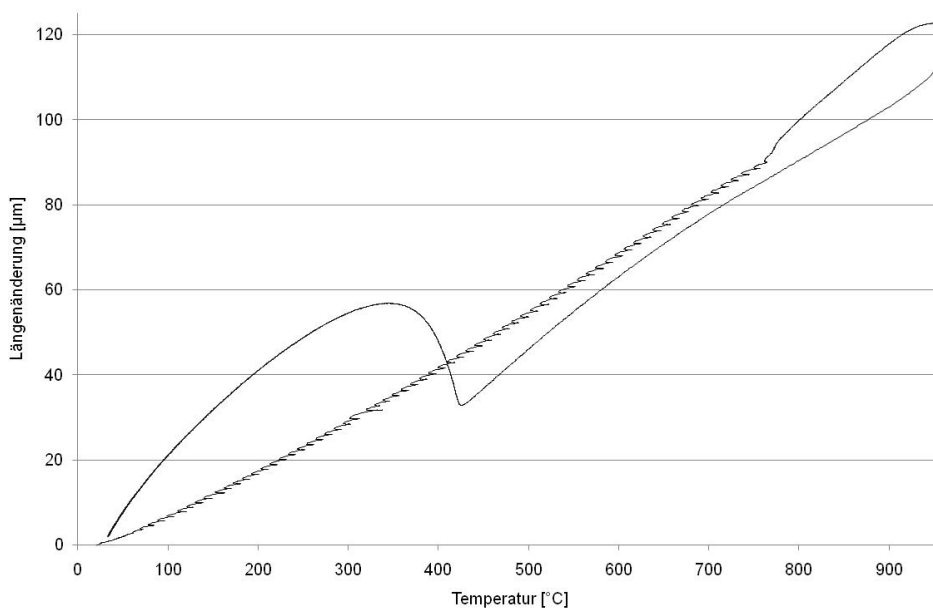


Fig. 16: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 950°C

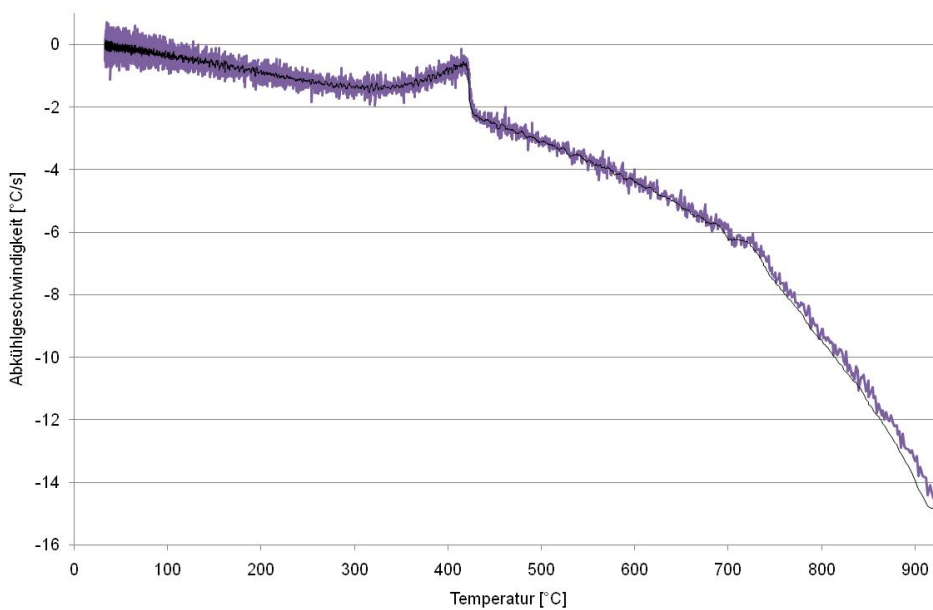


Fig. 17: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 950°C

9.1.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

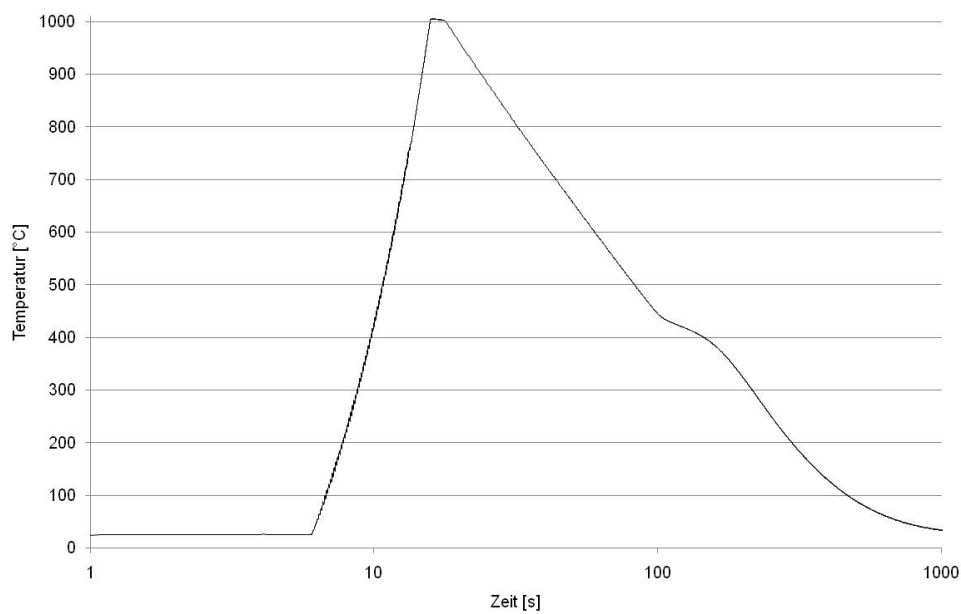
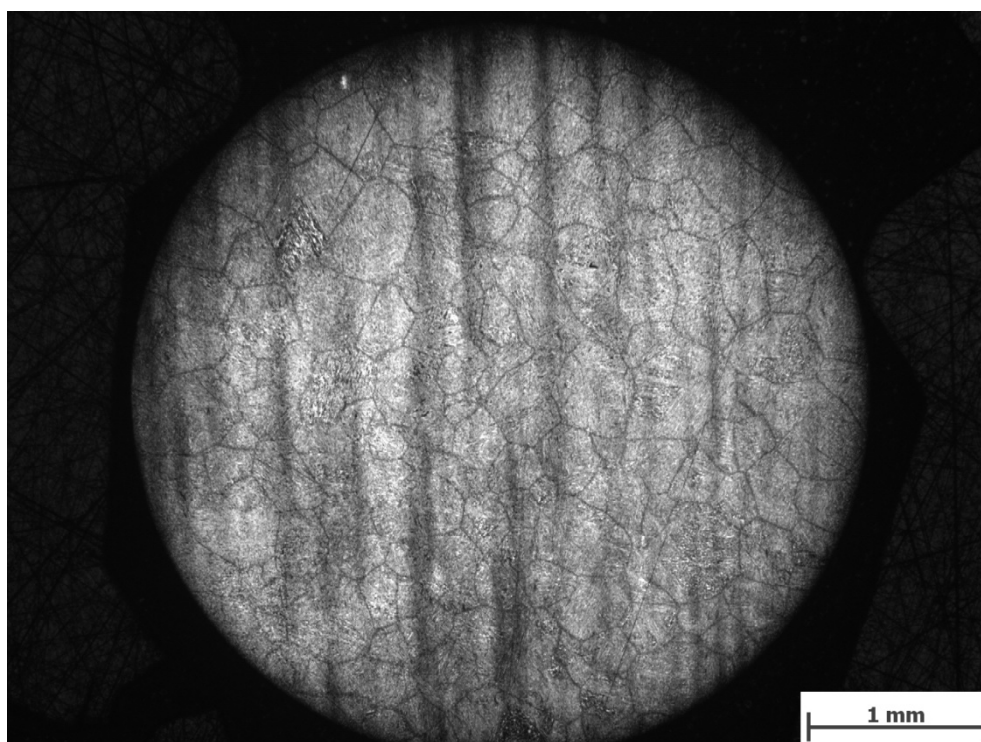


Fig. 18: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1000°C



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

Bildname: fd09y004.jpg



Fig. 19: Gefügeschabild von der NPM1 Legierung - T_p 1000°C

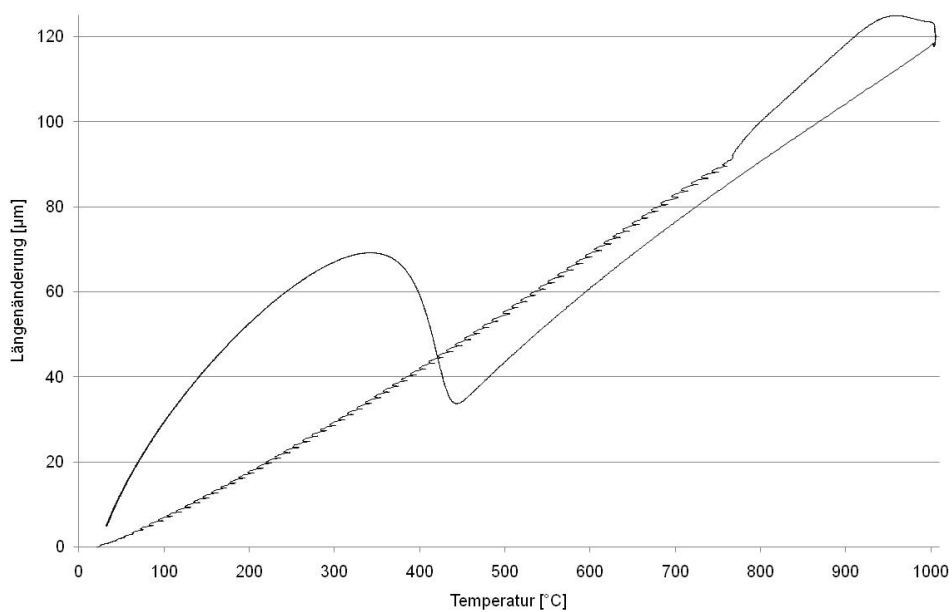


Fig. 20: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 1000°C

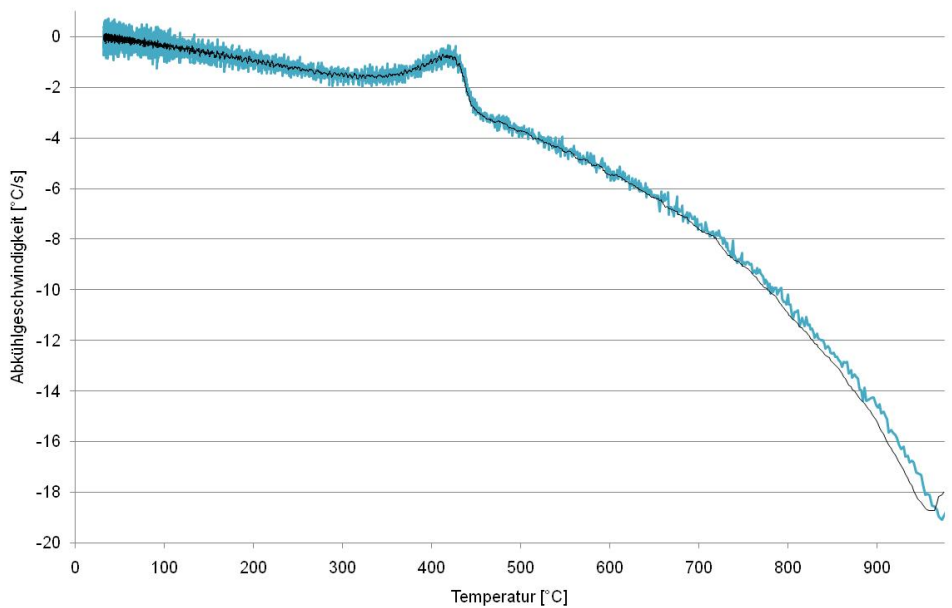


Fig. 21: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 1000°C

9.1.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

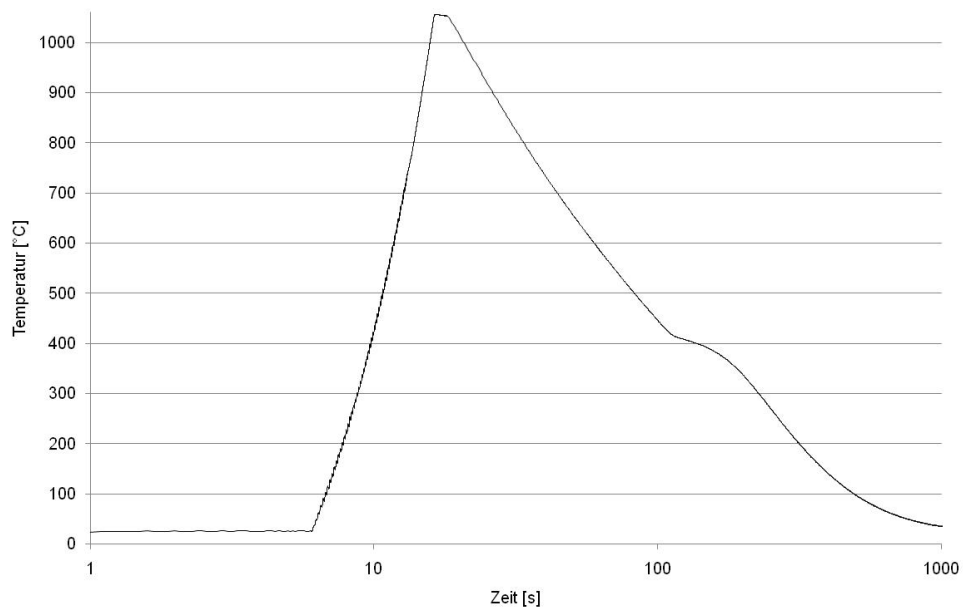


Fig. 22: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1050°C

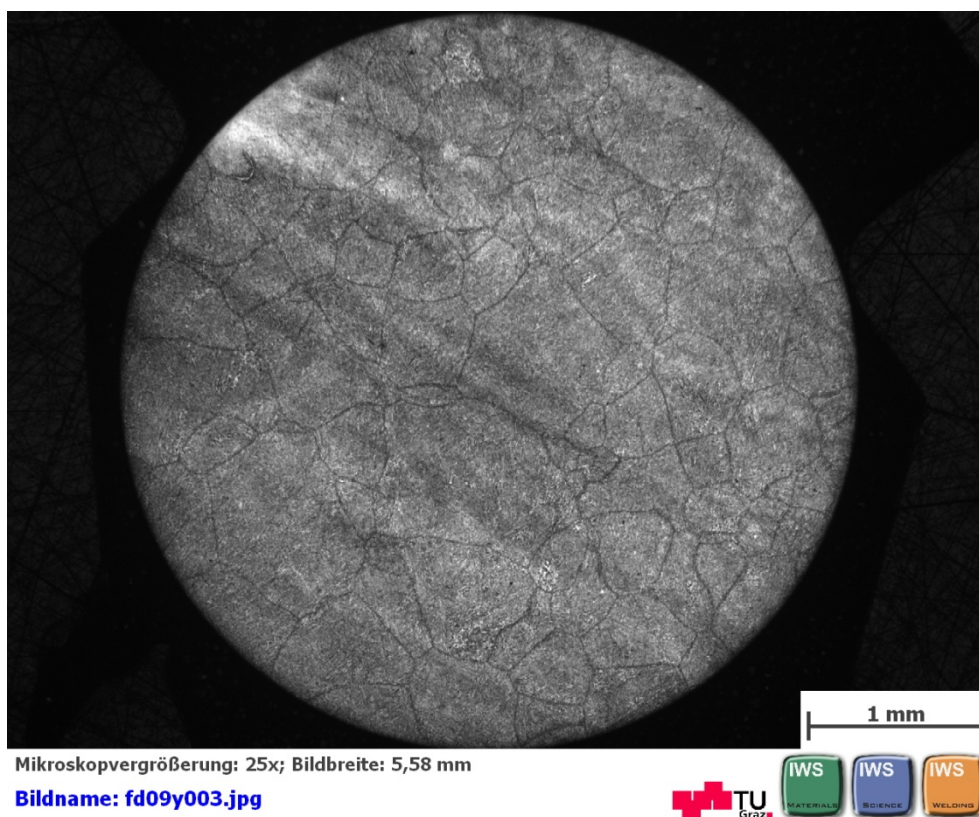


Fig. 23: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1050°C

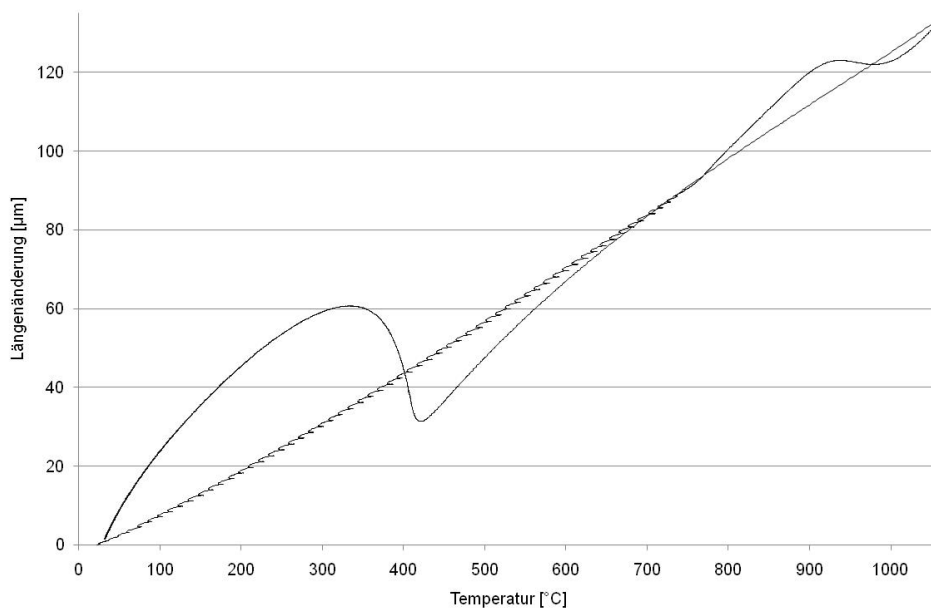


Fig. 24: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 1050°C

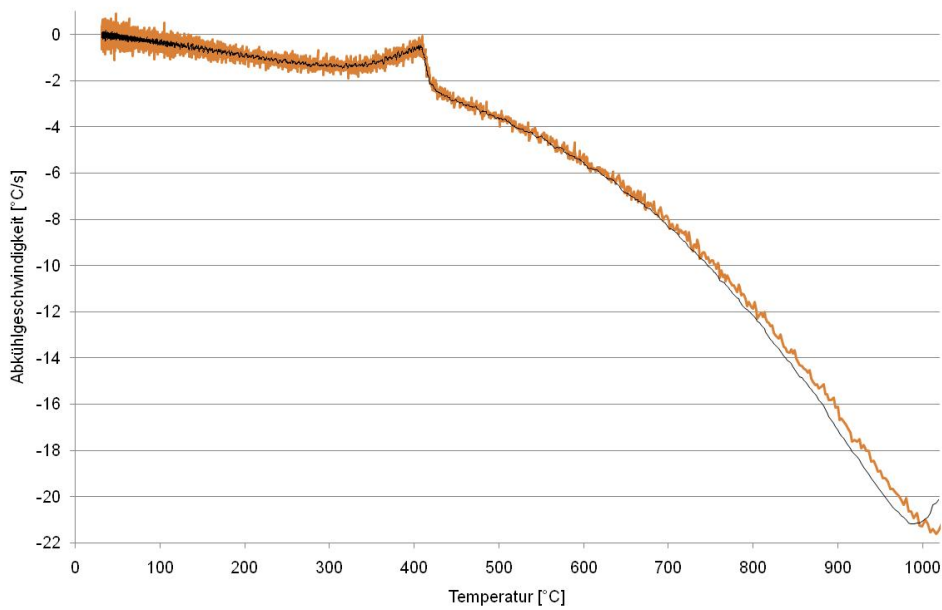


Fig. 25: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 1050°C

9.1.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

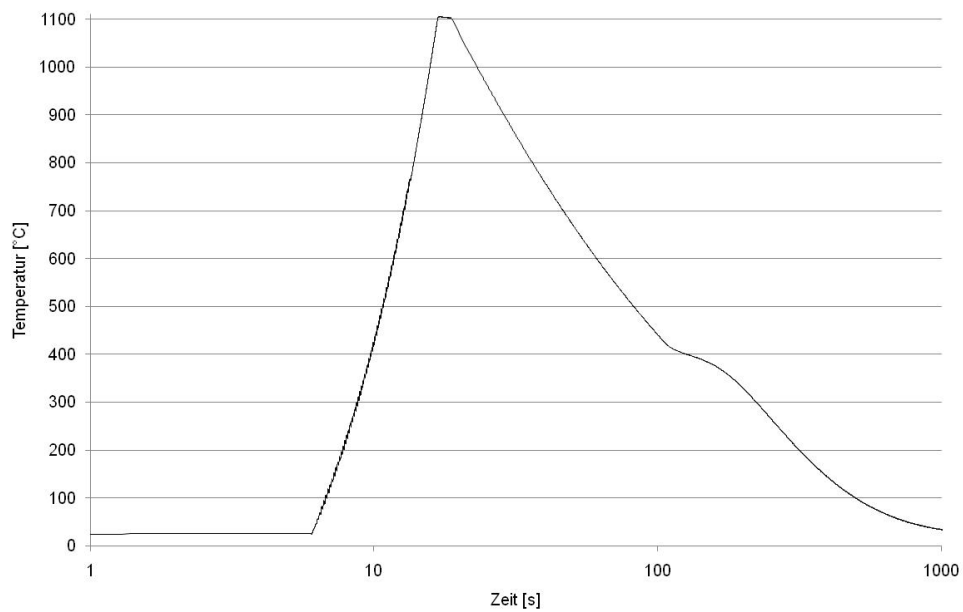


Fig. 26: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1100°C



Fig. 27: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1100°C

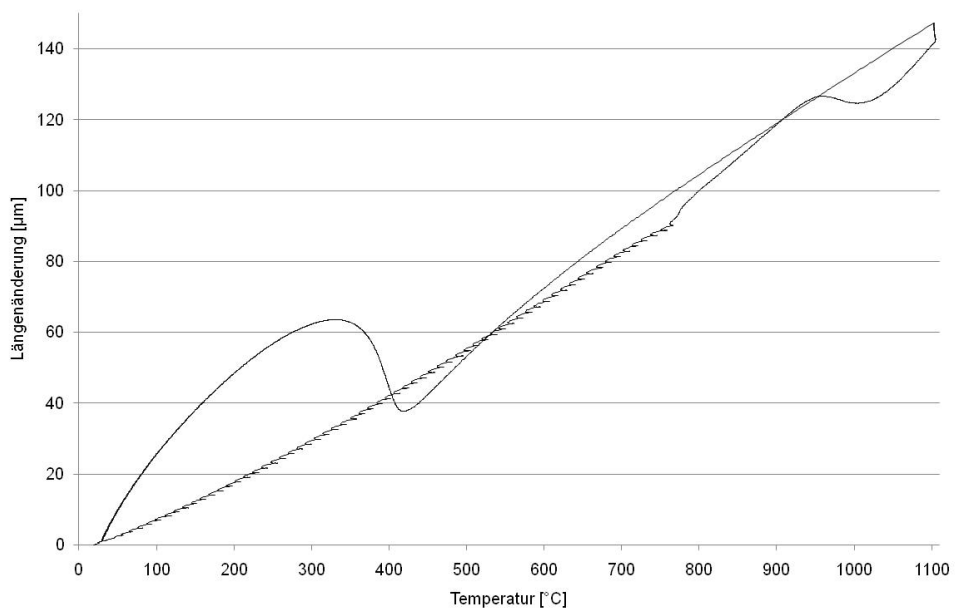


Fig. 28: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_p 1100°C

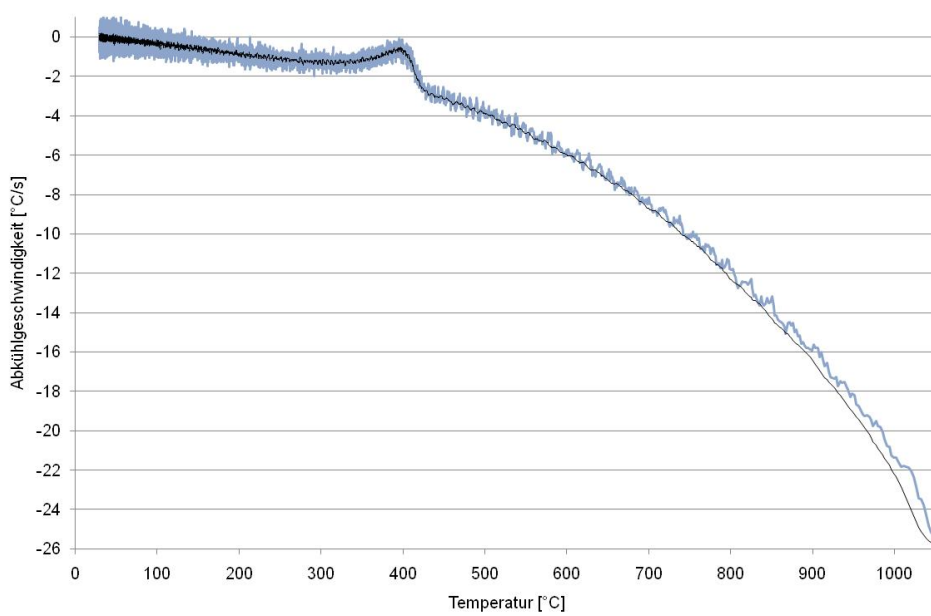


Fig. 29: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_p 1100°C

9.1.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

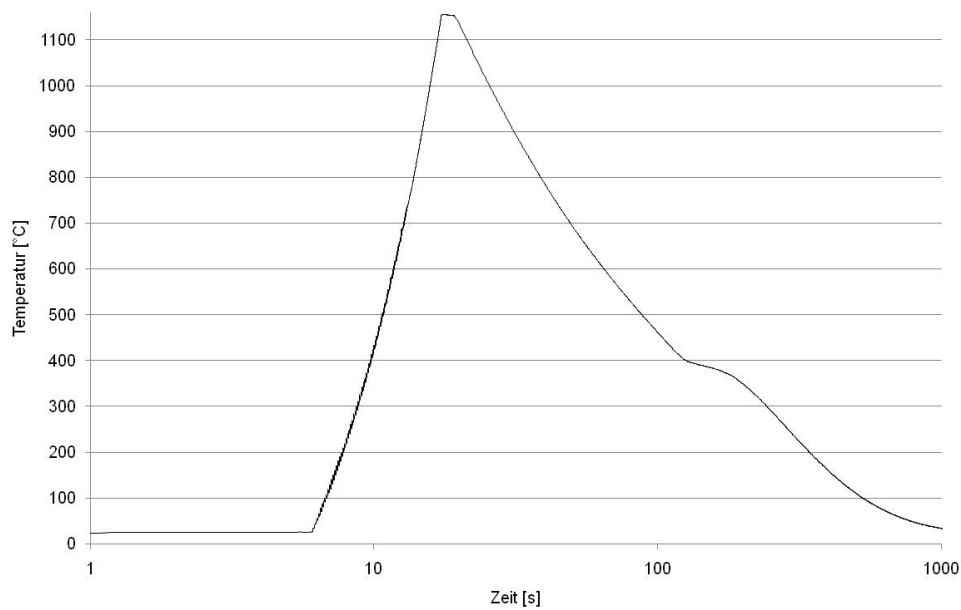
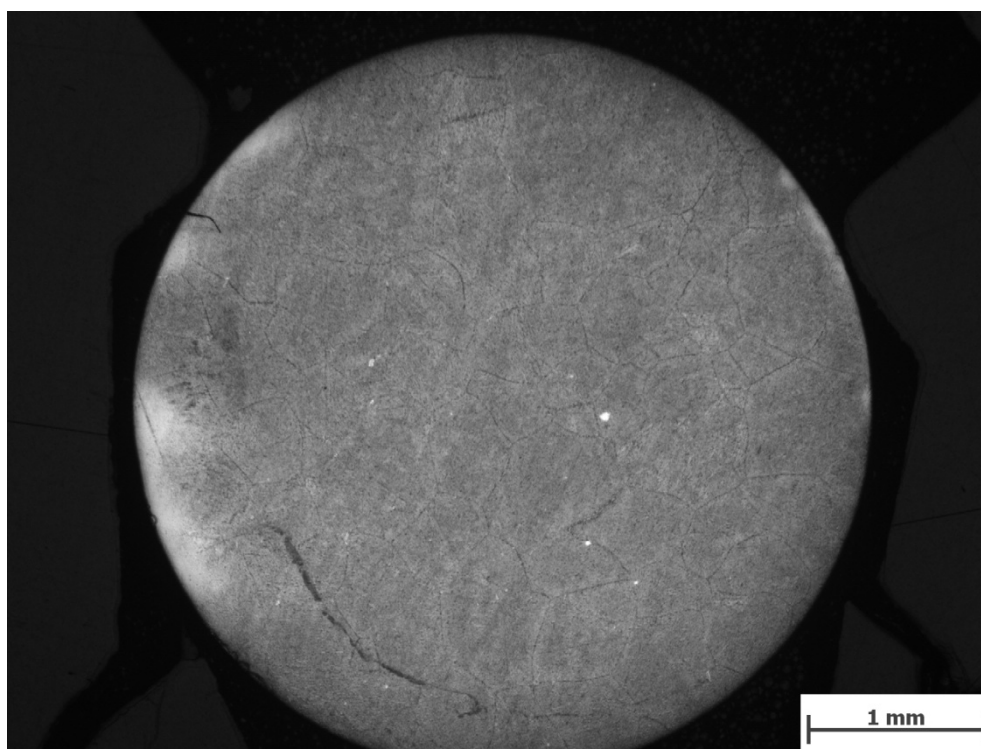


Fig. 30: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1150°C



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

Bildname: fd10y011.jpg



Fig. 31: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1150°C

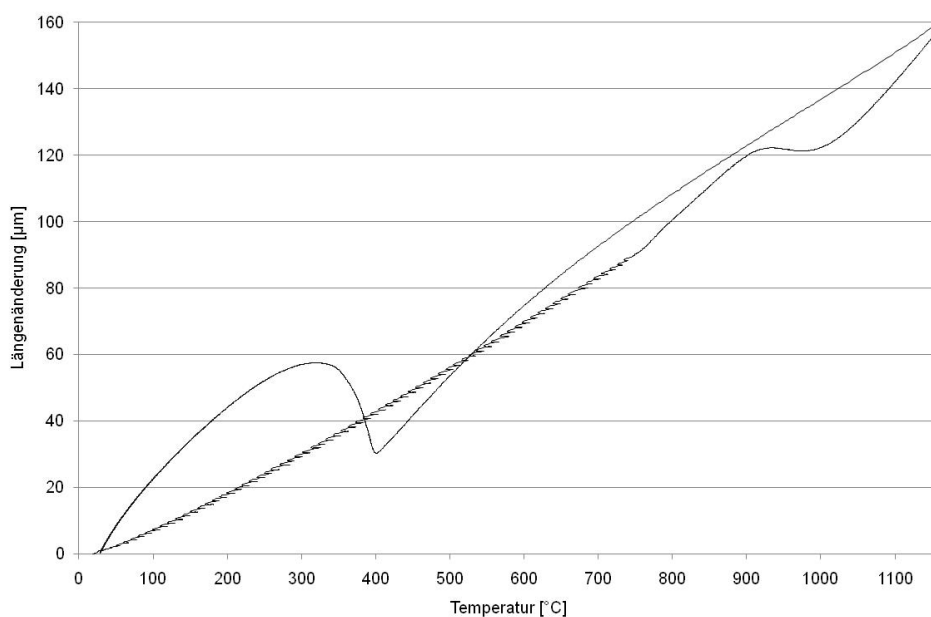


Fig. 32: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_p 1150°C

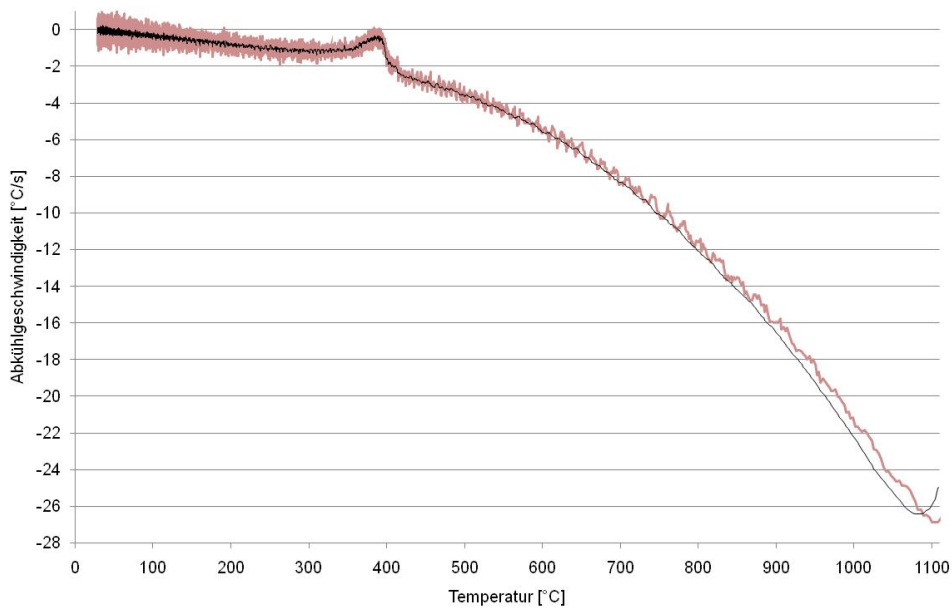


Fig. 33: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_p 1150°C

9.1.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

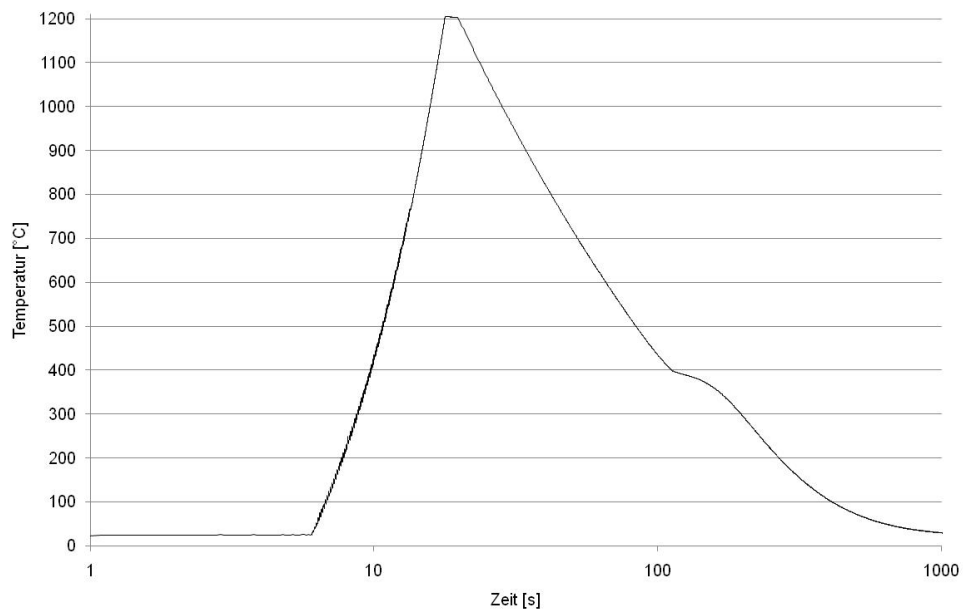
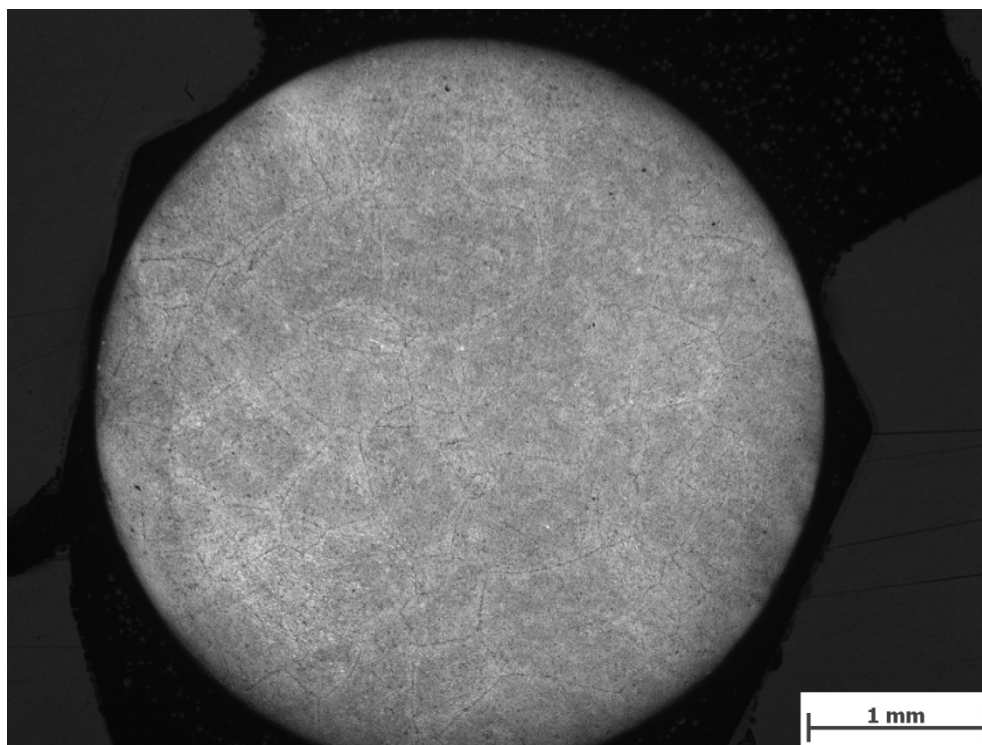


Fig. 34: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1200°C



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

Bildname: fd10y015.jpg



Fig. 35: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1200°C

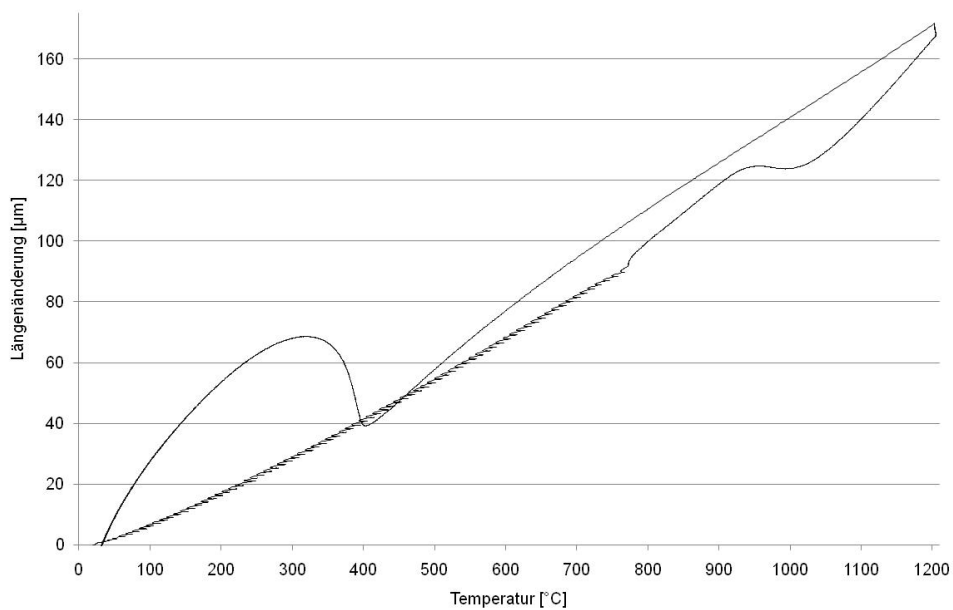


Fig. 36: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 1200°C

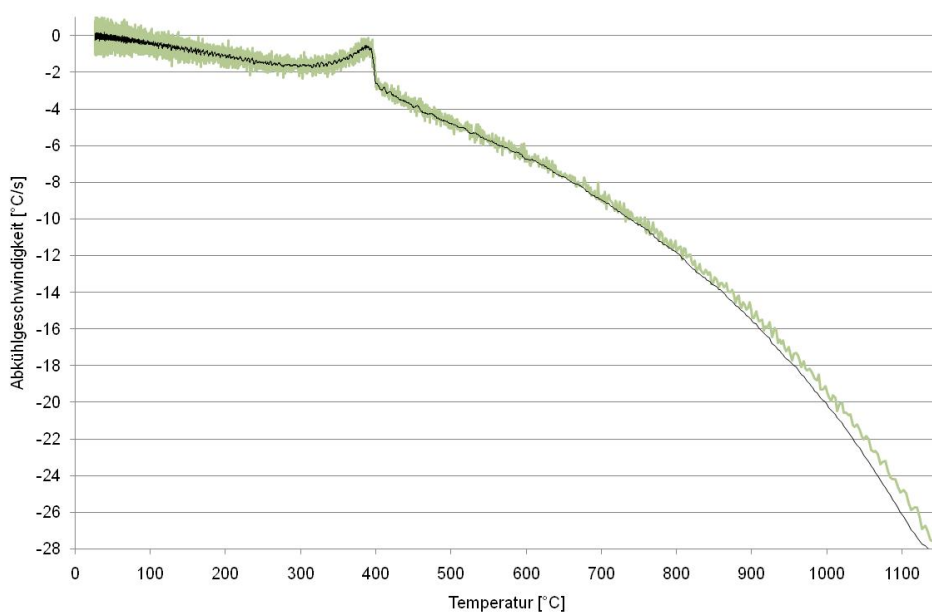


Fig. 37: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 1200°C

9.1.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

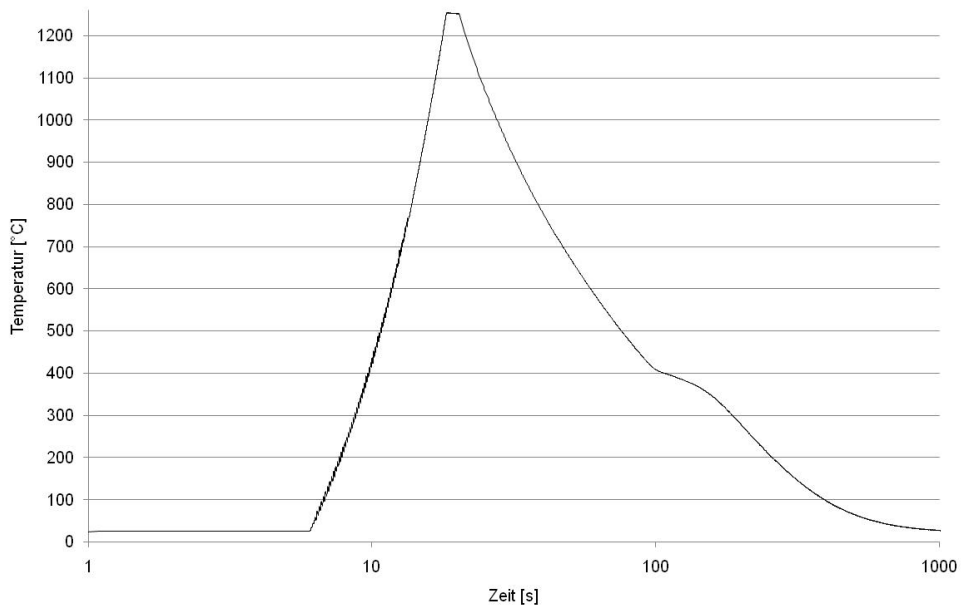
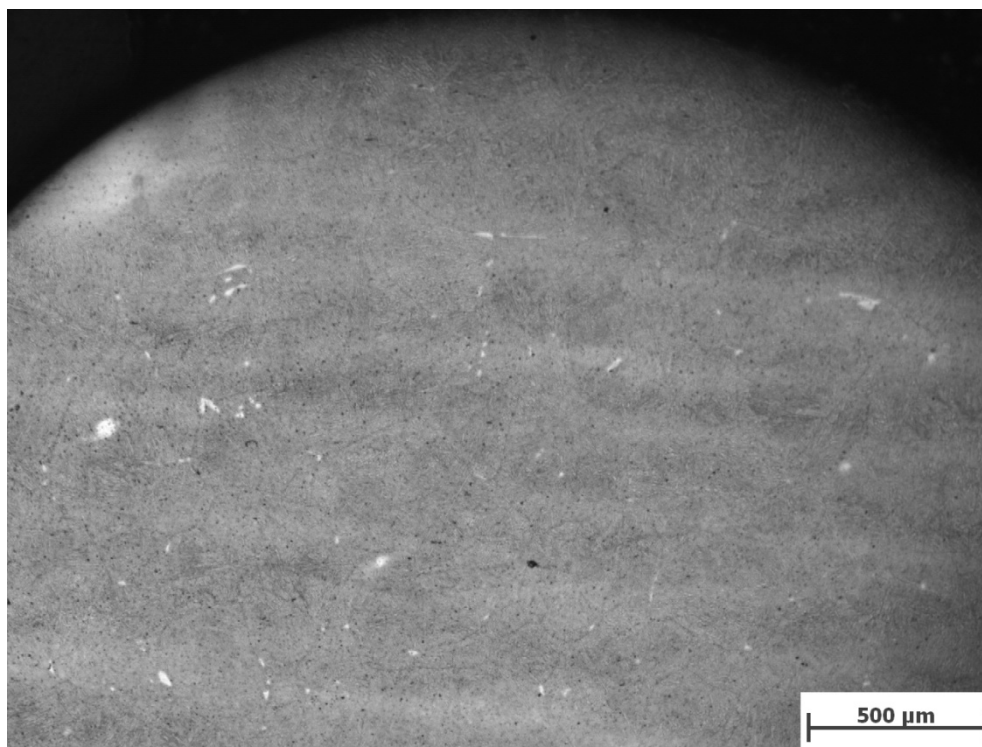


Fig. 38: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1250°C



Mikroskopvergrößerung: 50x; Bildbreite: 2789,08 µm

Bildname: fd10y014.jpg



Fig. 39: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1250°C

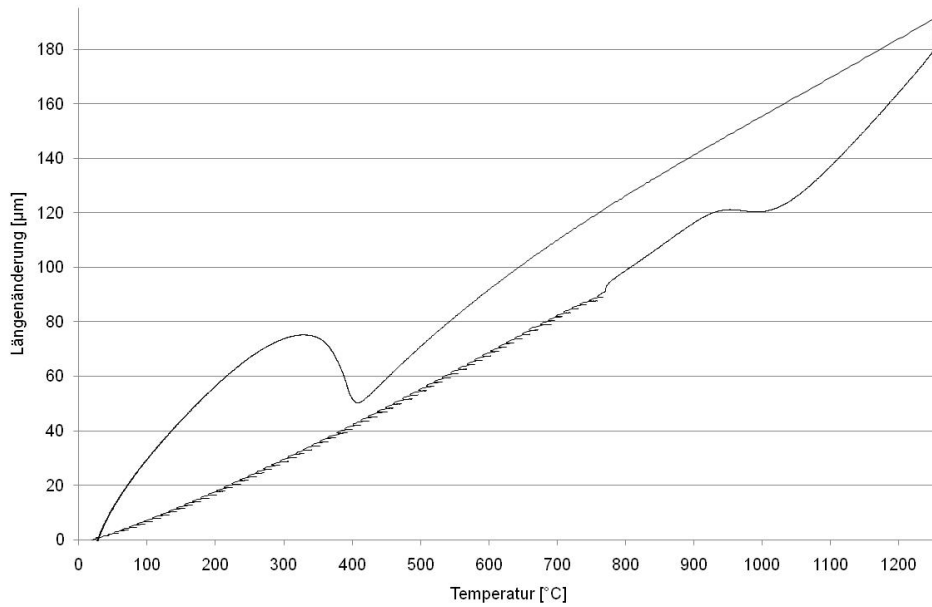


Fig. 40: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_P 1250°C

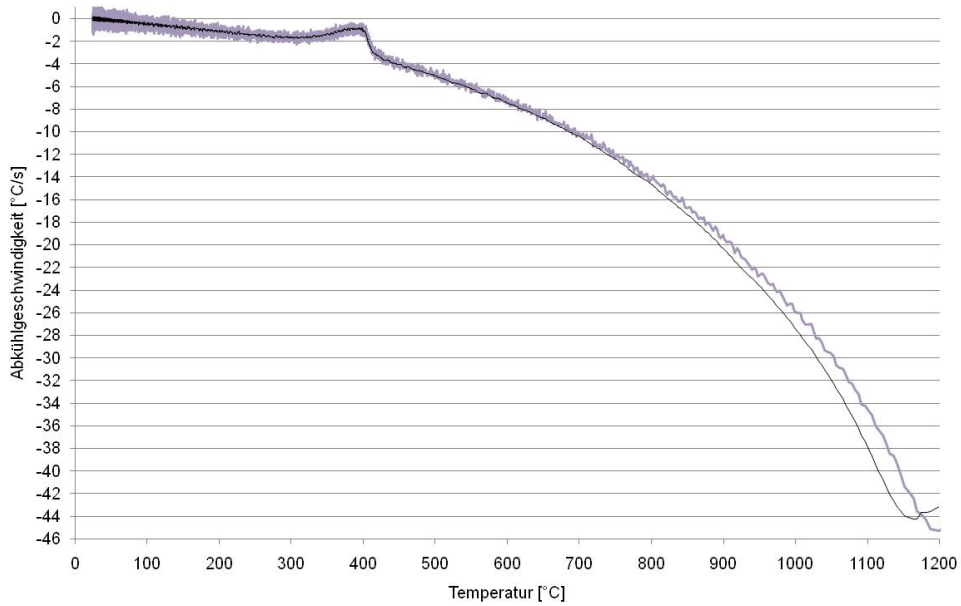


Fig. 41: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_P 1250°C

9.1.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

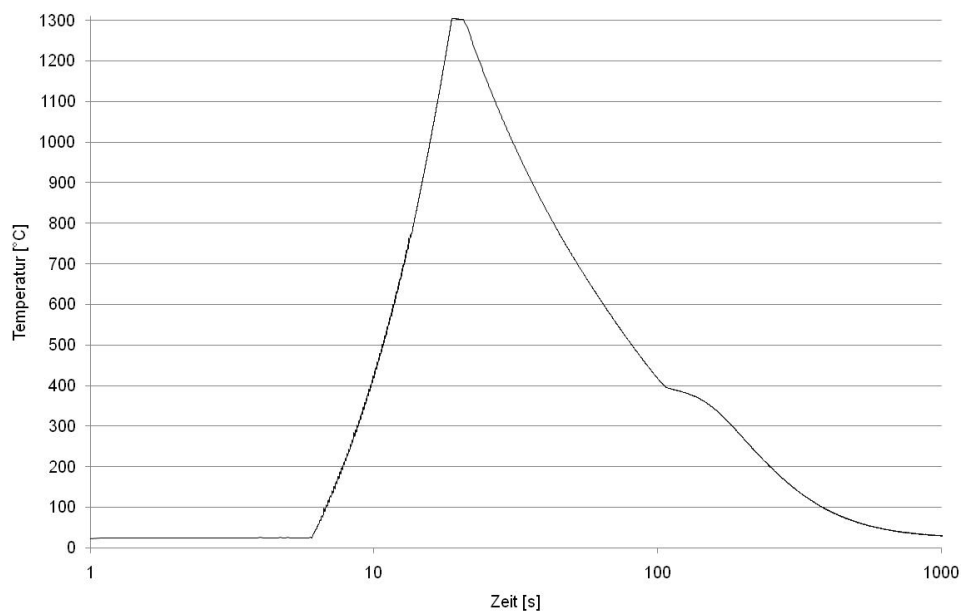


Fig. 42: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM1 Legierung - T_p 1300°C

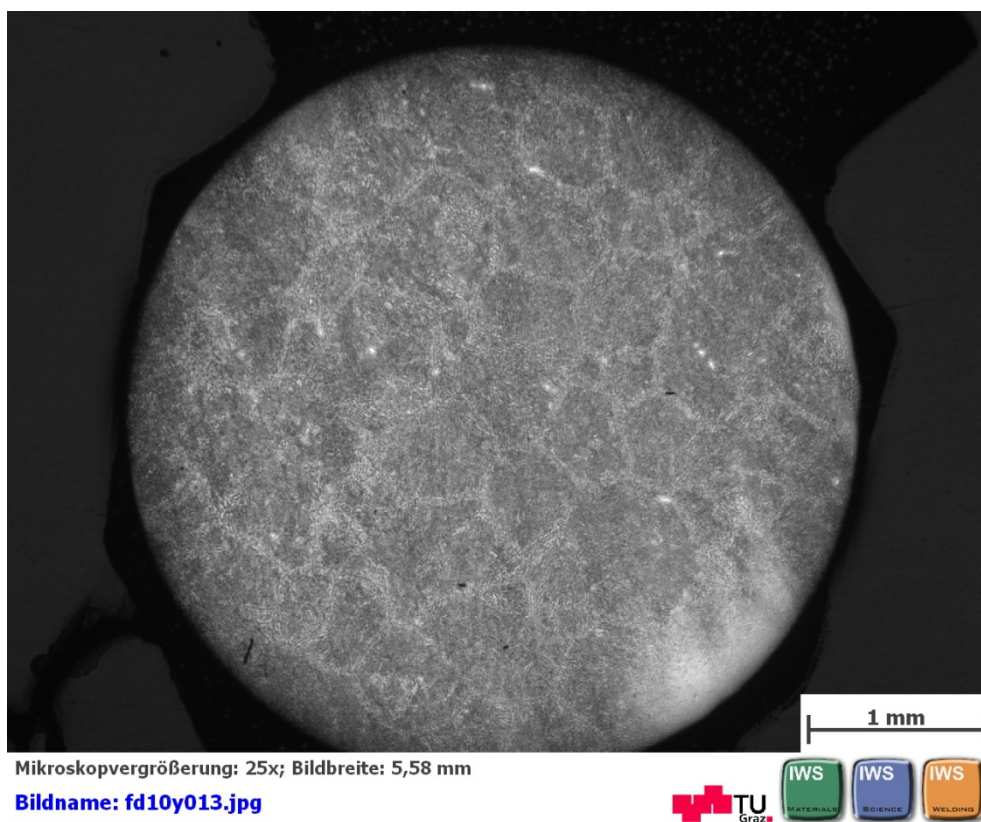


Fig. 43: Gefügeschaubild von der NPM1 Legierung - T_p 1300°C

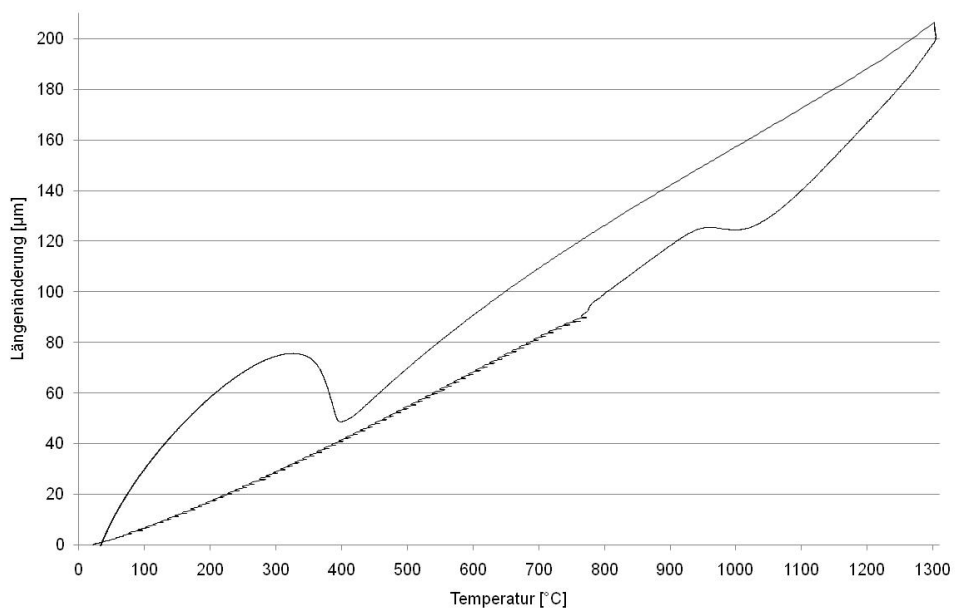


Fig. 44: Längenänderung der NPM1 Legierung - T_p 1300°C

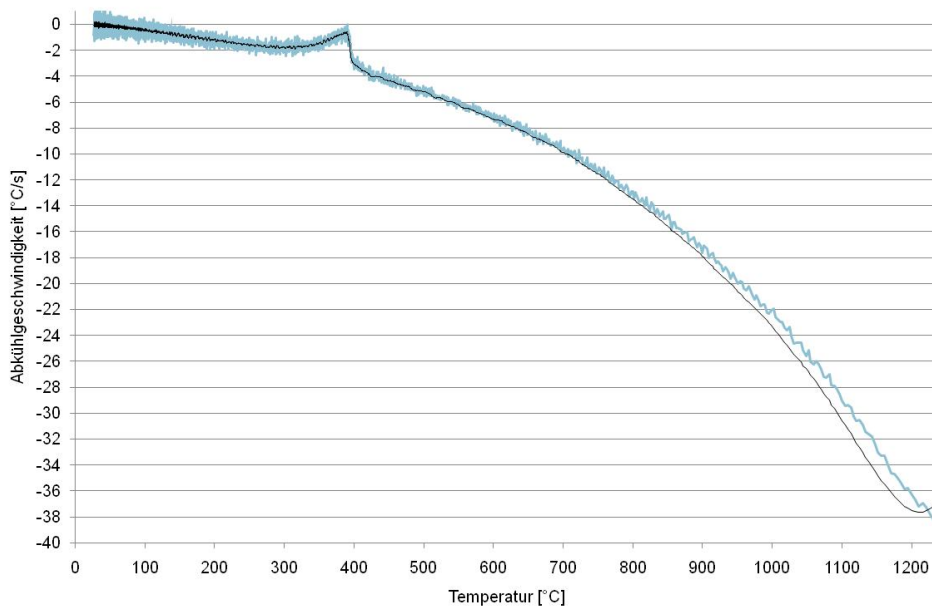


Fig. 45: Abkühlgeschwindigkeit der NPM1 Legierung - T_p 1300°C

9.2 Material NPM4

9.2.1 Grundwerkstoff

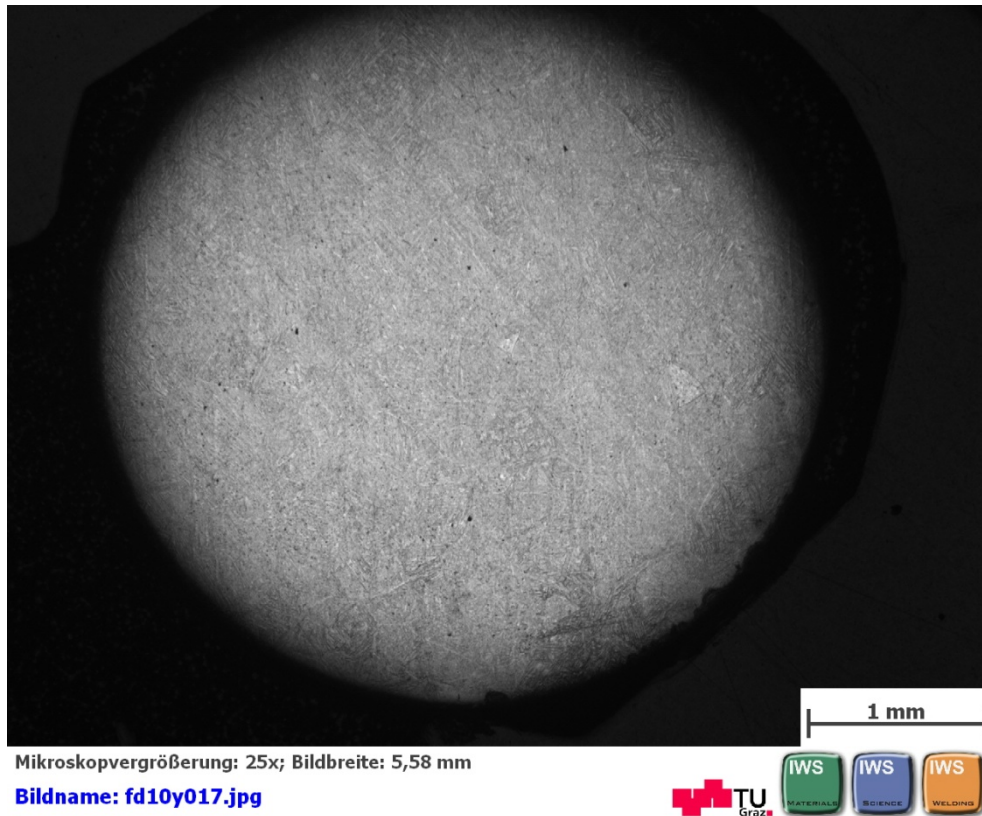


Fig. 46: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - Grundwerkstoff

9.2.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

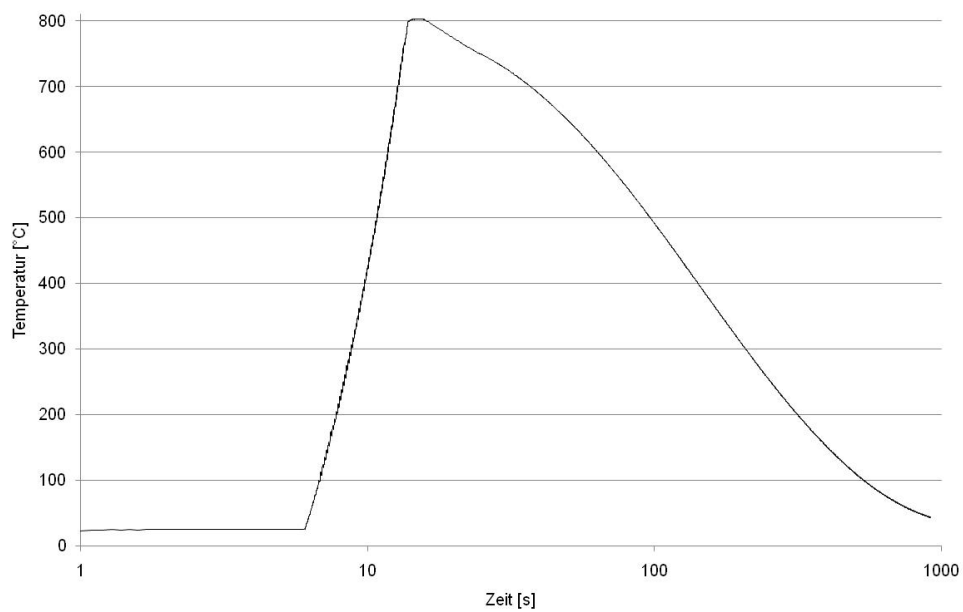


Fig. 47: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 800°C

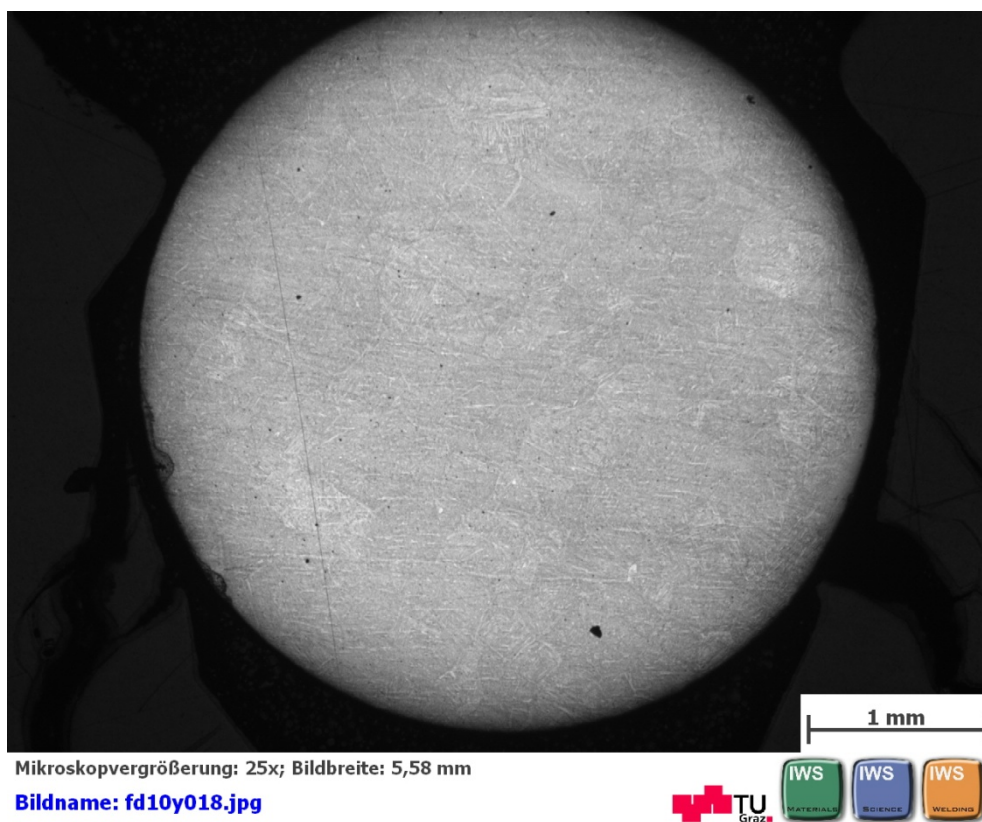


Fig. 48: Gefügeschauabild von der NPM4 Legierung - T_p 800°C

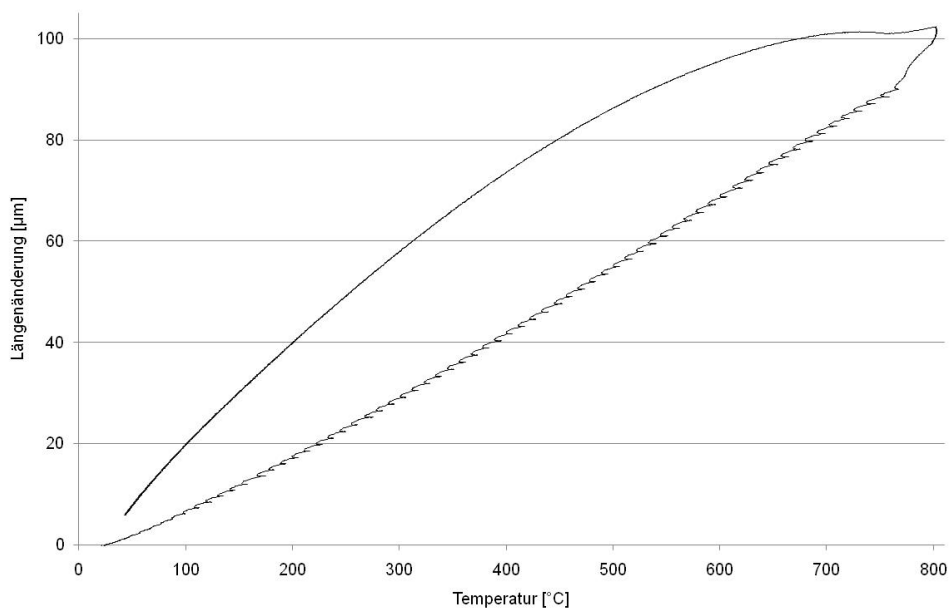


Fig. 49: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 800°C

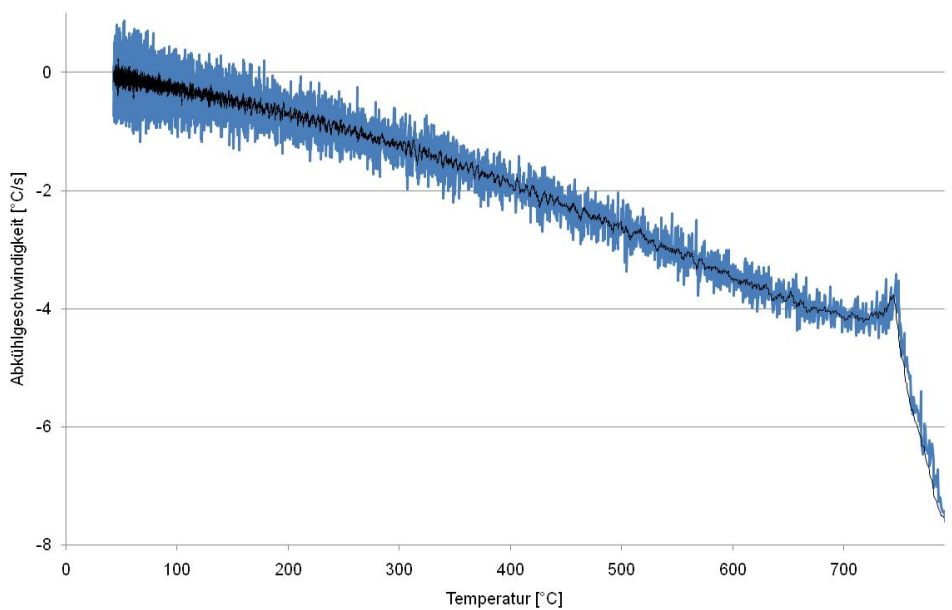


Fig. 50: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 800°C

9.2.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

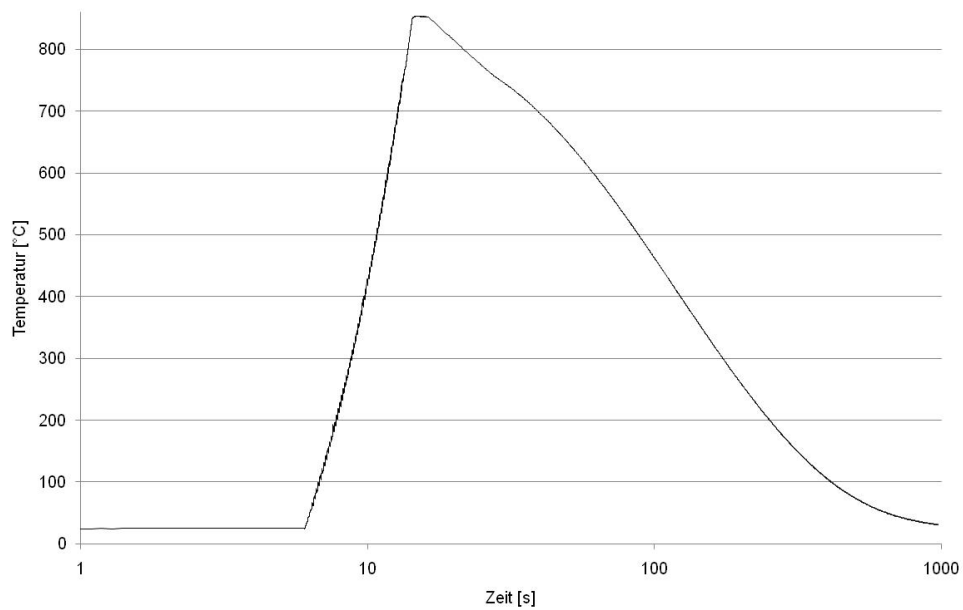


Fig. 51: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 850°C



Fig. 52: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 850°C

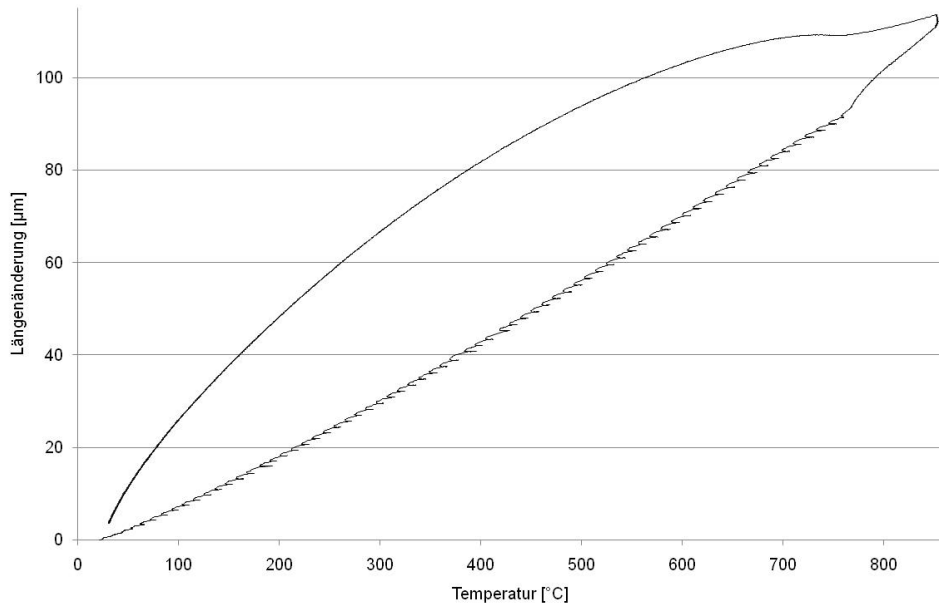


Fig. 53: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 850°C

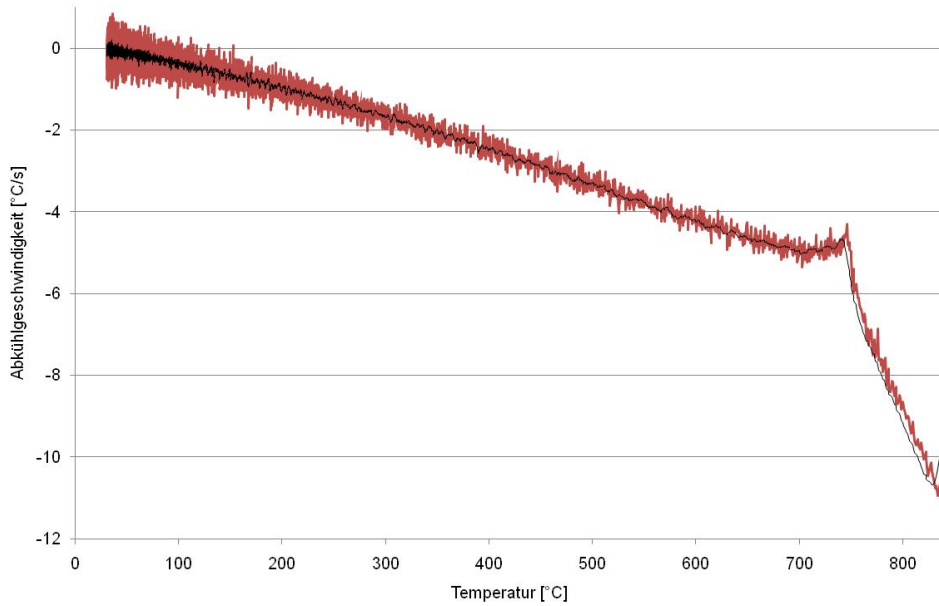


Fig. 54: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 850°C

9.2.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

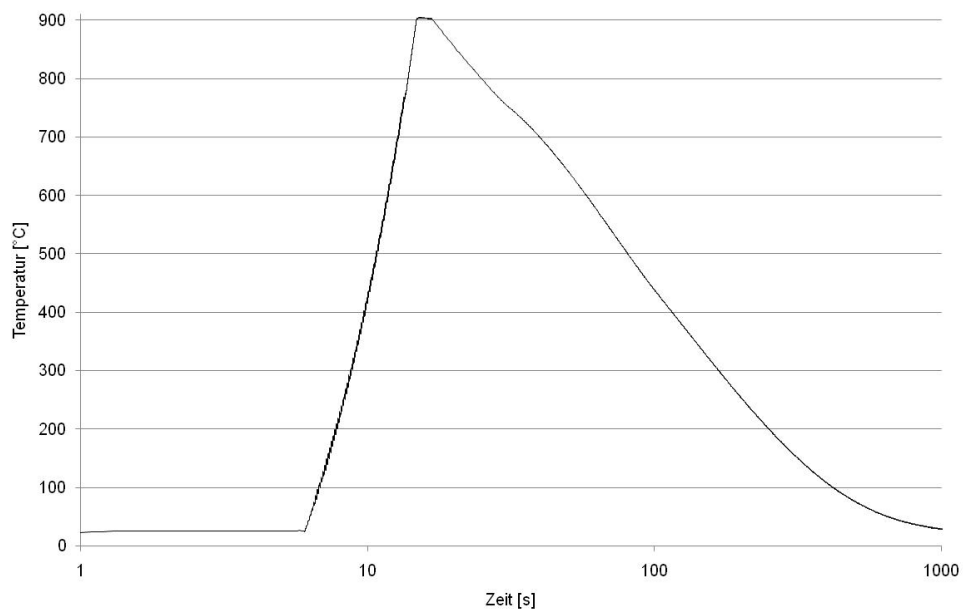


Fig. 55: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 900°C

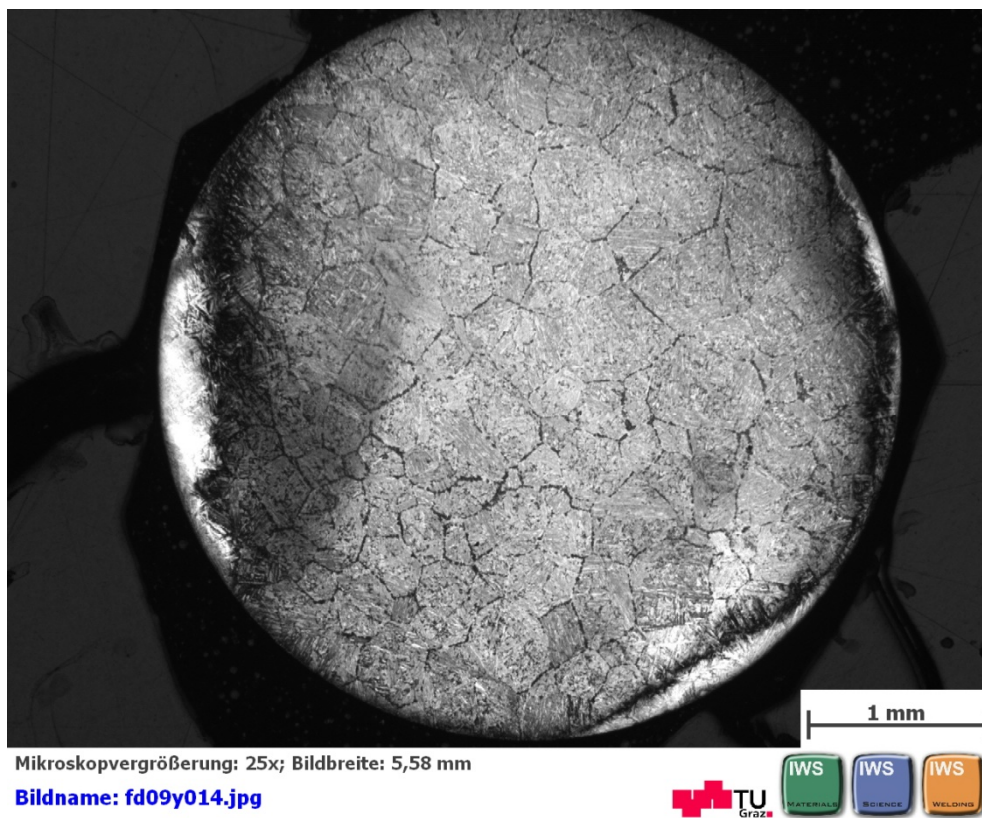


Fig. 56: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 900°C

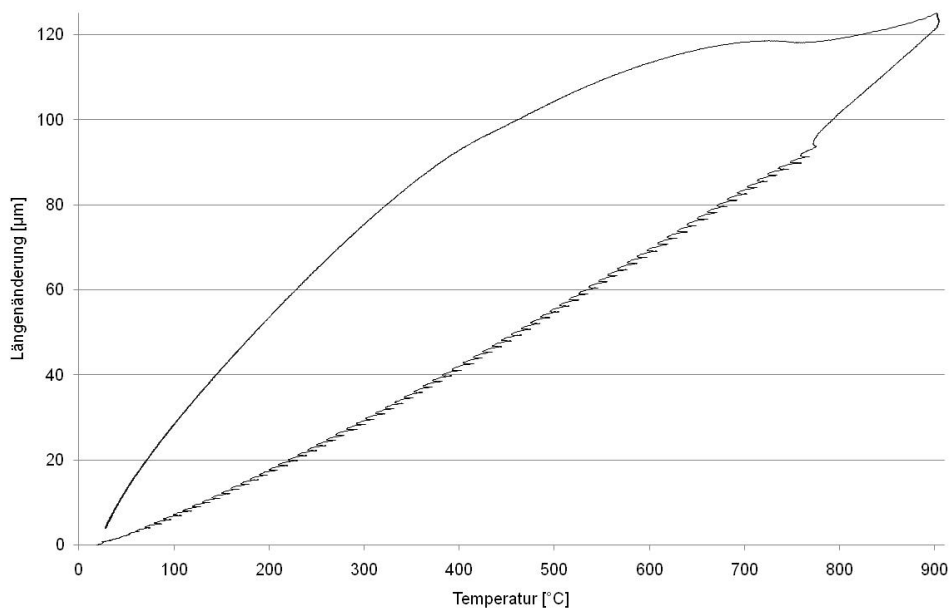


Fig. 57: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 900°C

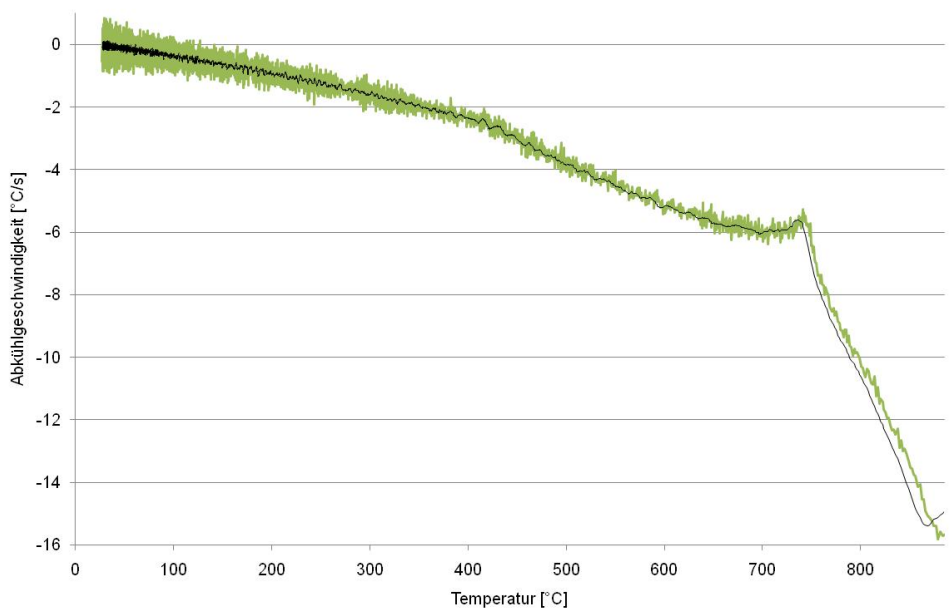


Fig. 58: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 900°C

9.2.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

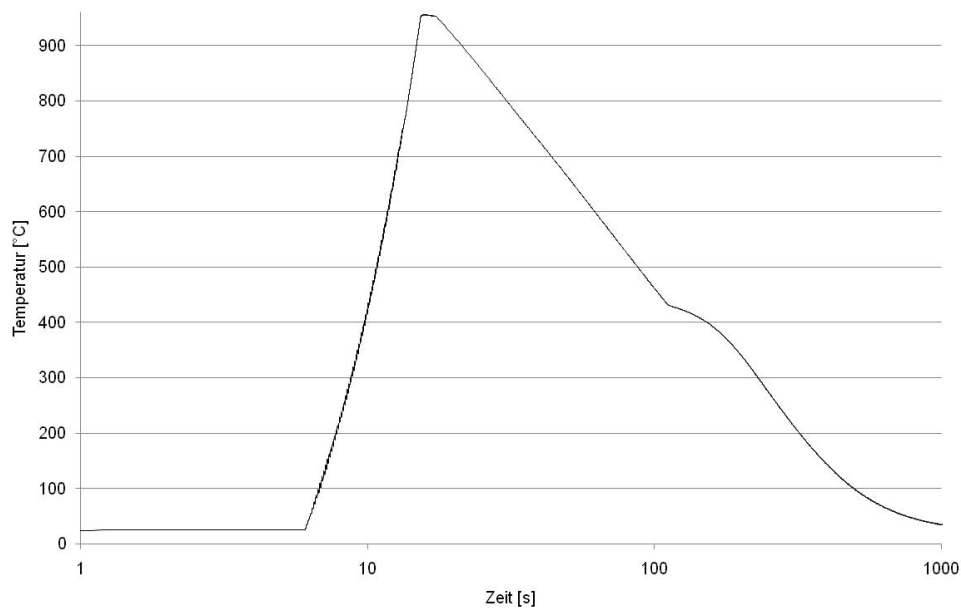


Fig. 59: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 950°C

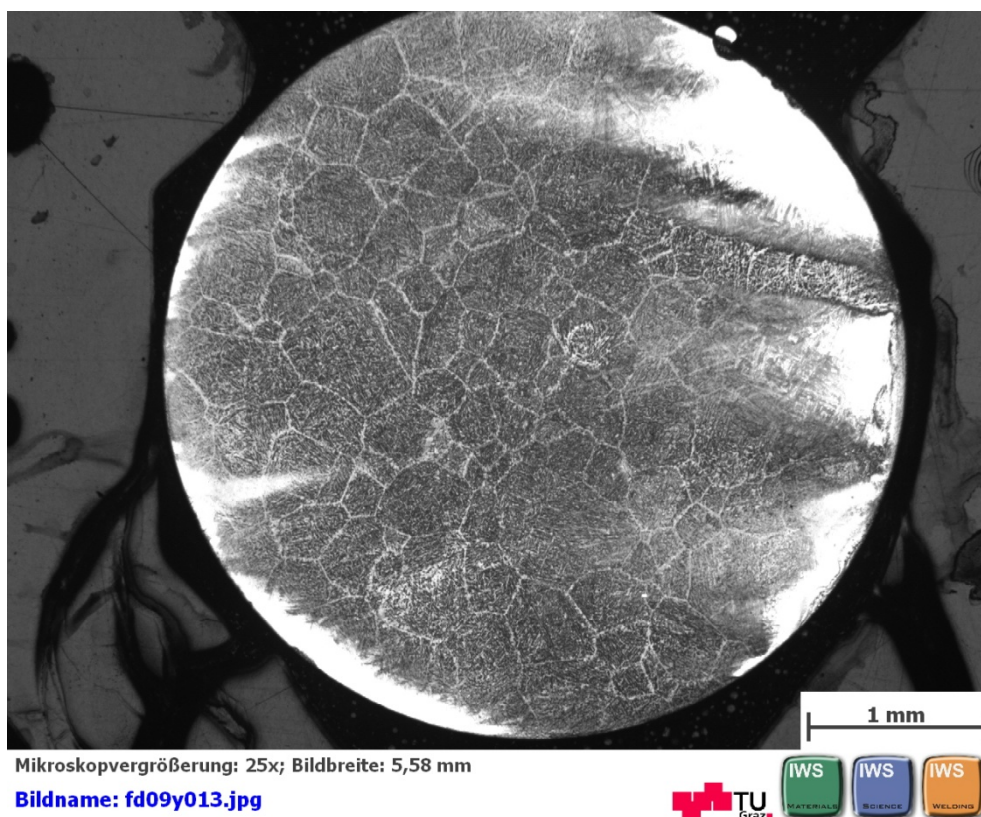


Fig. 60: Gefügeschau bild von der NPM4 Legierung - T_p 950°C

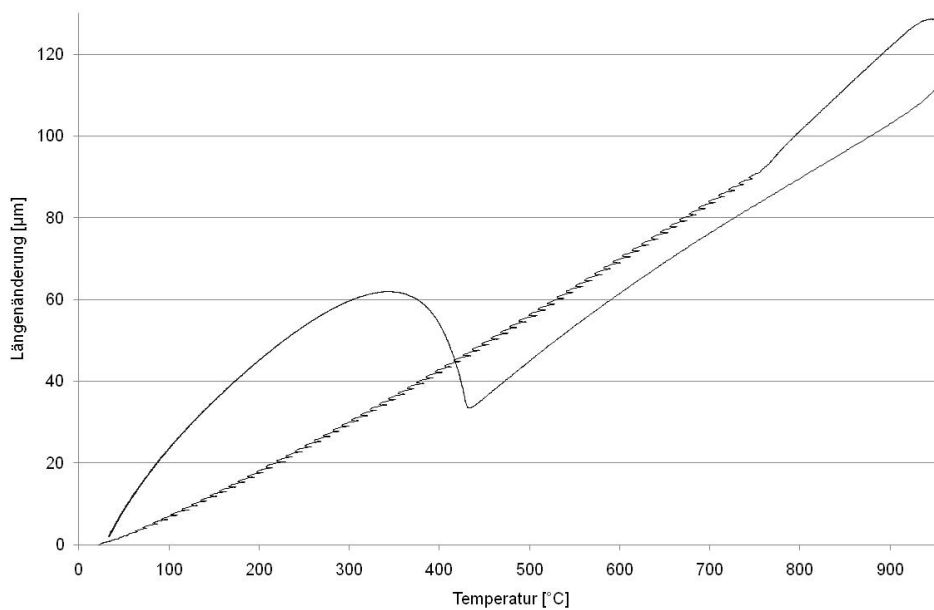


Fig. 61: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 950°C

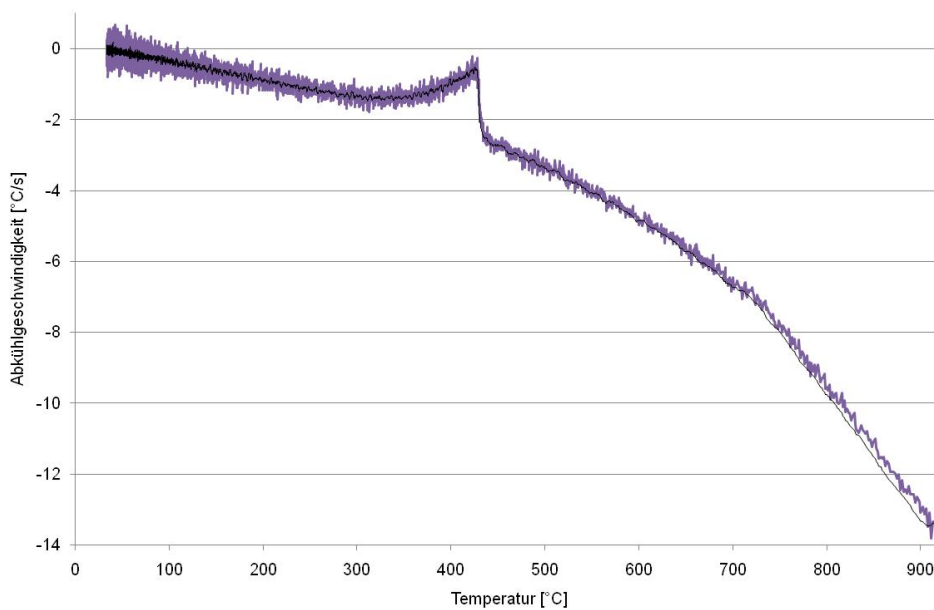


Fig. 62: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 950°C

9.2.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

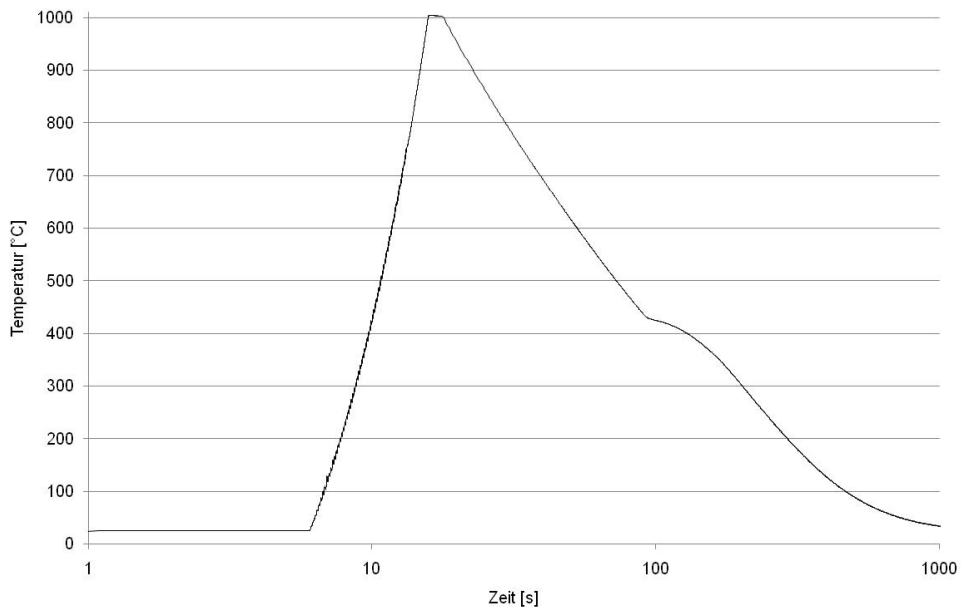


Fig. 63: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1000°C

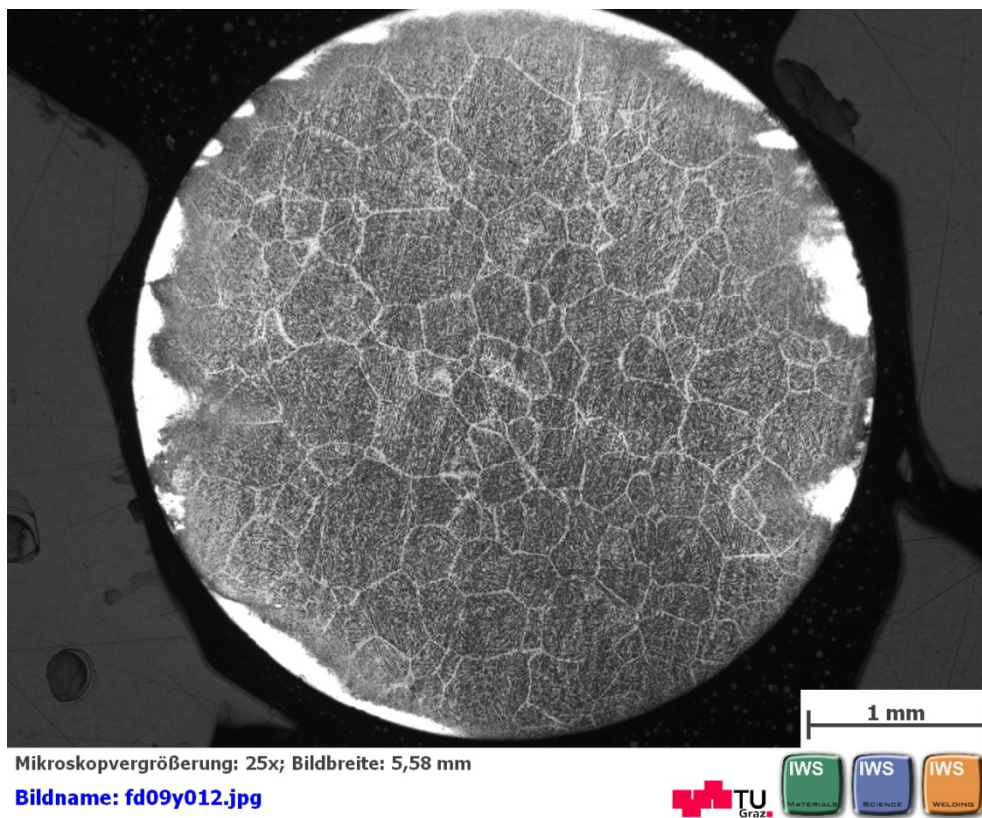


Fig. 64: Gefügeschabild von der NPM4 Legierung - T_p 1000°C

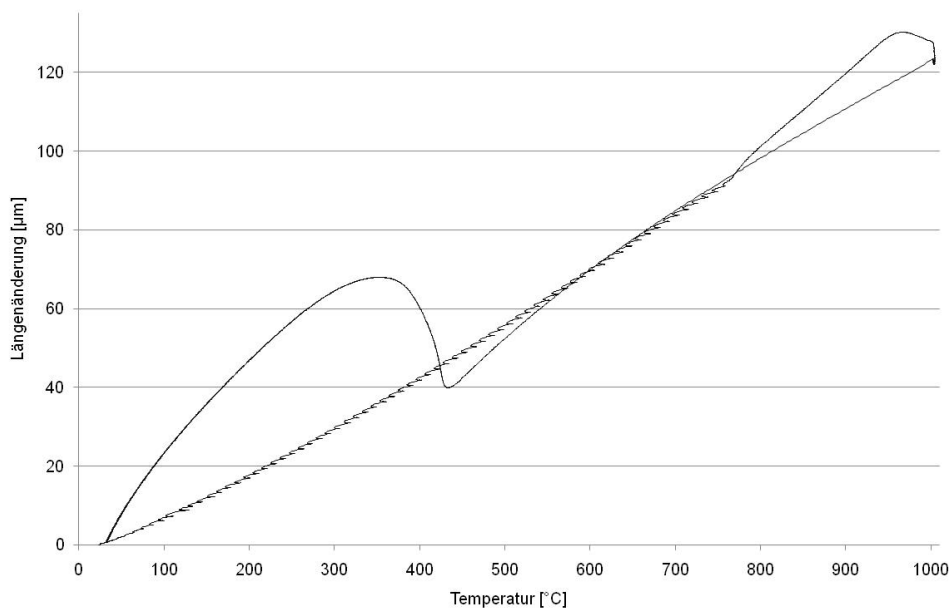


Fig. 65: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 1000°C

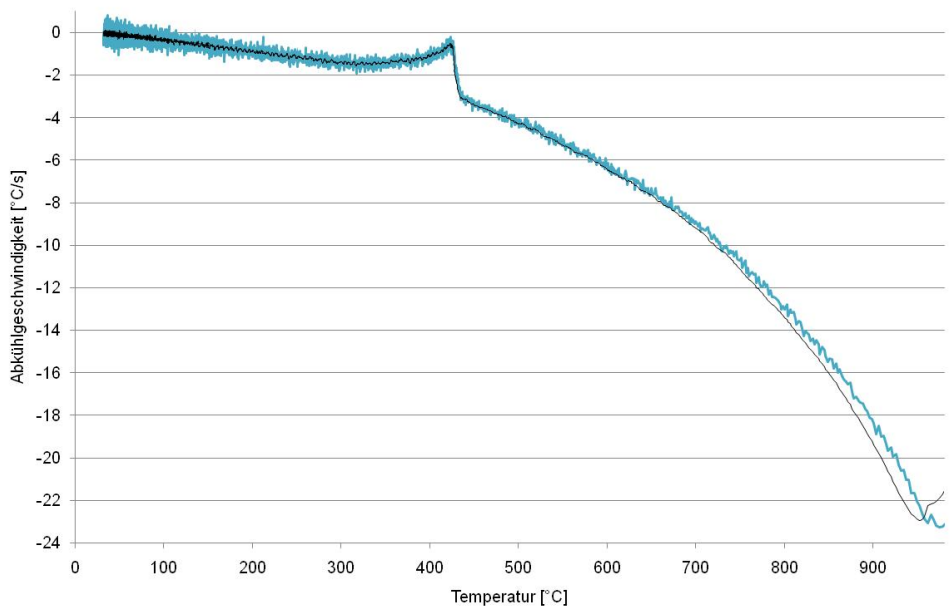


Fig. 66: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 1000°C

9.2.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

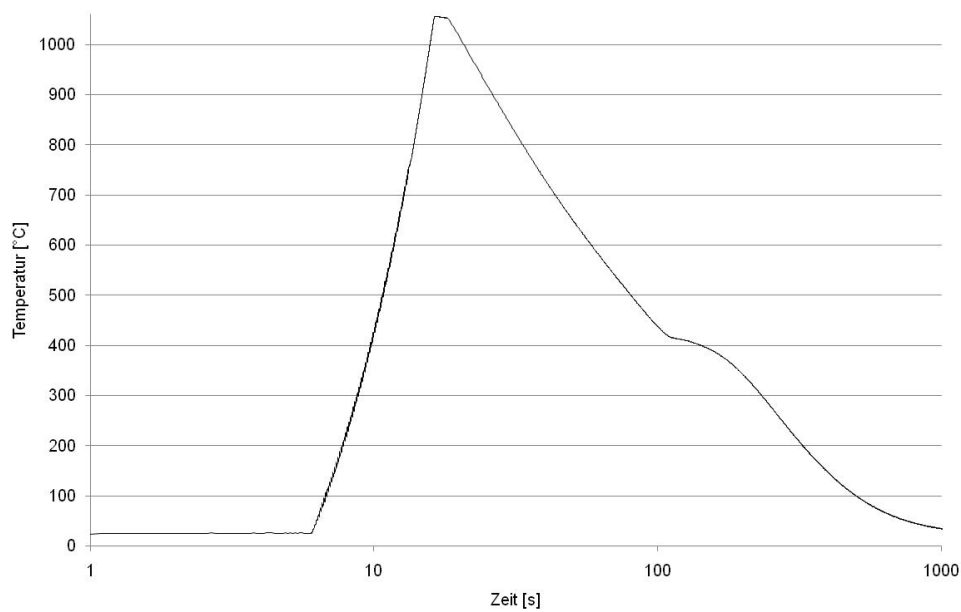


Fig. 67: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1050°C

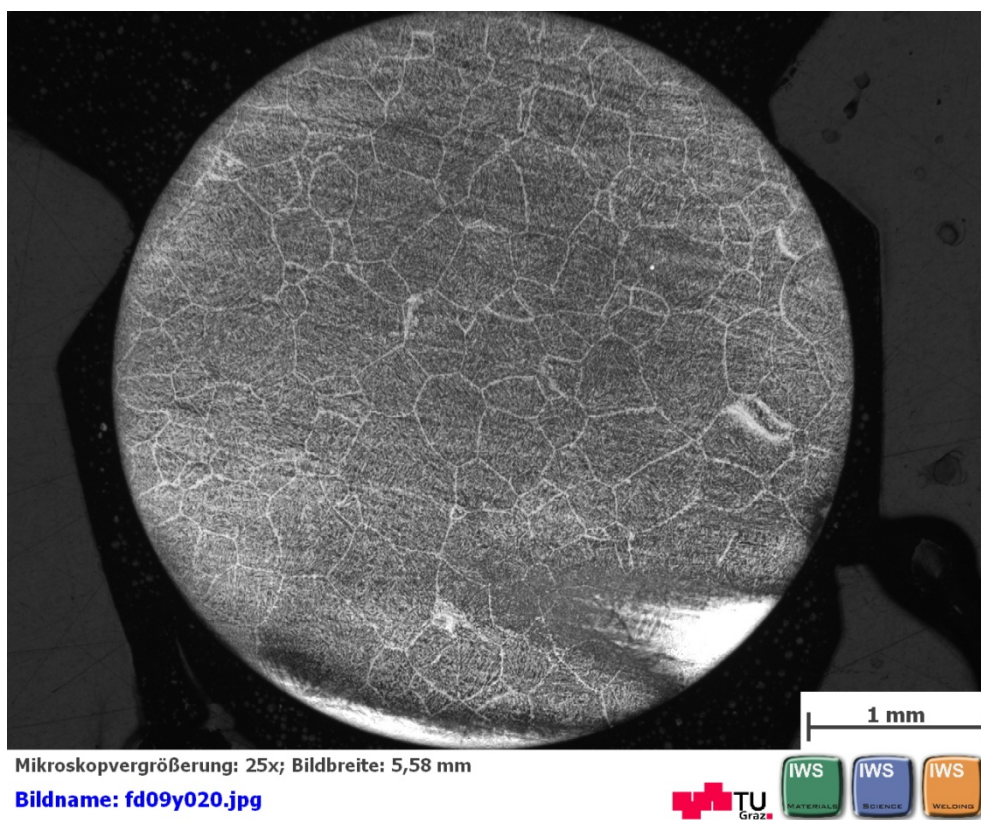


Fig. 68: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 1050°C

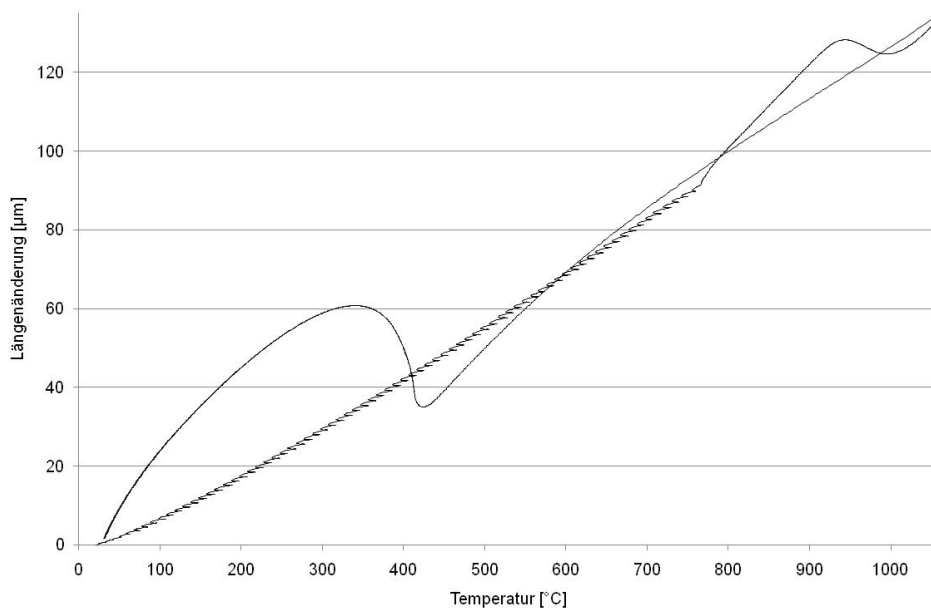


Fig. 69: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 1050°C

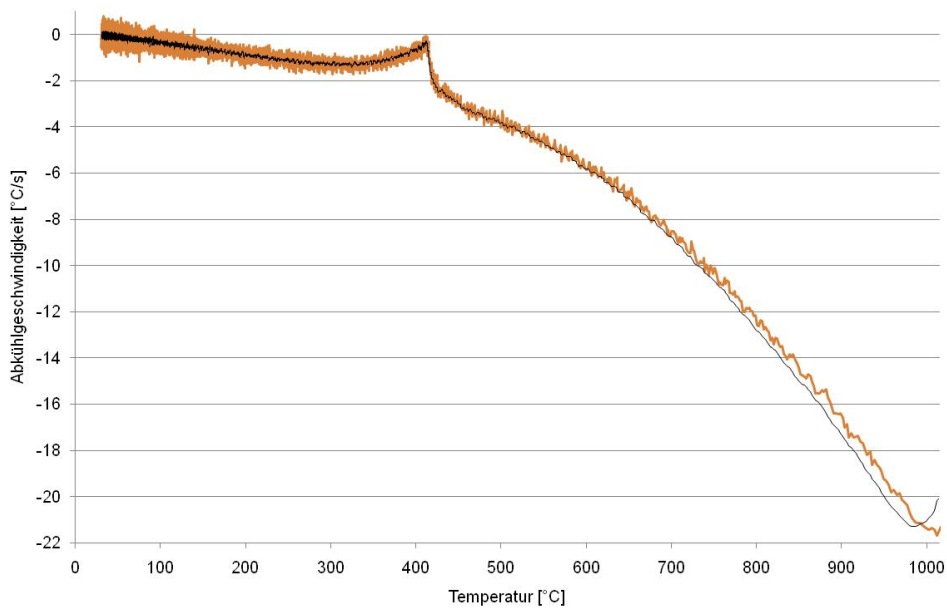


Fig. 70: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 1050°C

9.2.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

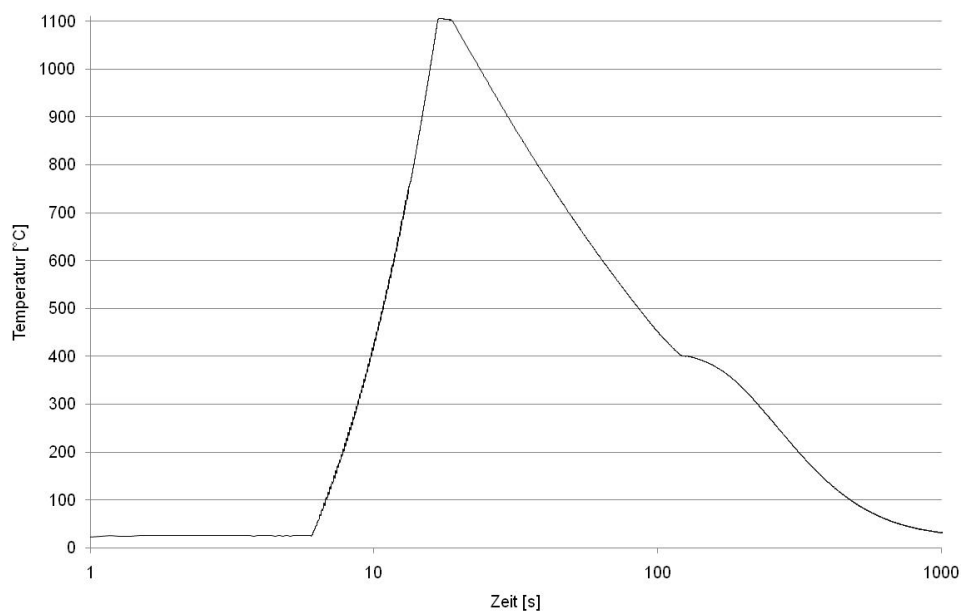


Fig. 71: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1100°C

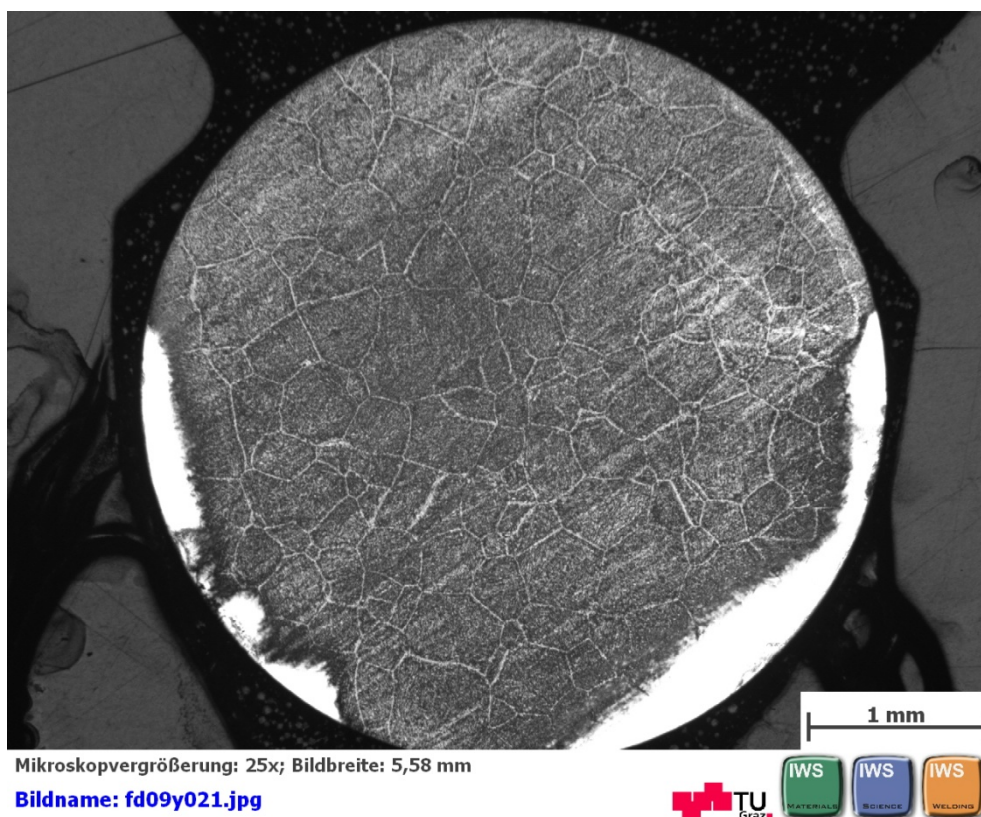


Fig. 72: Gefügeschau bild von der NPM4 Legierung - T_p 1100°C

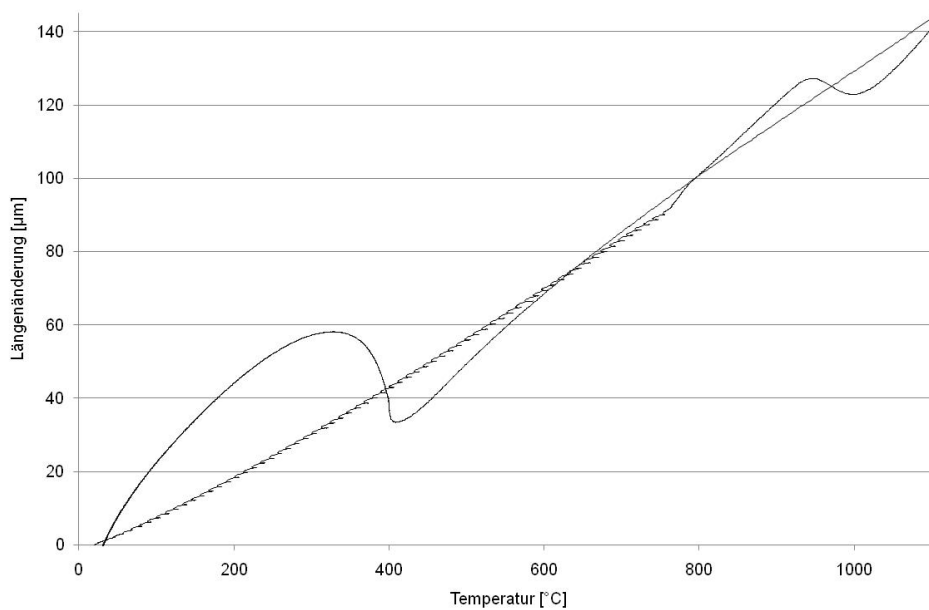


Fig. 73: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 1100°C

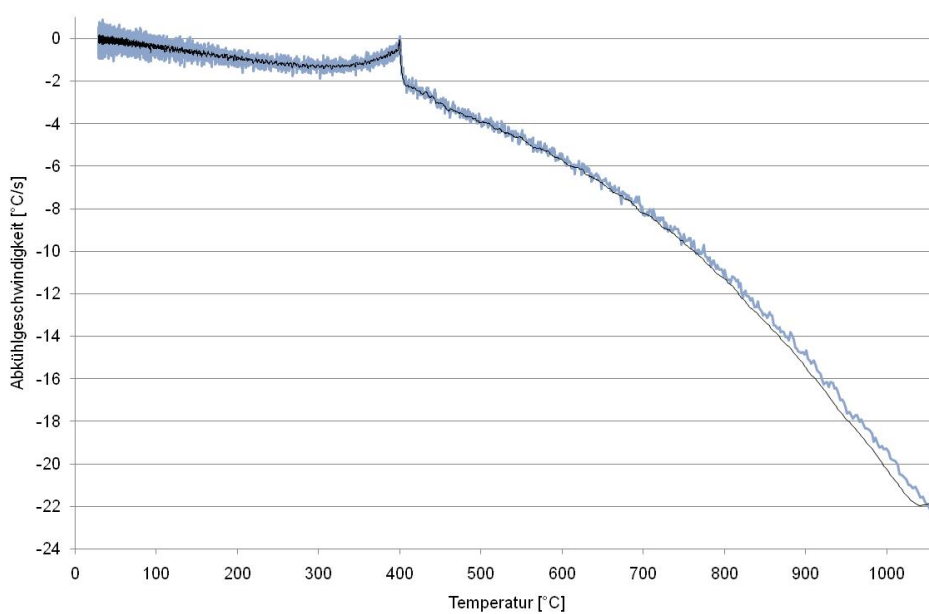


Fig. 74: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 1100°C

9.2.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

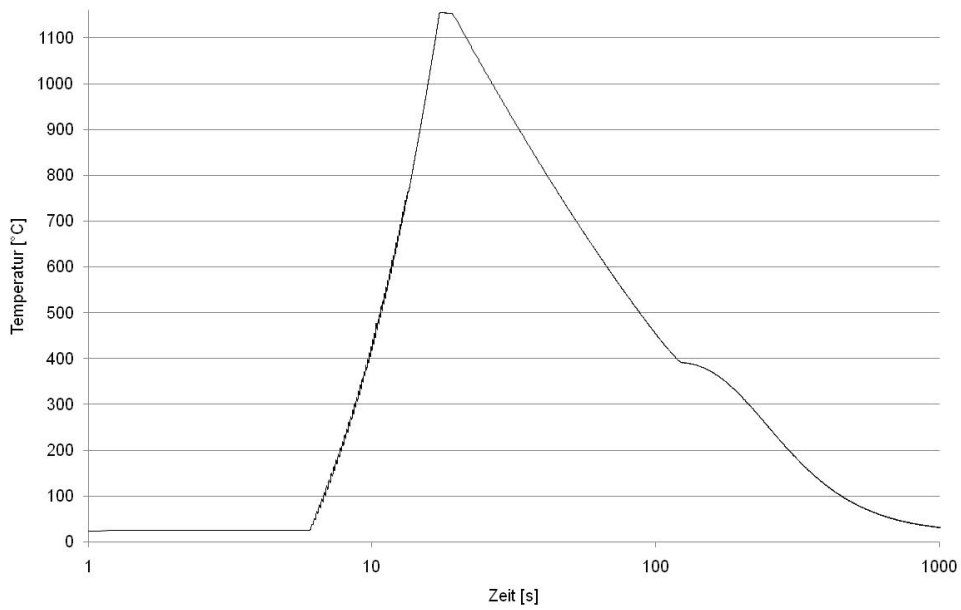


Fig. 75: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1150°C

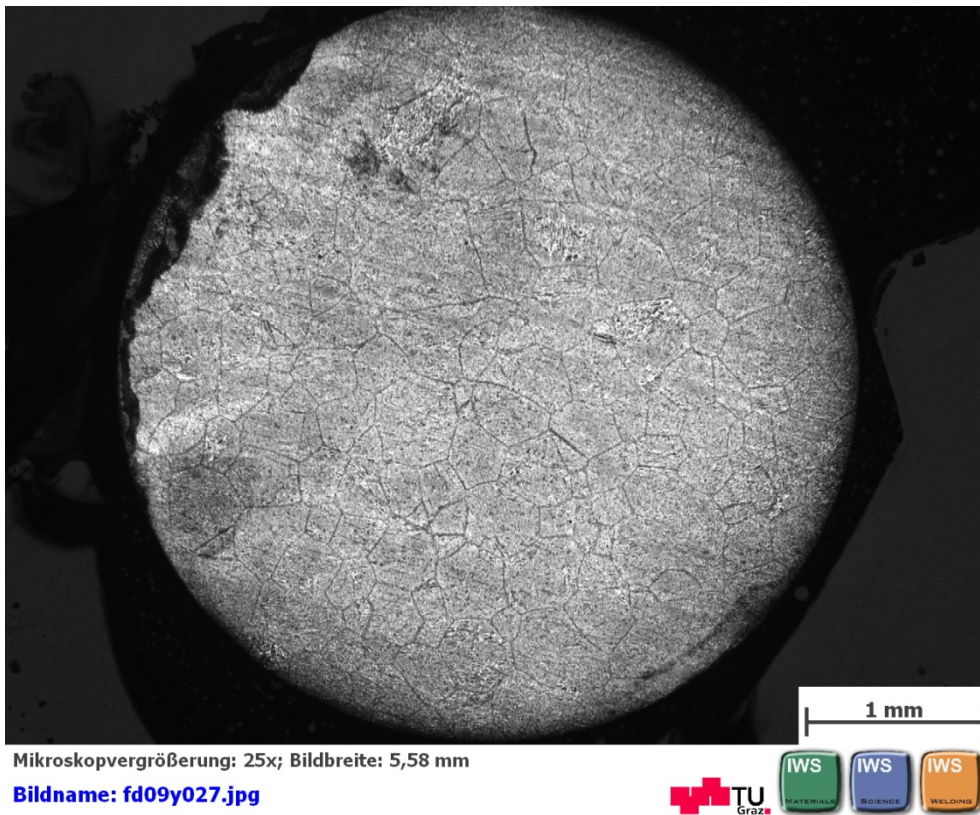


Fig. 76: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 1150°C

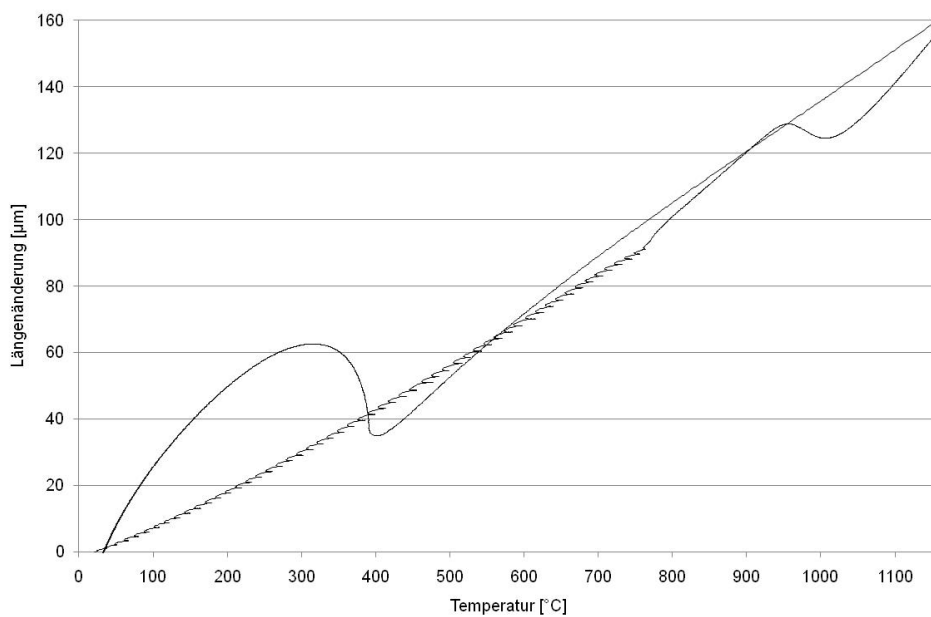


Fig. 77: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_p 1150°C

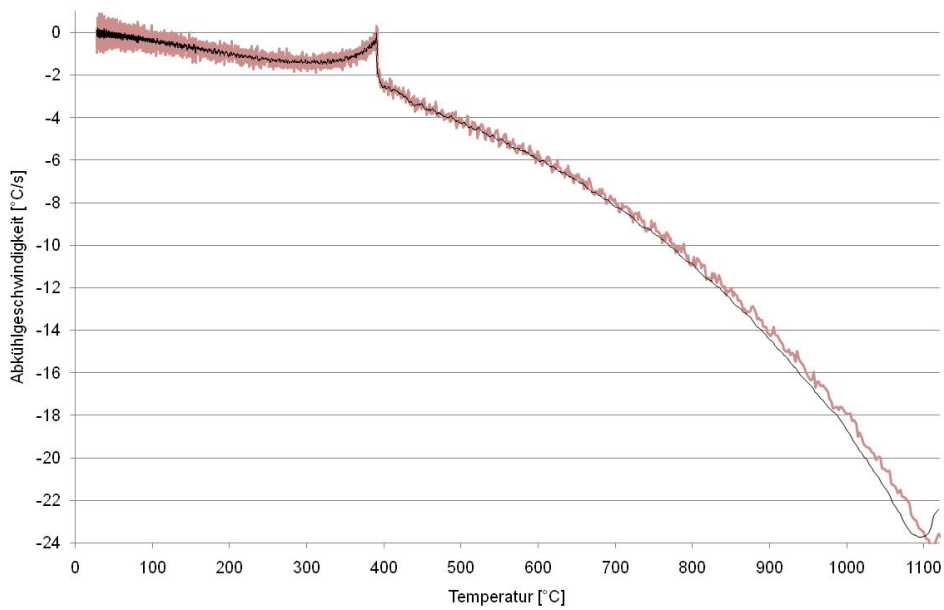


Fig. 78: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_p 1150°C

9.2.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

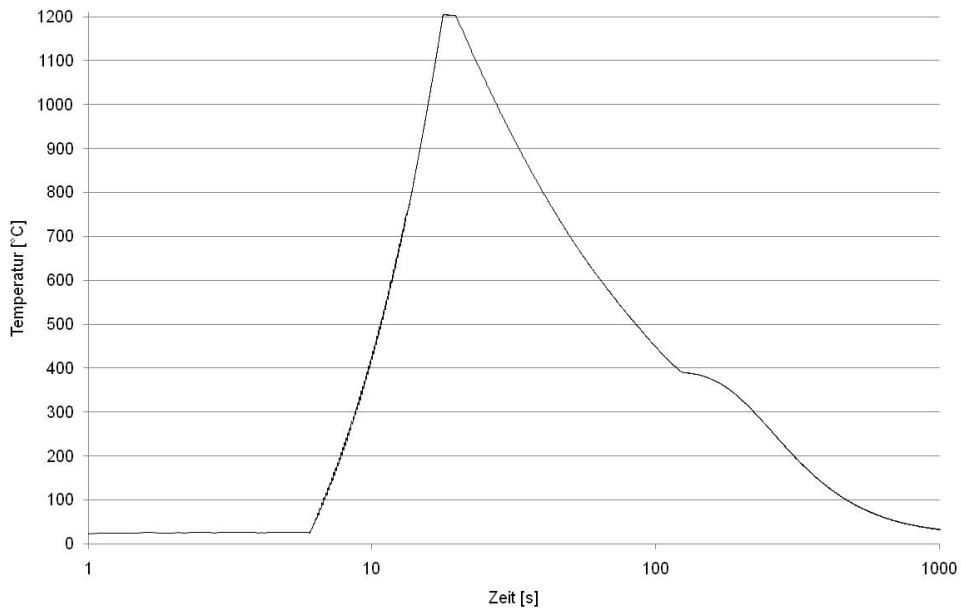


Fig. 79: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1200°C

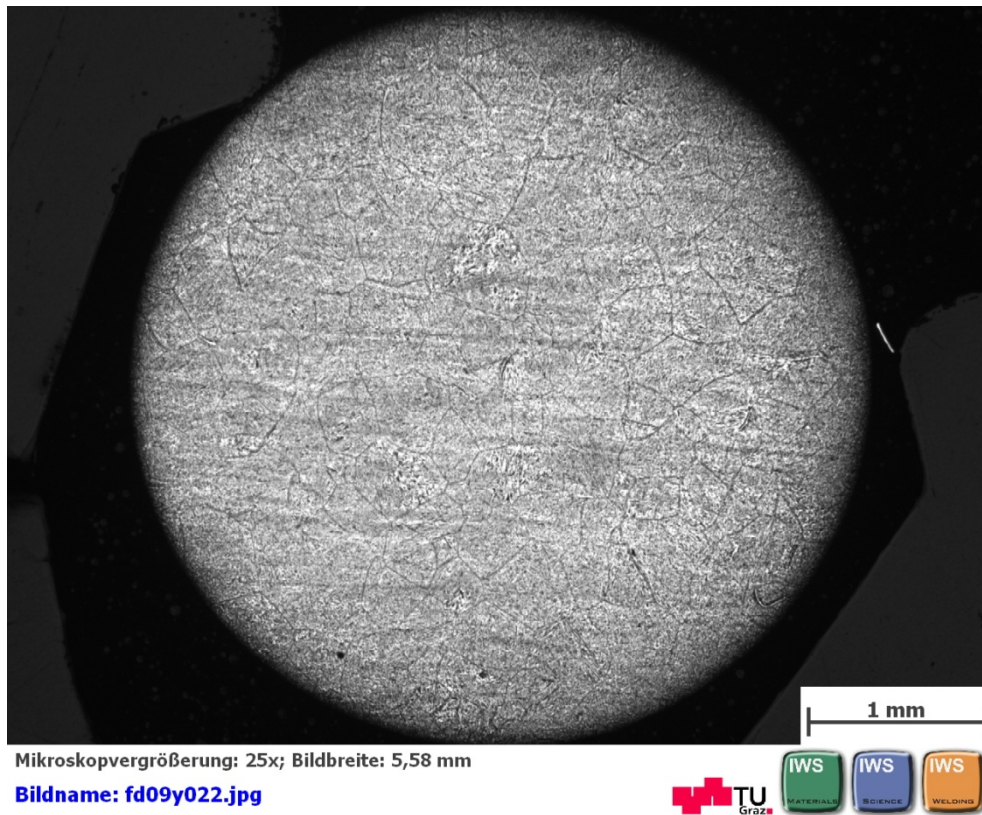


Fig. 80: Gefügeschau bild von der NPM4 Legierung - T_p 1200°C

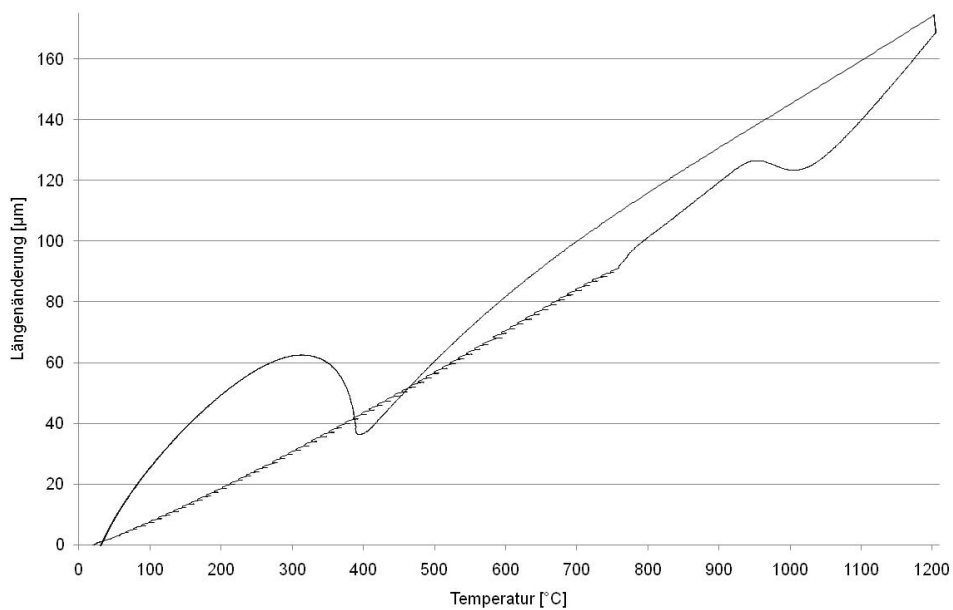


Fig. 81: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 1200°C

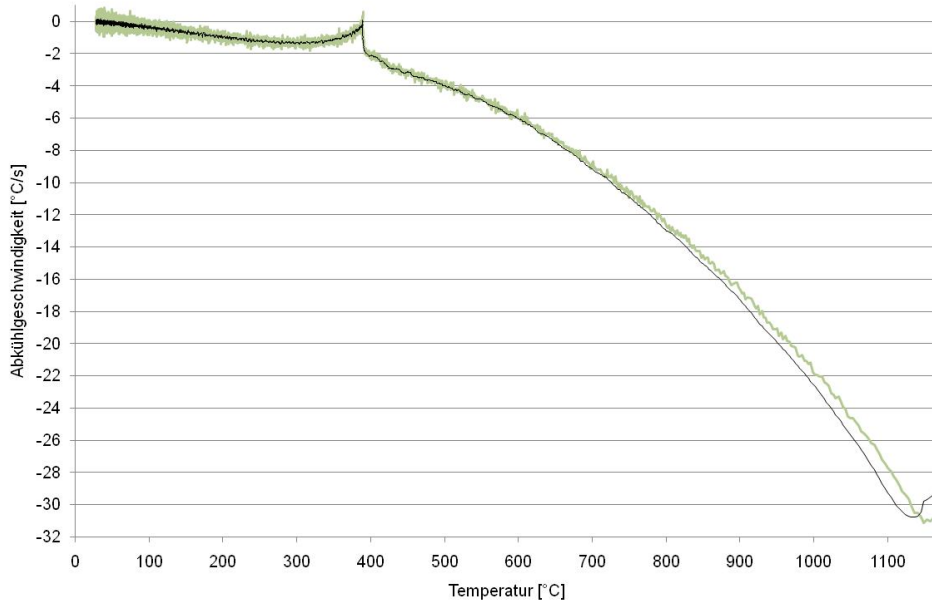


Fig. 82: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 1200°C

9.2.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

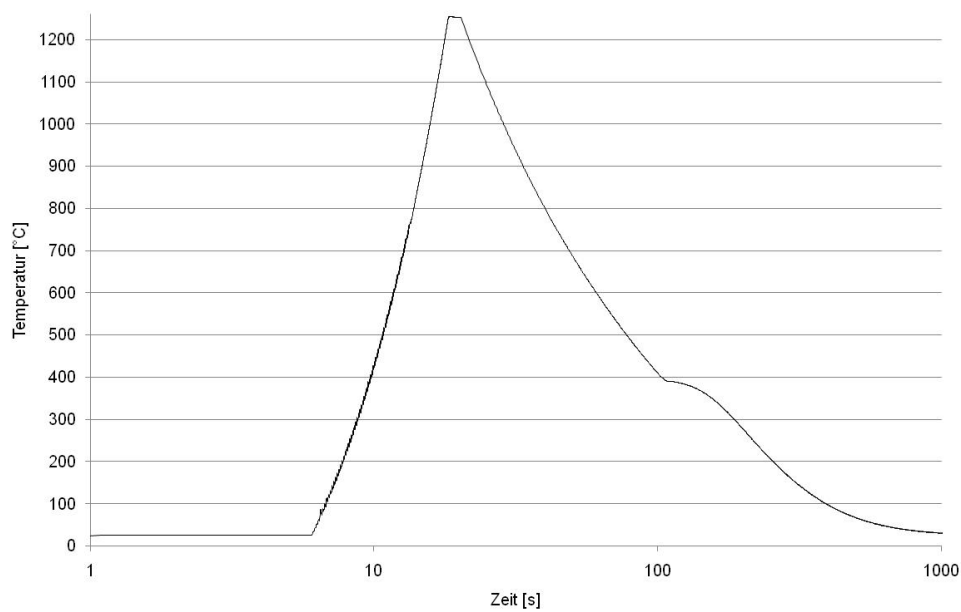


Fig. 83: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1250°C



Fig. 84: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 1250°C

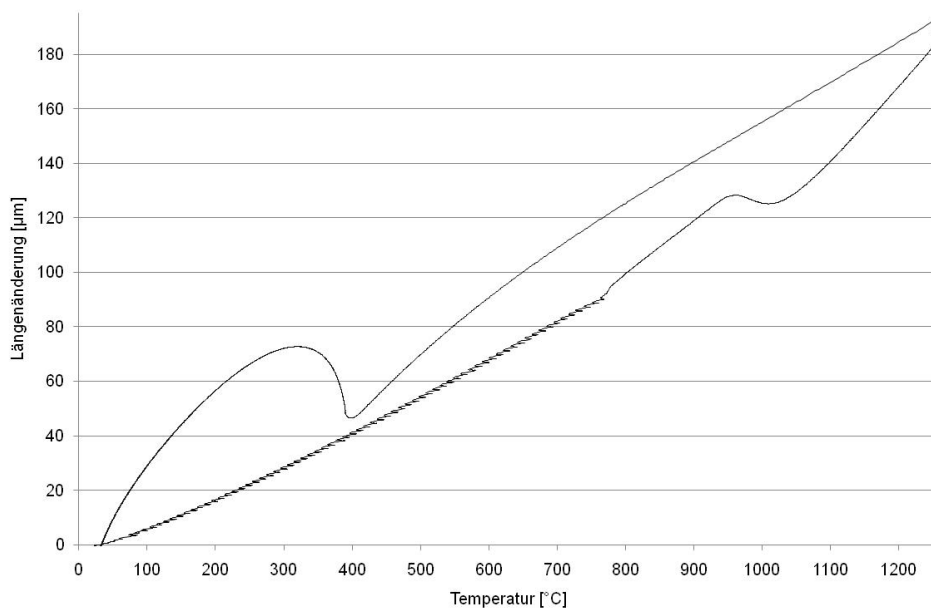


Fig. 85: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_P 1250°C

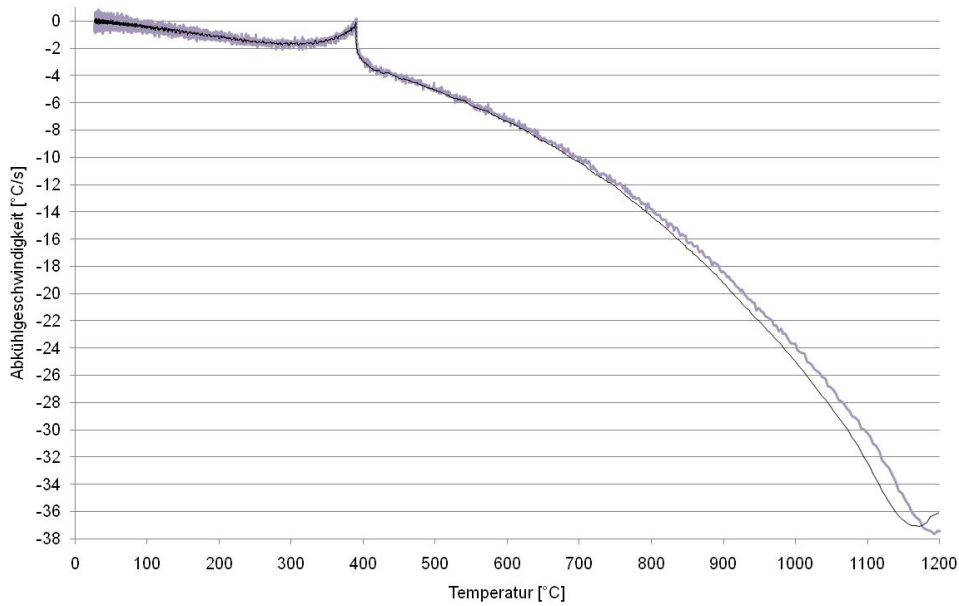


Fig. 86: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_P 1250°C

9.2.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

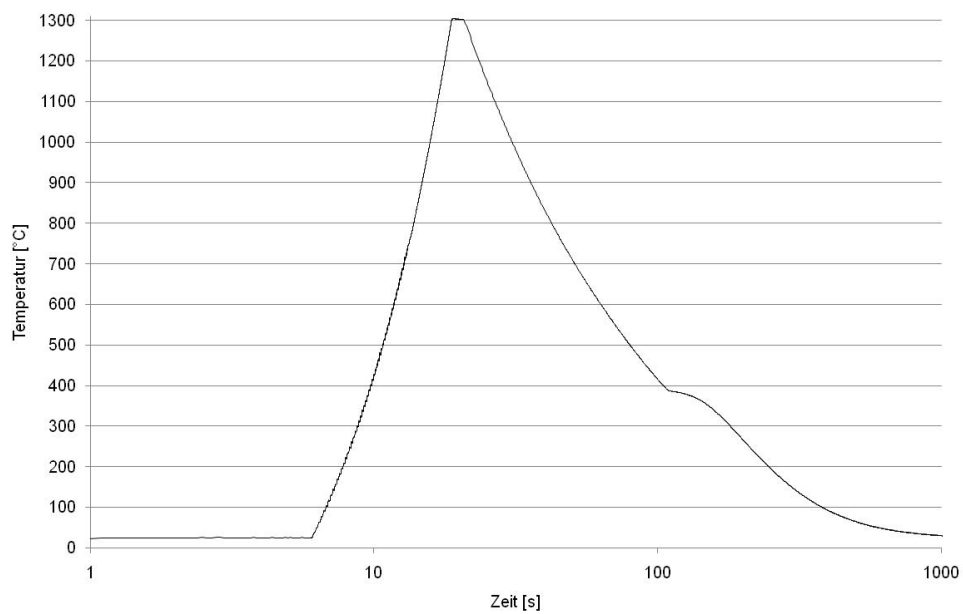
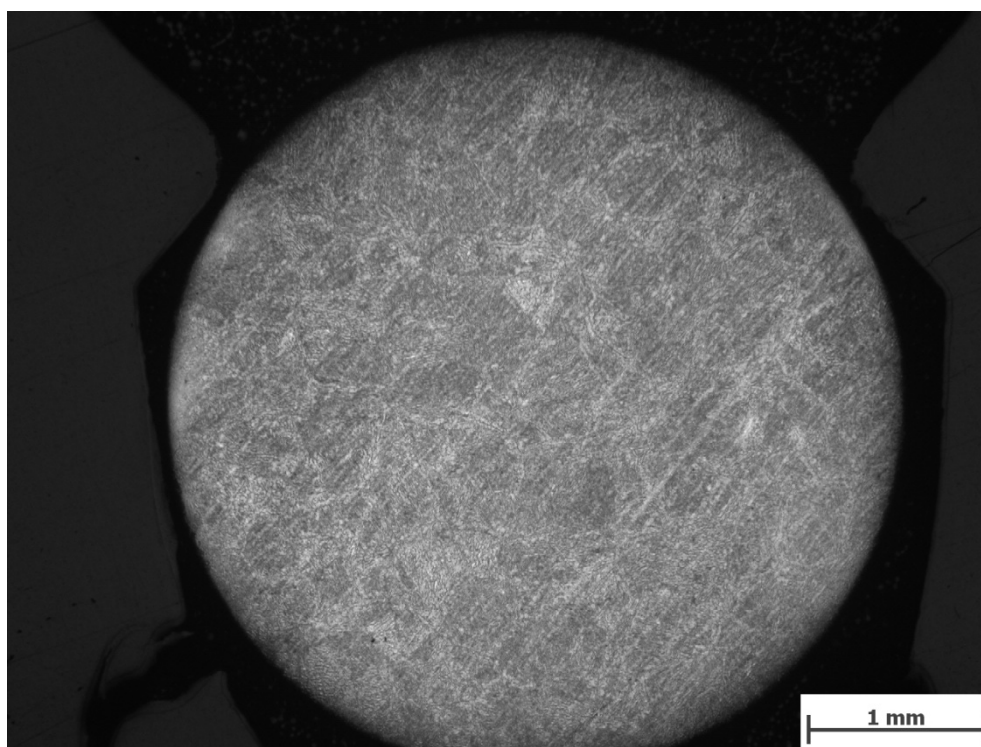


Fig. 87: Zeit - Temperatur Verlauf der NPM4 Legierung - T_p 1300°C



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

Bildname: fd10y012.jpg



Fig. 88: Gefügeschaubild von der NPM4 Legierung - T_p 1300°C

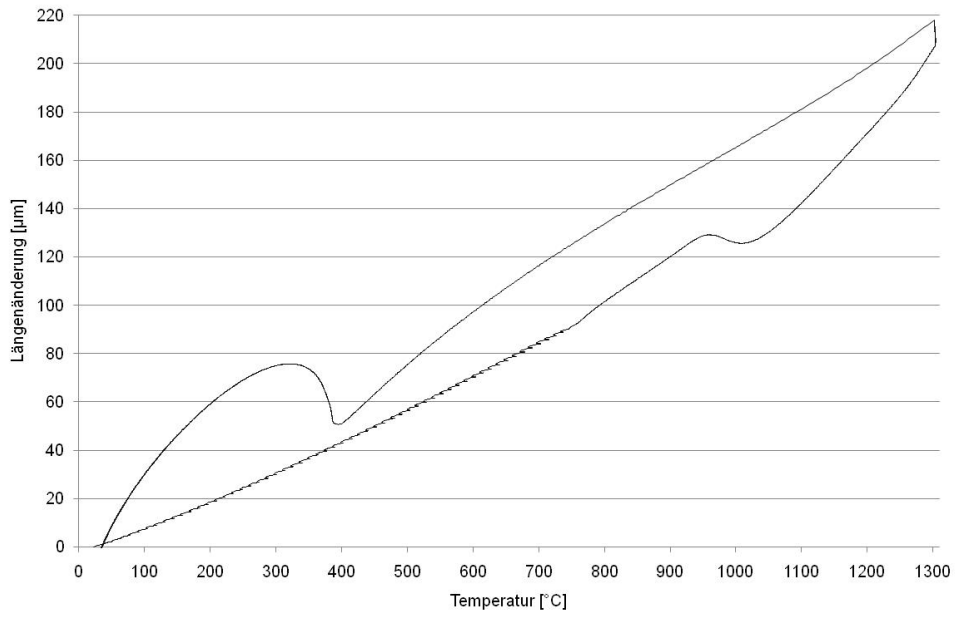


Fig. 89: Längenänderung der NPM4 Legierung - T_p 1300°C

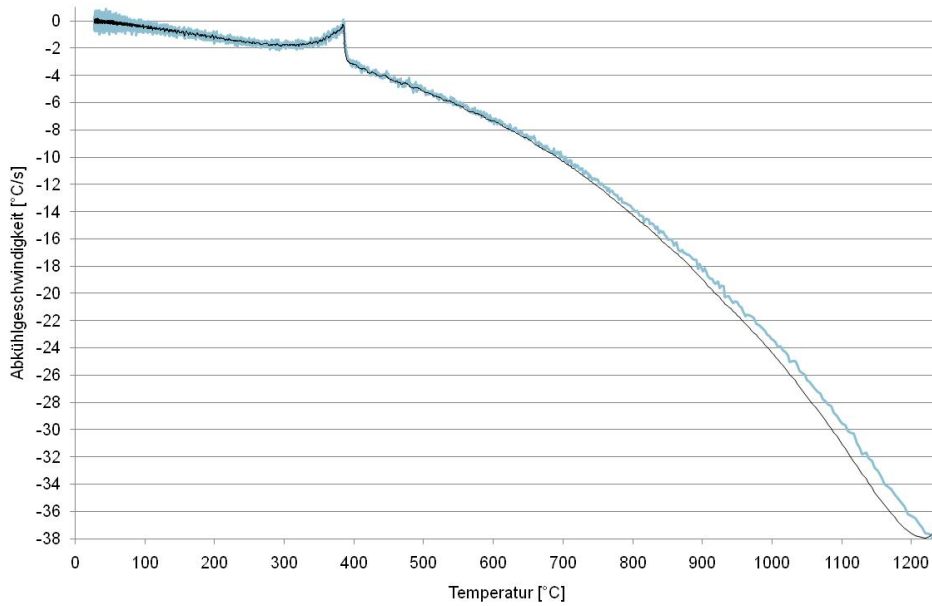


Fig. 90: Abkühlgeschwindigkeit der NPM4 Legierung - T_p 1300°C

9.3 Material 2555

9.3.1 Grundwerkstoff

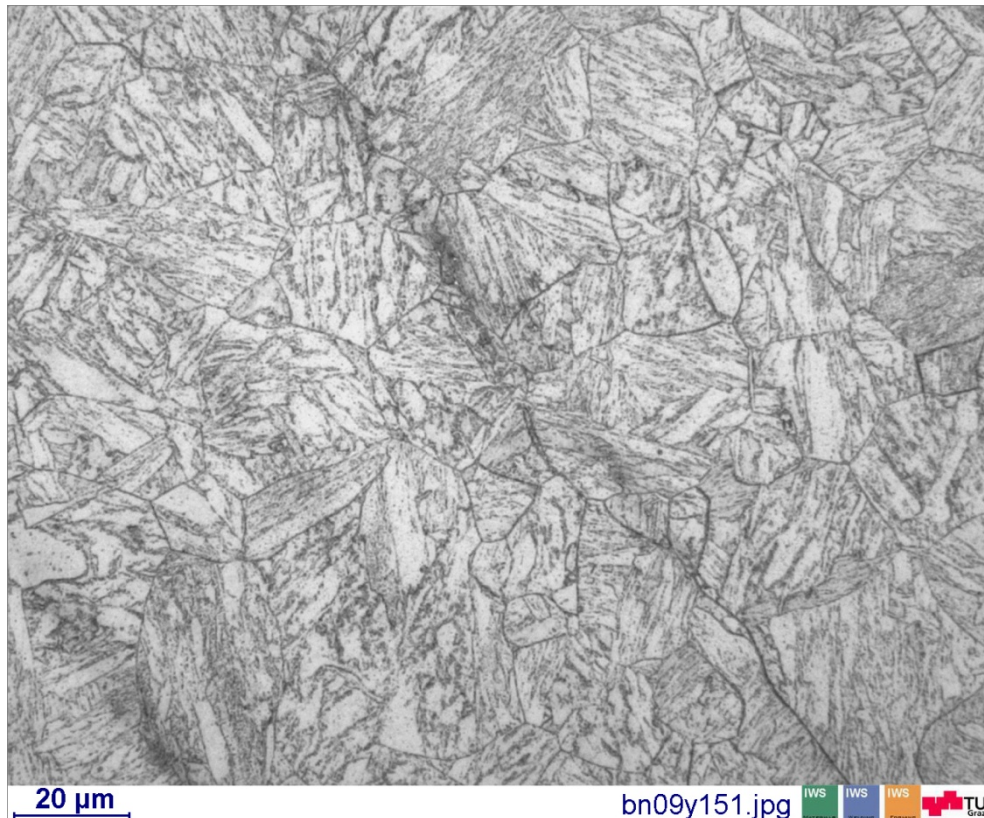


Fig. 91: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - Grundwerkstoff

9.3.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

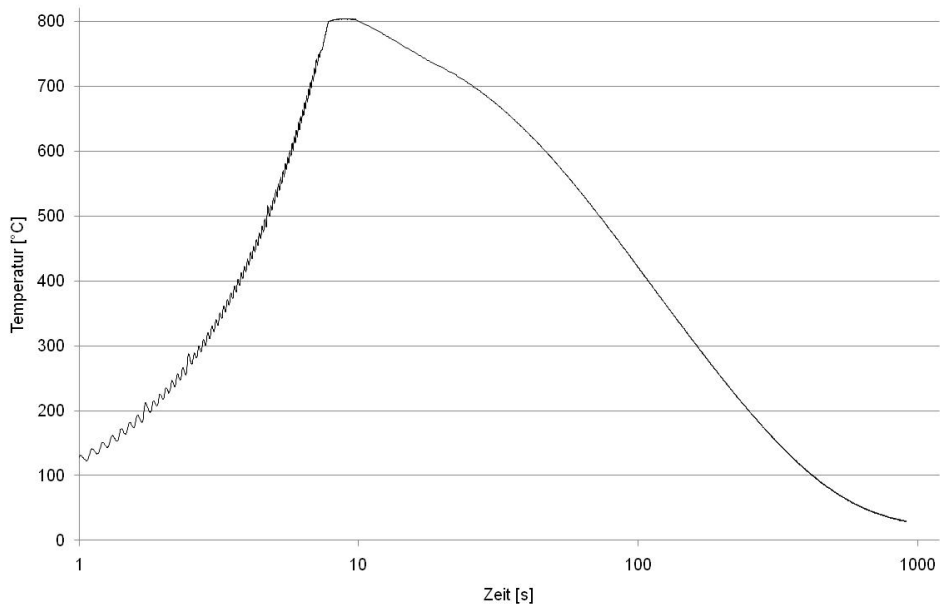


Fig. 92: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 800°C

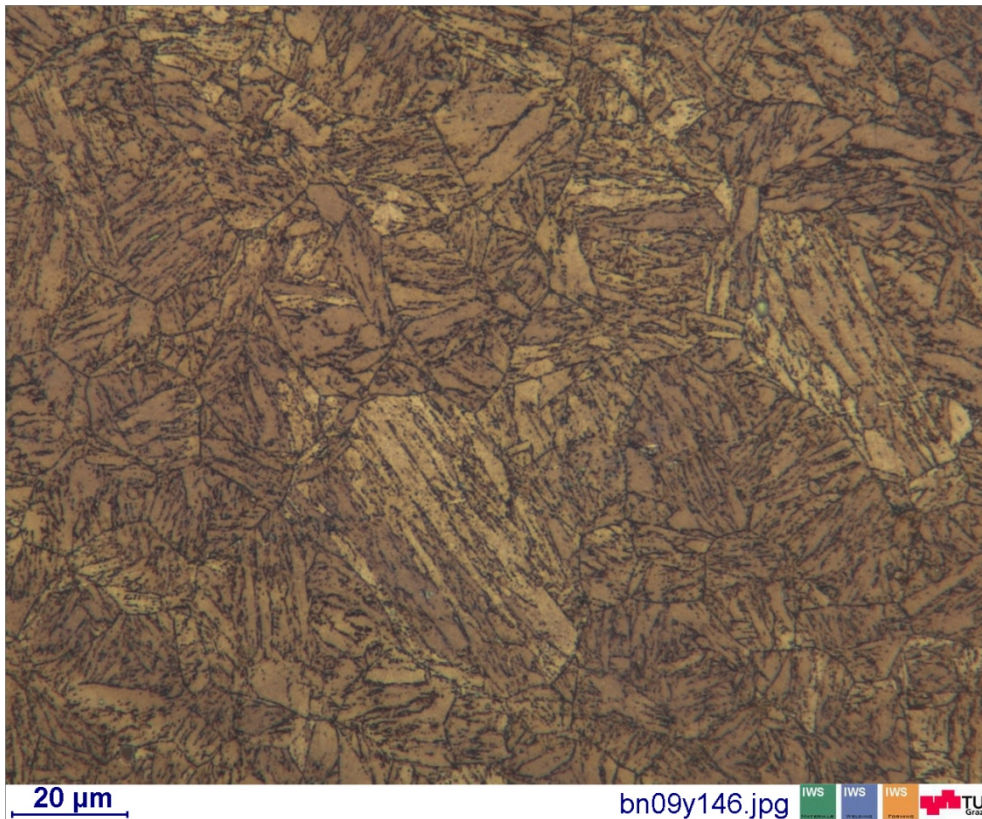


Fig. 93: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 800°C

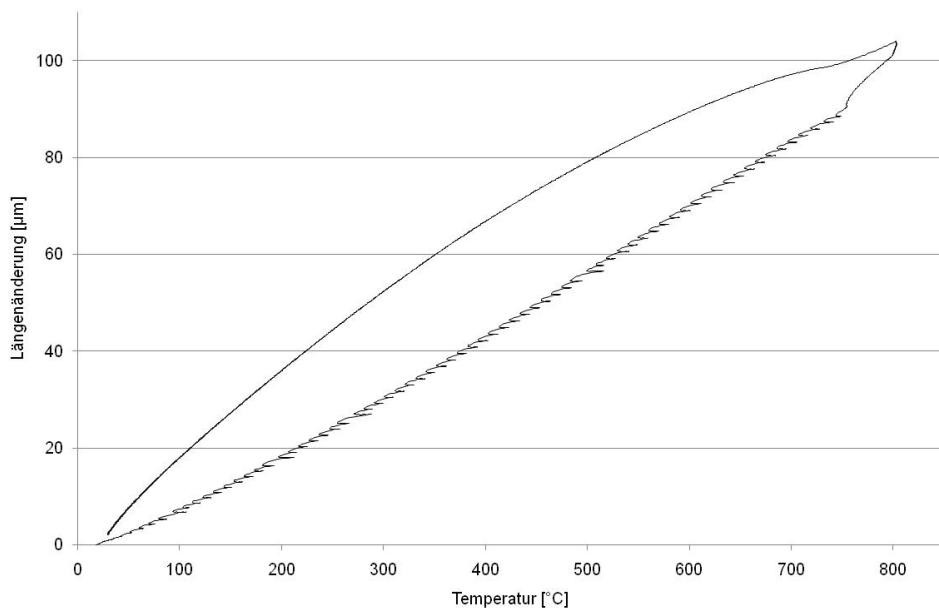


Fig. 94: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 800°C

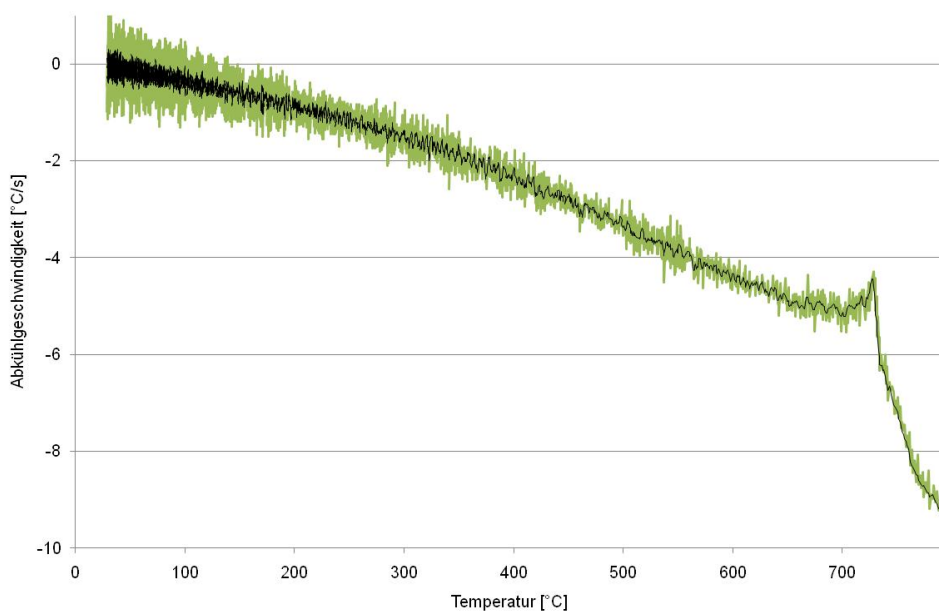


Fig. 95: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 800°C

9.3.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

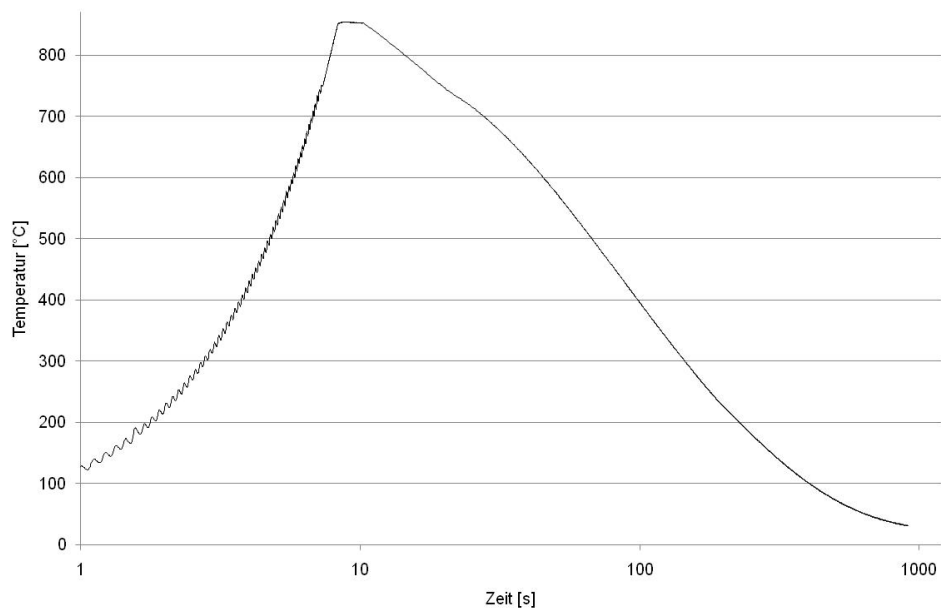


Fig. 96: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 850°C

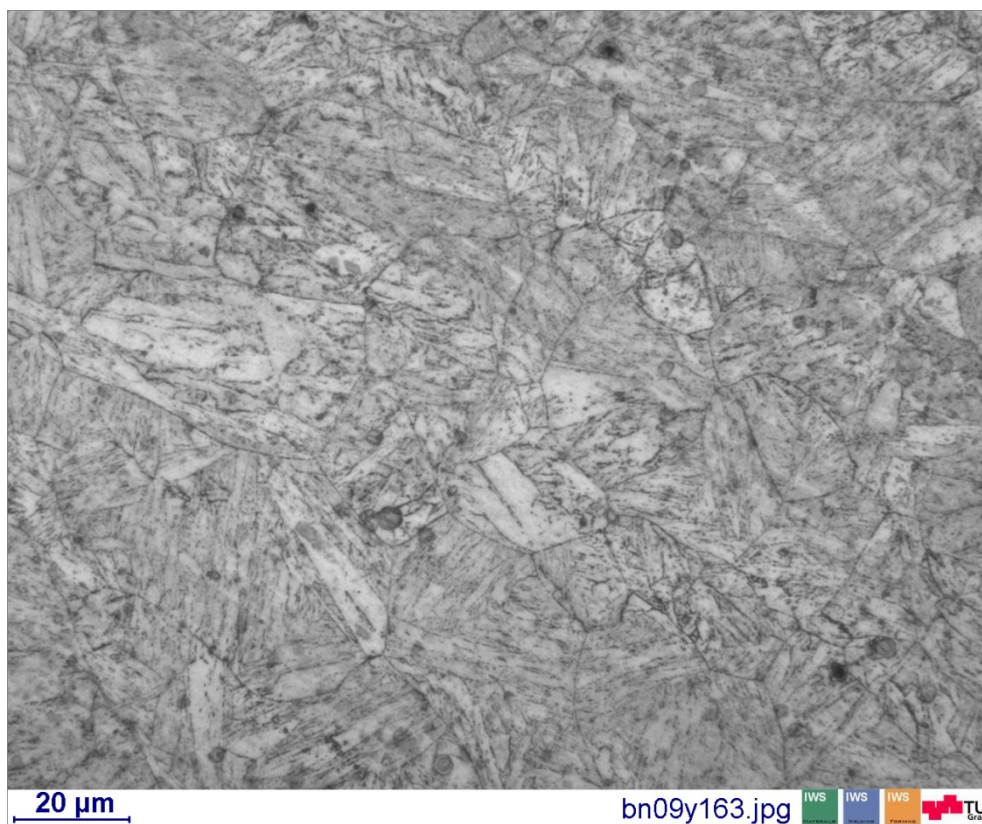


Fig. 97: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 850°C

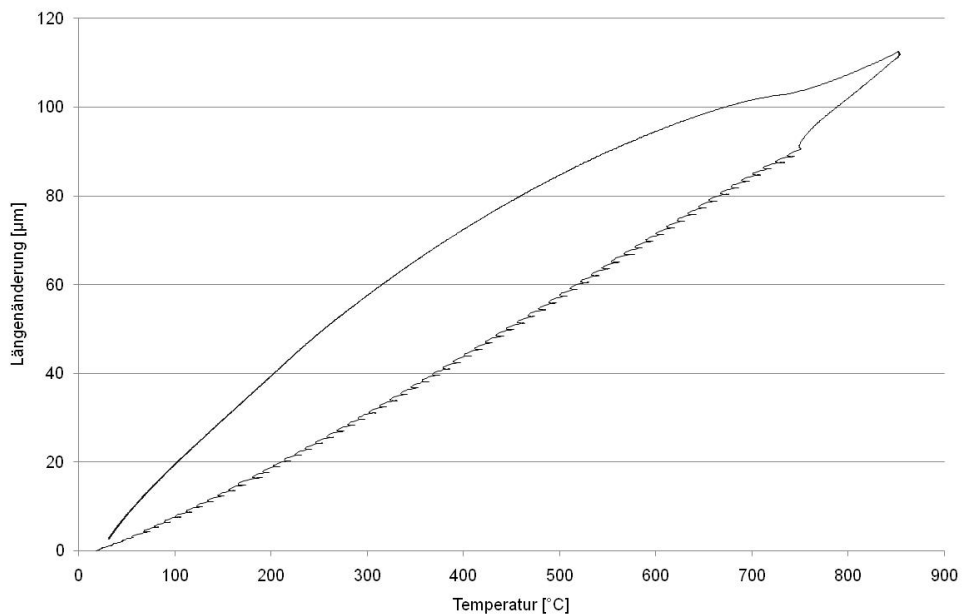


Fig. 98: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 850°C

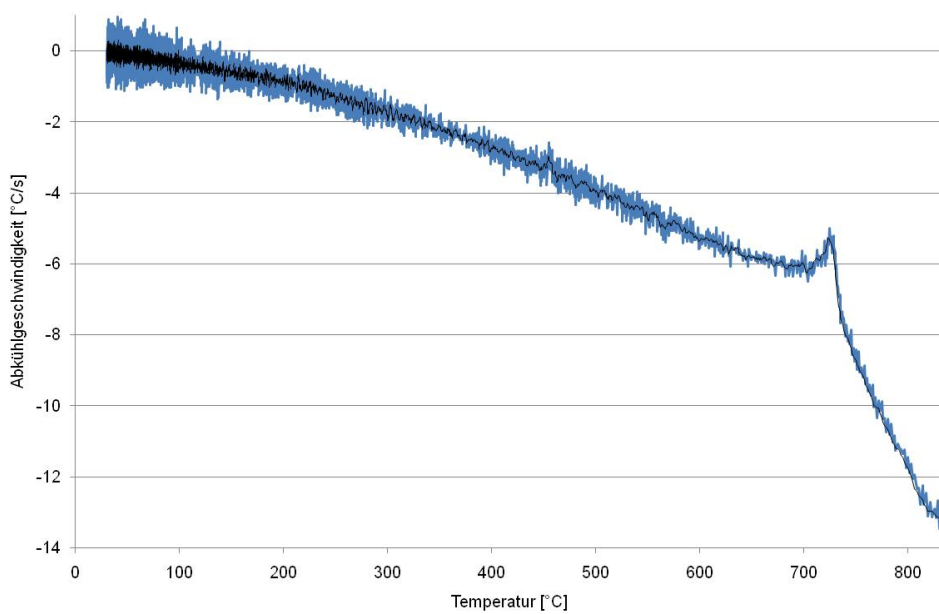


Fig. 99: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 850°C

9.3.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

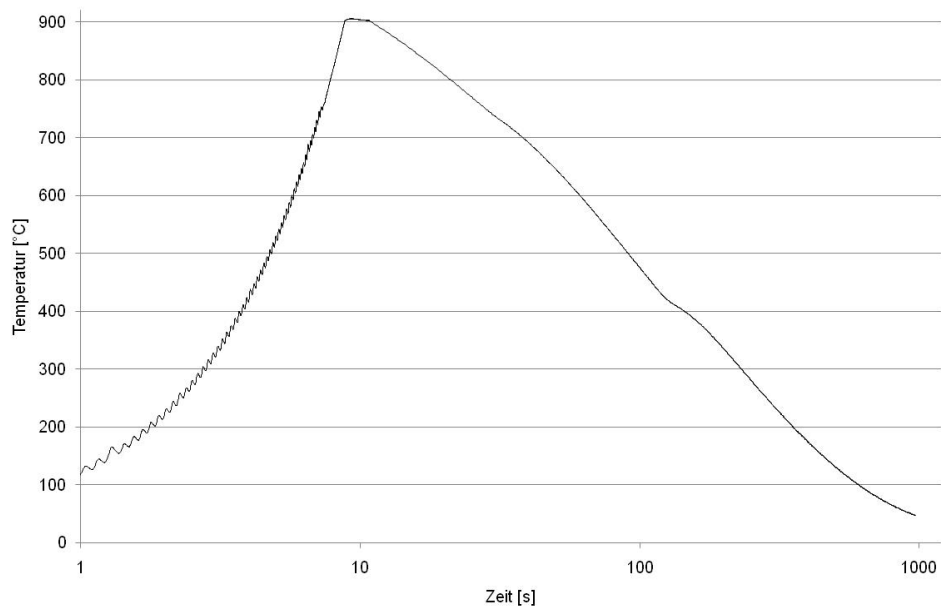


Fig. 100: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 900°C



Fig. 101: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 900°C

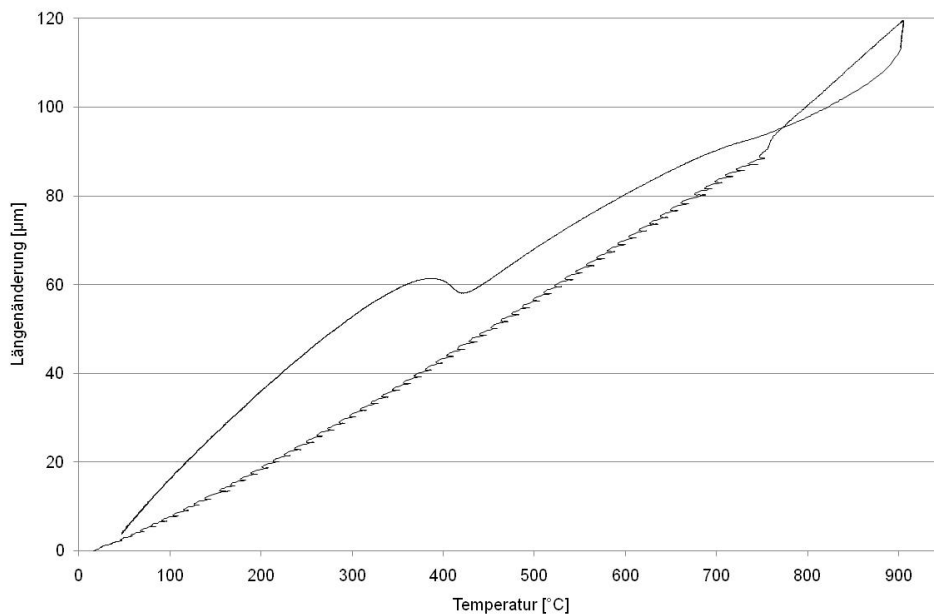


Fig. 102: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_P 900°C

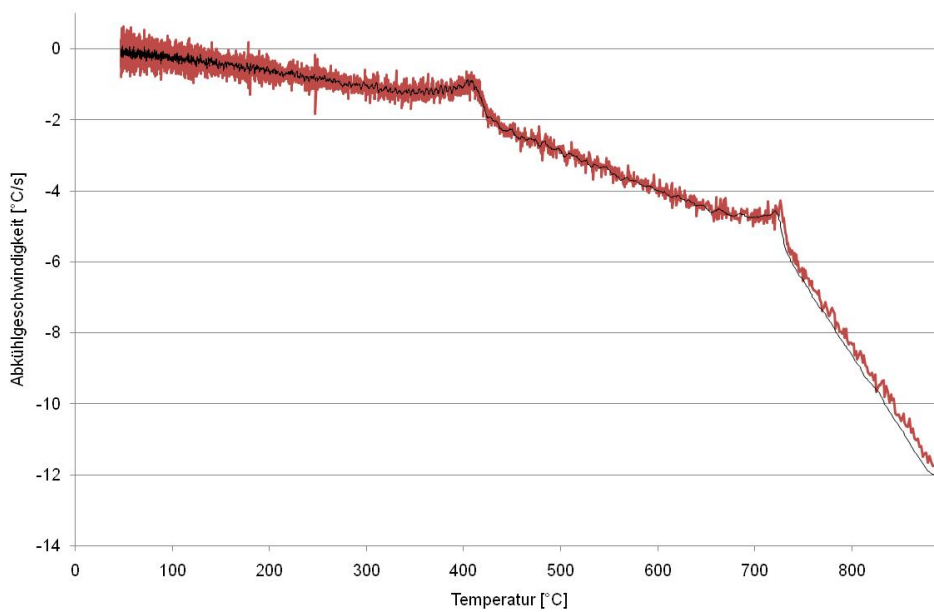


Fig. 103: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_P 900°C

9.3.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

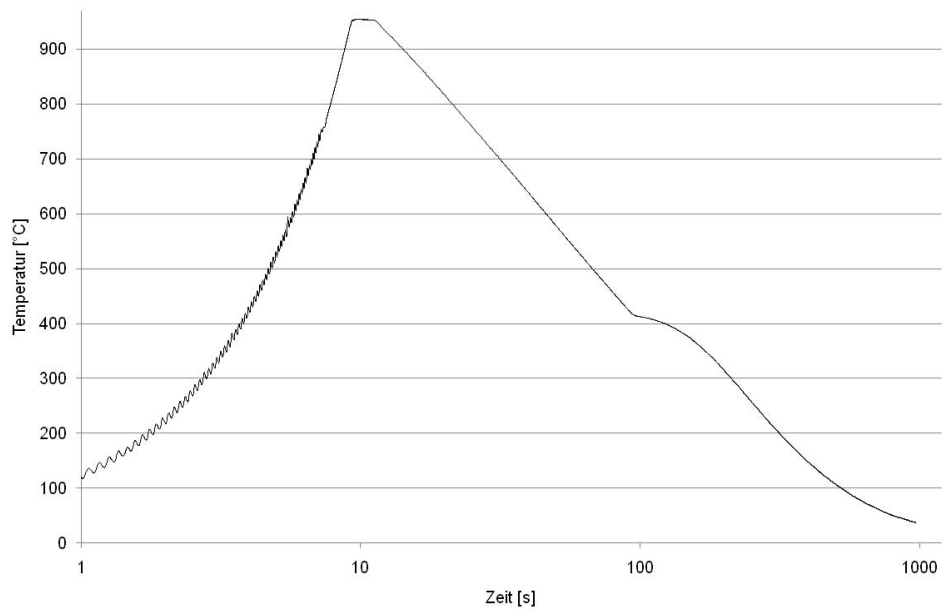


Fig. 104: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 950°C

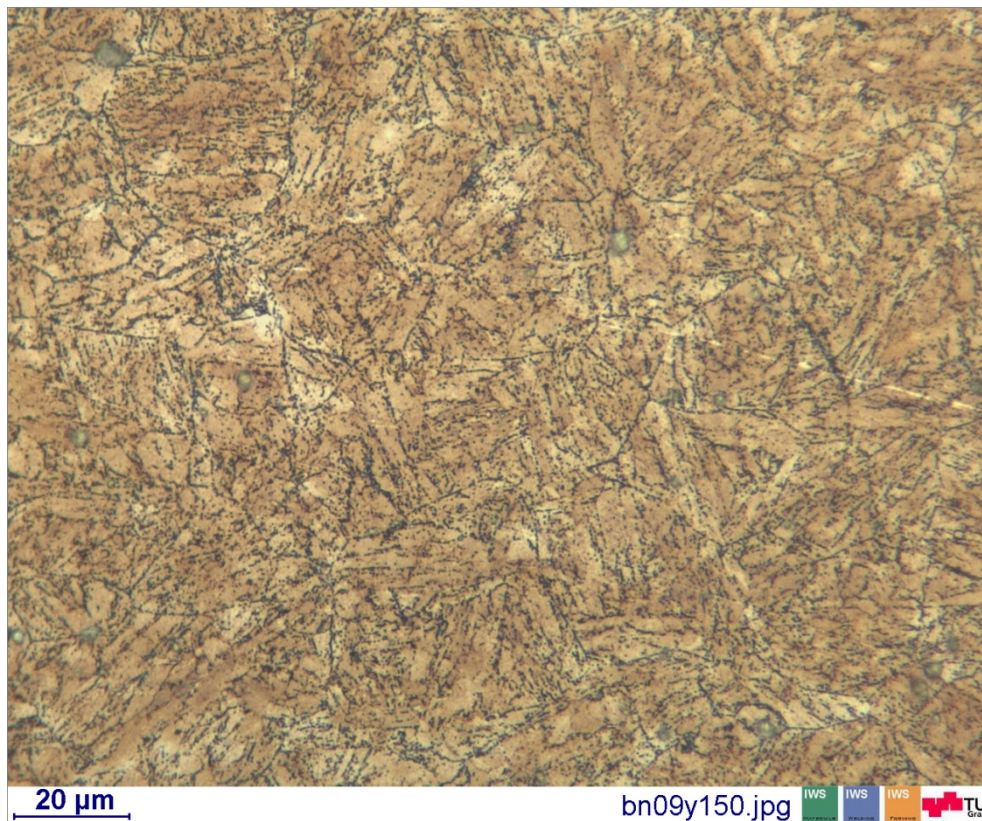


Fig. 105: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 950°C

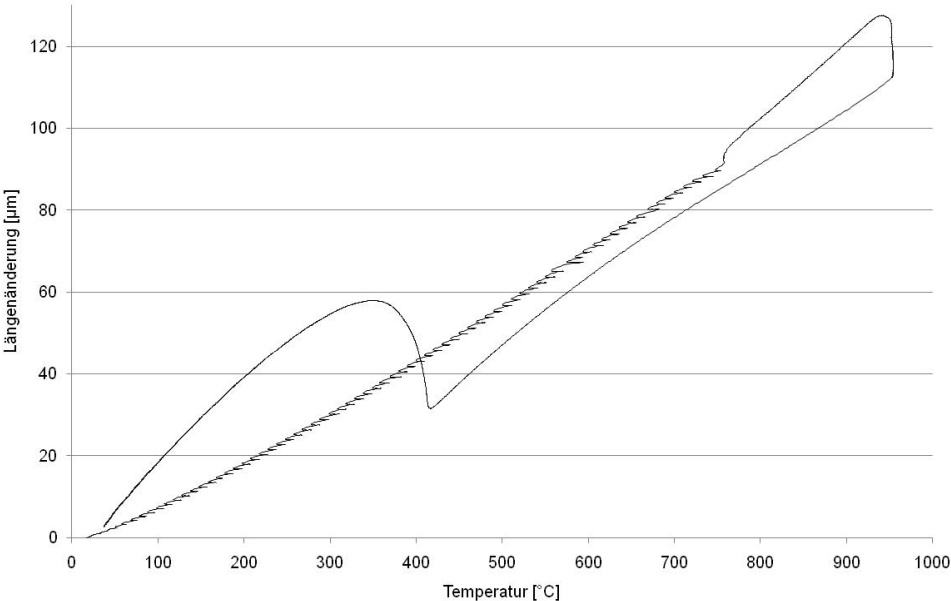


Fig. 106: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_P 950°C

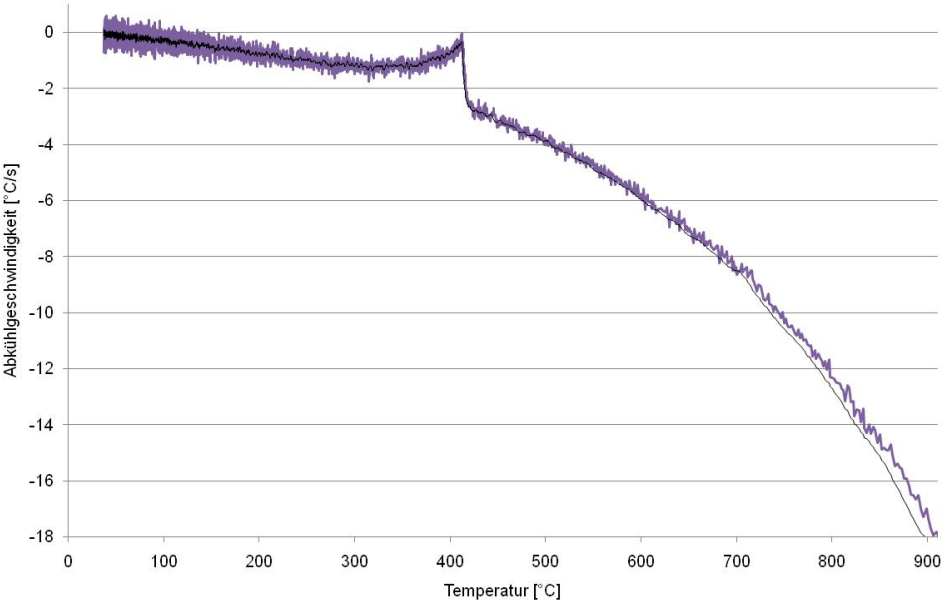


Fig. 107: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_P 950°C

9.3.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

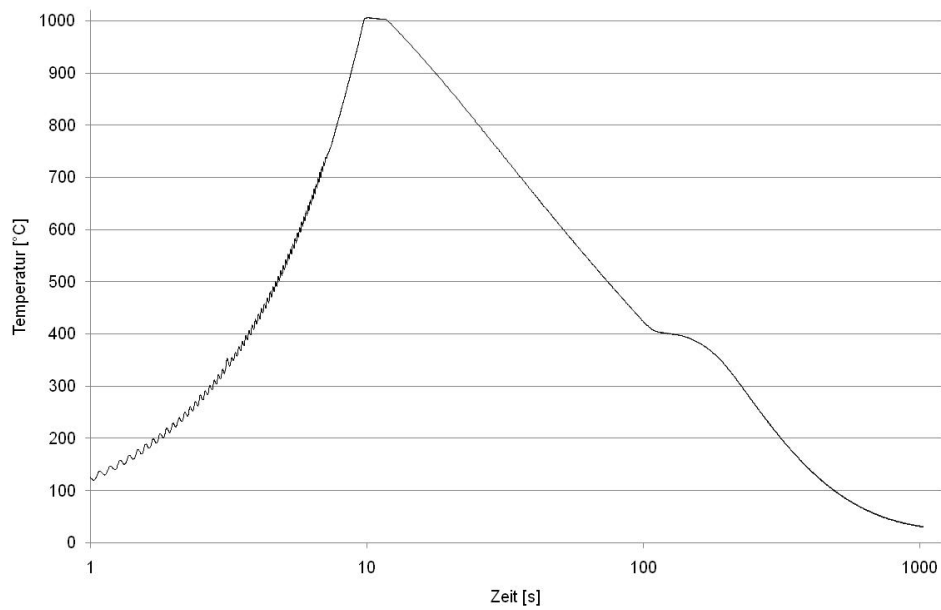


Fig. 108: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1000°C

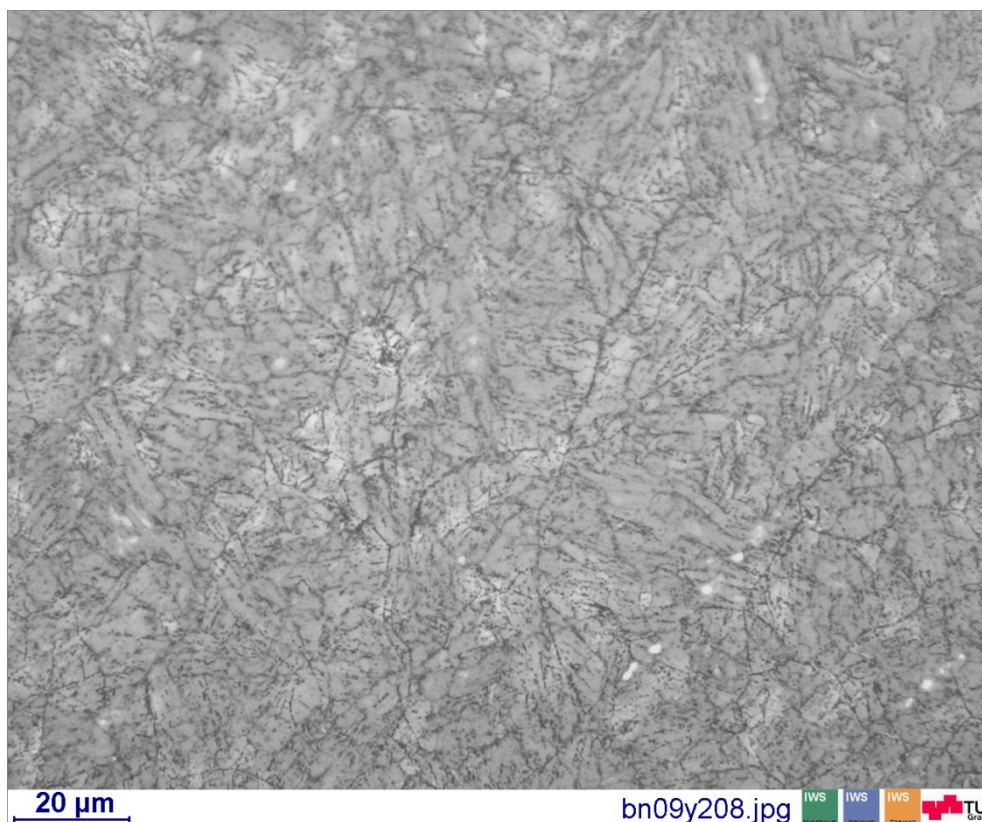


Fig. 109: Gefügeschraubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1000°C

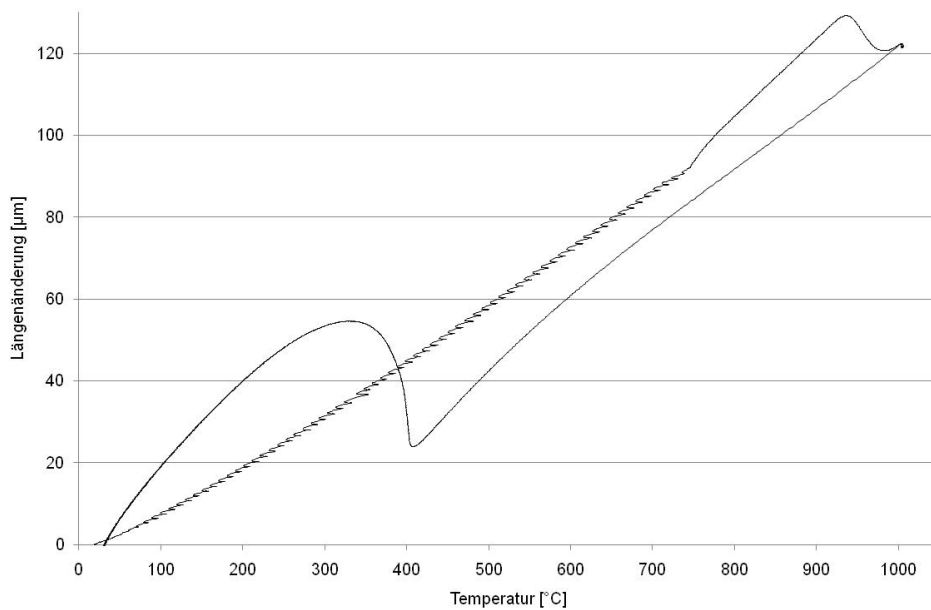


Fig. 110: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1000°C

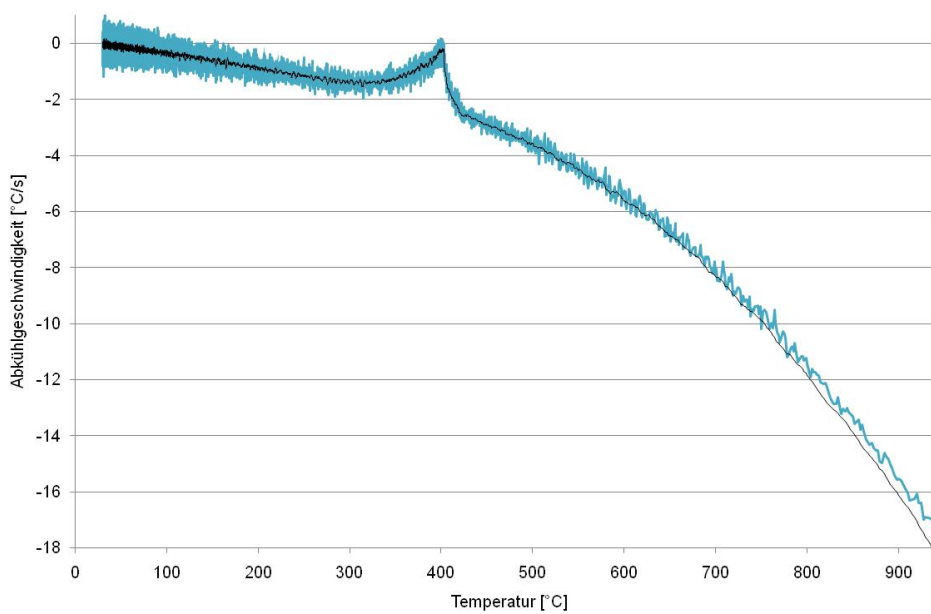


Fig. 111: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1000°C

9.3.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

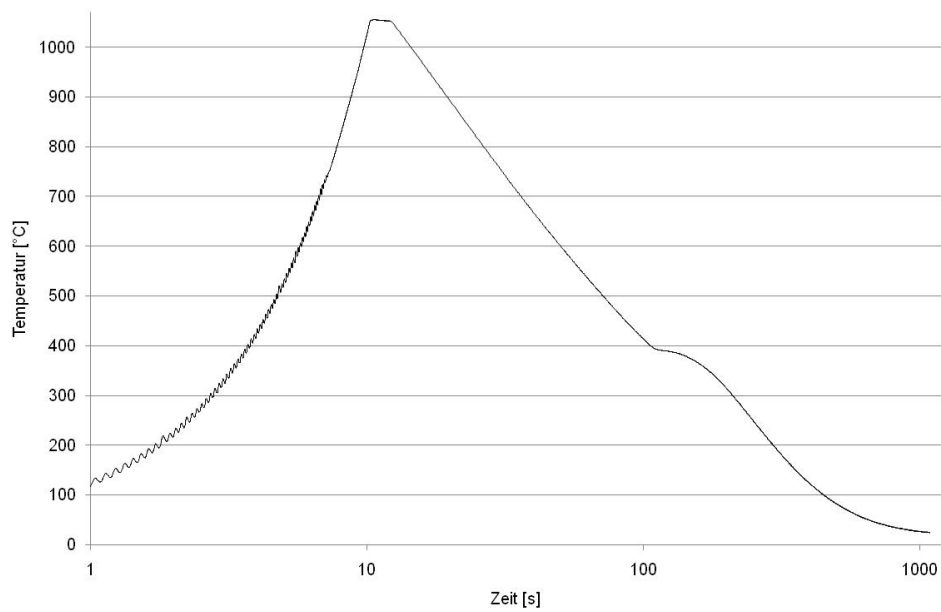


Fig. 112: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1050°C

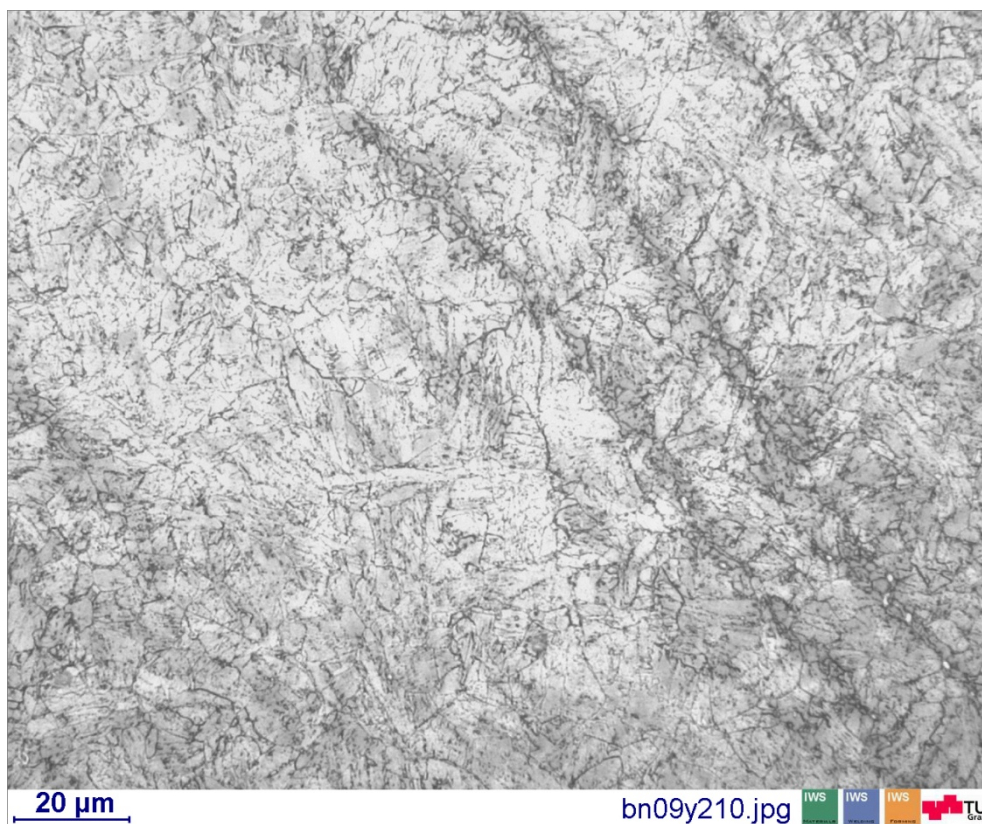


Fig. 113: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1050°C

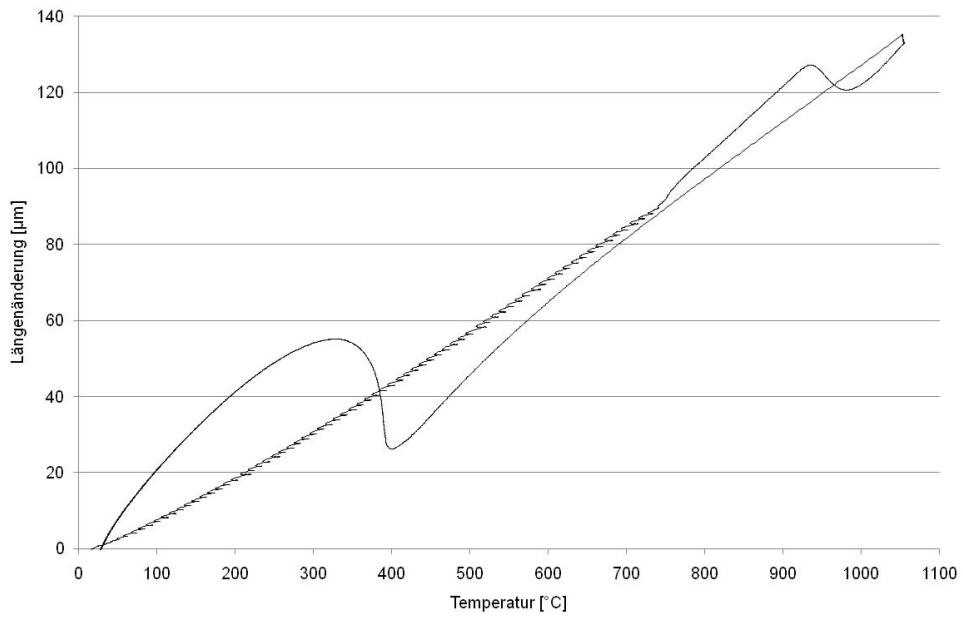


Fig. 114: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1050°C

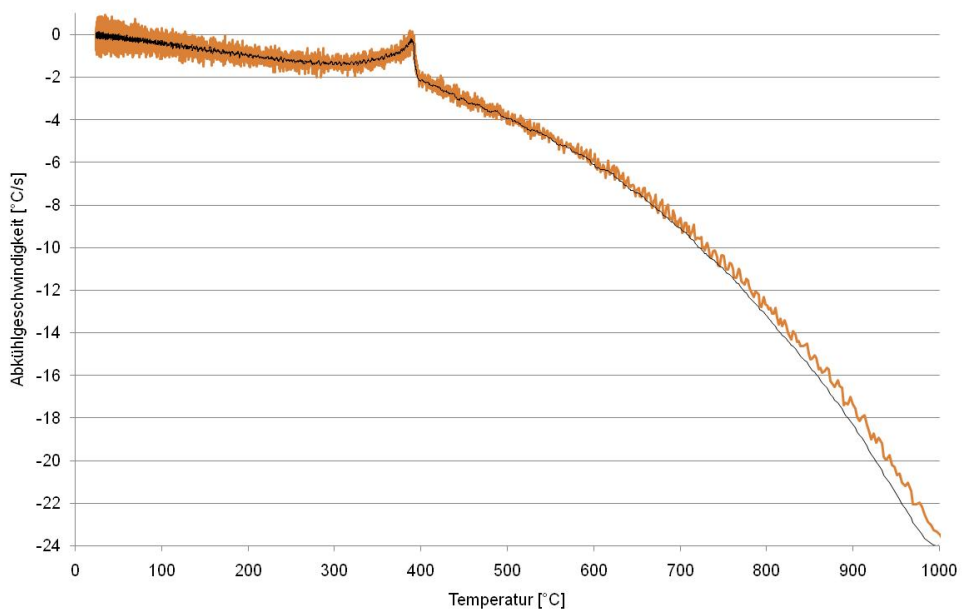


Fig. 115: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1050°C

9.3.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

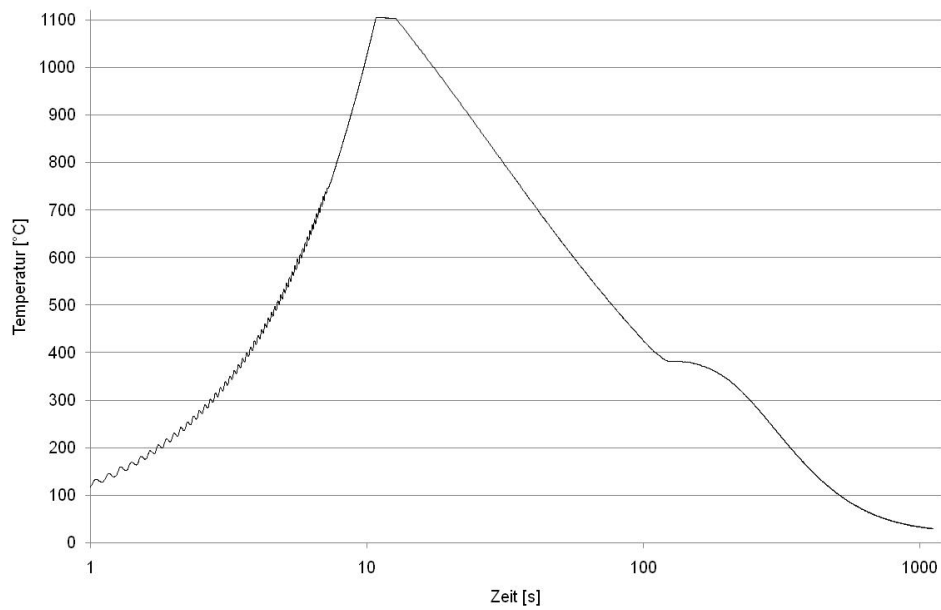


Fig. 116: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1100°C

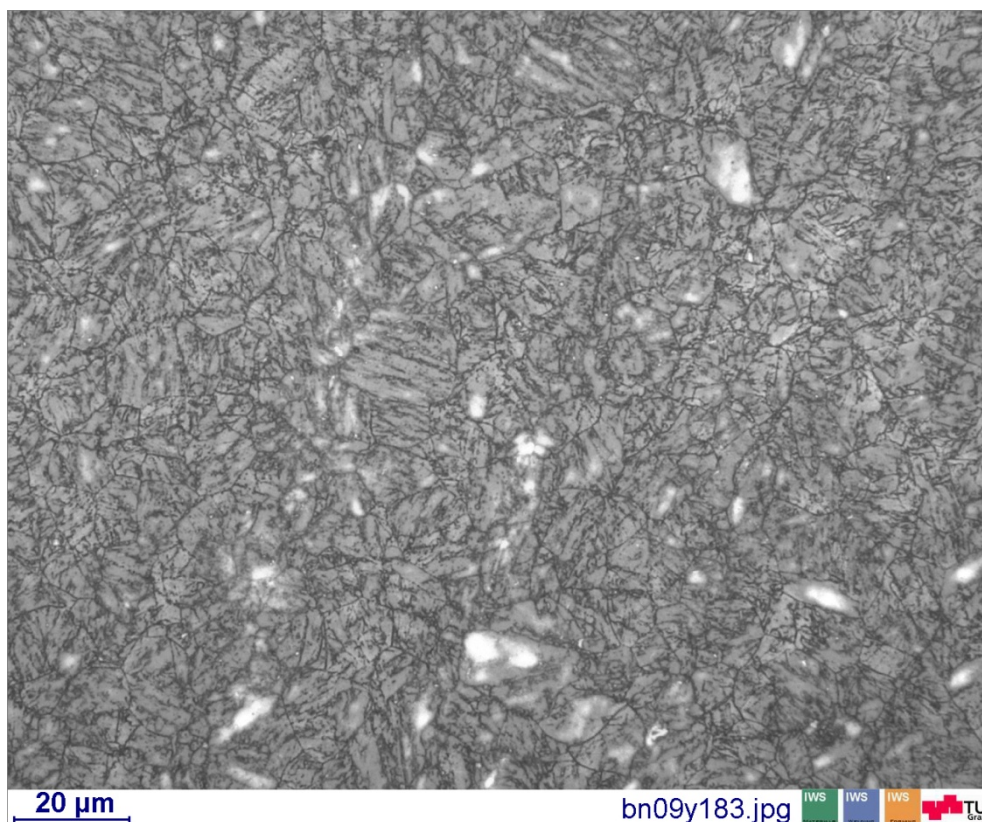


Fig. 117: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1100°C

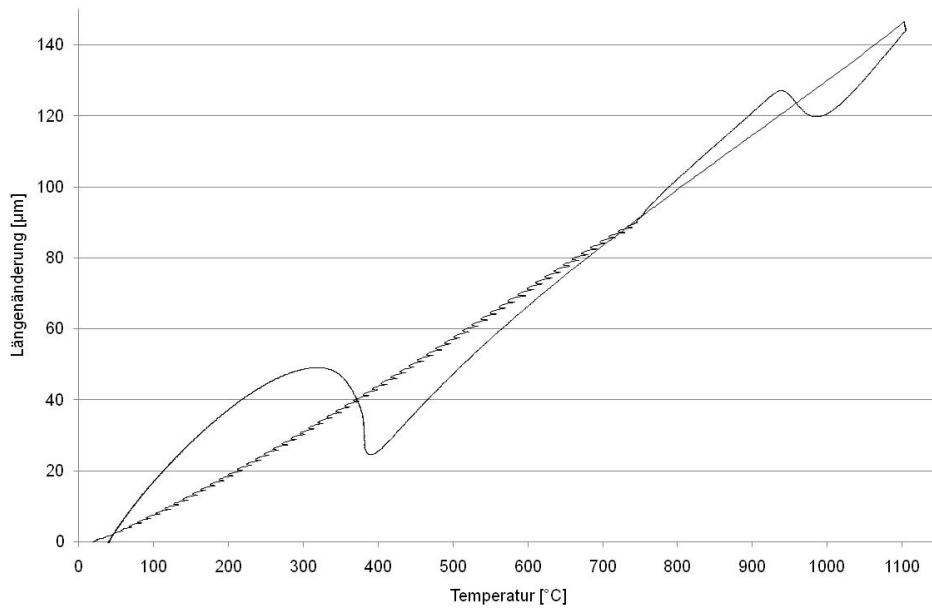


Fig. 118: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1100°C

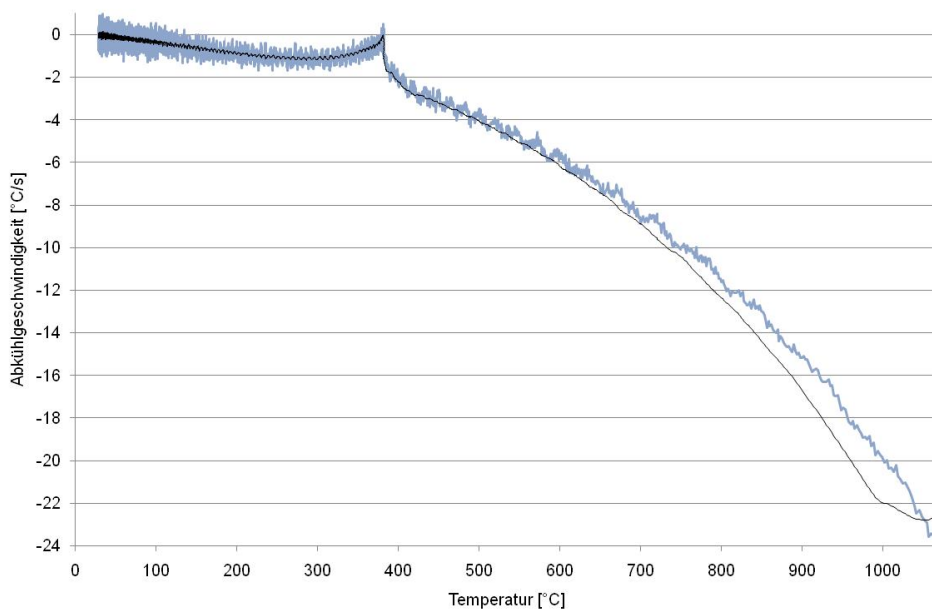


Fig. 119: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1100°C

9.3.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

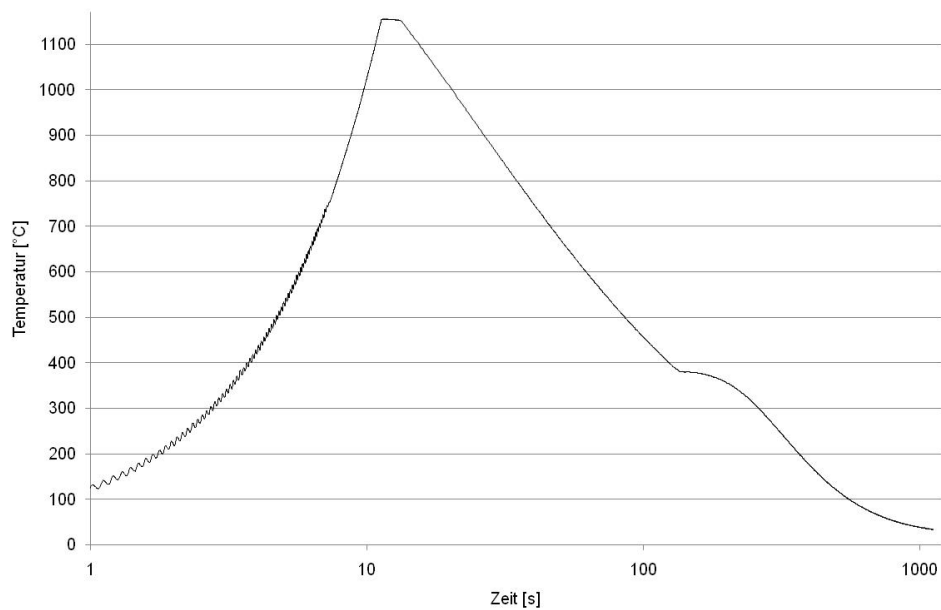


Fig. 120: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1150°C

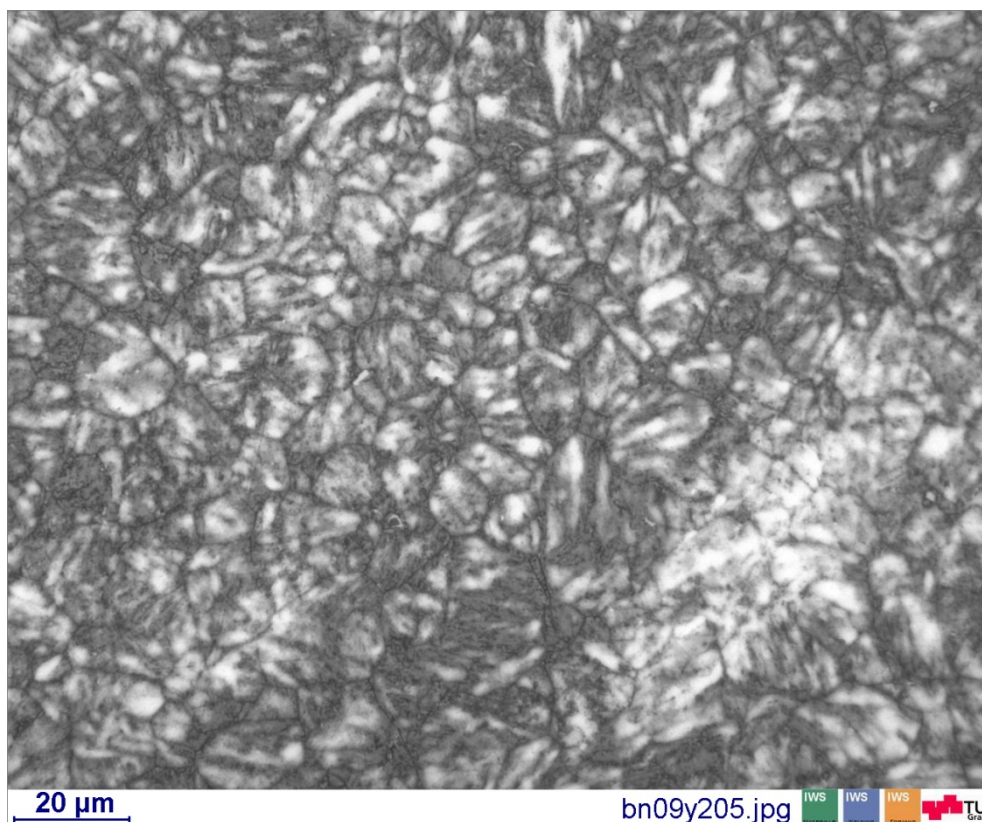


Fig. 121: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1150°C

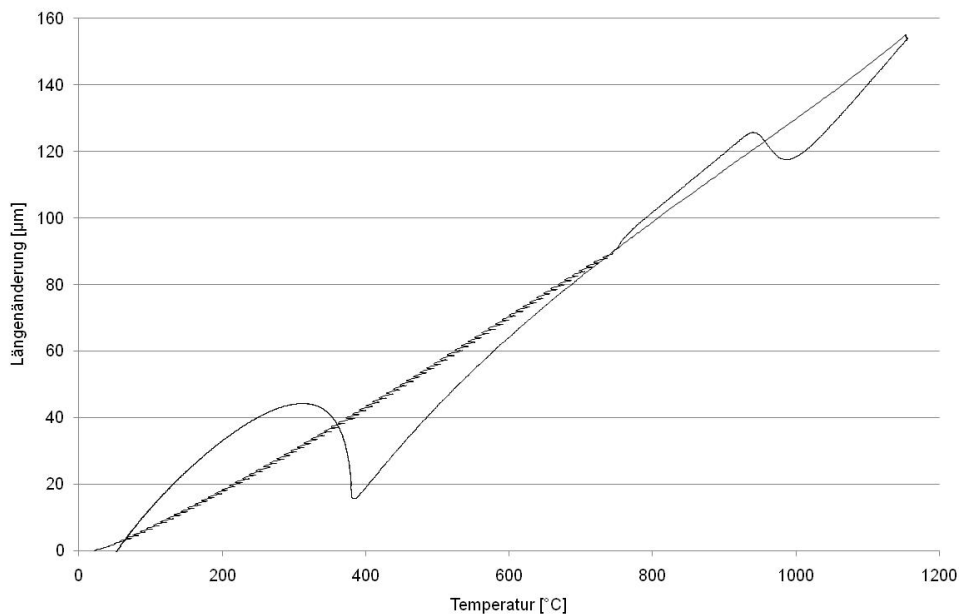


Fig. 122: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1150°C

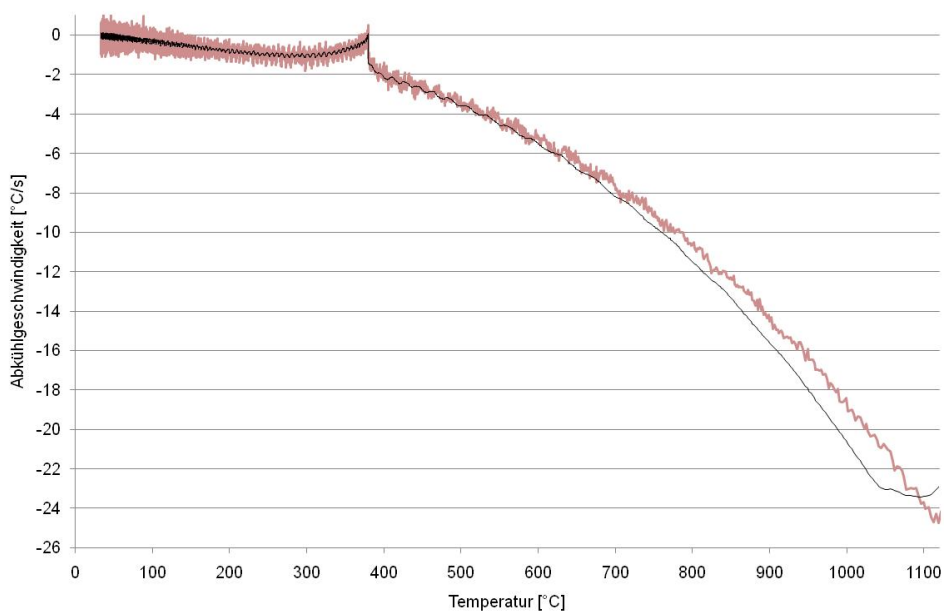


Fig. 123: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1150°C

9.3.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

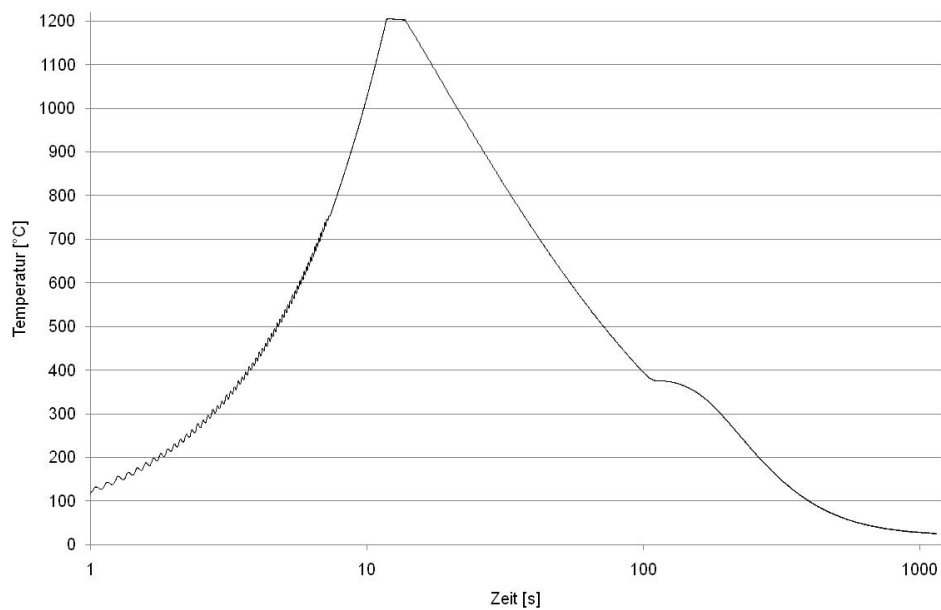


Fig. 124: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1200°C

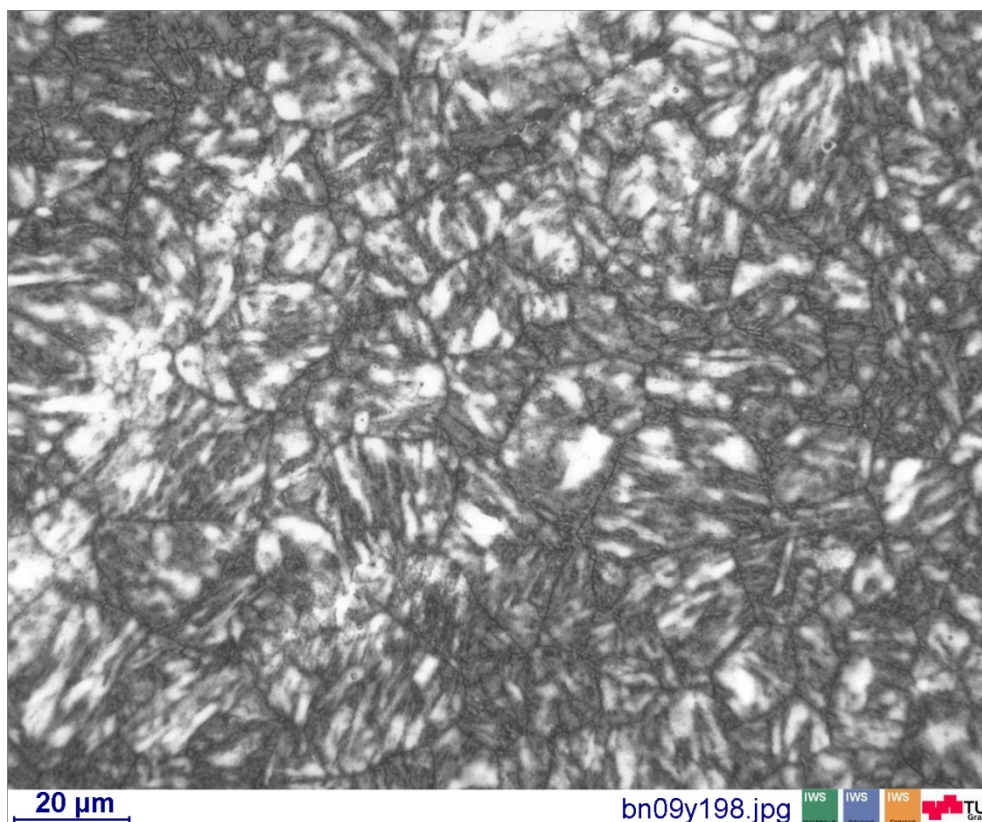


Fig. 125: Gefügeschraubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1200°C

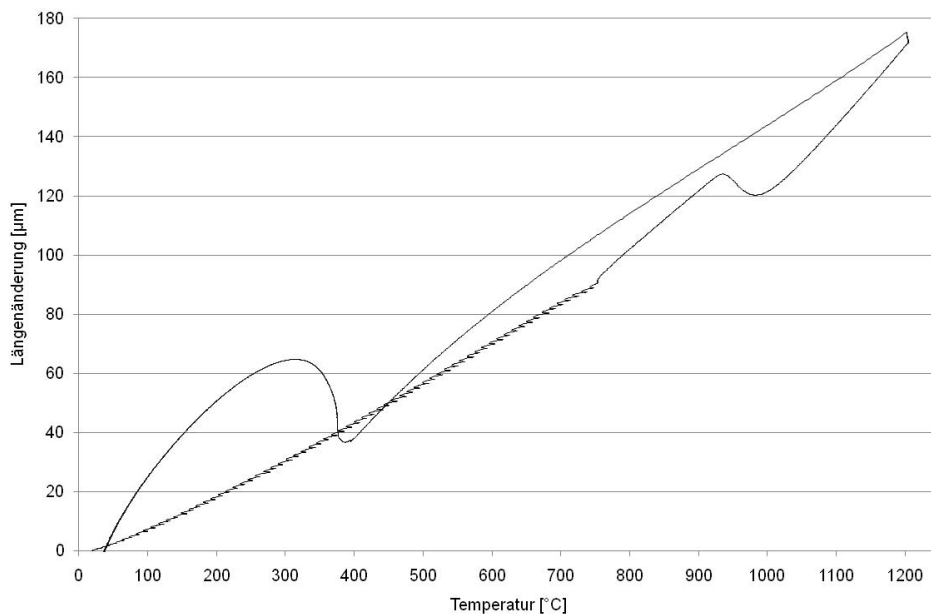


Fig. 126: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1200°C

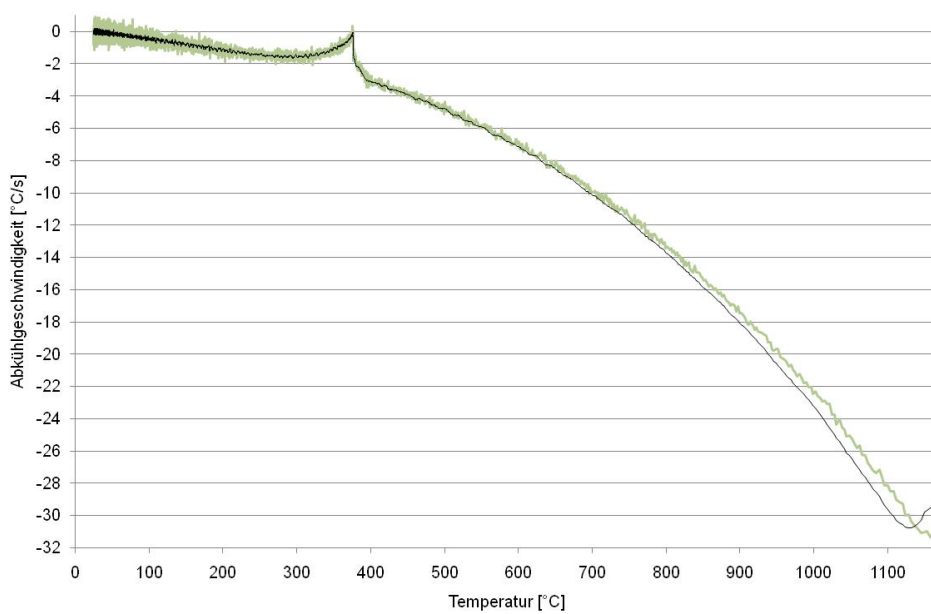


Fig. 127: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1200°C

9.3.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

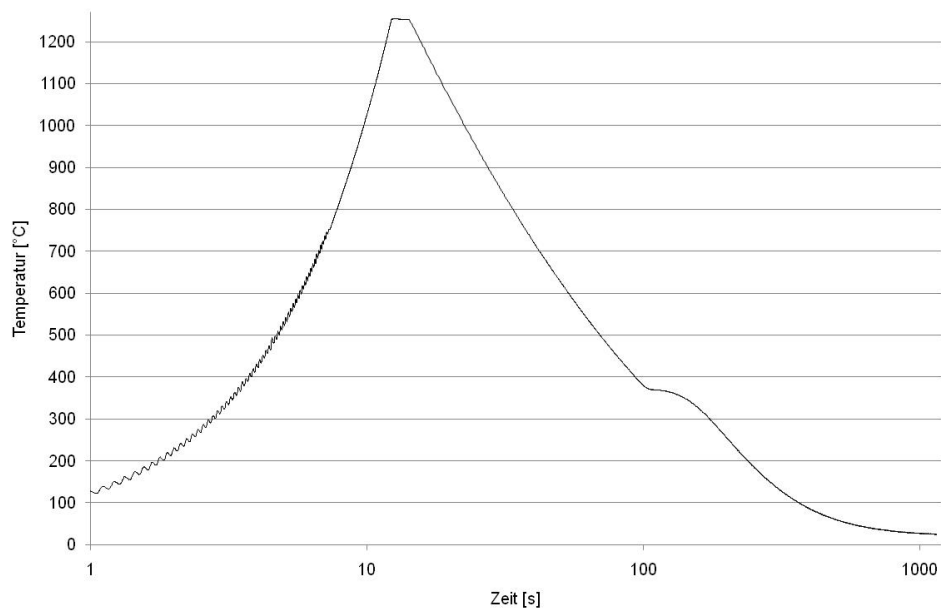


Fig. 128: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1250°C

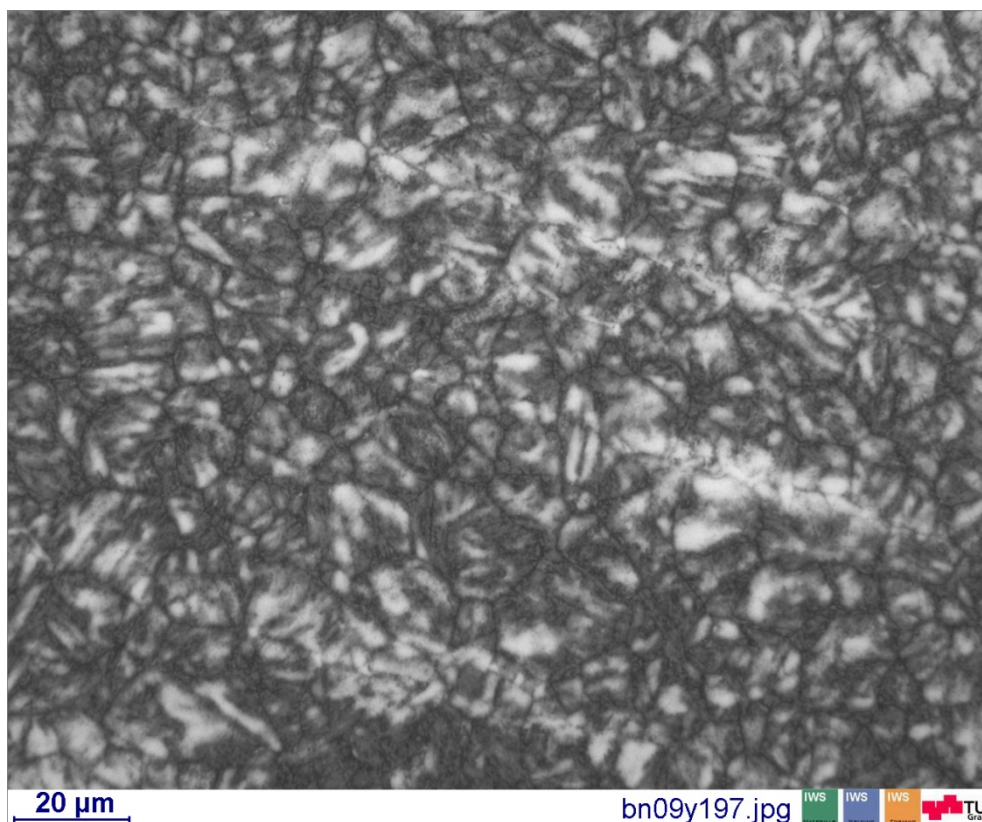


Fig. 129: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1250°C

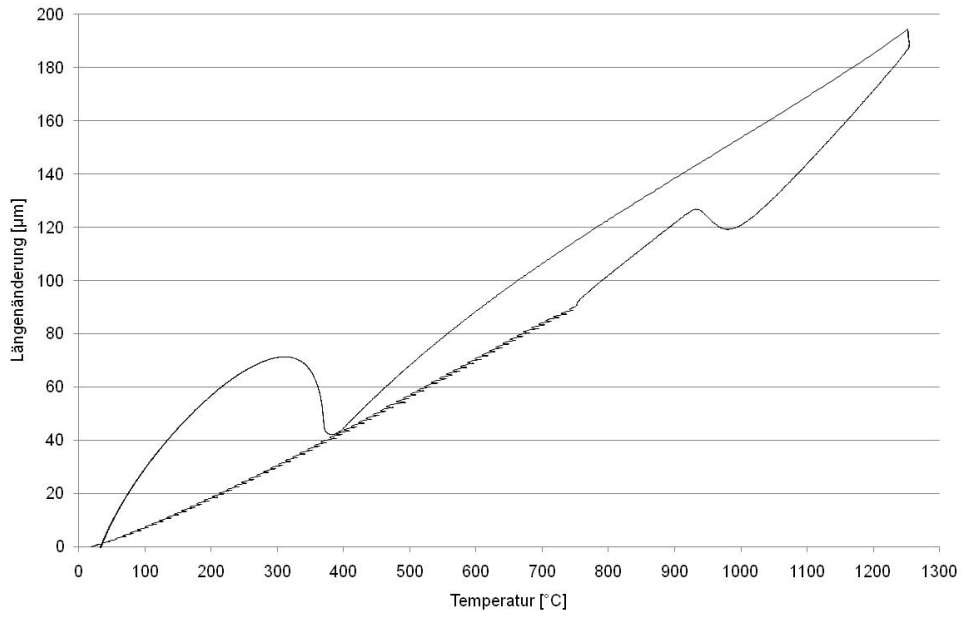


Fig. 130: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1250°C

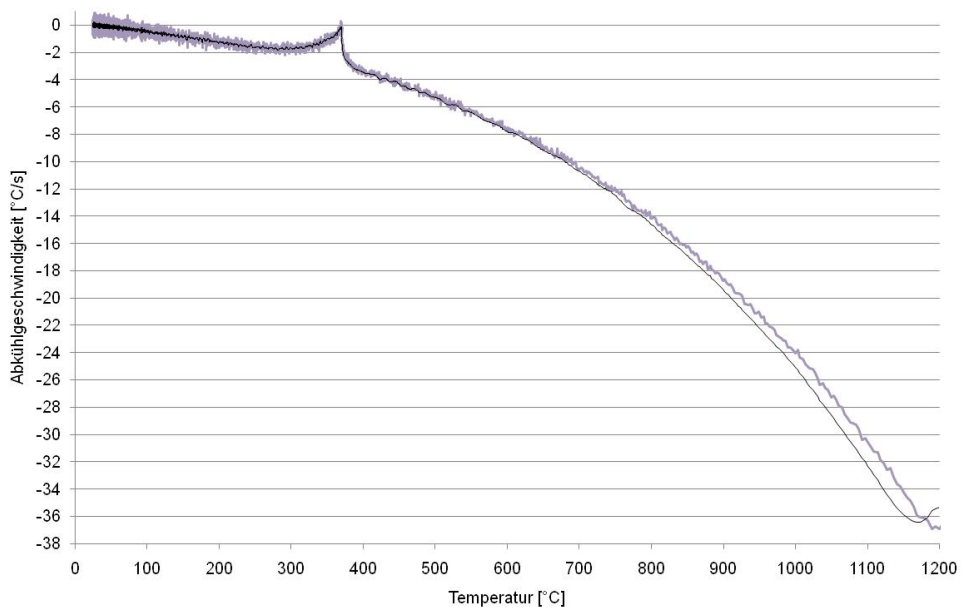


Fig. 131: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1250°C

9.3.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

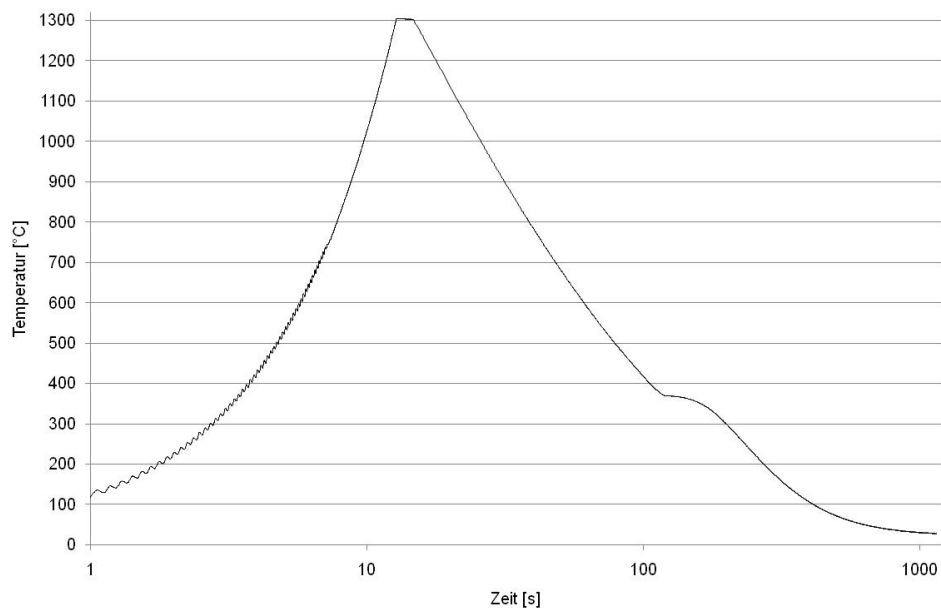


Fig. 132: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1300°C

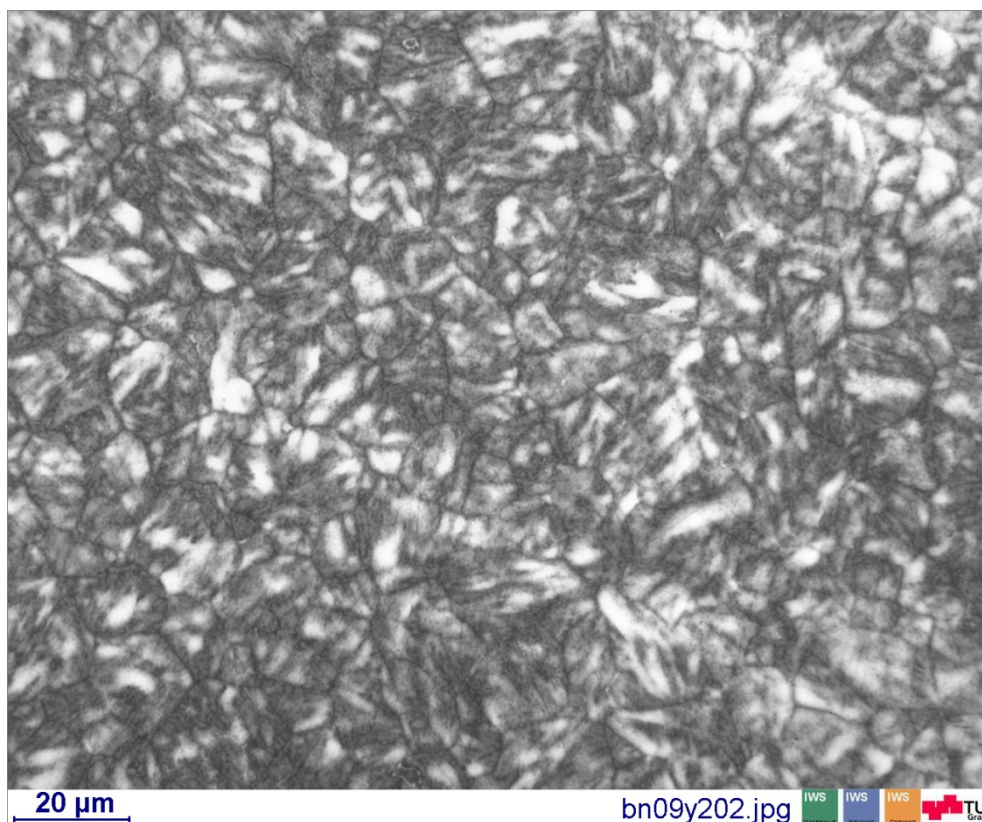


Fig. 133: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1300°C

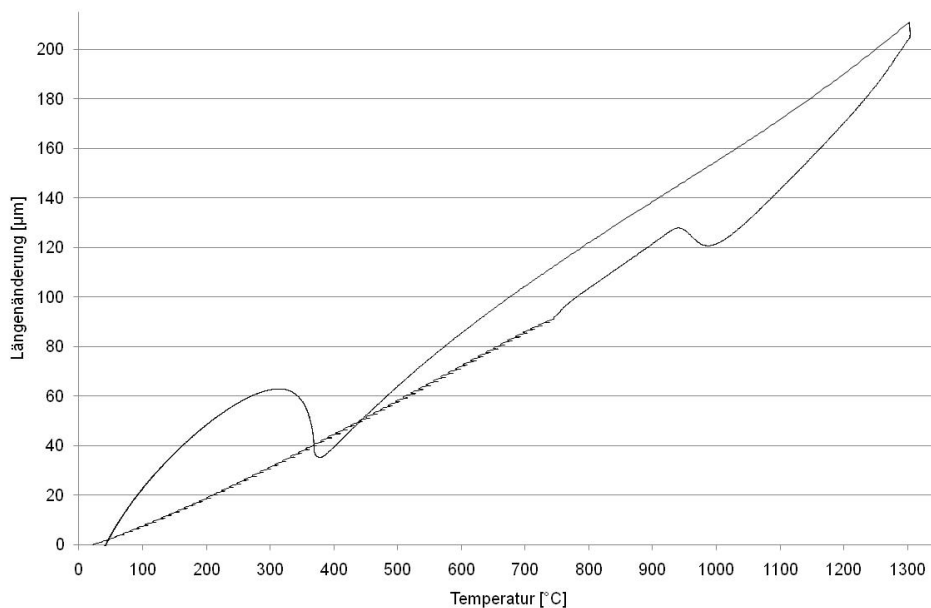


Fig. 134: Längenänderung der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1300°C

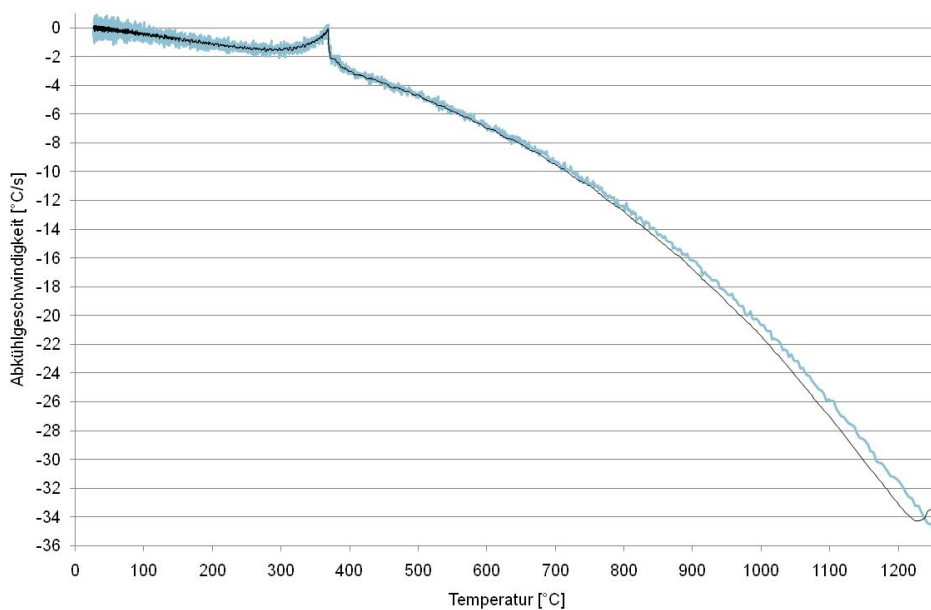


Fig. 135: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2555 - T_p 1300°C

9.4 Material 2556

9.4.1 Grundwerkstoff

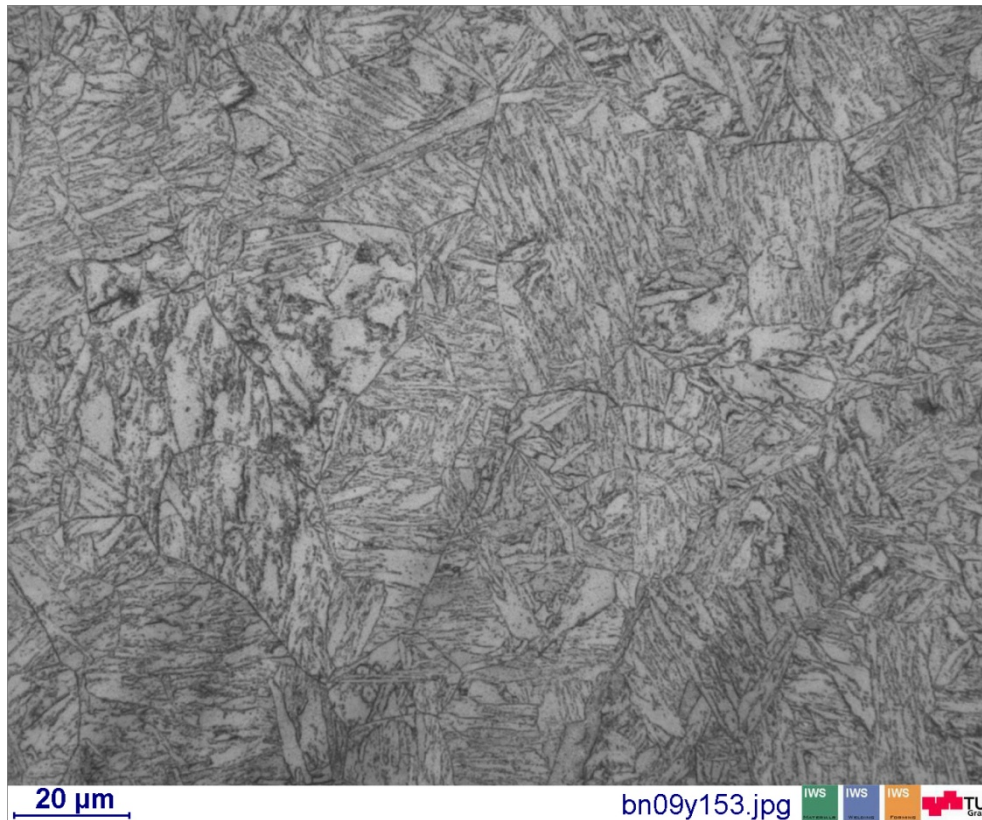


Fig. 136: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - Grundwerkstoff

9.4.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

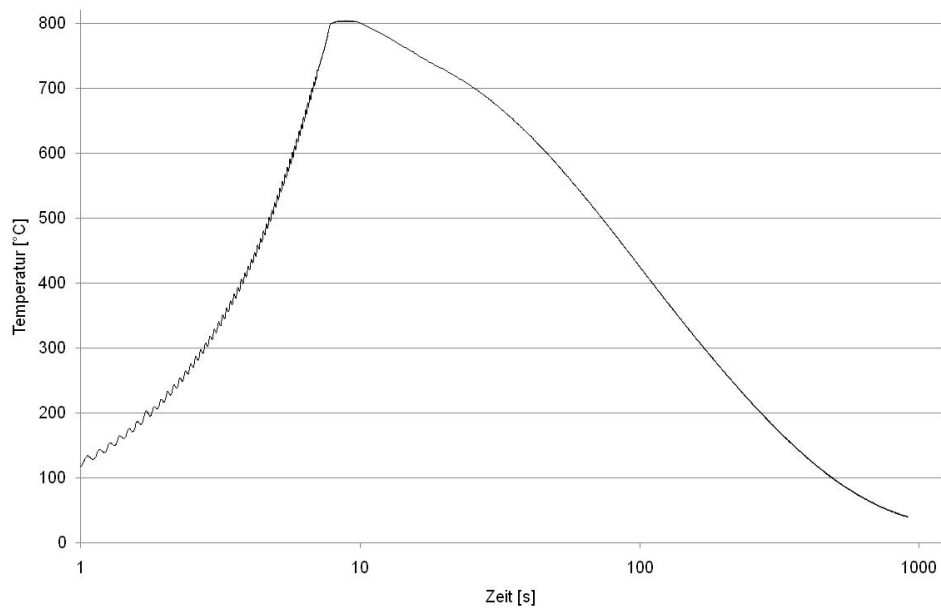


Fig. 137: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 800°C

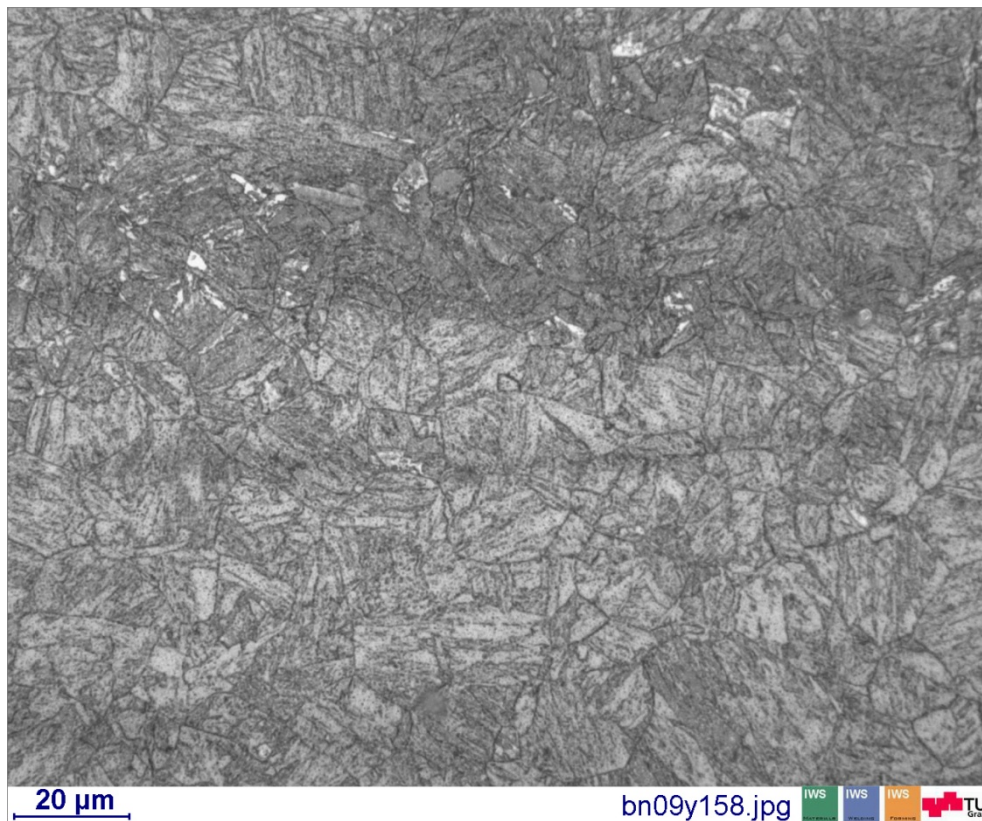


Fig. 138: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 800°C

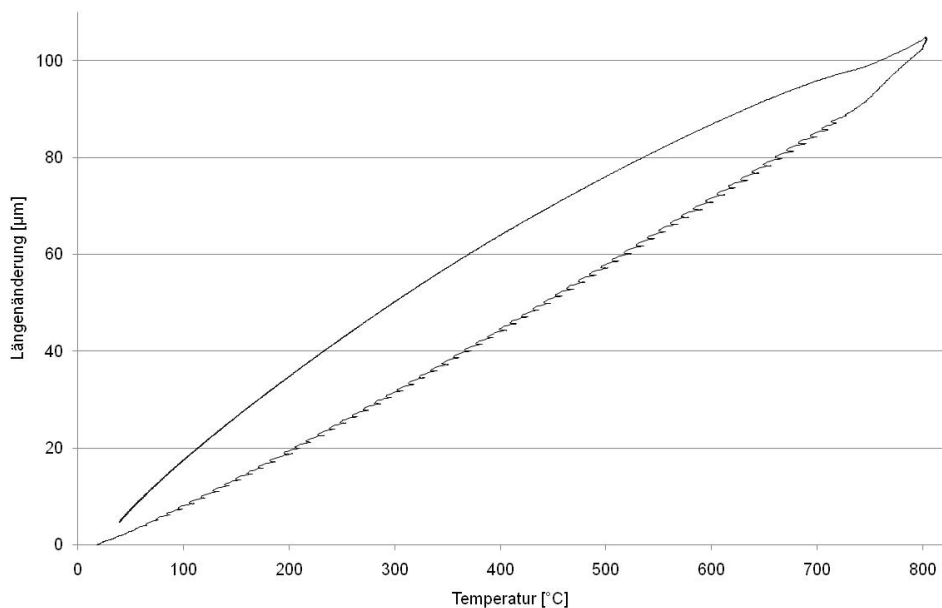


Fig. 139: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_P 800°C

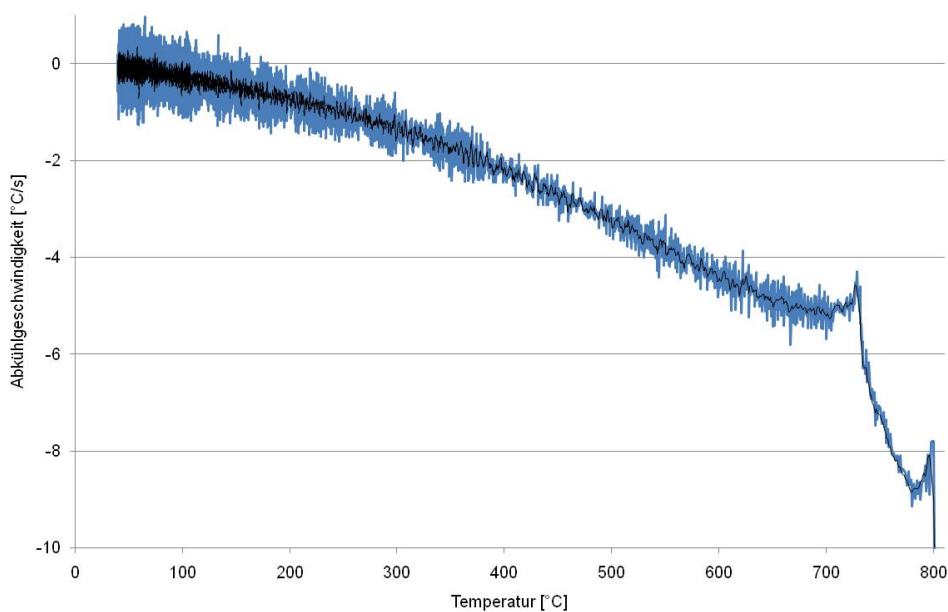


Fig. 140: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_P 800°C

9.4.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

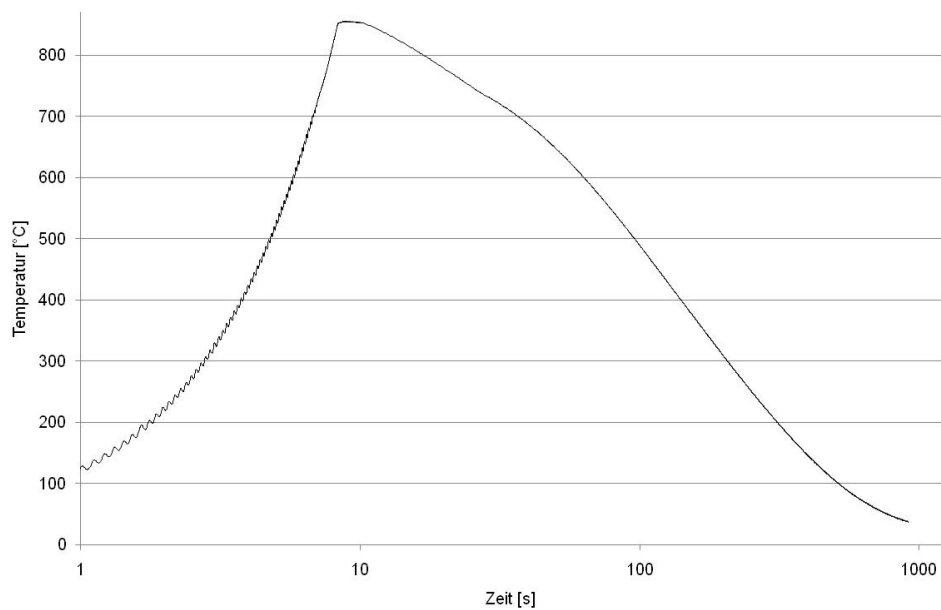


Fig. 141: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 850°C

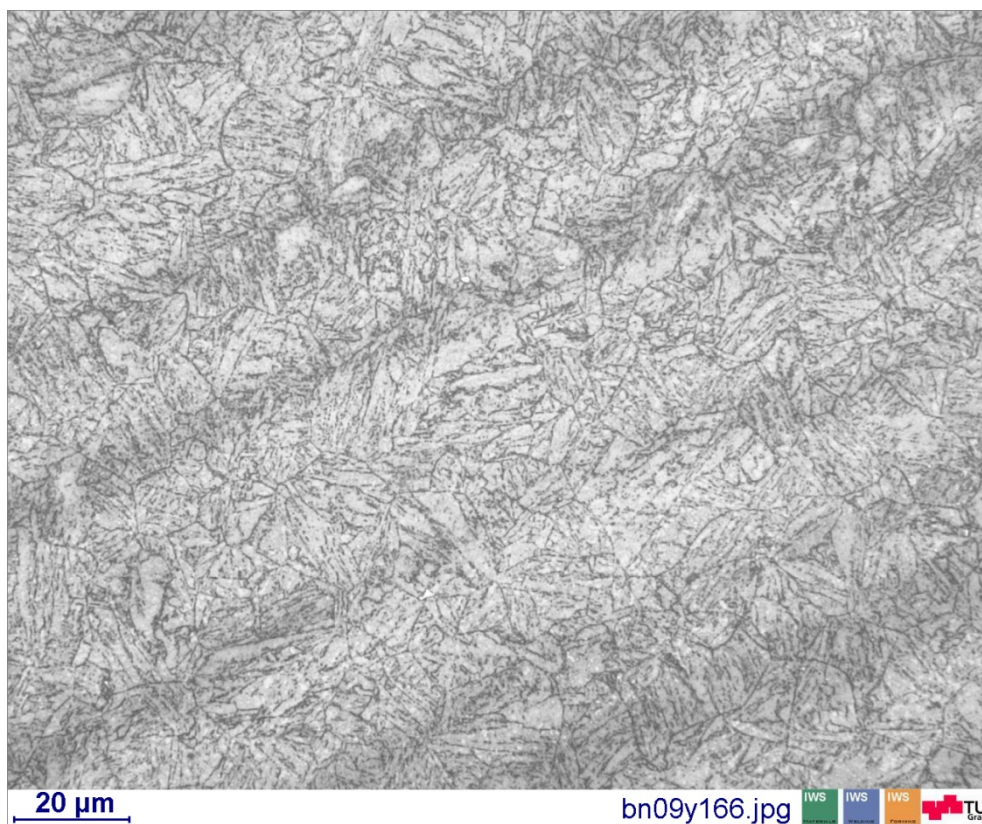


Fig. 142: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 850°C

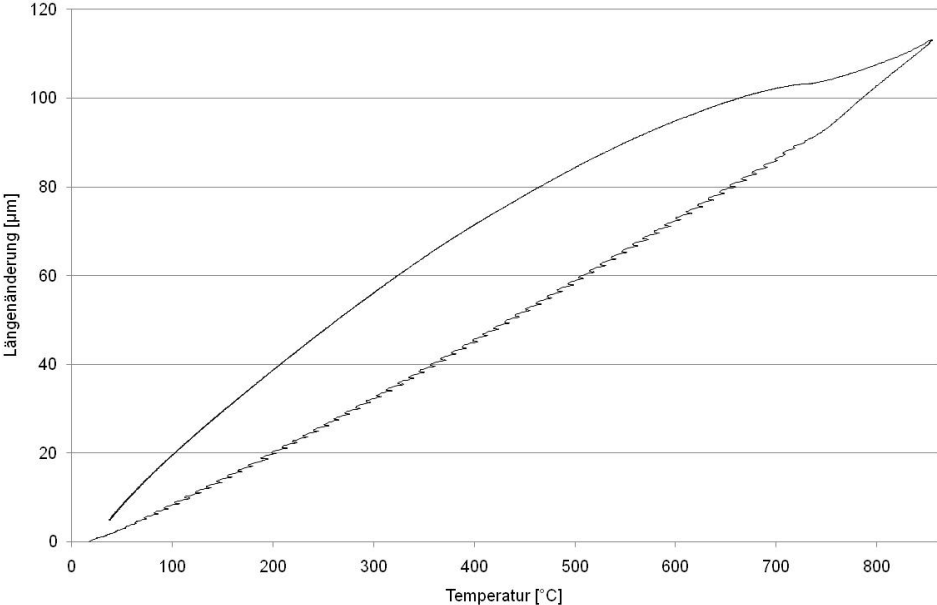


Fig. 143: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_P 850°C

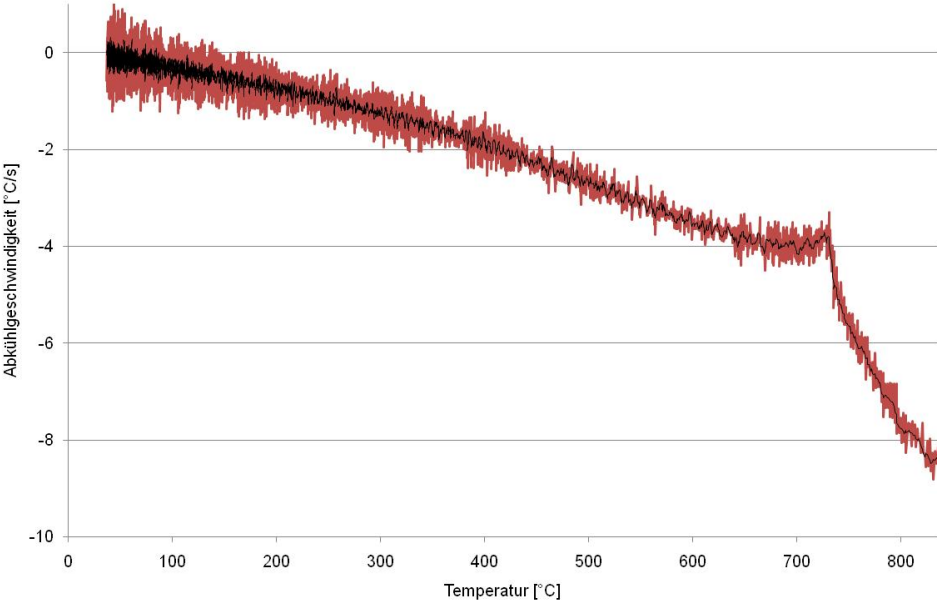


Fig. 144: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_P 850°C

9.4.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

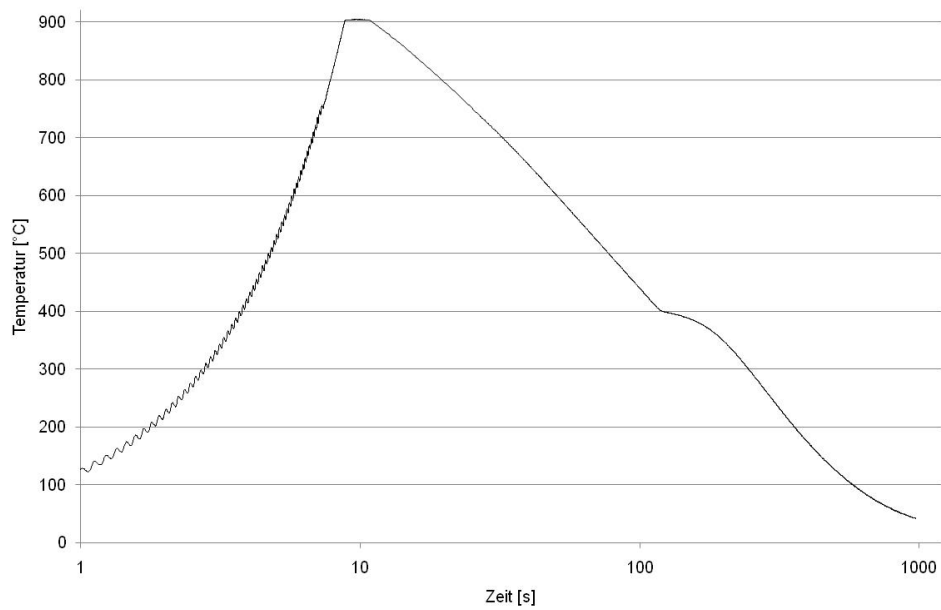


Fig. 145: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 900°C

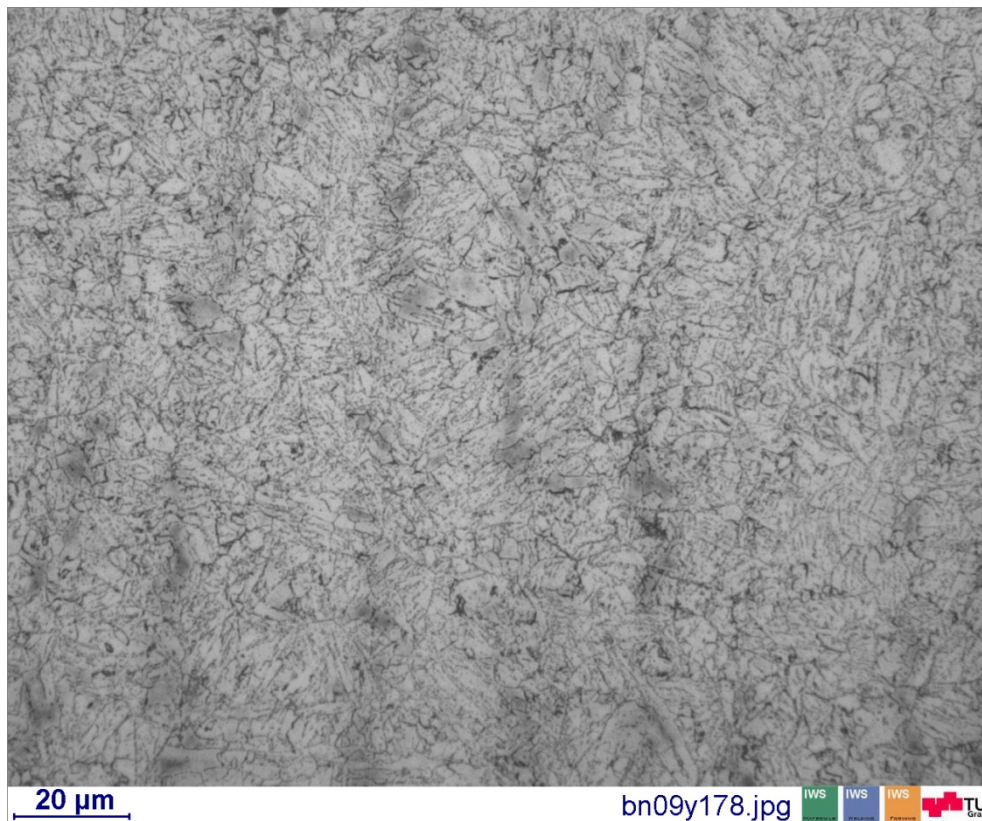


Fig. 146: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 900°C

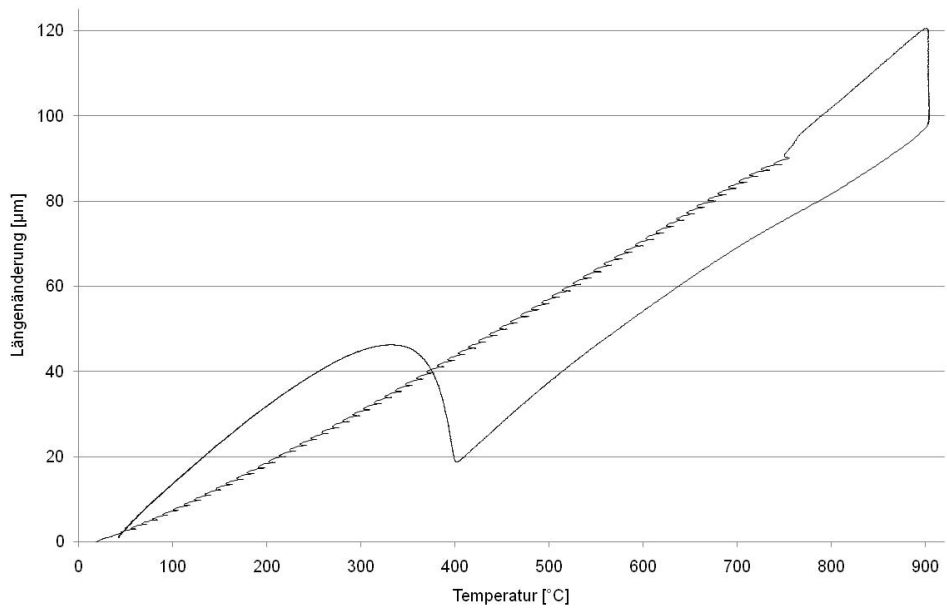


Fig. 147: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_P 900°C

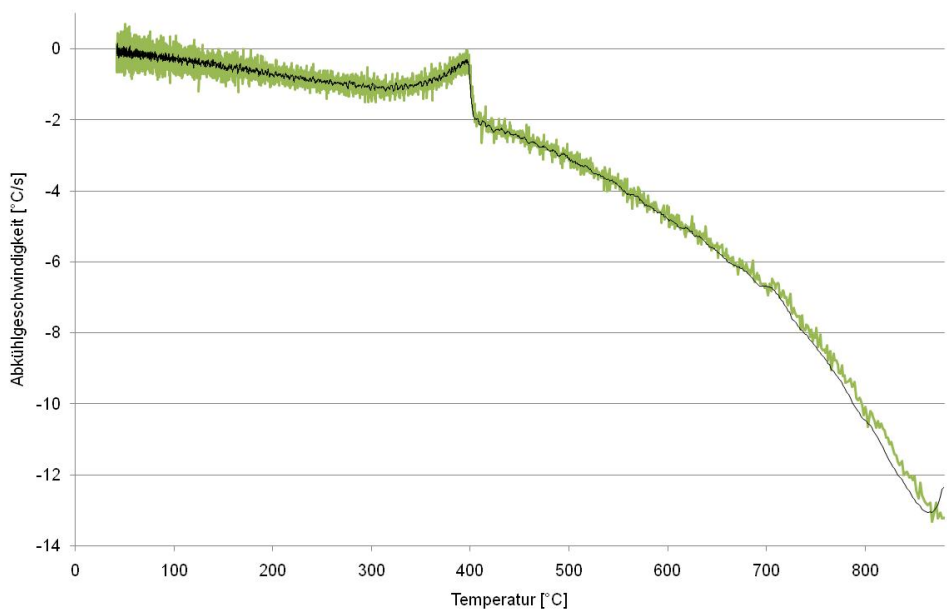


Fig. 148: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_P 900°C

9.4.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

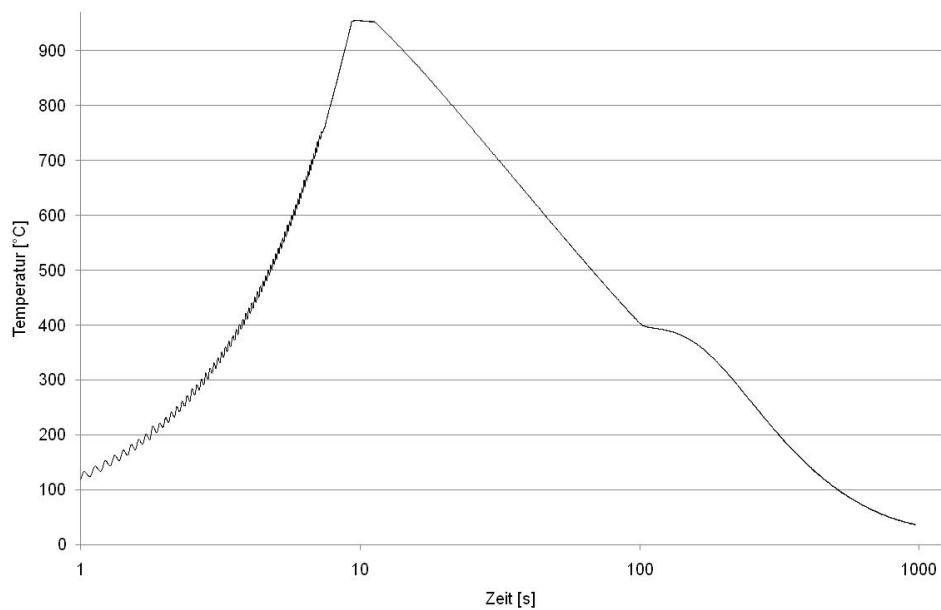


Fig. 149: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 950°C

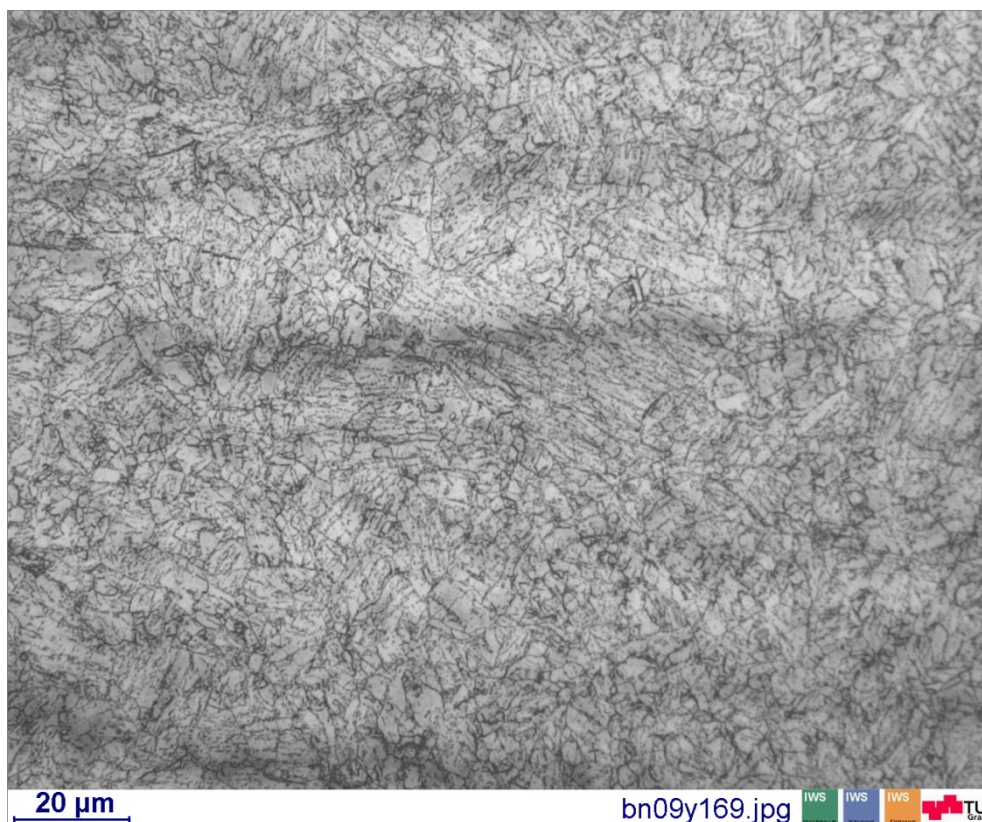


Fig. 150: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 950°C

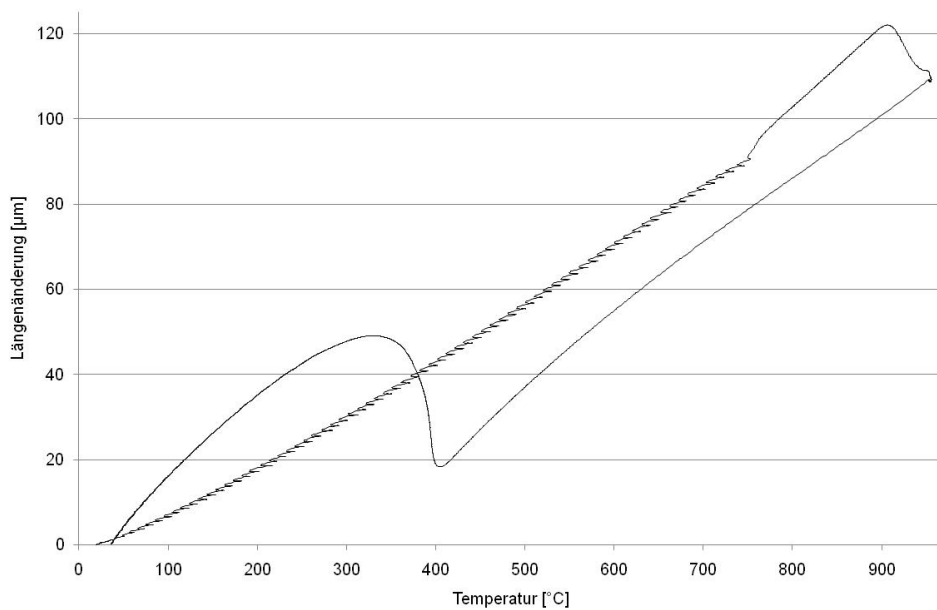


Fig. 151: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_P 950°C

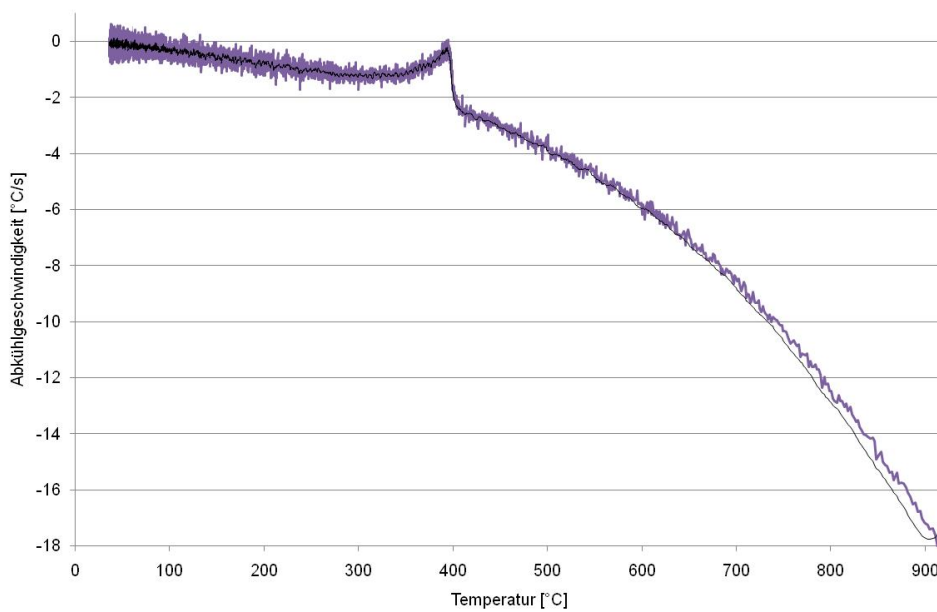


Fig. 152: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_P 950°C

9.4.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

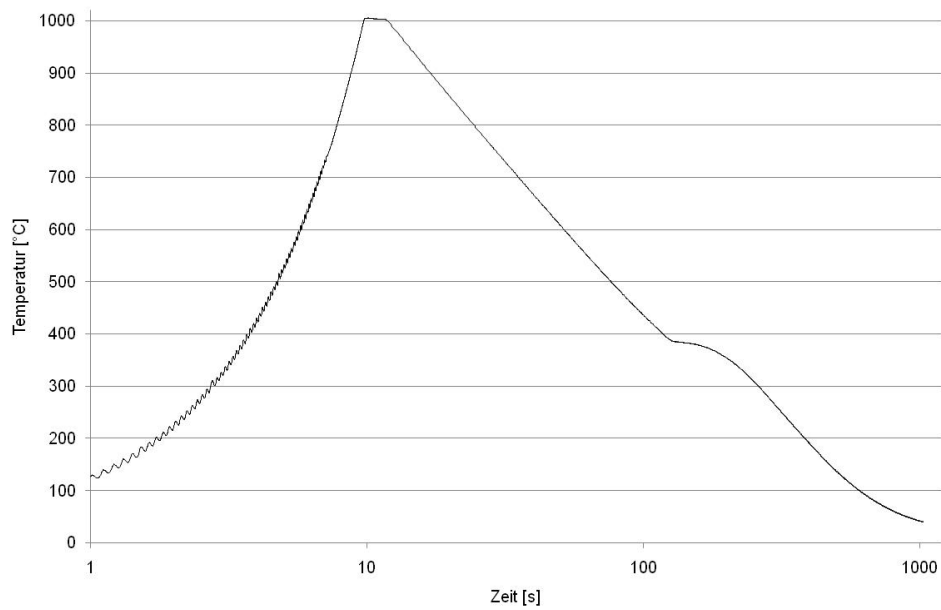


Fig. 153: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1000°C

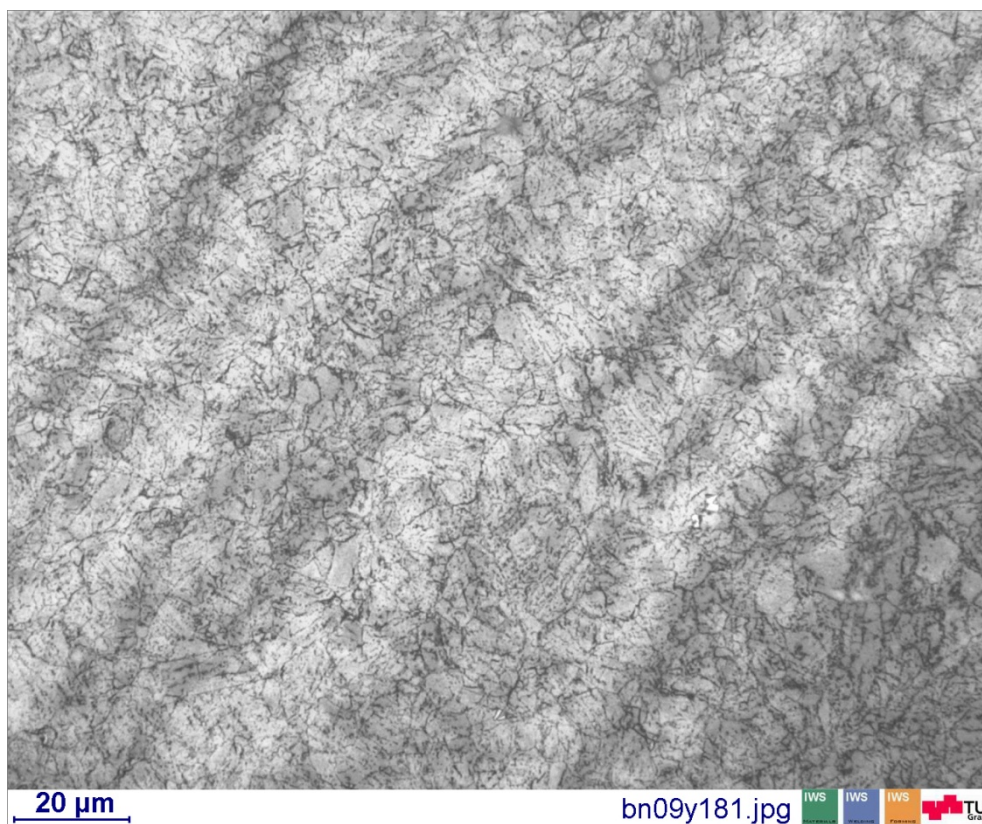


Fig. 154: Gefügeschraubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1000°C

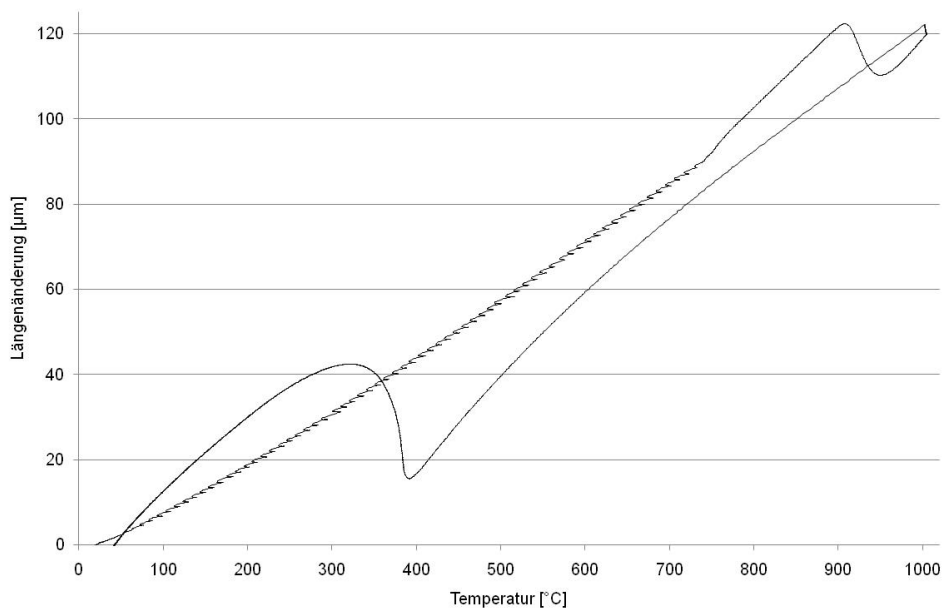


Fig. 155: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1000°C

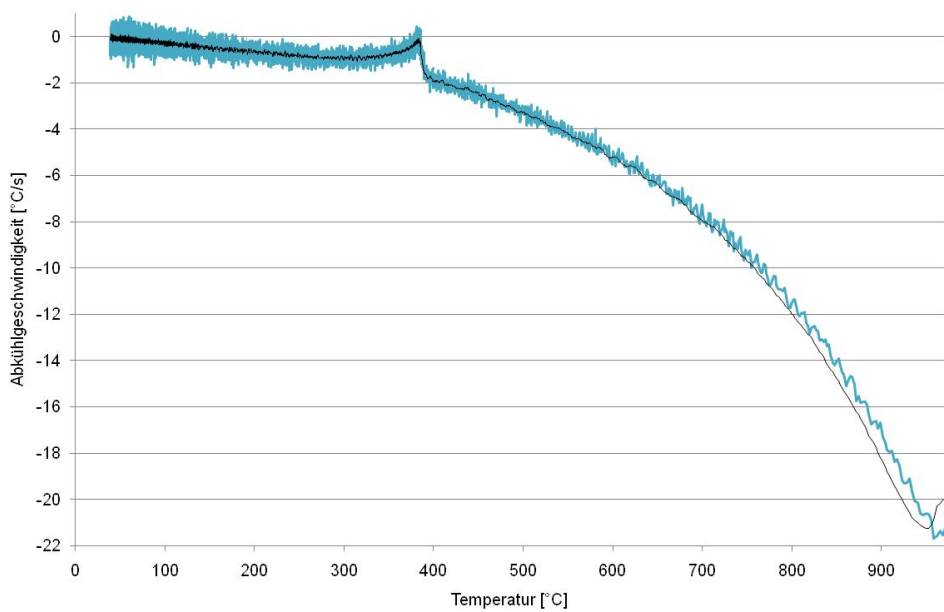


Fig. 156: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1000°C

9.4.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

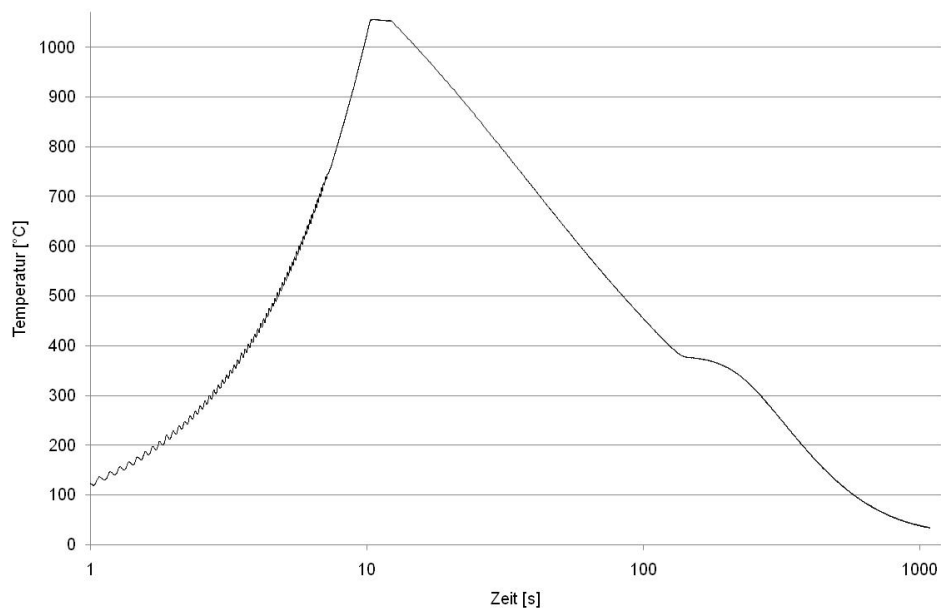


Fig. 157: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1050°C

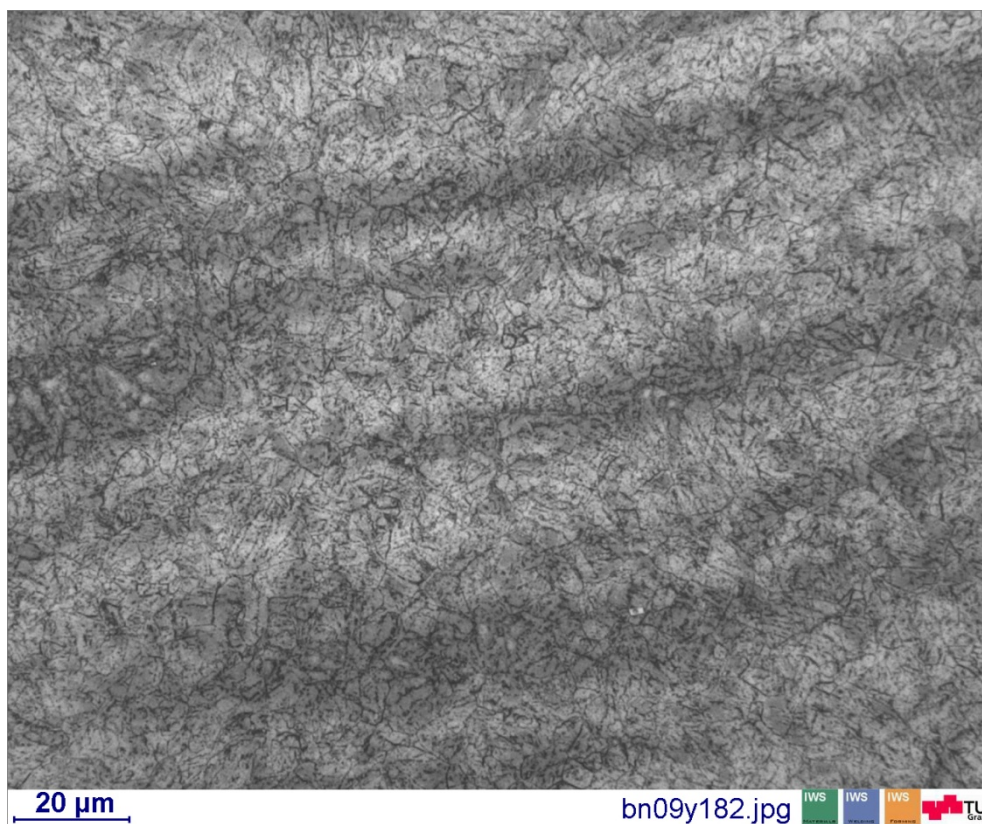


Fig. 158: Gefügeschraubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1050°C

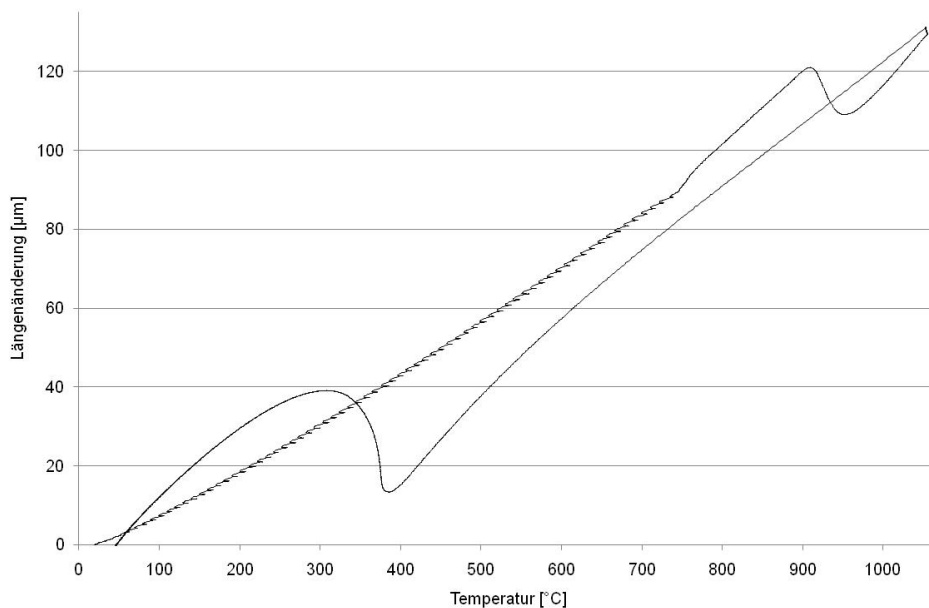


Fig. 159: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1050°C

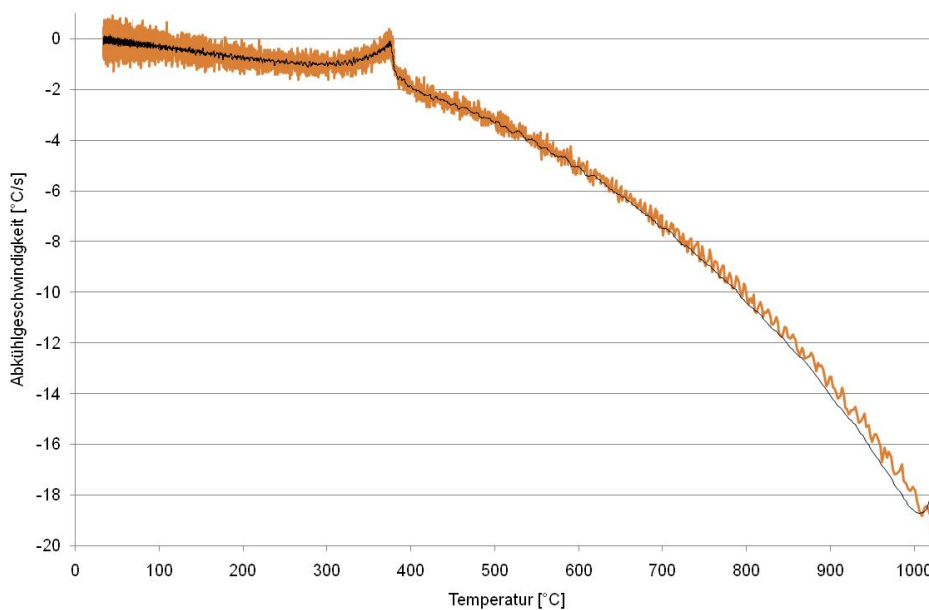


Fig. 160: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1050°C

9.4.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

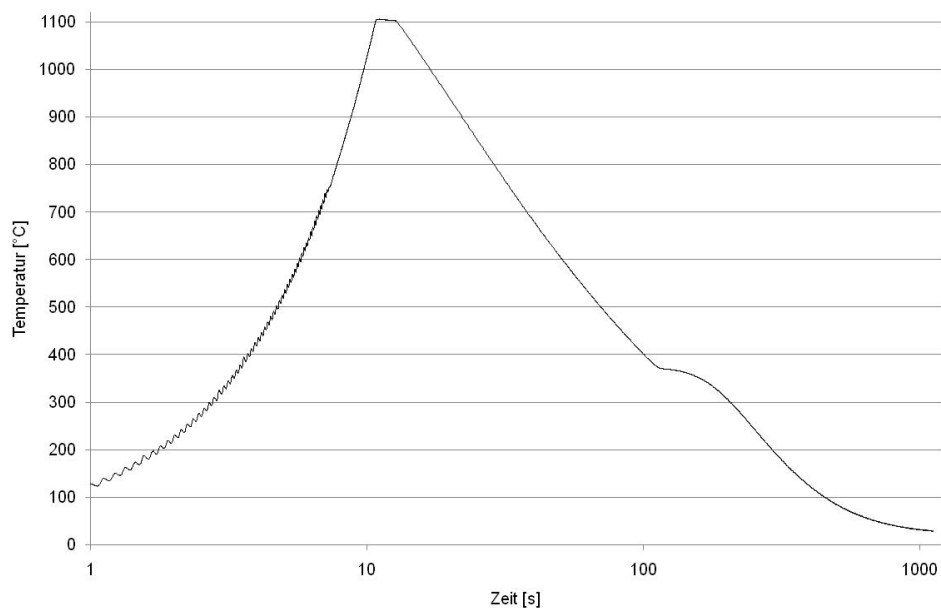


Fig. 161: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1100°C

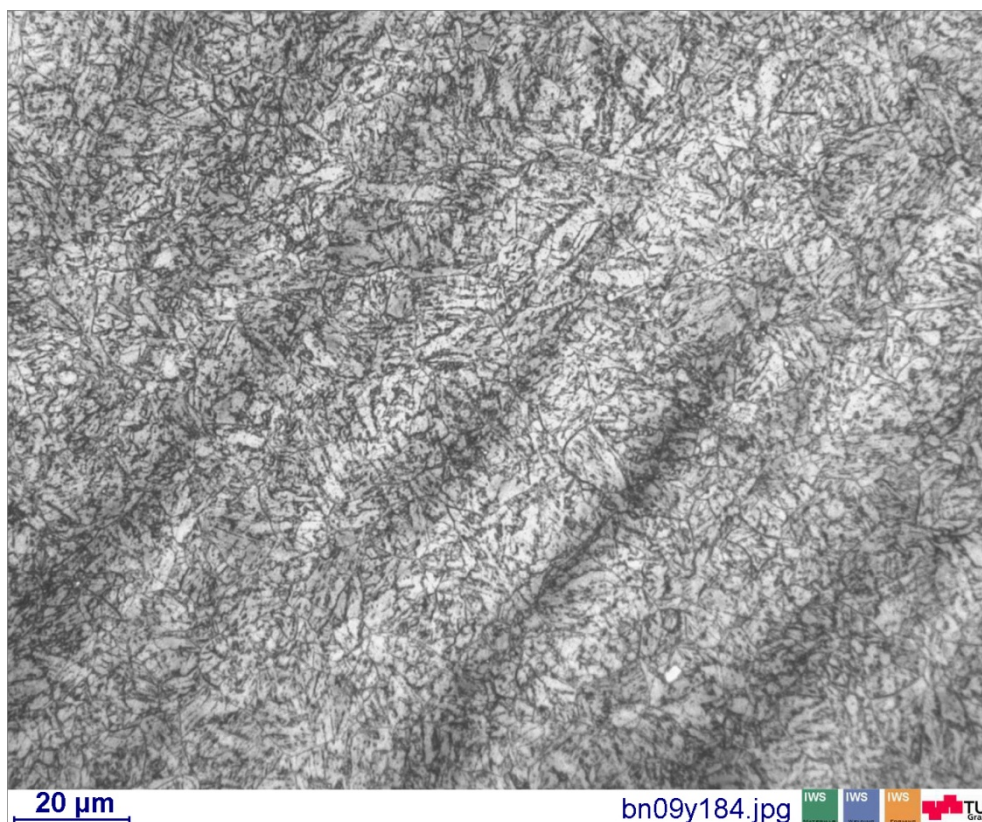


Fig. 162: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1100°C

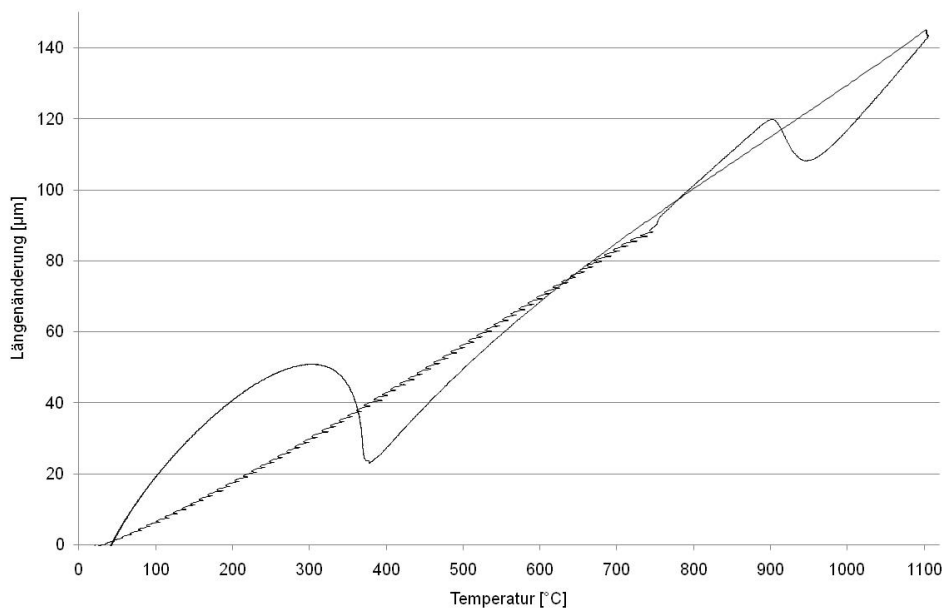


Fig. 163: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1100°C

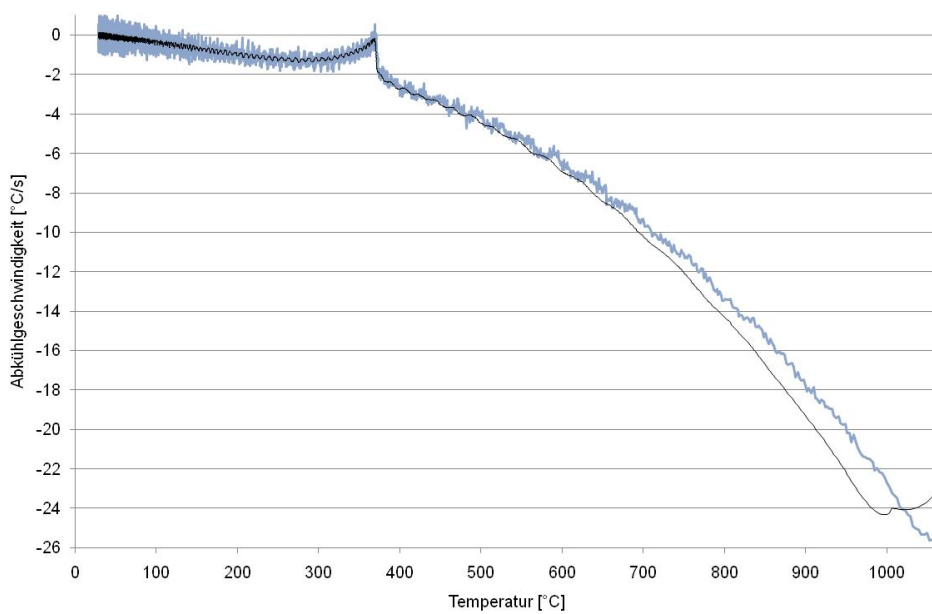


Fig. 164: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1100°C

9.4.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

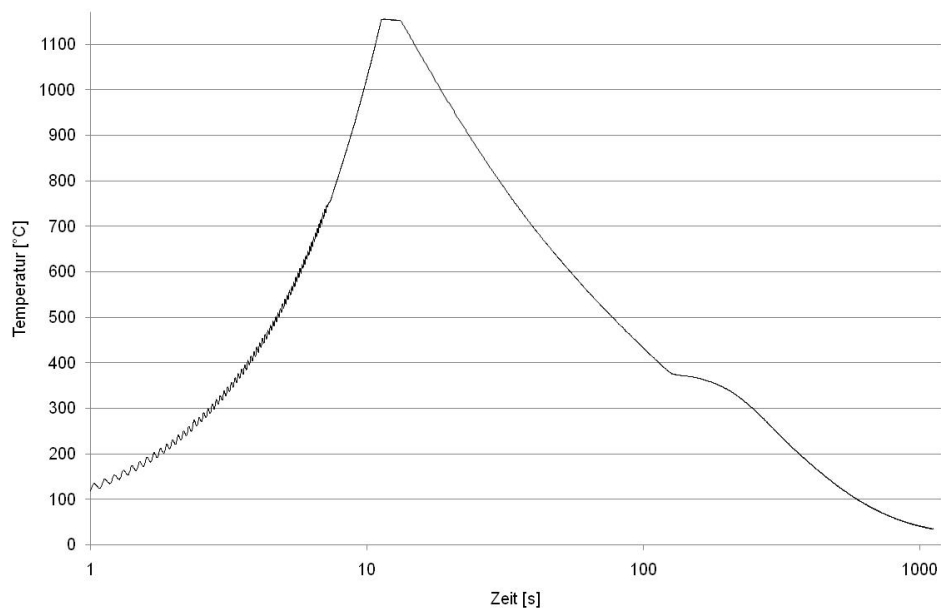


Fig. 165: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1150°C

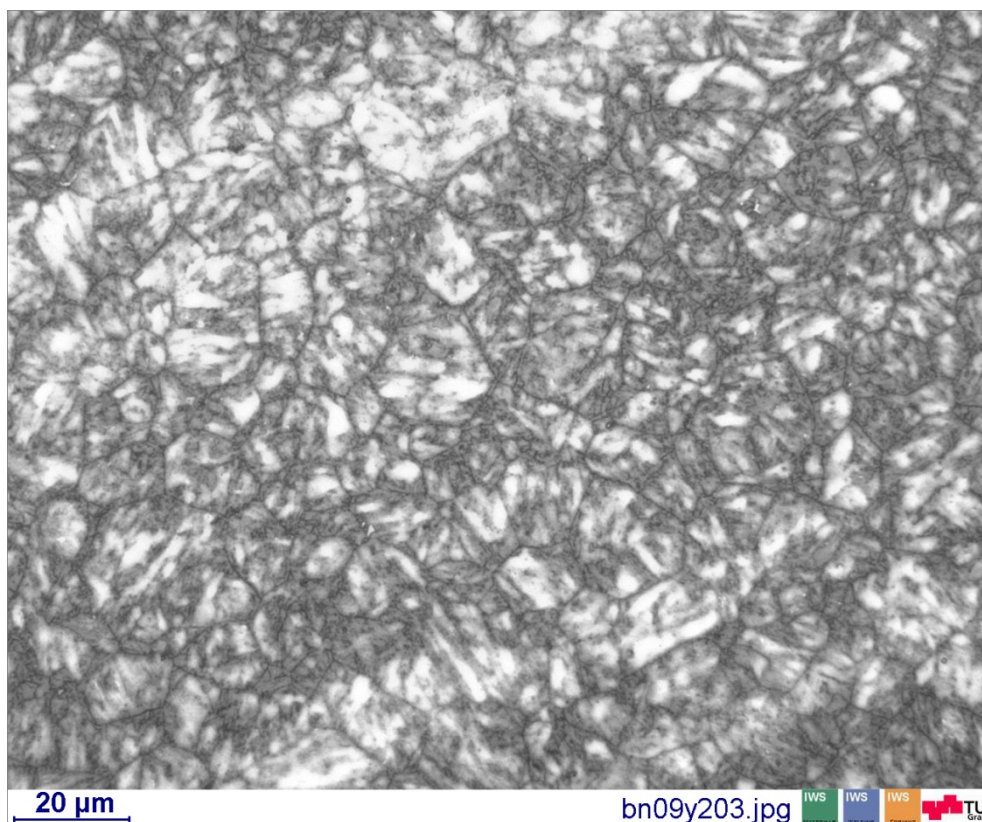


Fig. 166: Gefügeschraubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1150°C

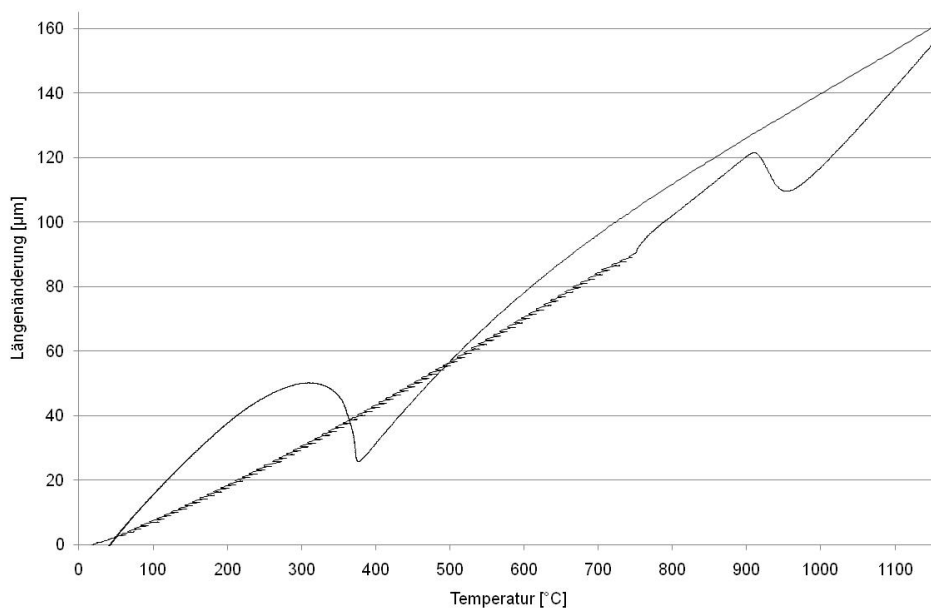


Fig. 167: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1150°C

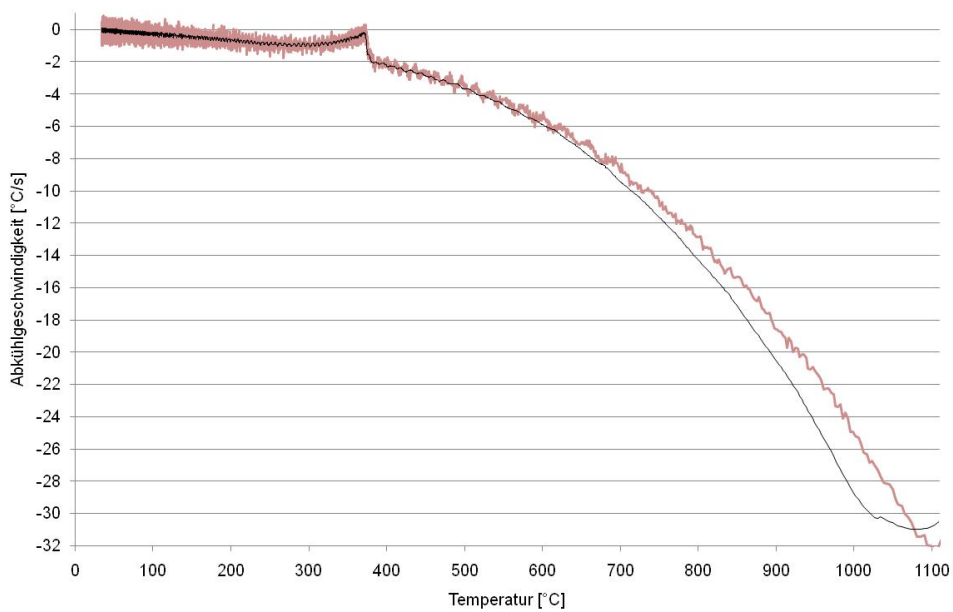


Fig. 168: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1150°C

9.4.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

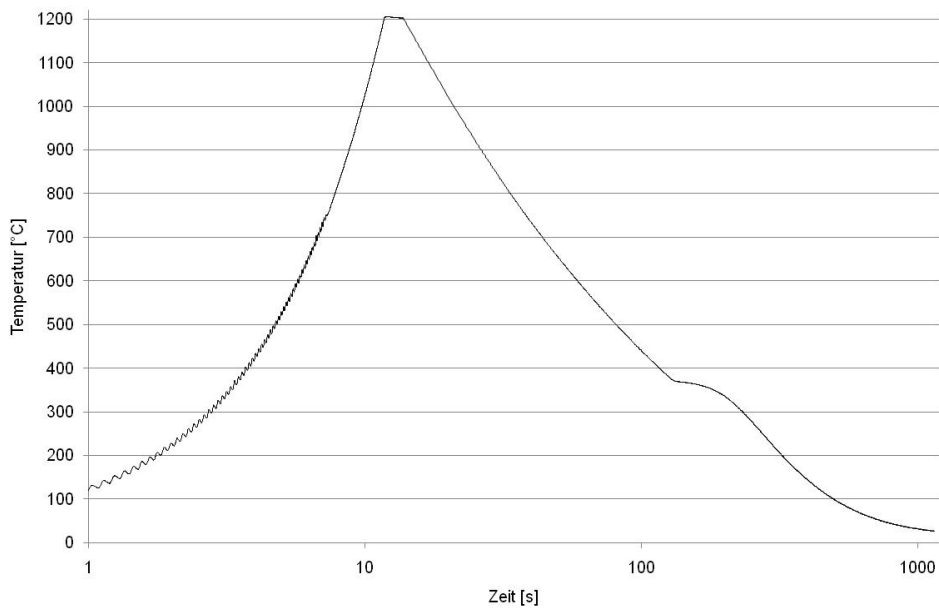


Fig. 169: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1200°C

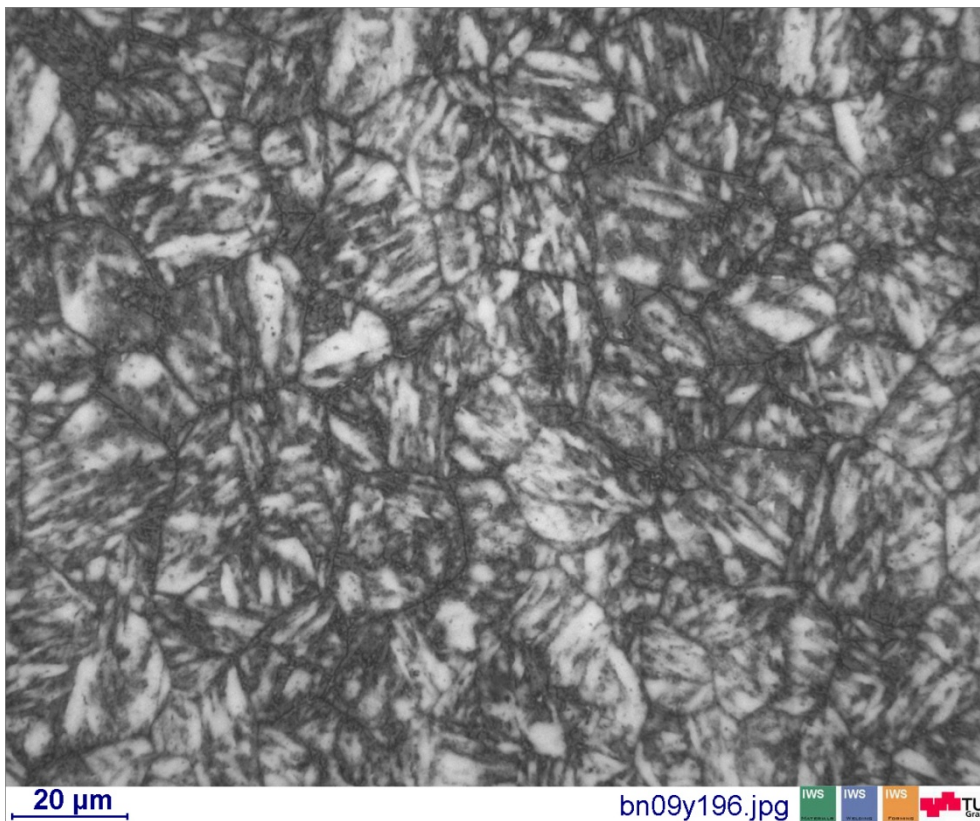


Fig. 170: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1200°C

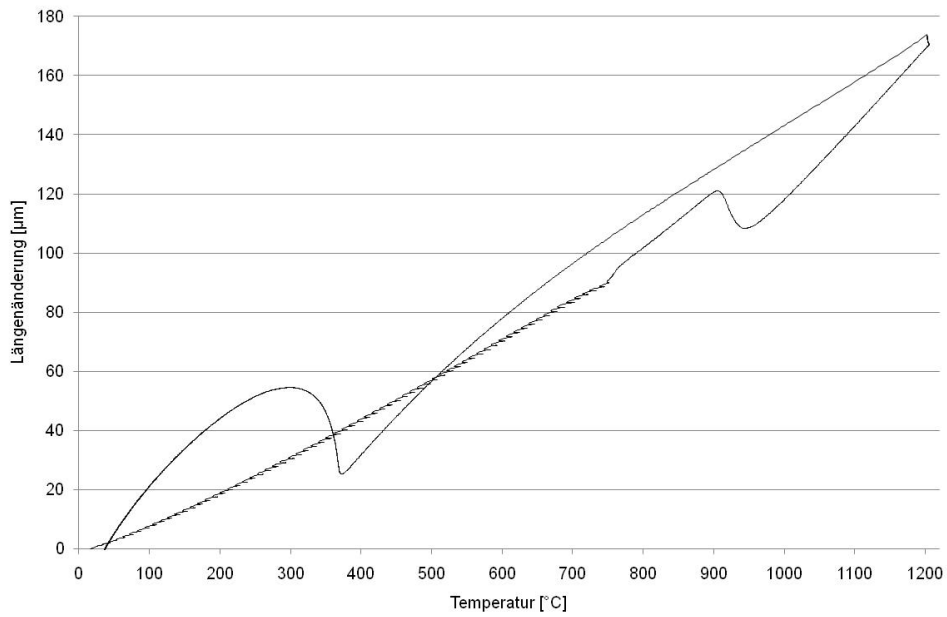


Fig. 171: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1200°C

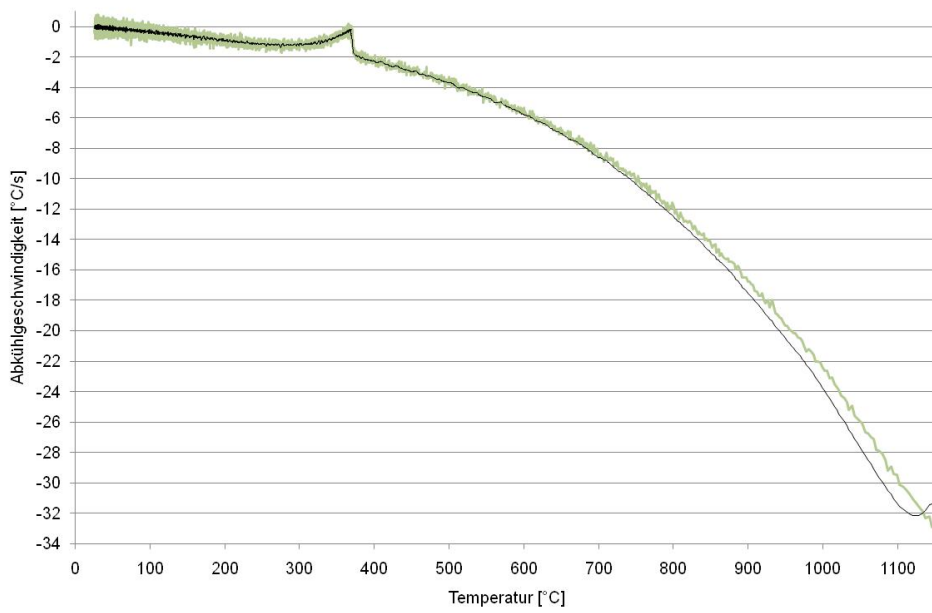


Fig. 172: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1200°C

9.4.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

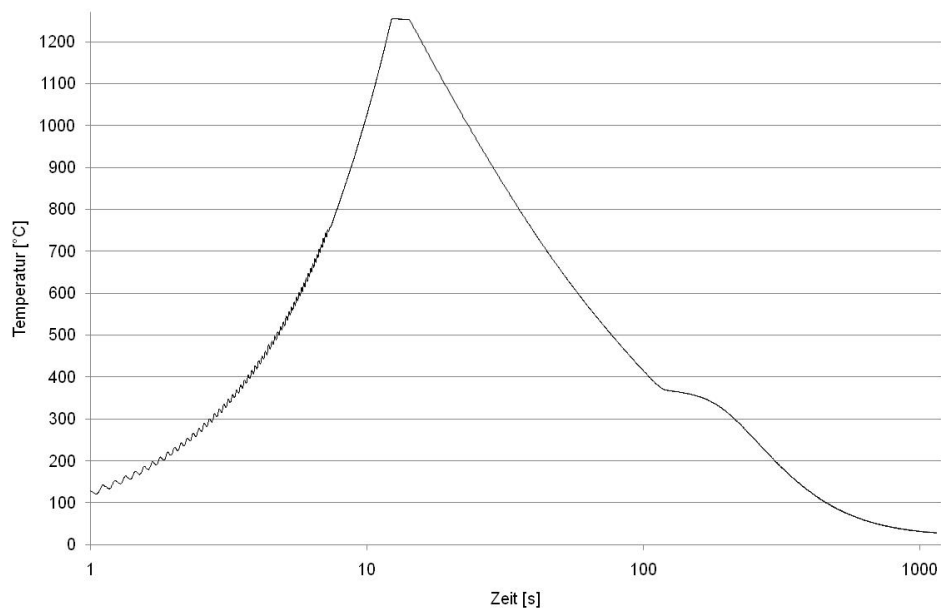


Fig. 173: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1250°C

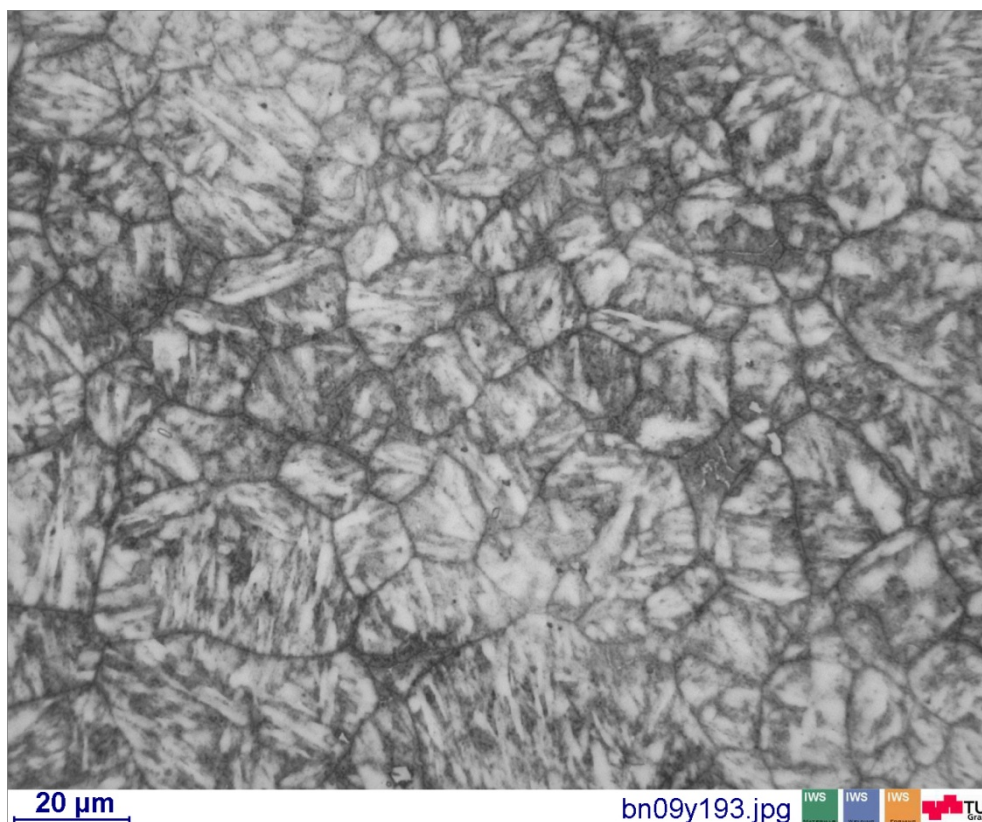


Fig. 174: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1250°C

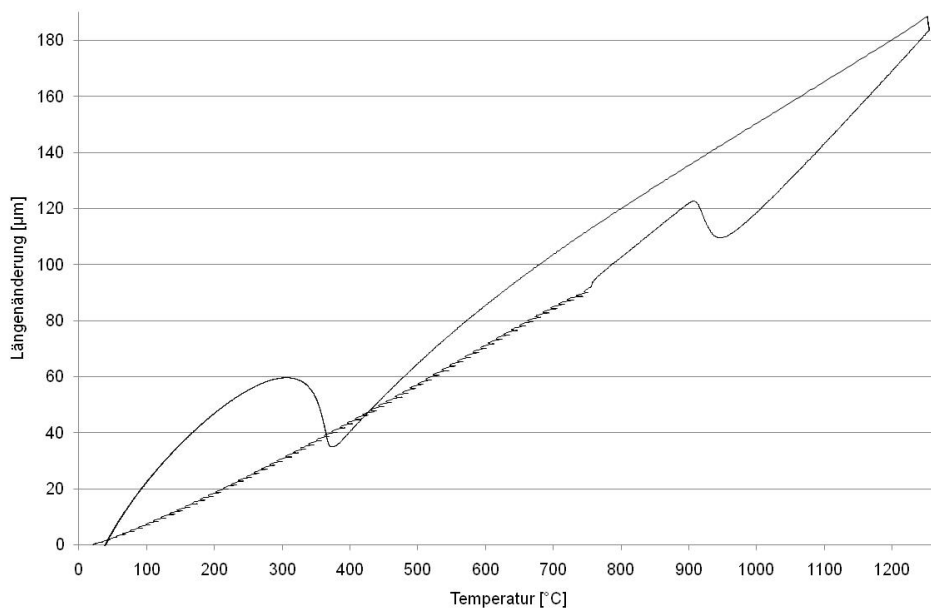


Fig. 175: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1250°C

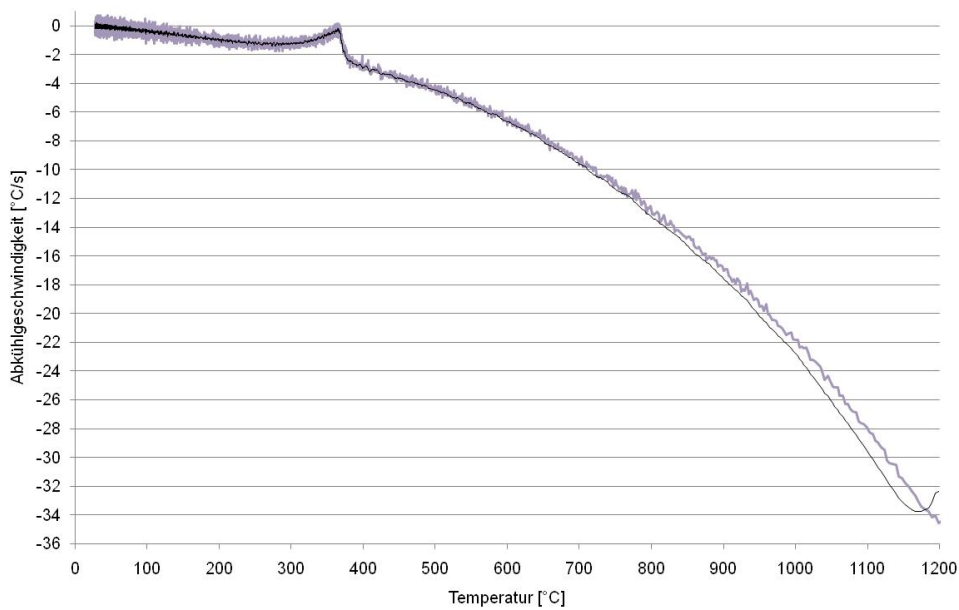


Fig. 176: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1250°C

9.4.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

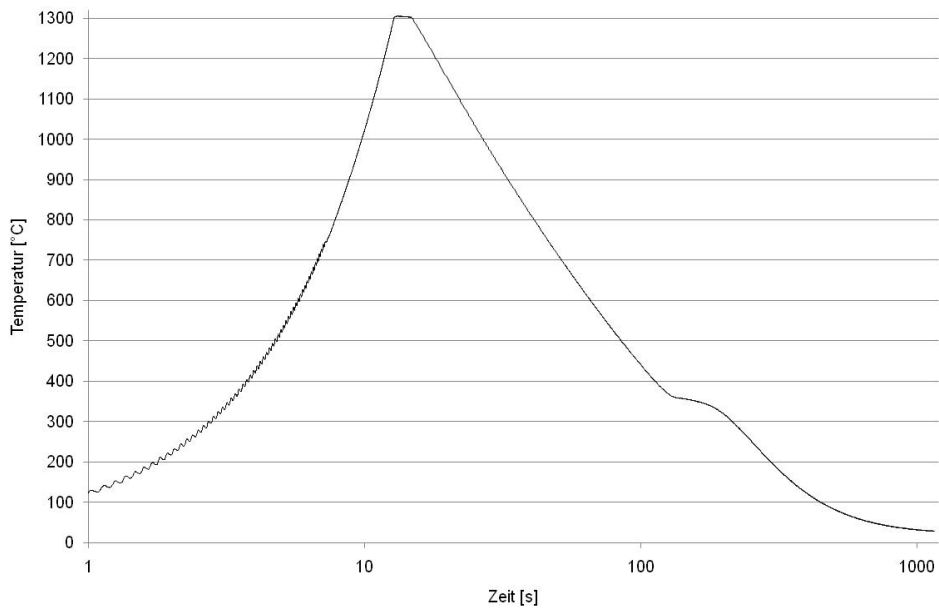


Fig. 177: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1300°C

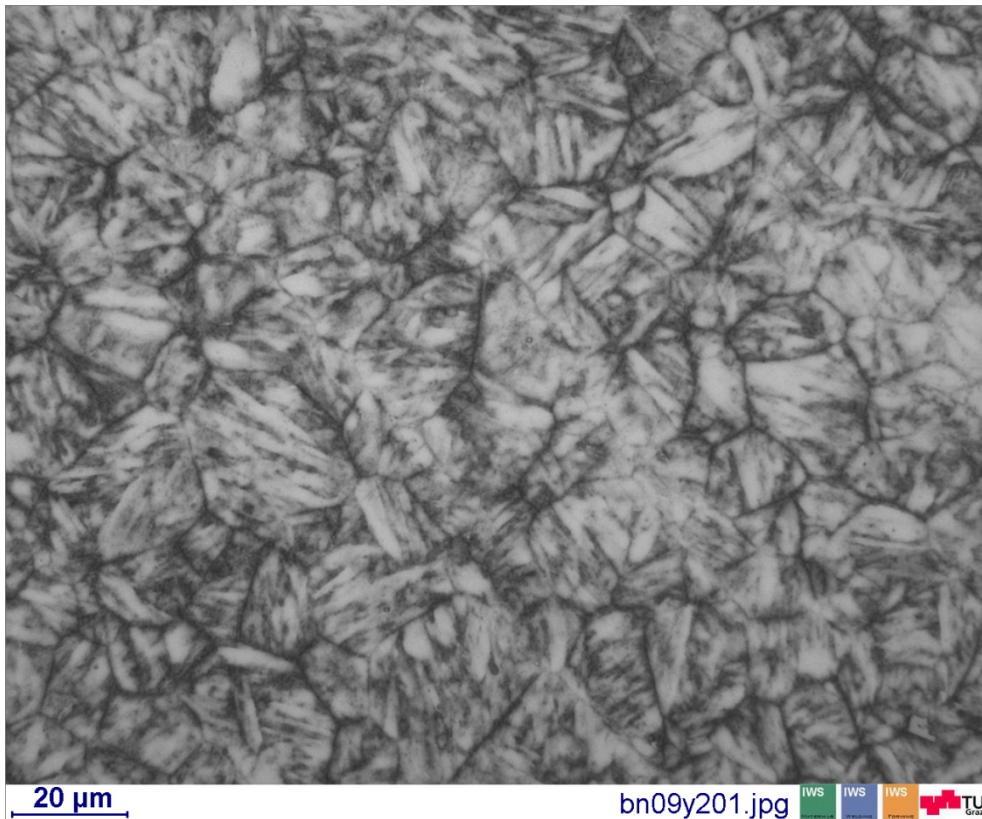


Fig. 178: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1300°C

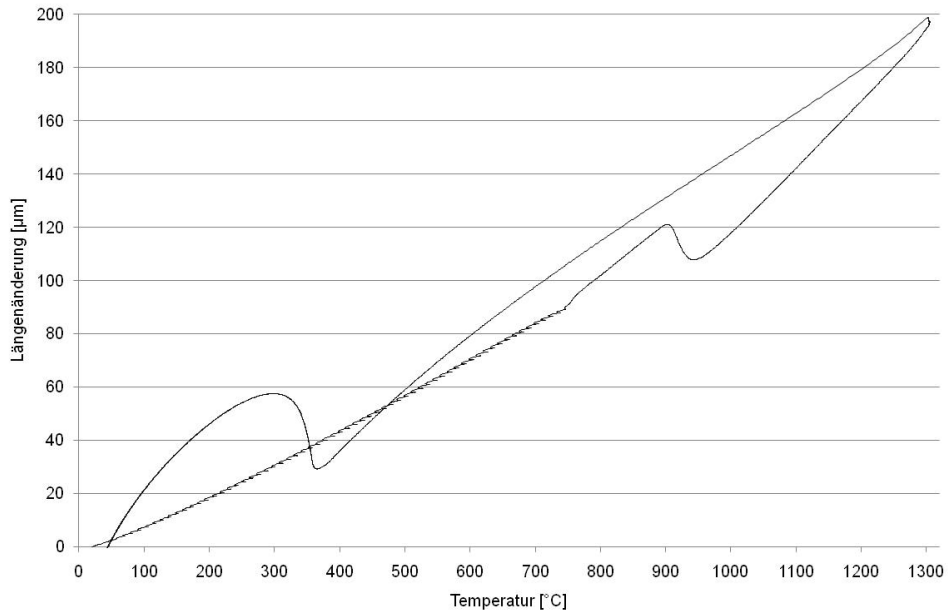


Fig. 179: Längenänderung der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1300°C

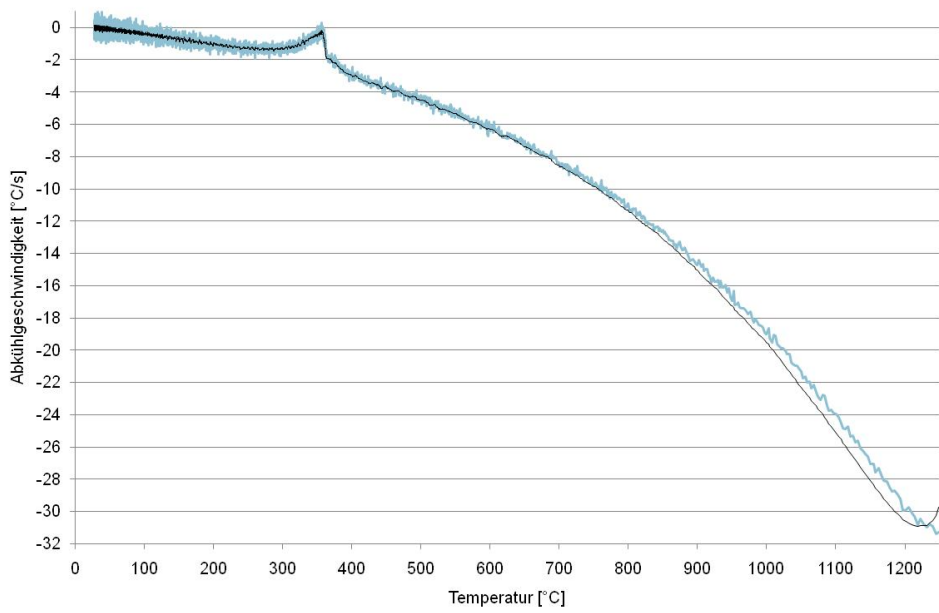


Fig. 180: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2556 - T_p 1300°C

9.5 Material 2562

9.5.1 Grundwerkstoff

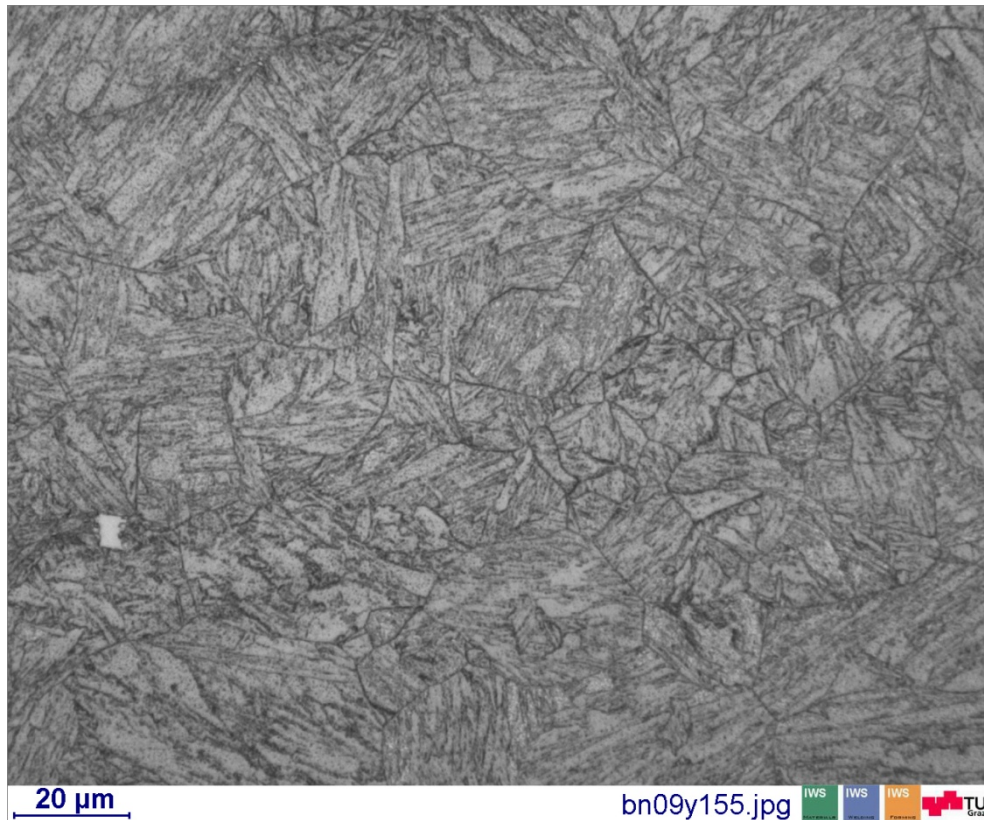


Fig. 181: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - Grundwerkstoff

9.5.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

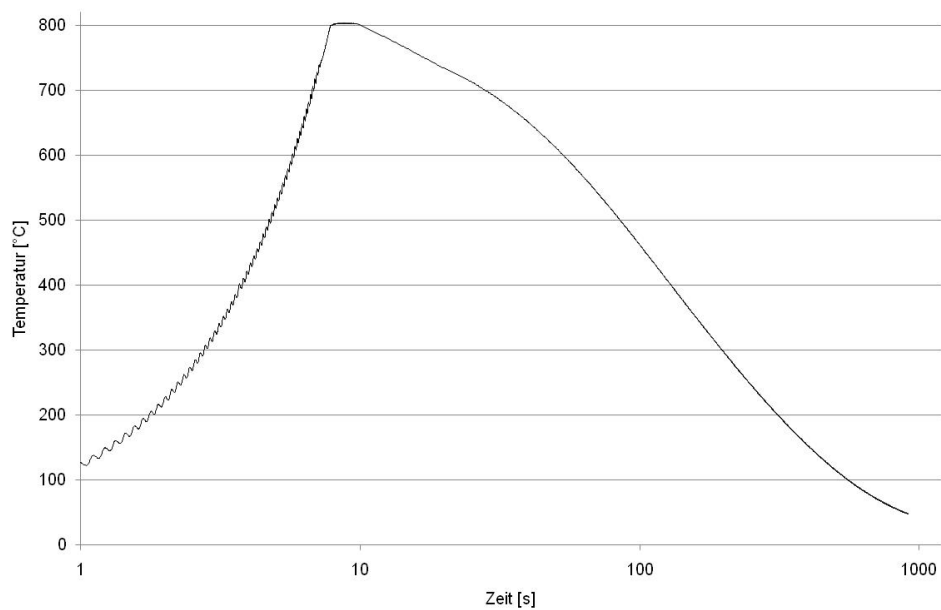


Fig. 182: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 800°C

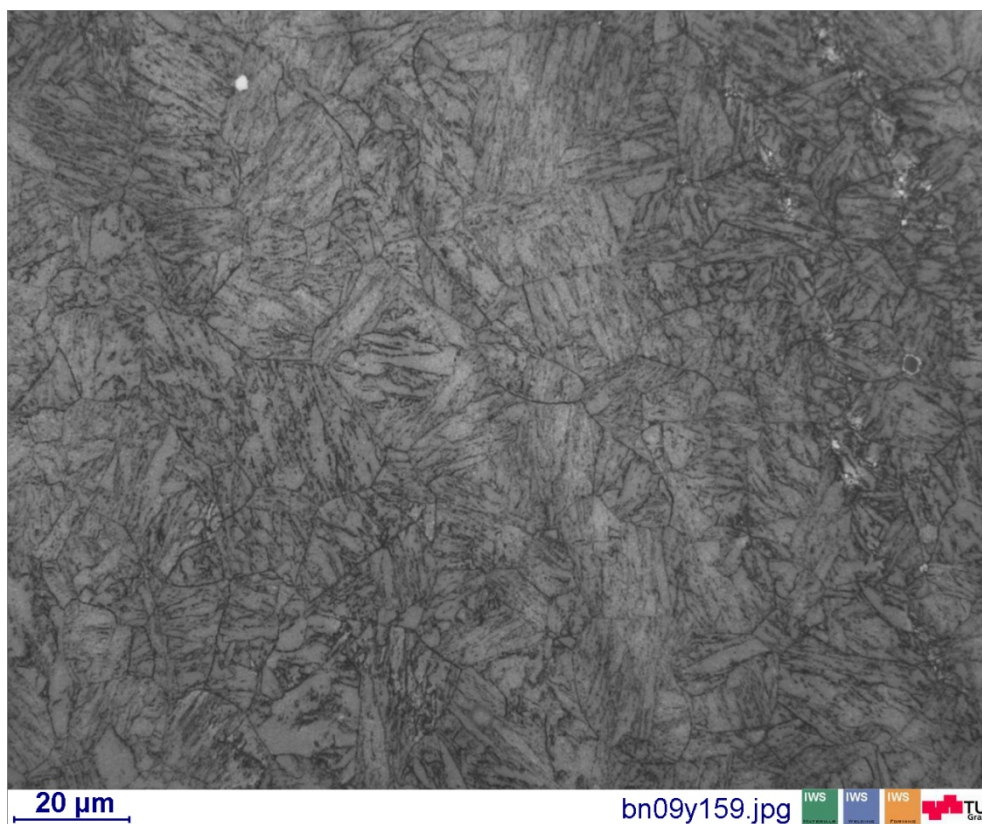


Fig. 183: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 800°C

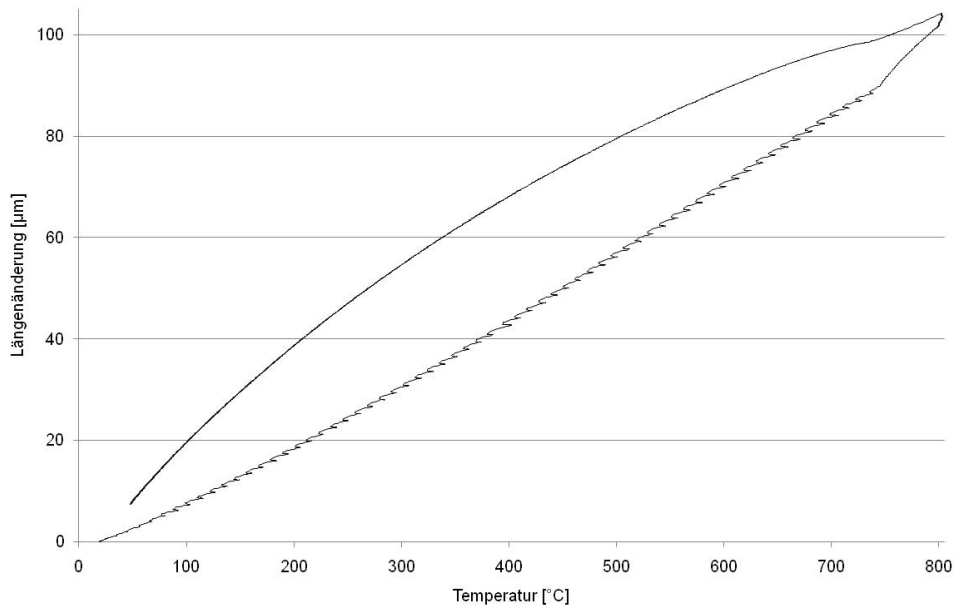


Fig. 184: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_p 800°C

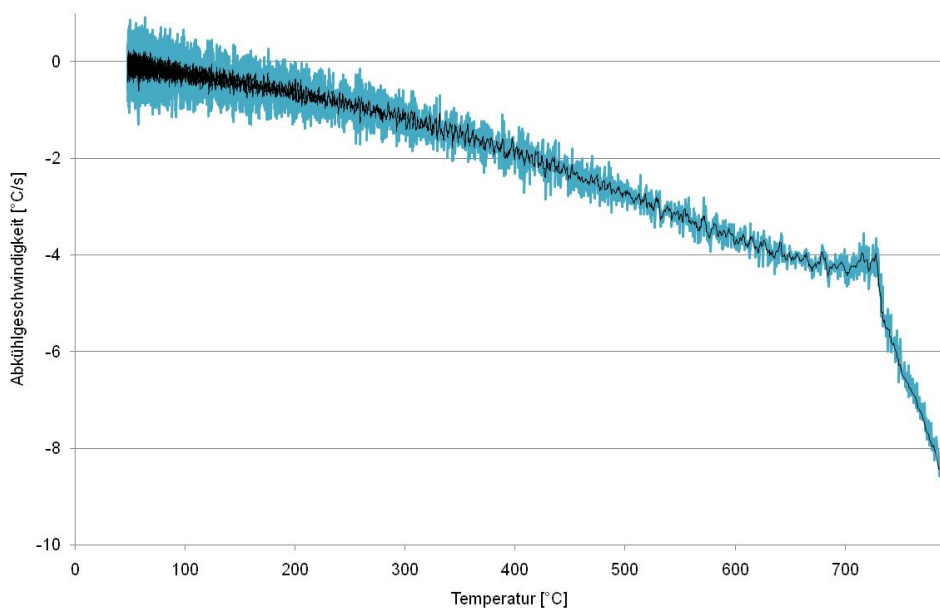


Fig. 185: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_p 800°C

9.5.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

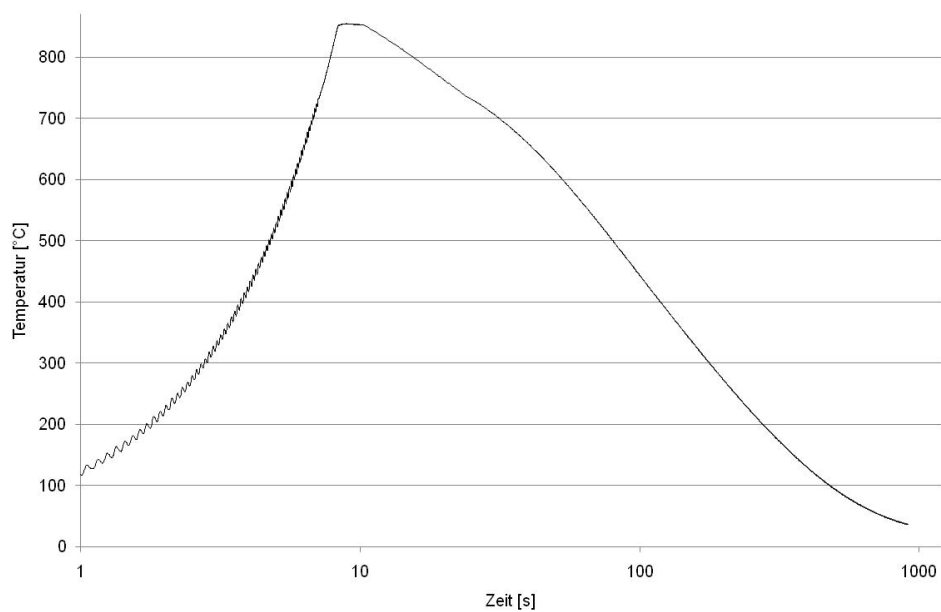


Fig. 186: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 850°C

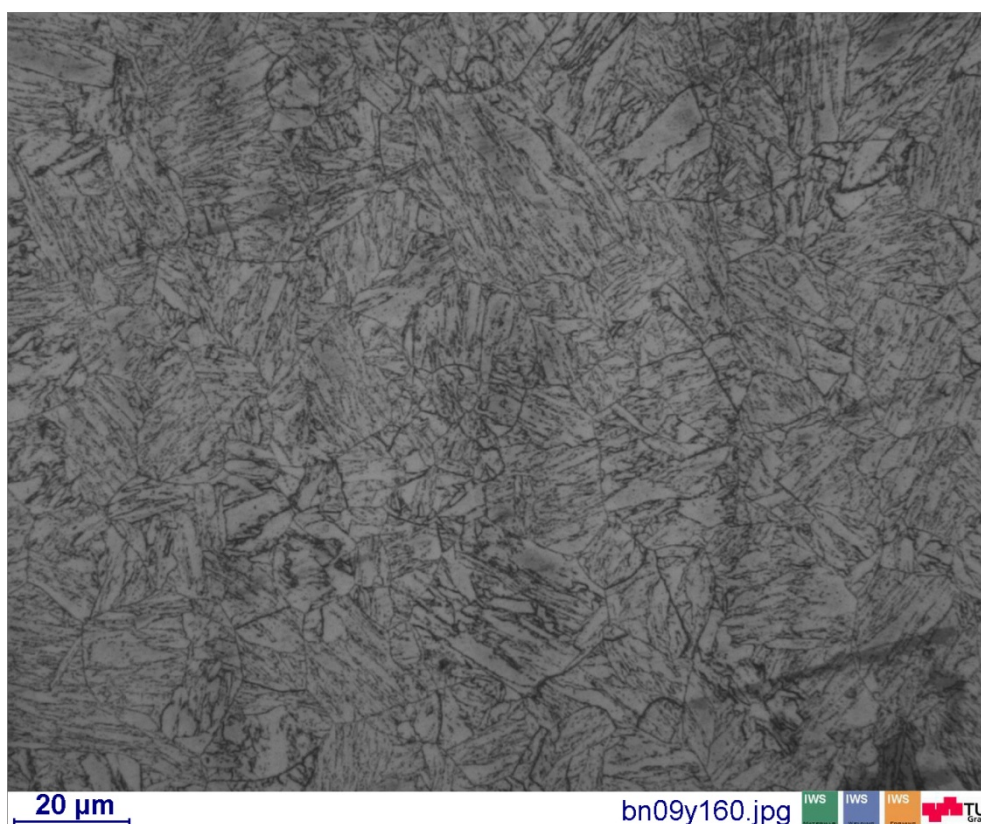


Fig. 187: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 850°C

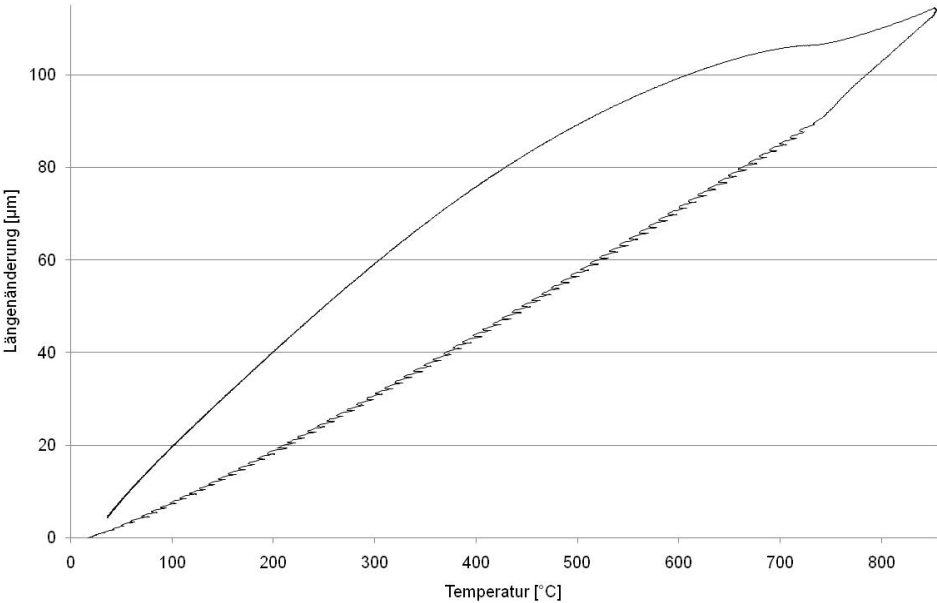


Fig. 188: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_p 850°C

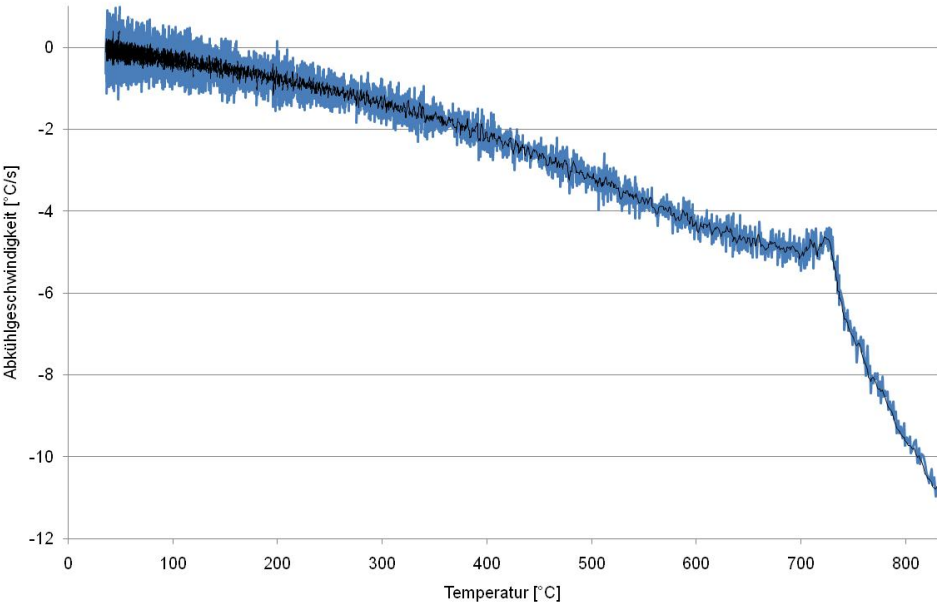


Fig. 189: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_p 850°C

9.5.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

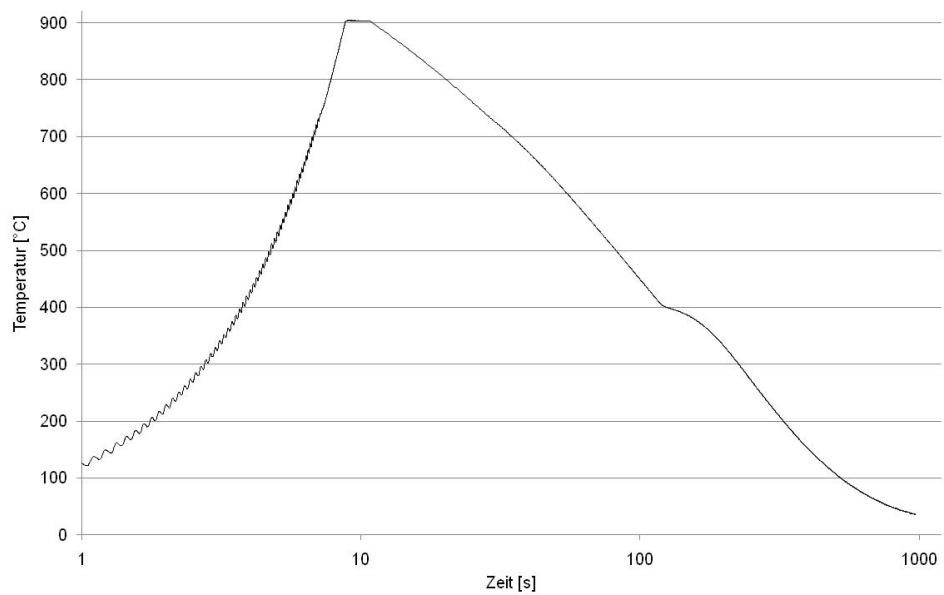


Fig. 190: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 900°C

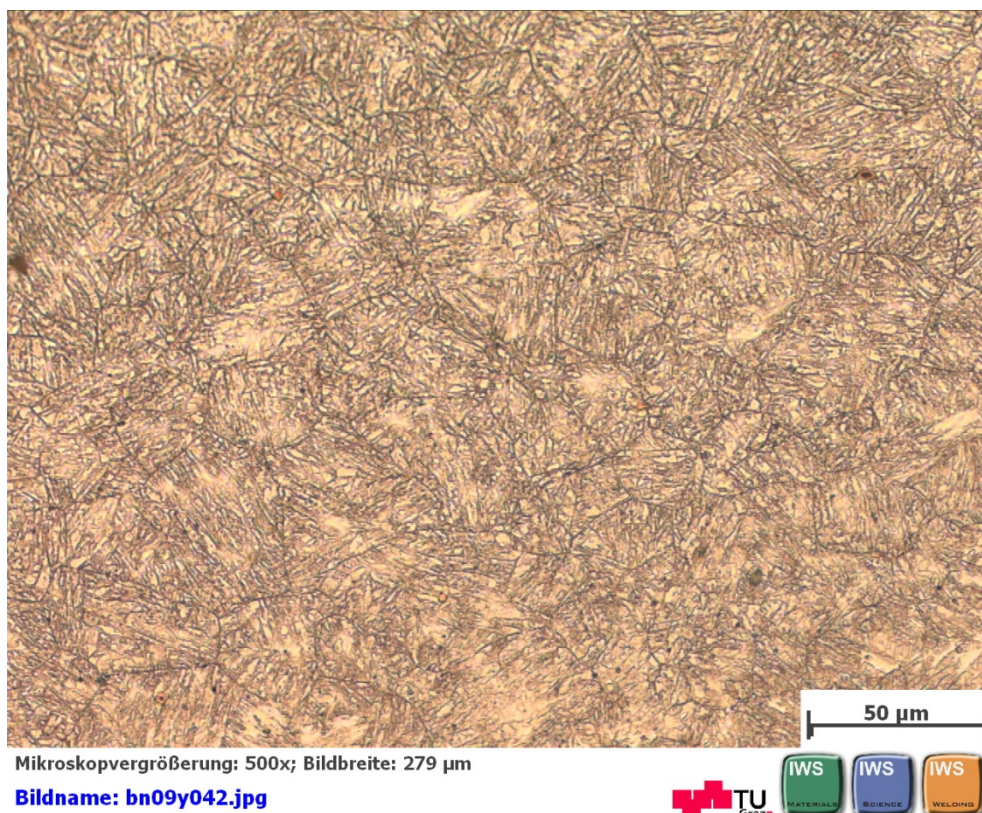


Fig. 191: Gefügeschabild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 900°C

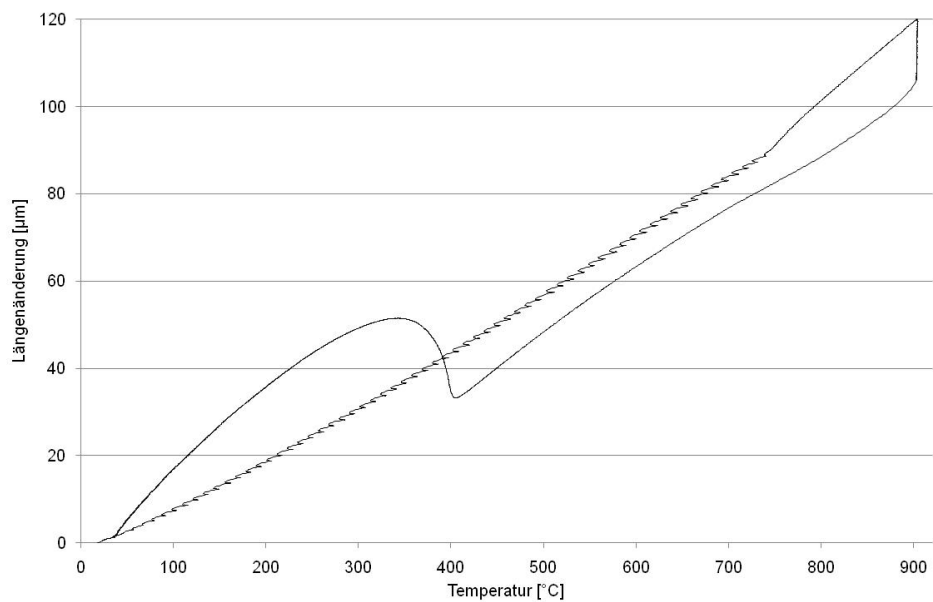


Fig. 192: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_p 900°C

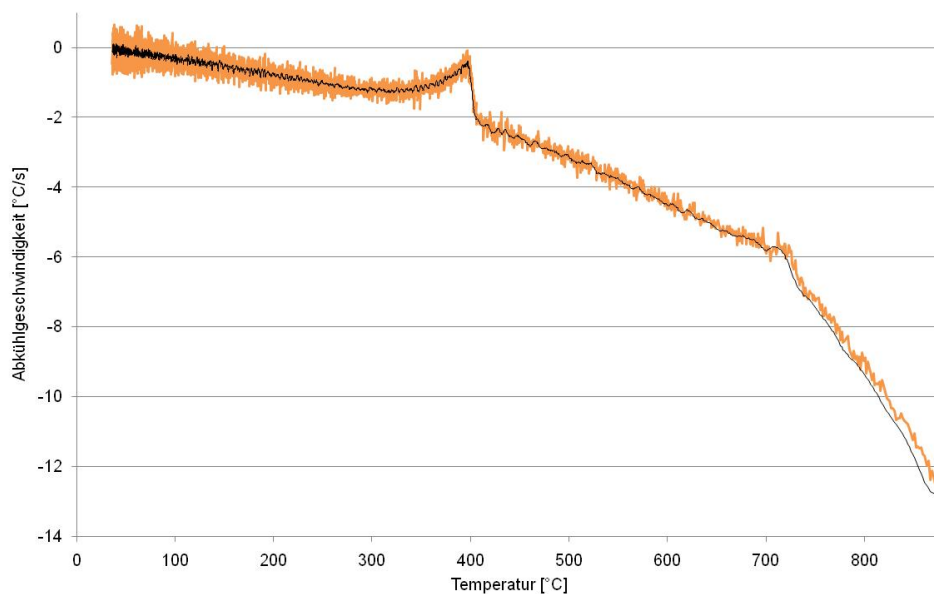


Fig. 193: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_p 900°C

9.5.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

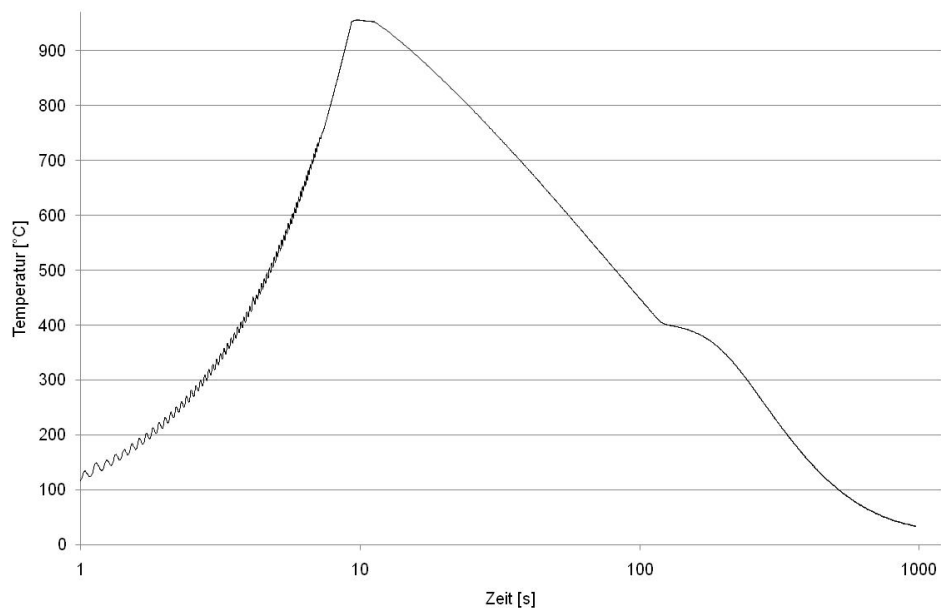


Fig. 194: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 950°C

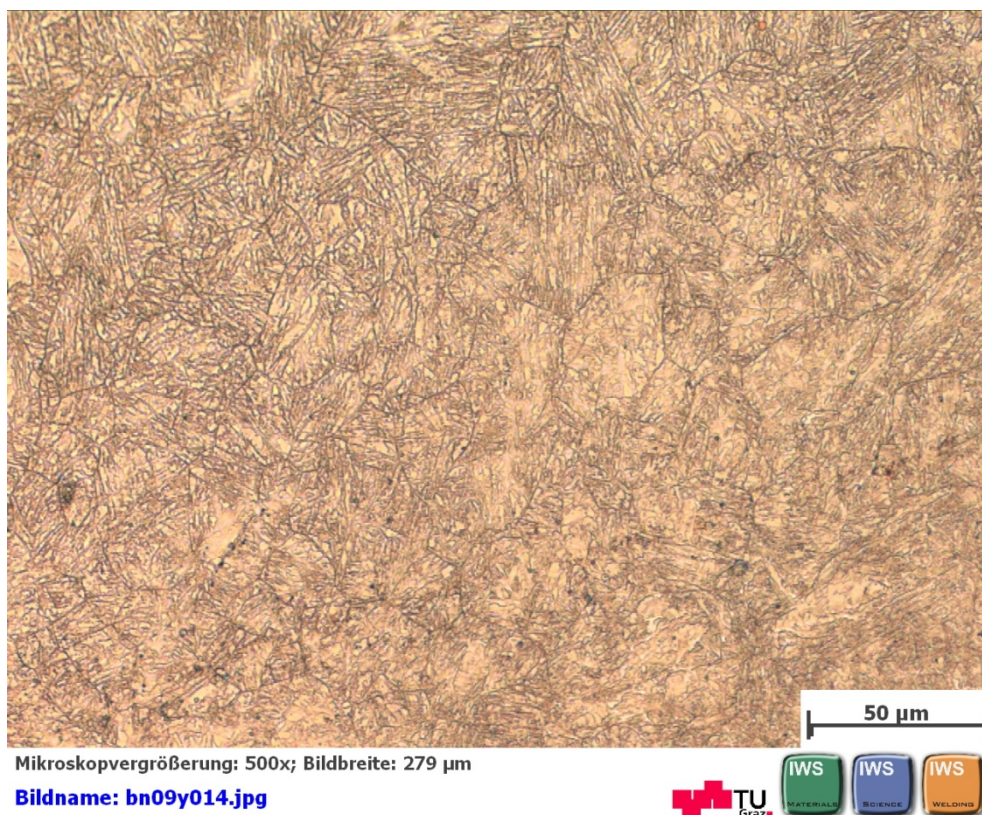


Fig. 195: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 950°C

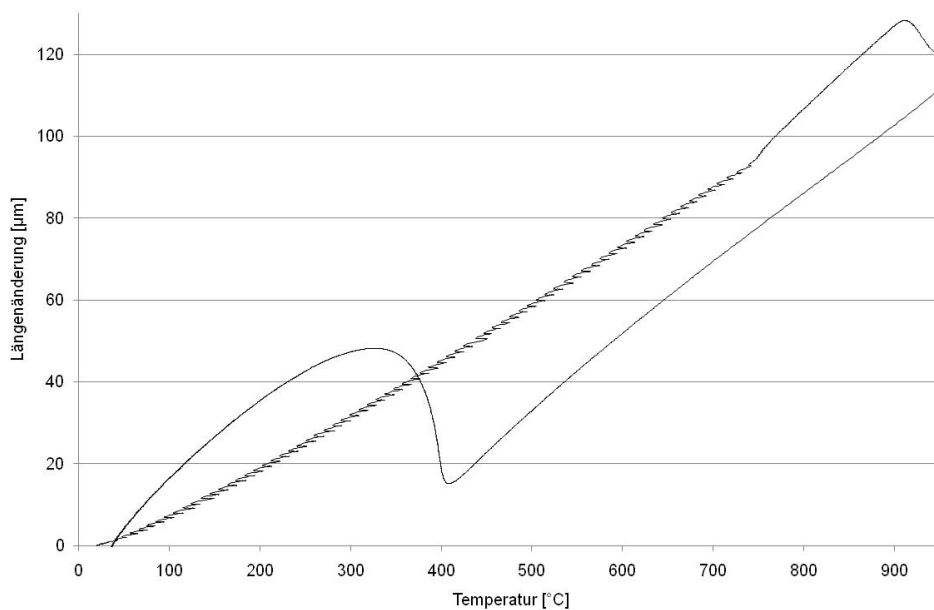


Fig. 196: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_p 950°C

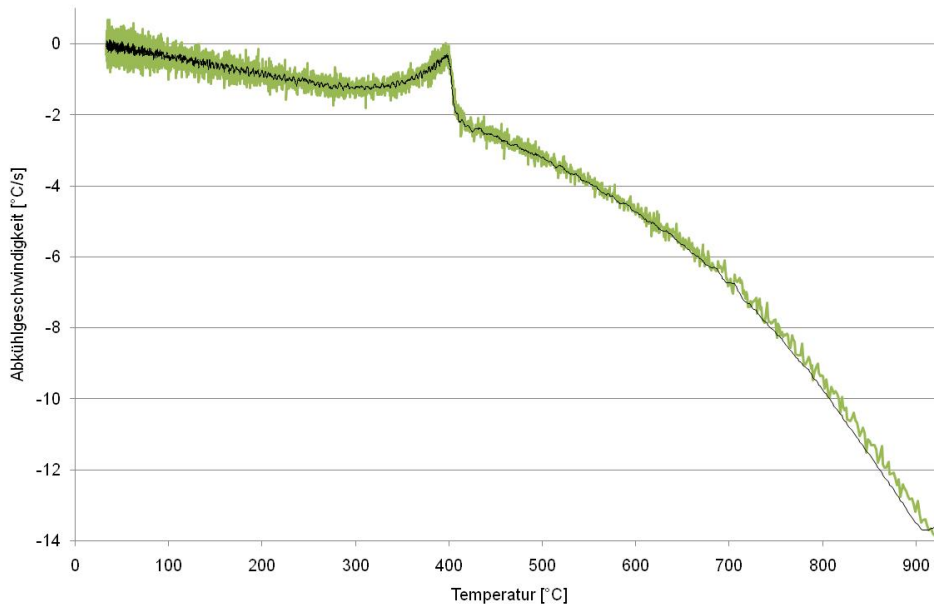


Fig. 197: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_p 950°C

9.5.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

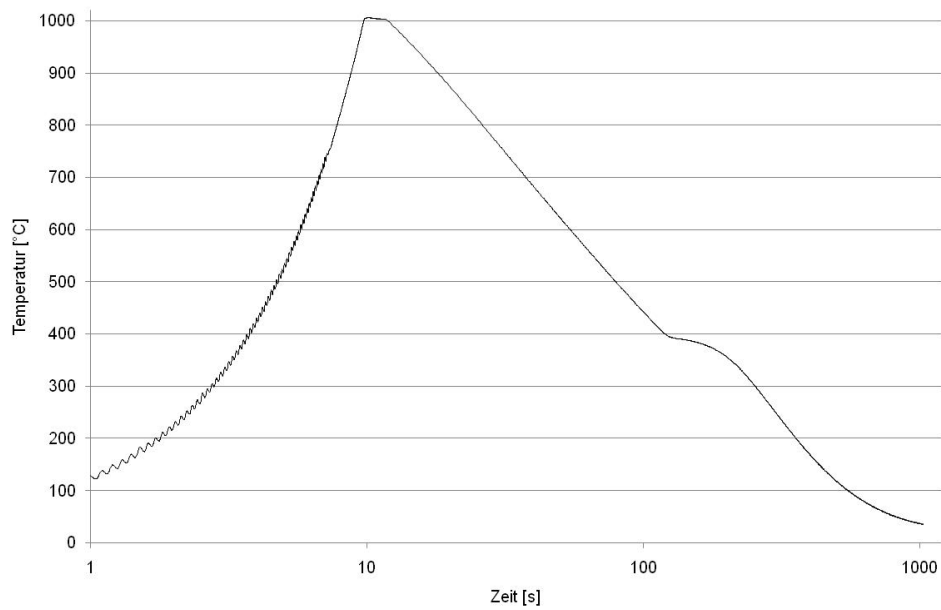


Fig. 198: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1000°C

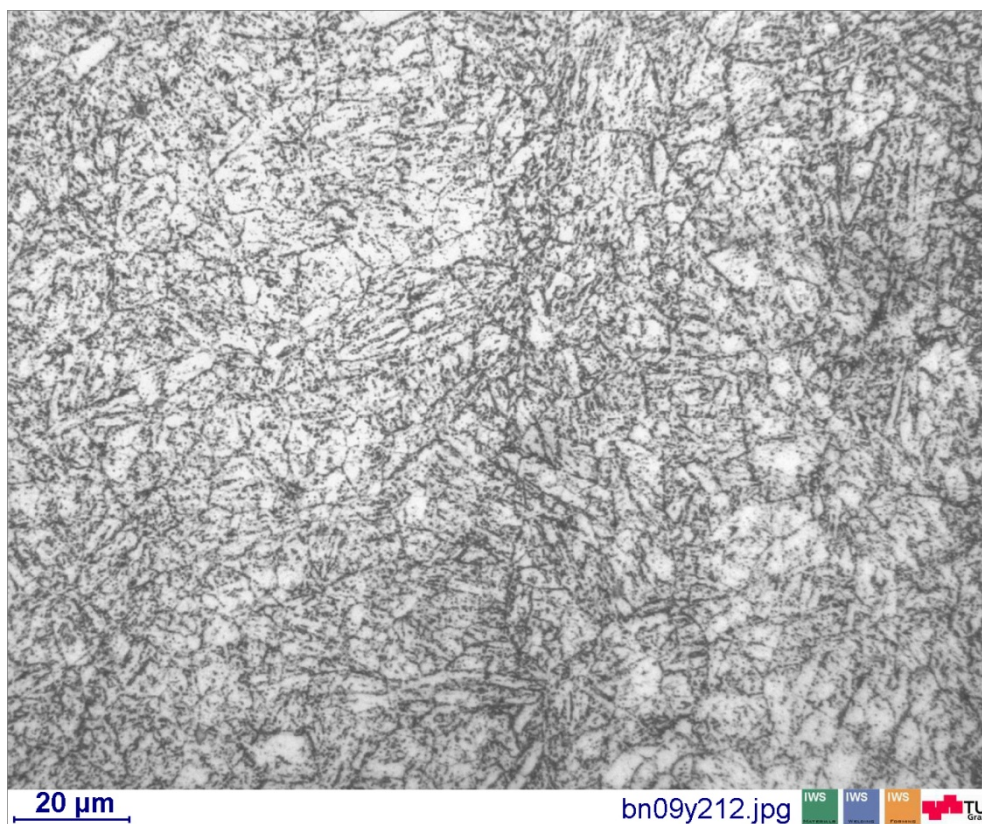


Fig. 199: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1000°C

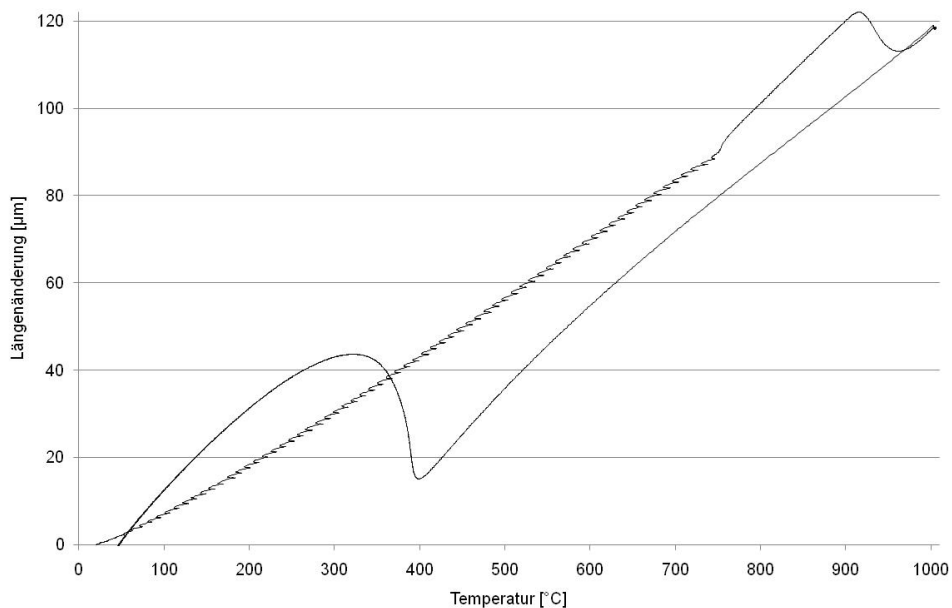


Fig. 200: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1000°C

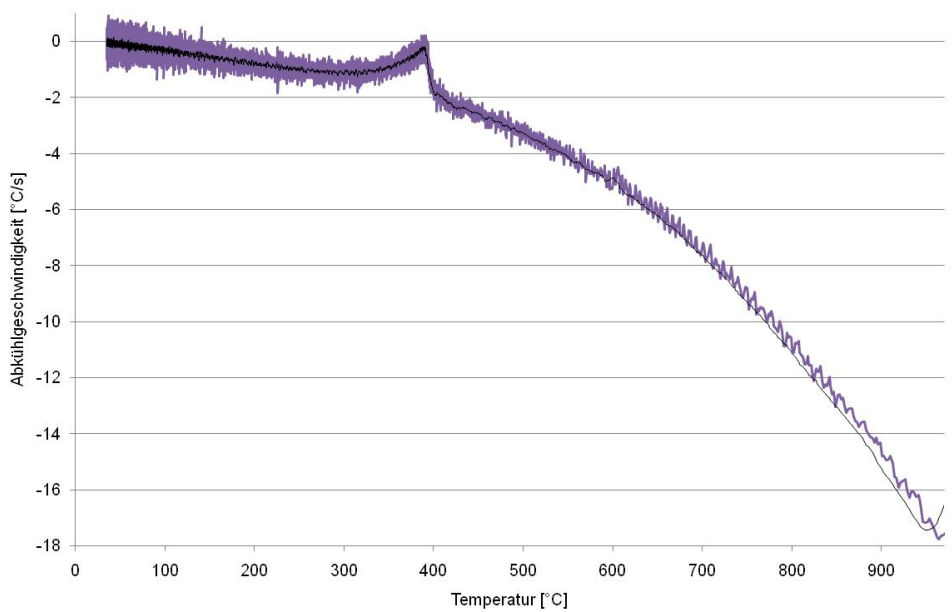


Fig. 201: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1000°C

9.5.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

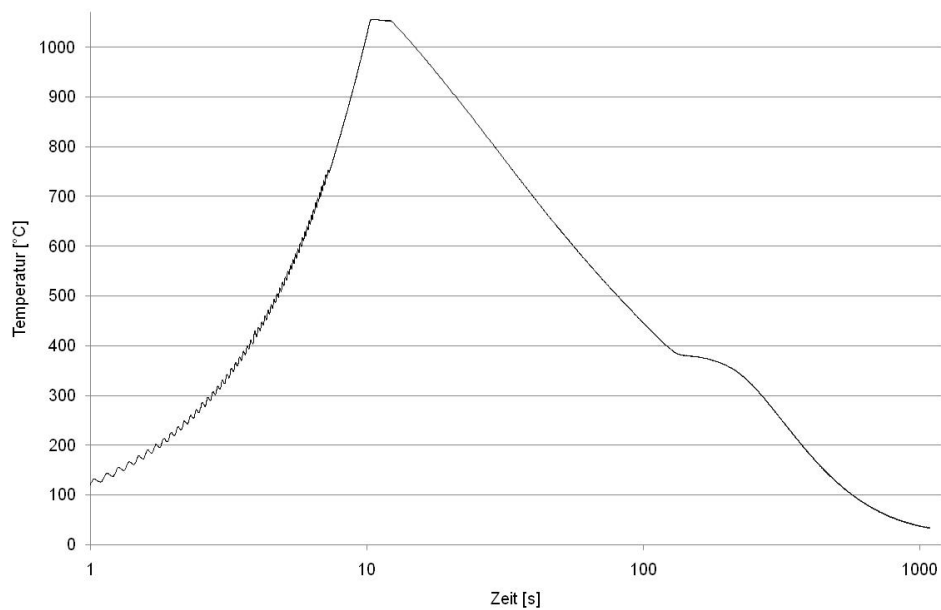


Fig. 202: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1050°C

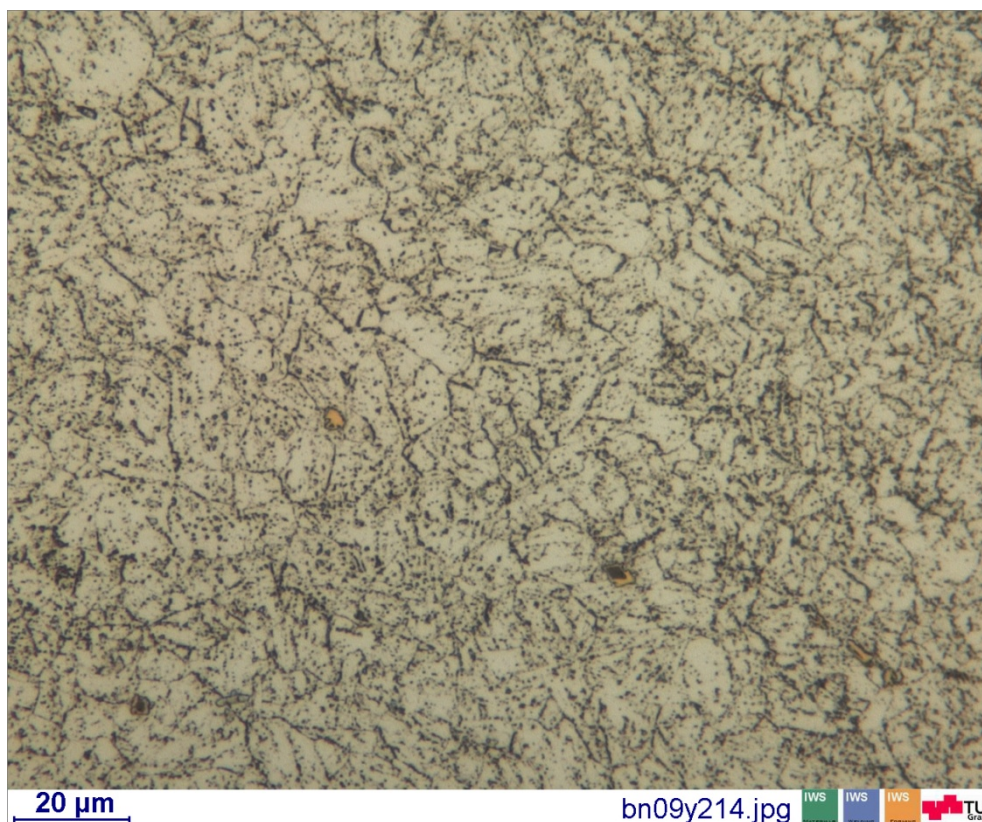


Fig. 203: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1050°C

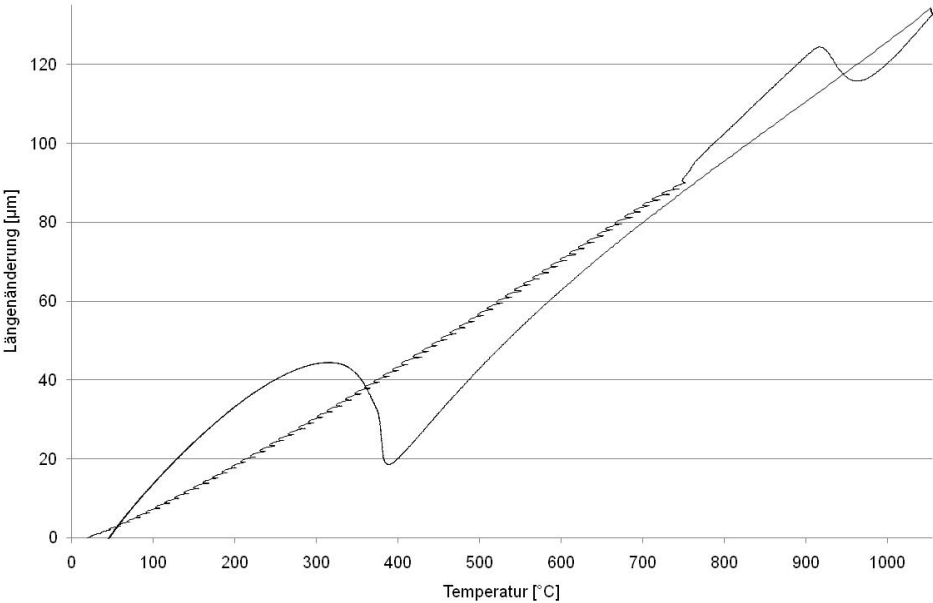


Fig. 204: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1050°C

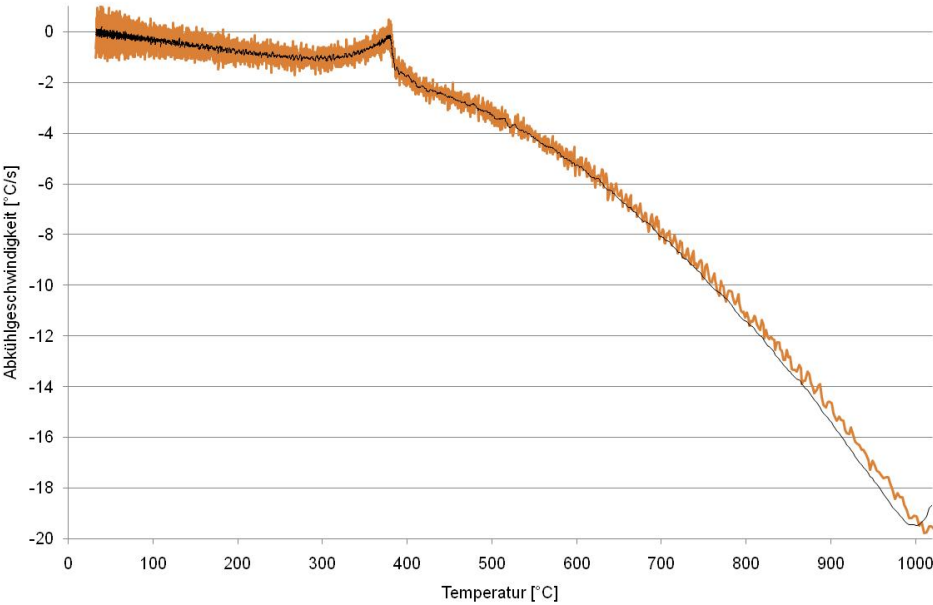


Fig. 205: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1050°C

9.5.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

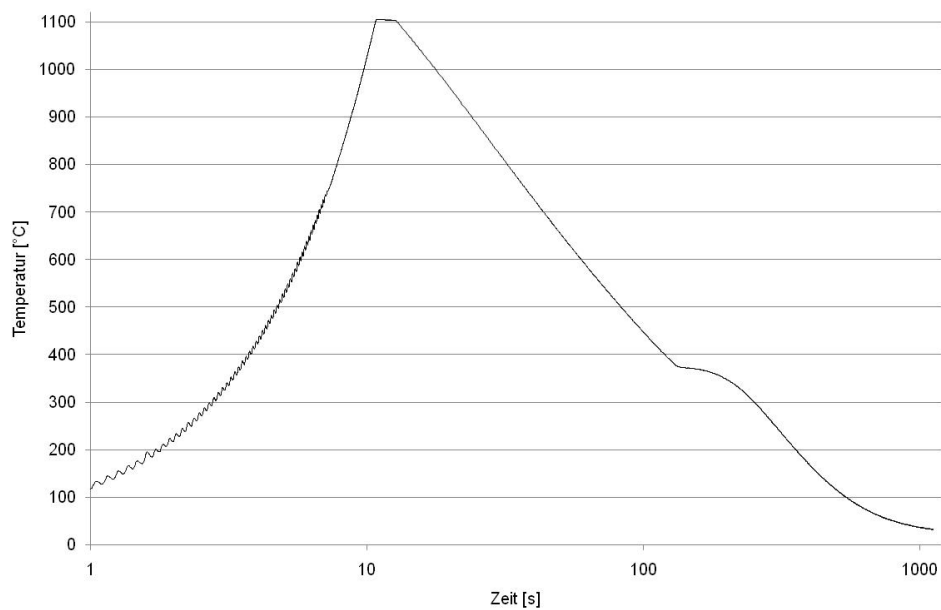


Fig. 206: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1100°C

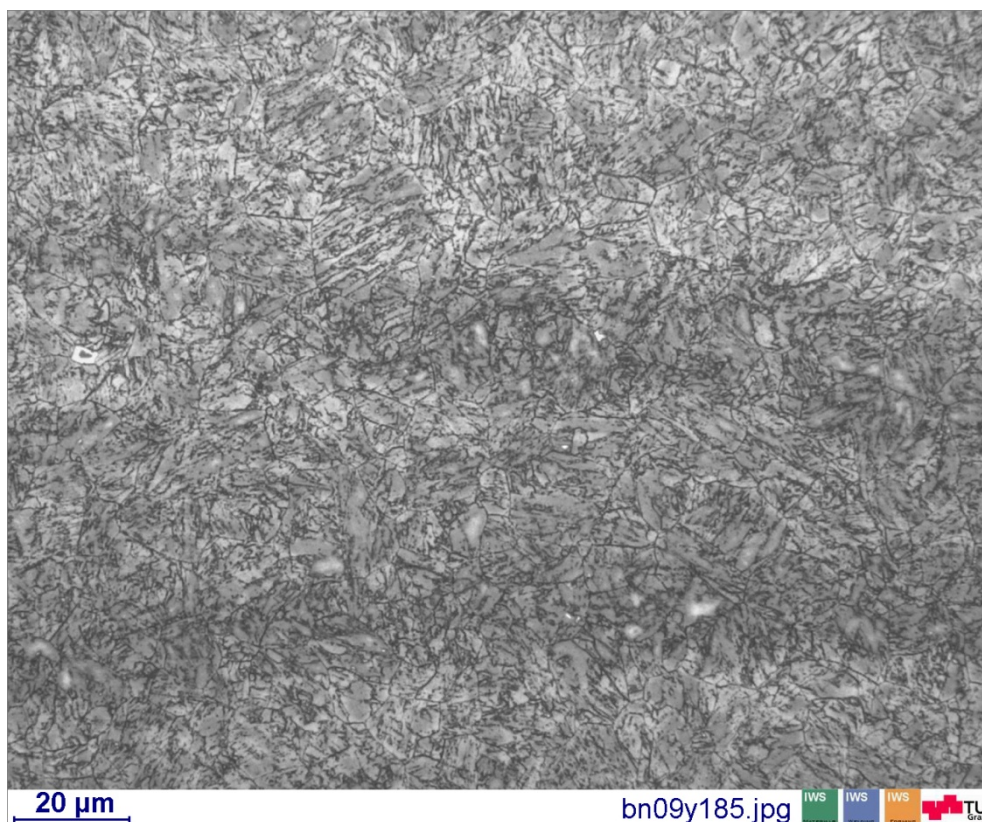


Fig. 207: Gefügeschau bild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1100°C

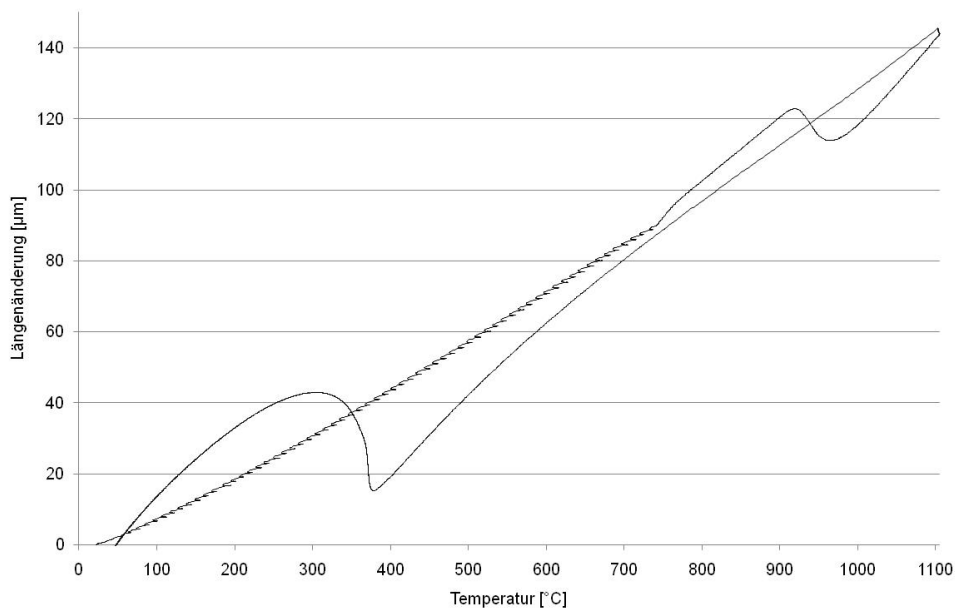


Fig. 208: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1100°C

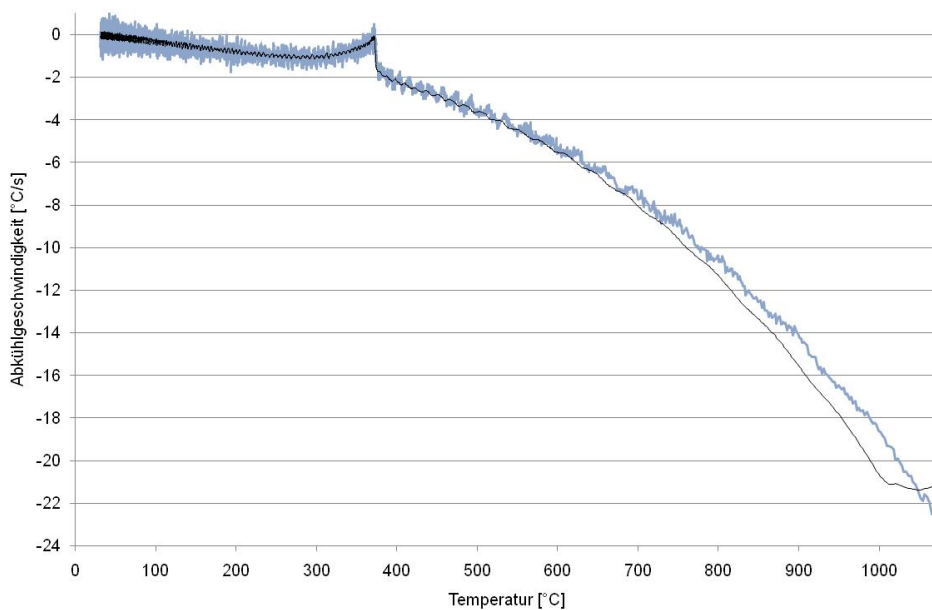


Fig. 209: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1100°C

9.5.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

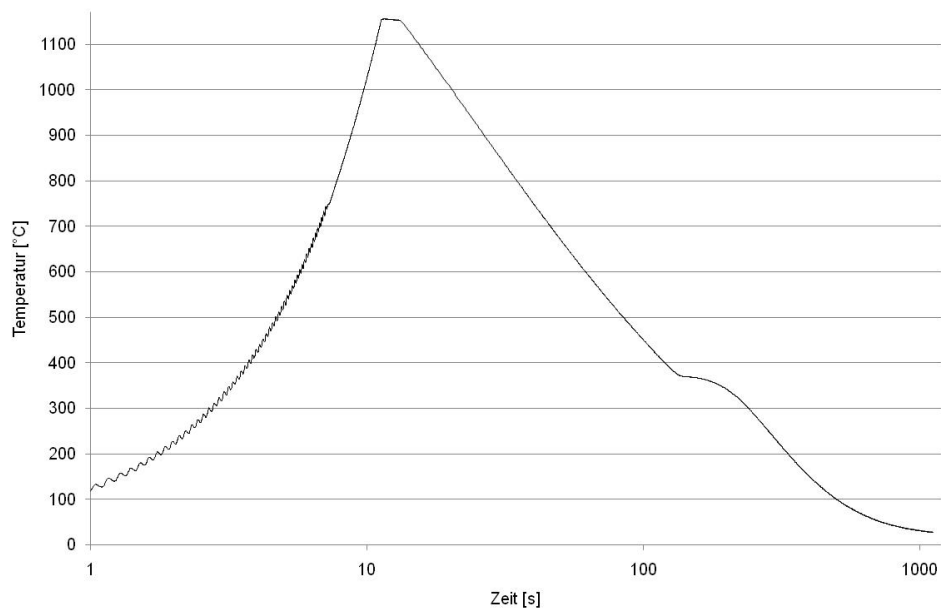


Fig. 210: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1150°C

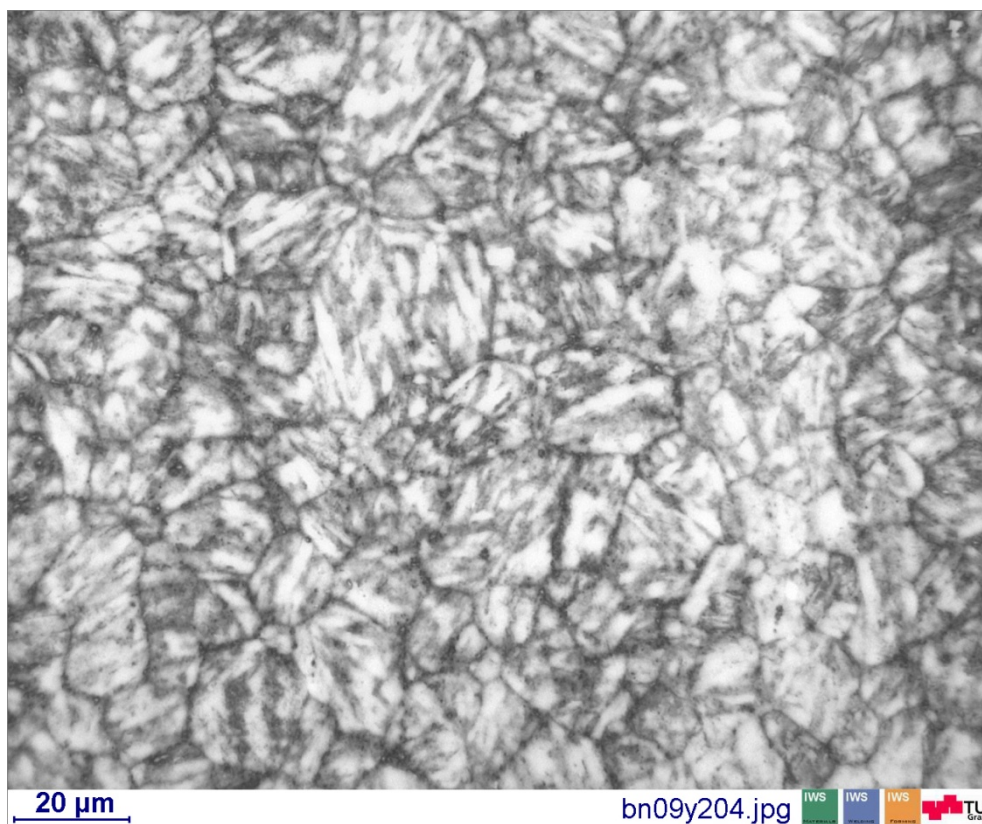


Fig. 211: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1150°C

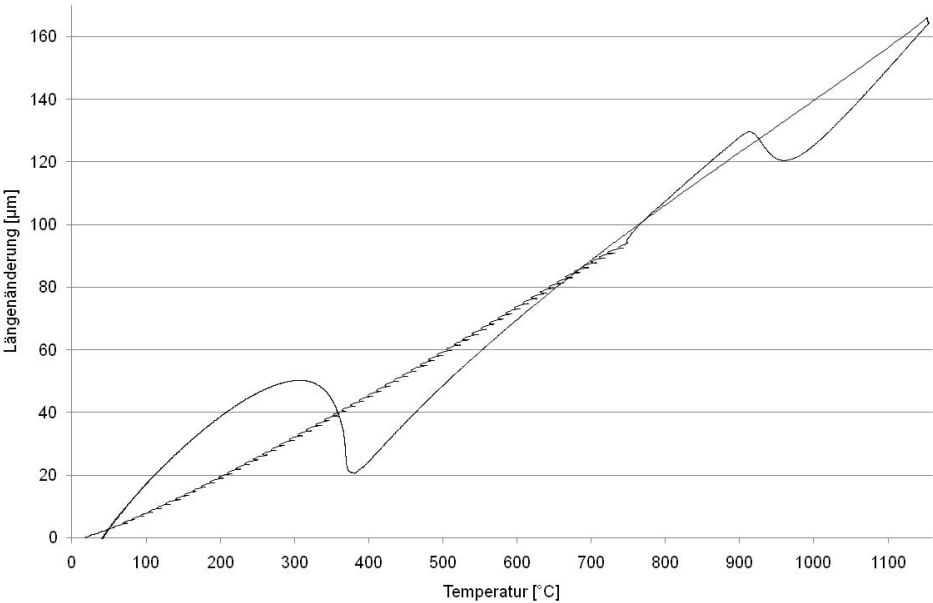


Fig. 212: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1150°C

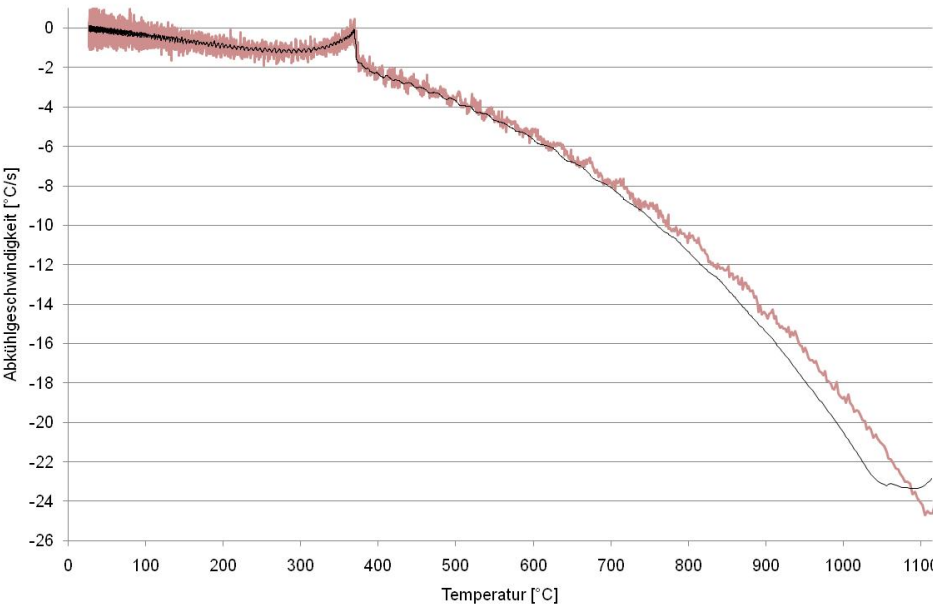


Fig. 213: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1150°C

9.5.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

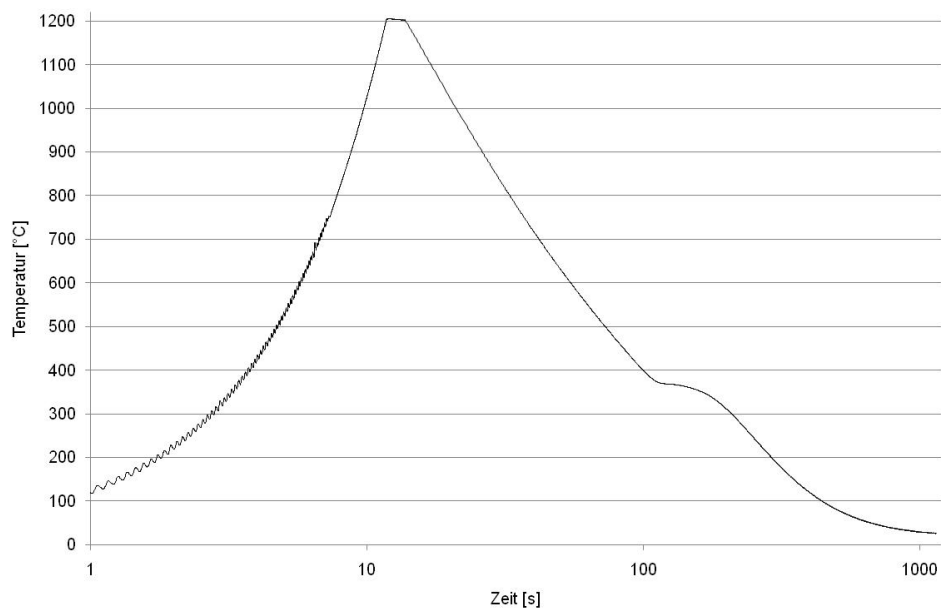


Fig. 214: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1200°C

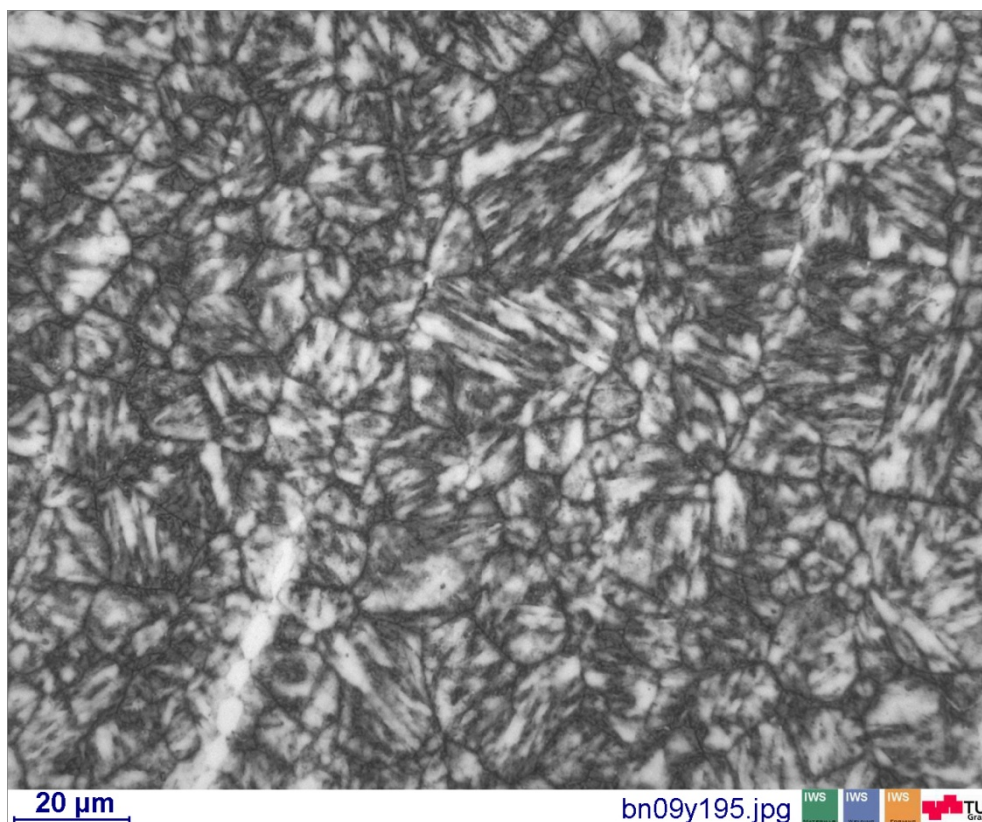


Fig. 215: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1200°C

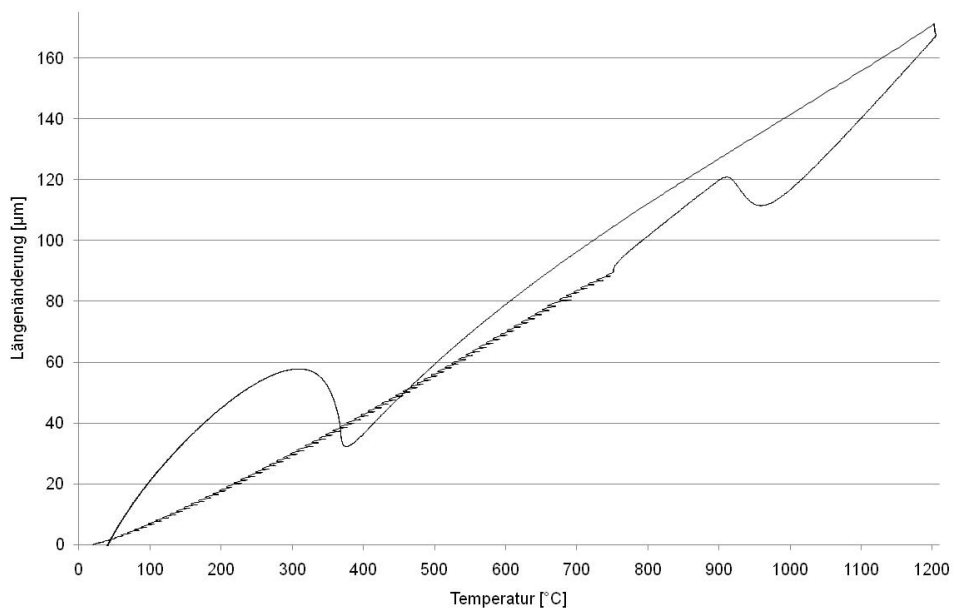


Fig. 216: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1200°C

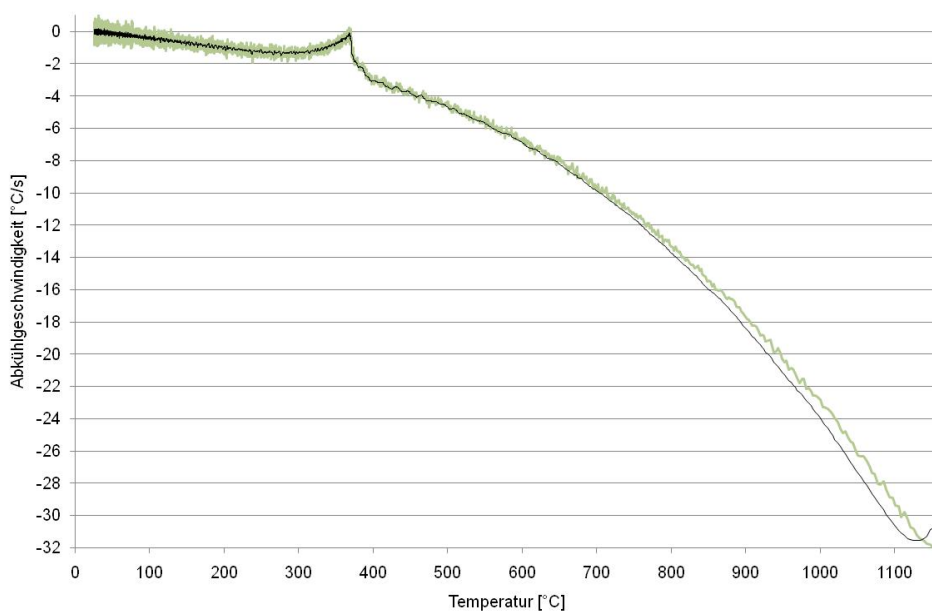


Fig. 217: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1200°C

9.5.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

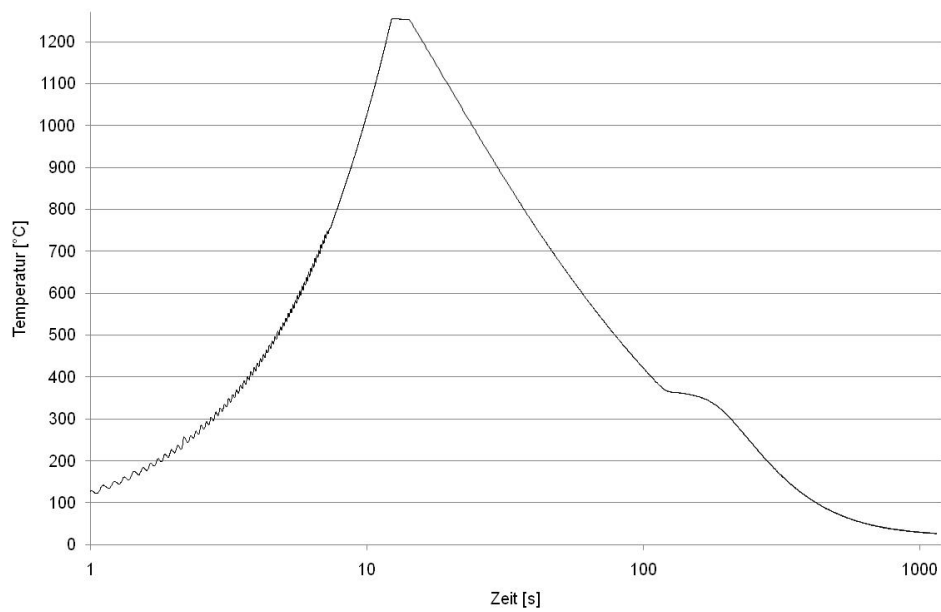


Fig. 218: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1250°C

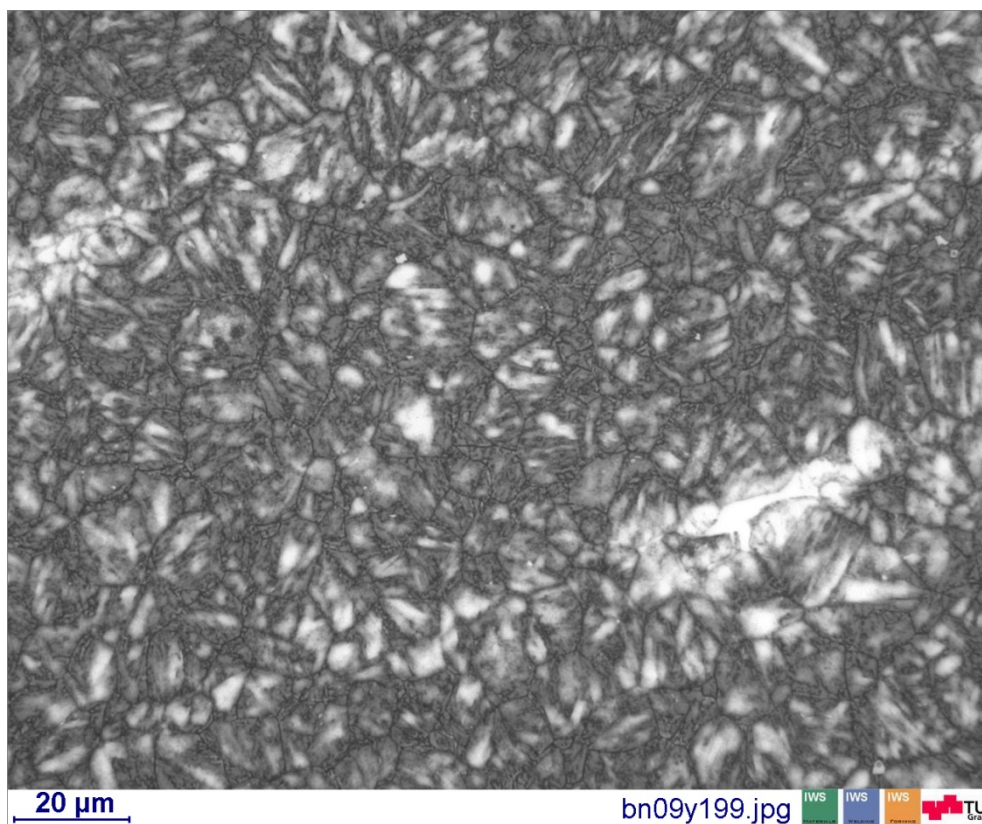


Fig. 219: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1250°C

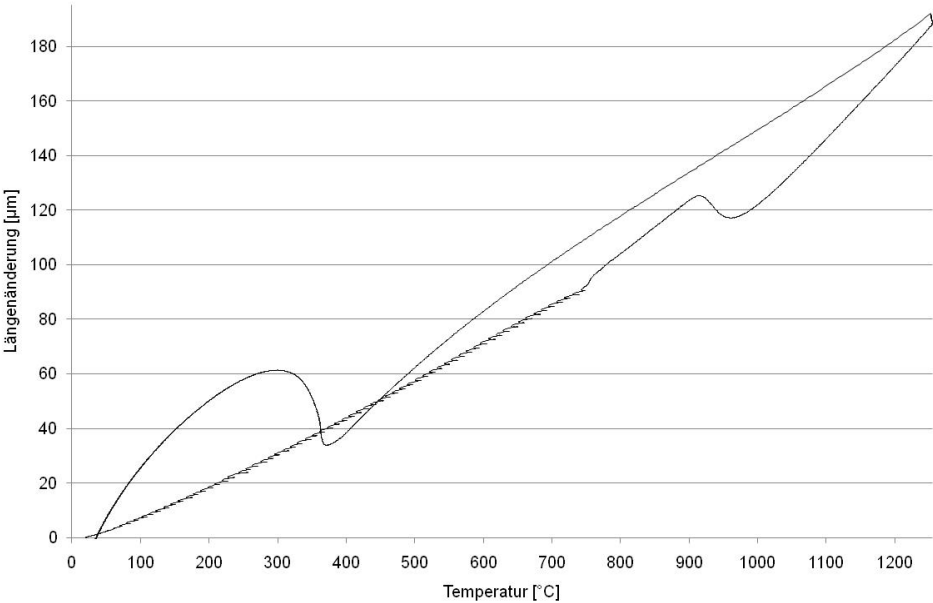


Fig. 220: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1250°C

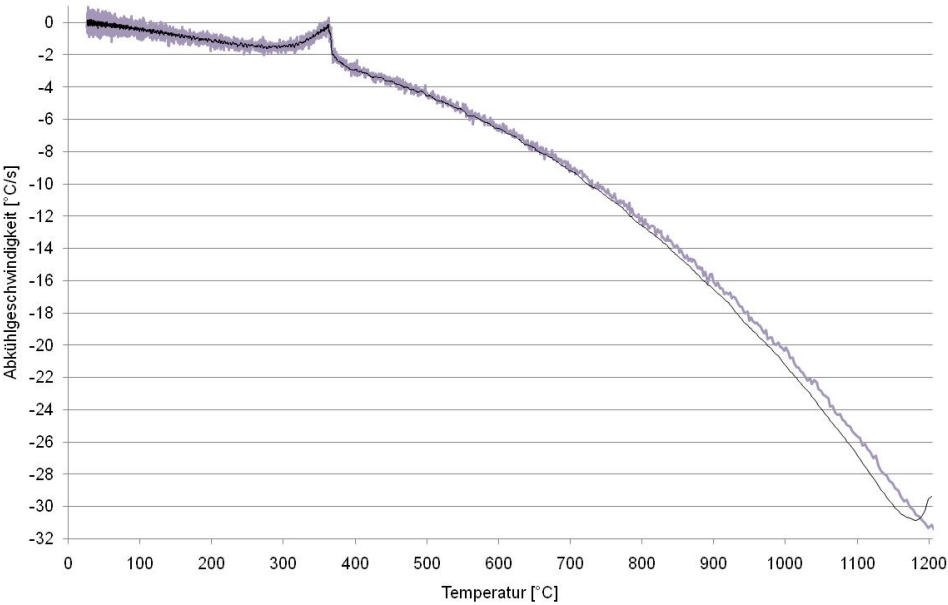


Fig. 221: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1250°C

9.5.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

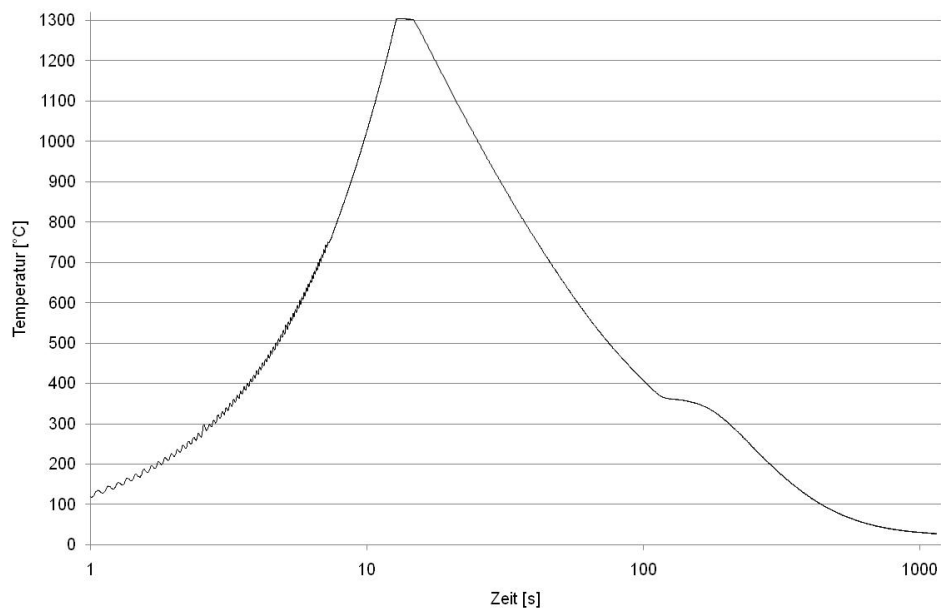


Fig. 222: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2562 - T_p 1300°C

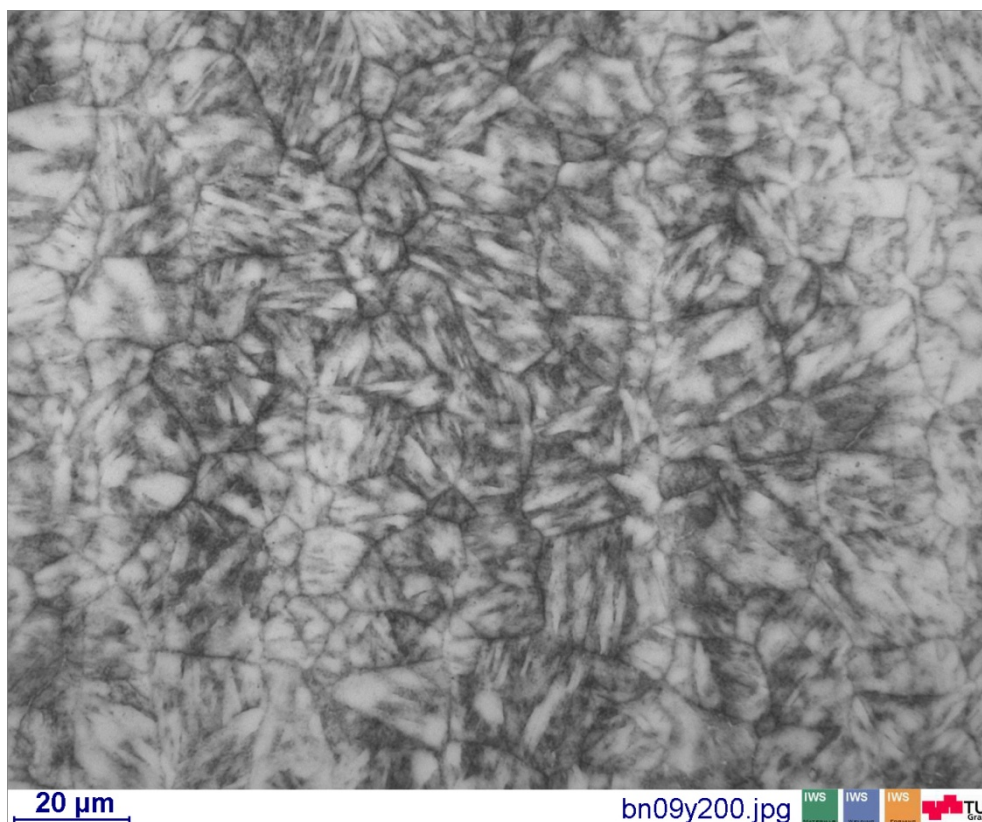


Fig. 223: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2562 - T_p 1300°C

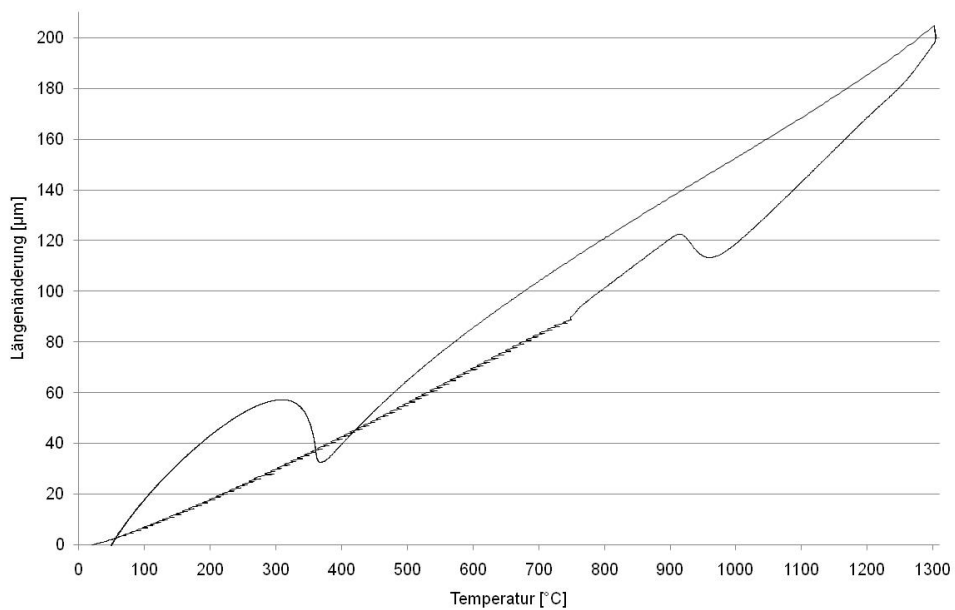


Fig. 224: Längenänderung der MNB Legierung - 2562 - T_P 1300°C

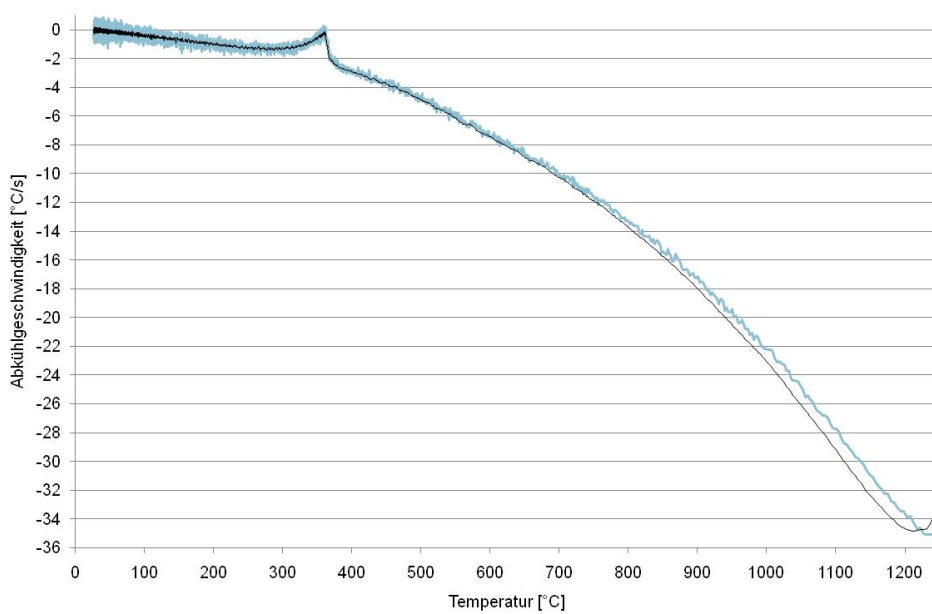
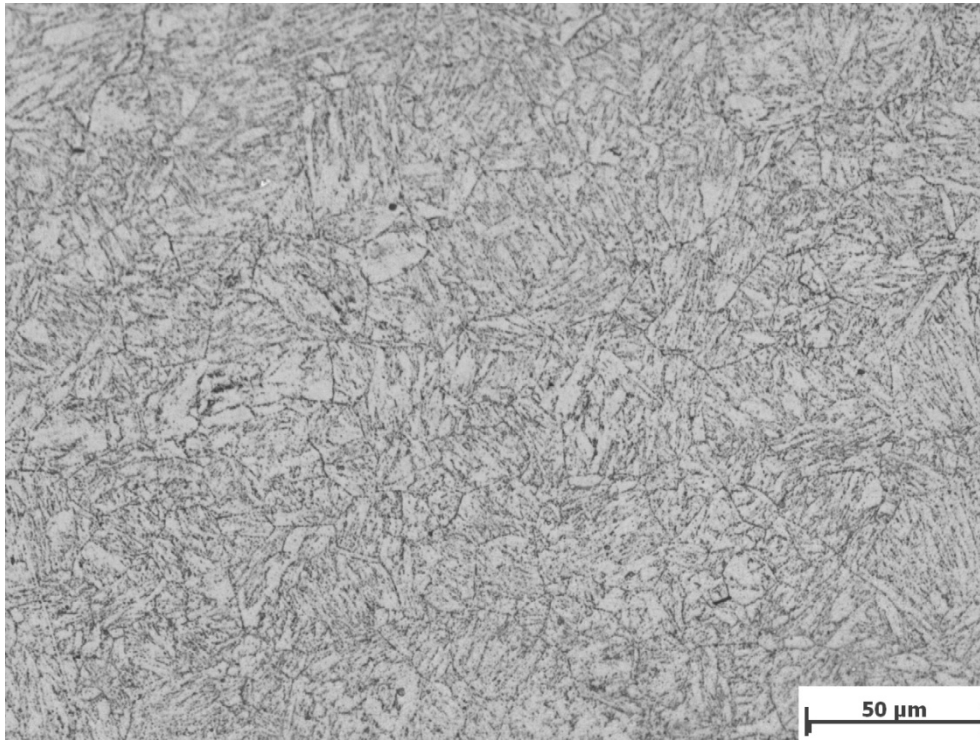


Fig. 225: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2562 - T_P 1300°C

9.6 Material 2602

9.6.1 Grundwerkstoff



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: bn09y265.jpg



Fig. 226: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - Grundwerkstoff

9.6.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

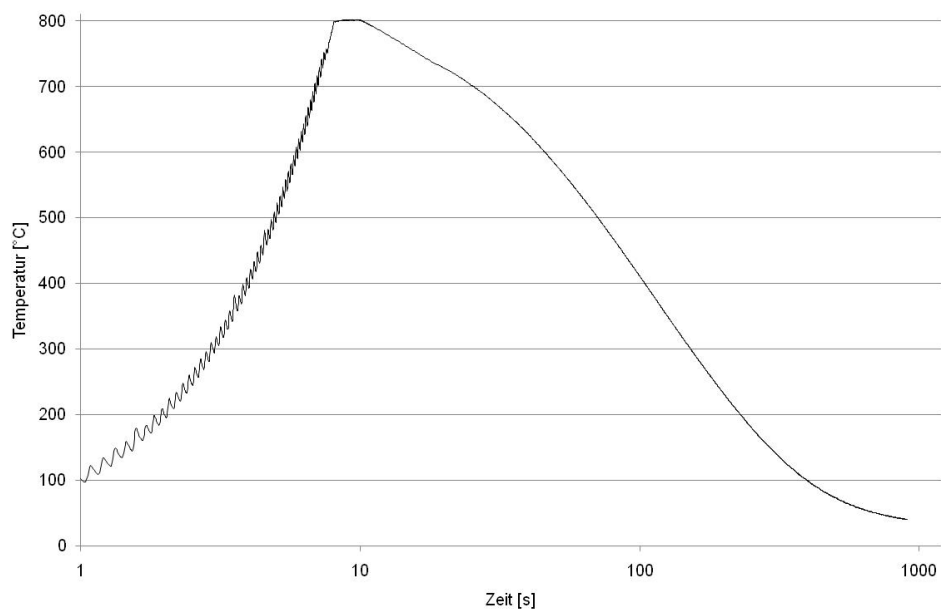


Fig. 227: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 800°C

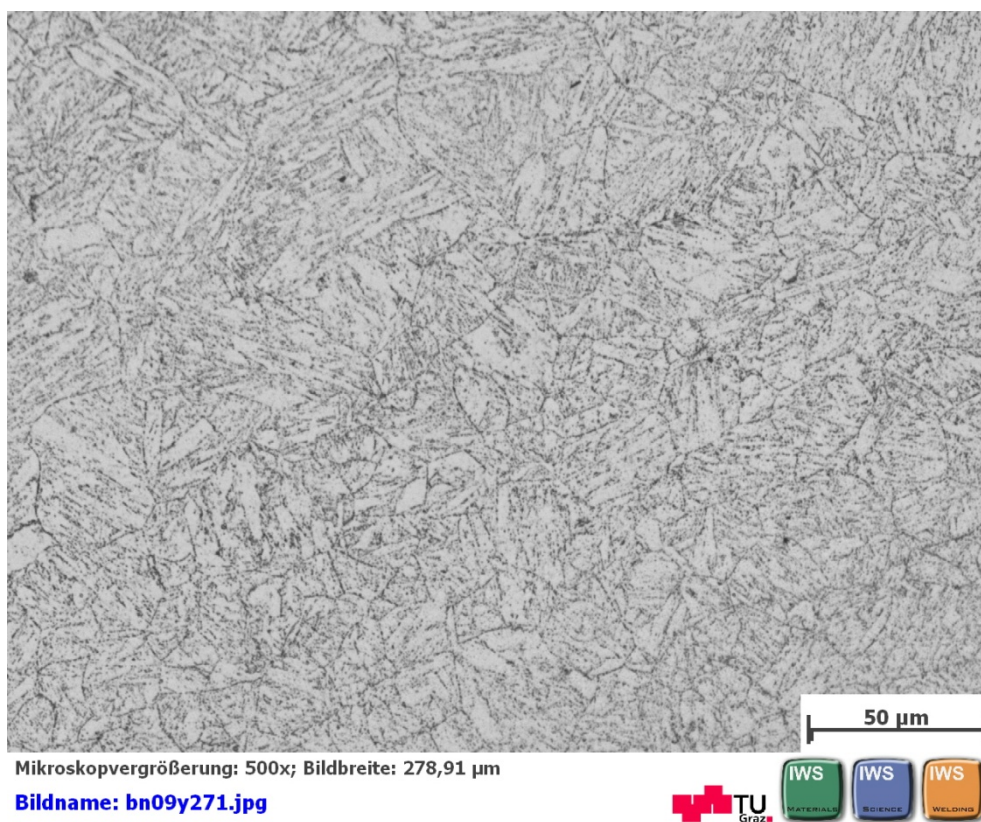


Fig. 228: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 800°C

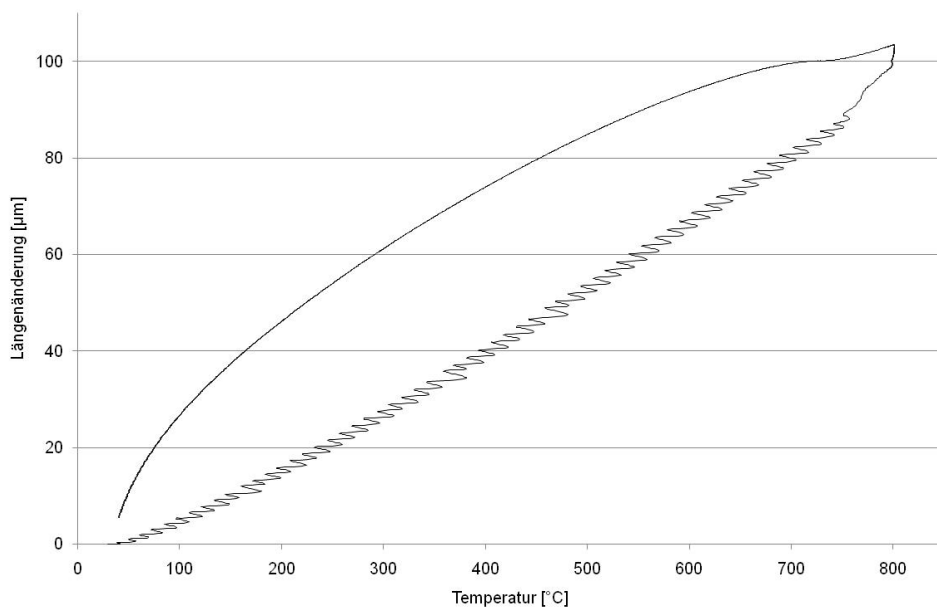


Fig. 229: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 800°C

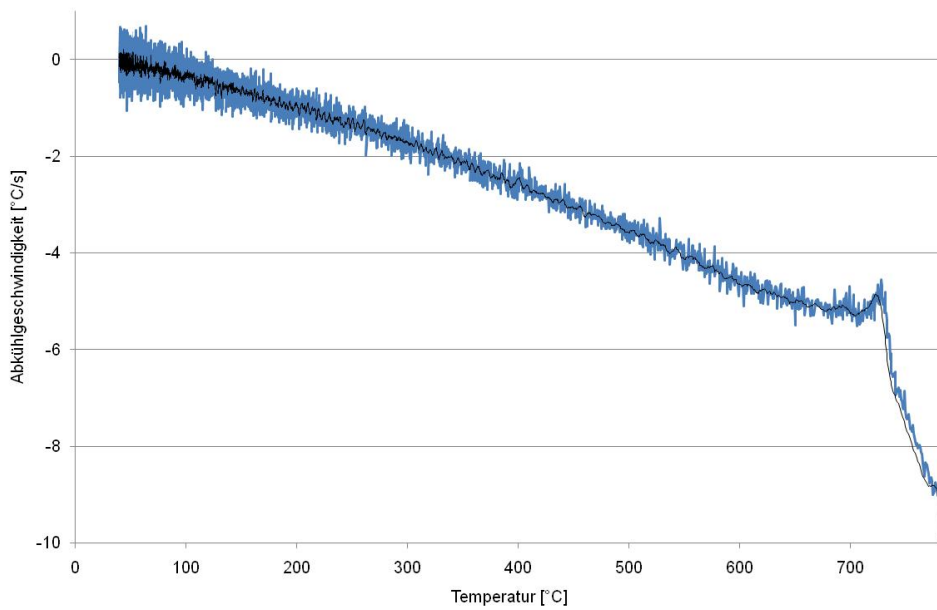


Fig. 230: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 800°C

9.6.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

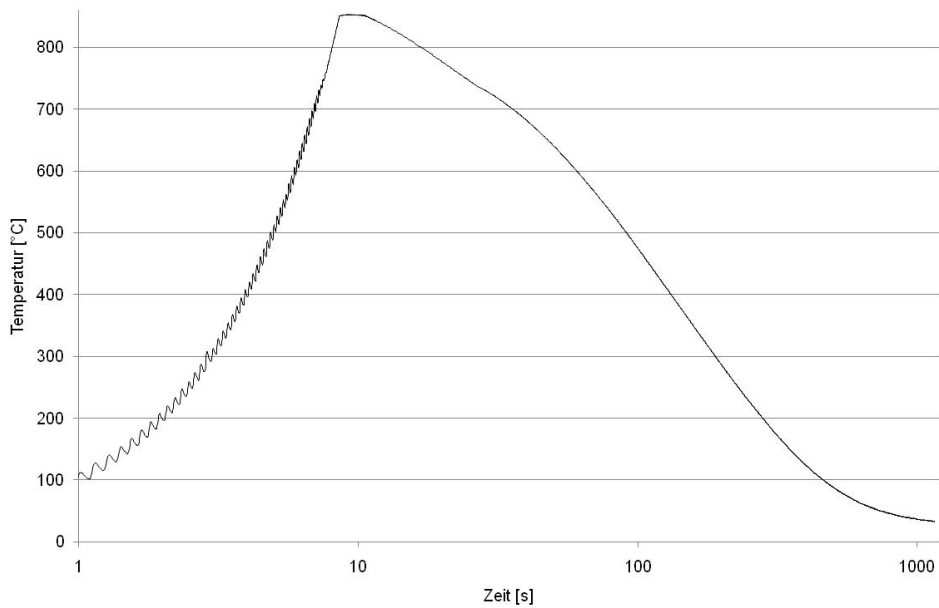
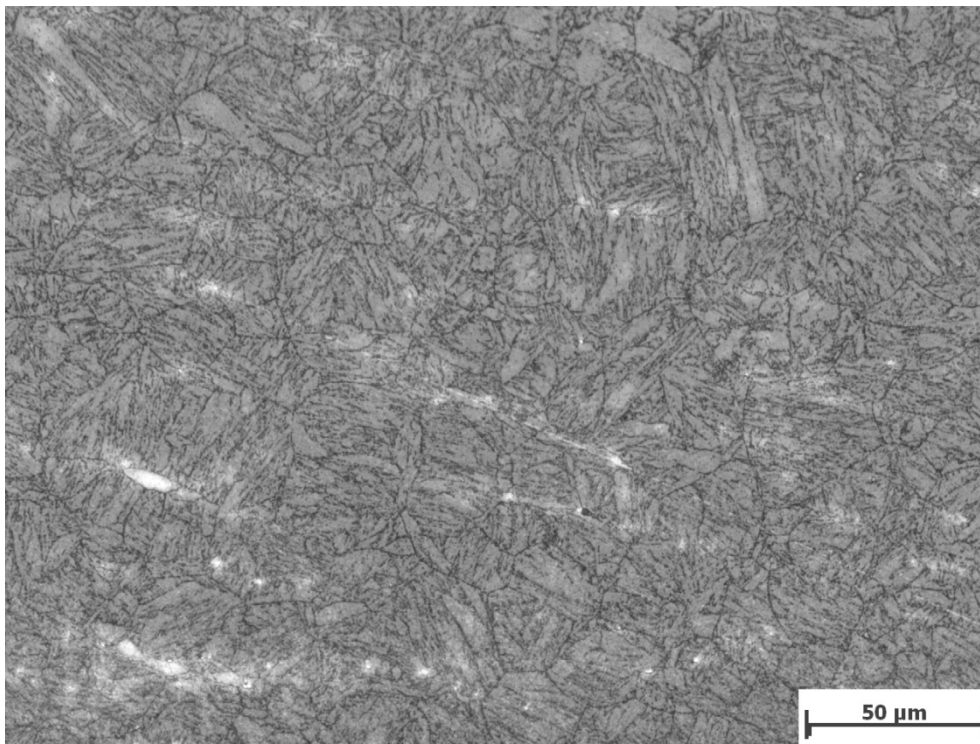


Fig. 231: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 850°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y269.jpg



Fig. 232: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 850°C

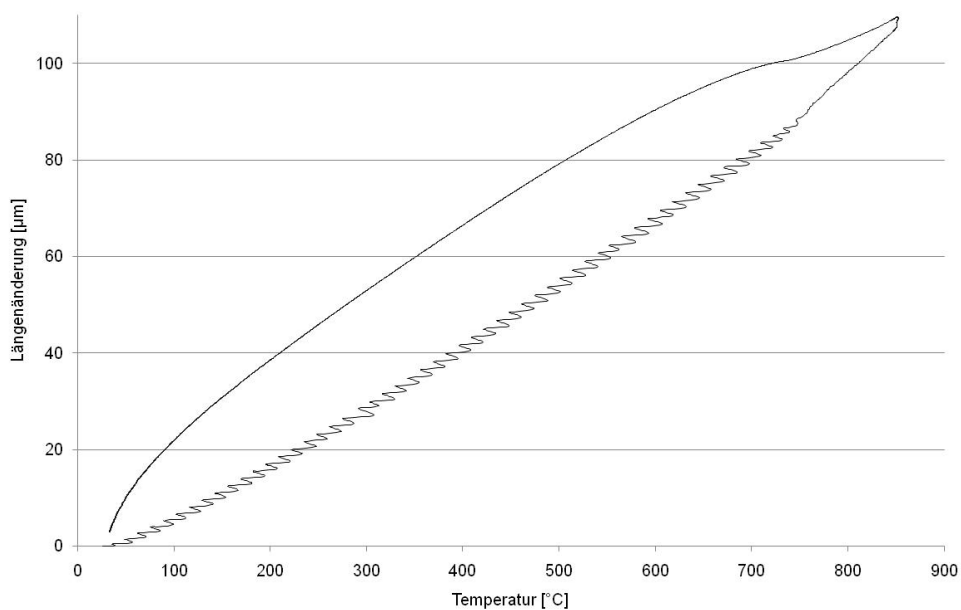


Fig. 233: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 850°C

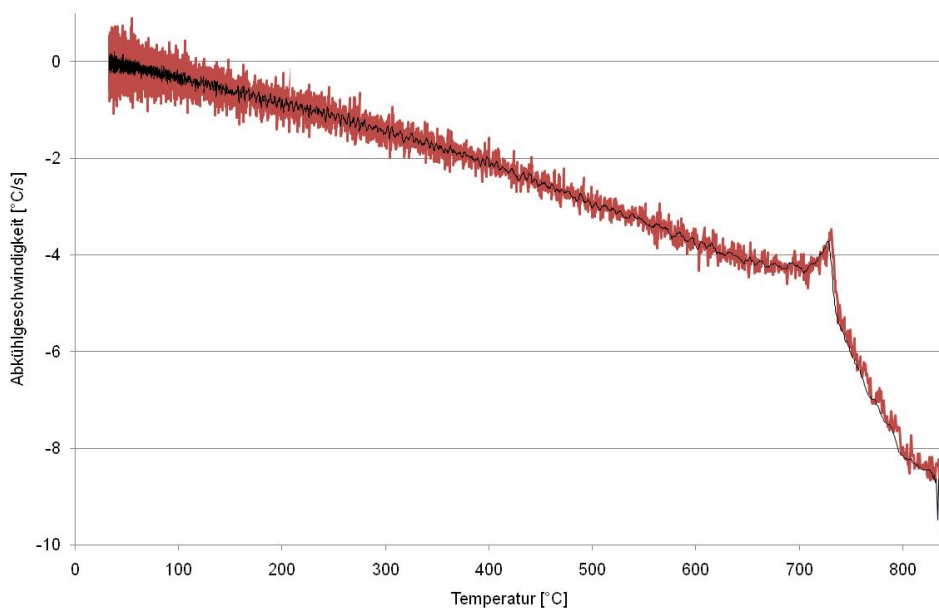


Fig. 234: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 850°C

9.6.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

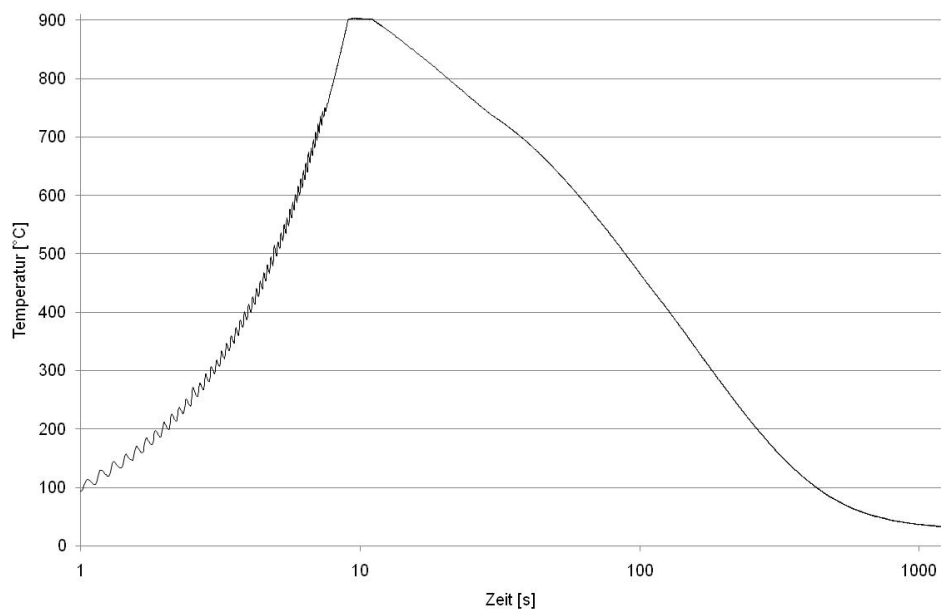
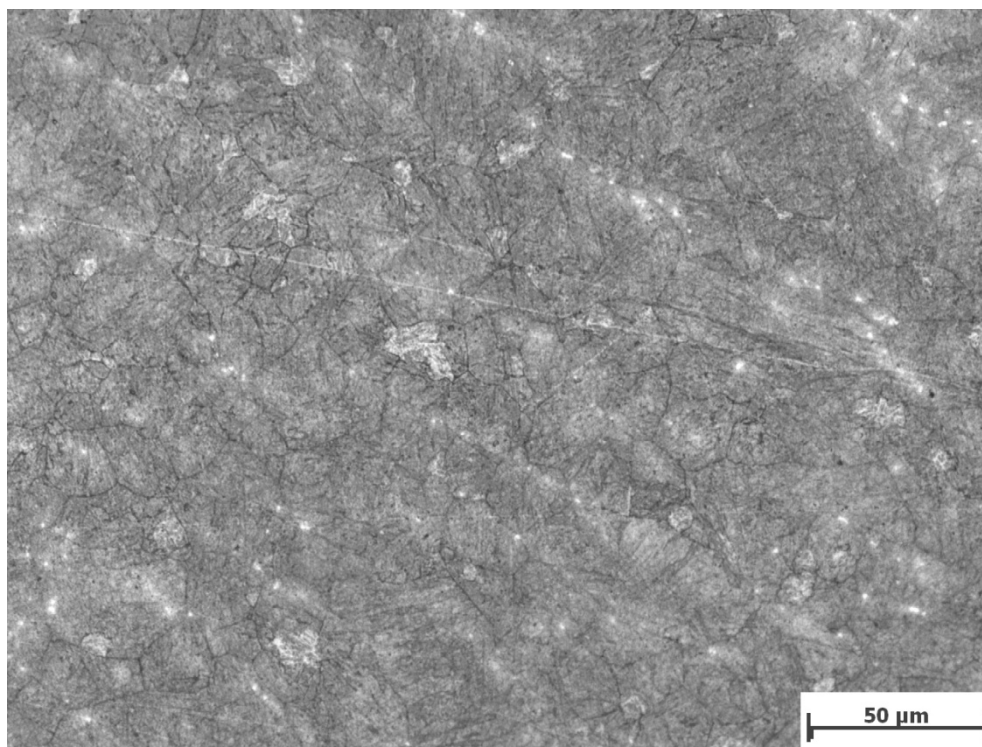


Fig. 235: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 900°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y267.jpg



Fig. 236: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 900°C

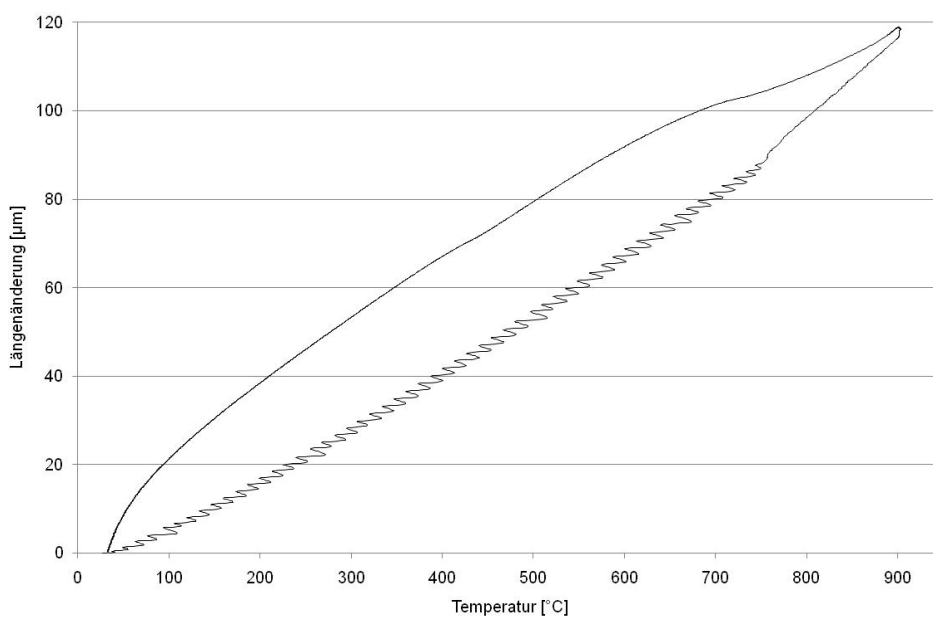


Fig. 237: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 900°C

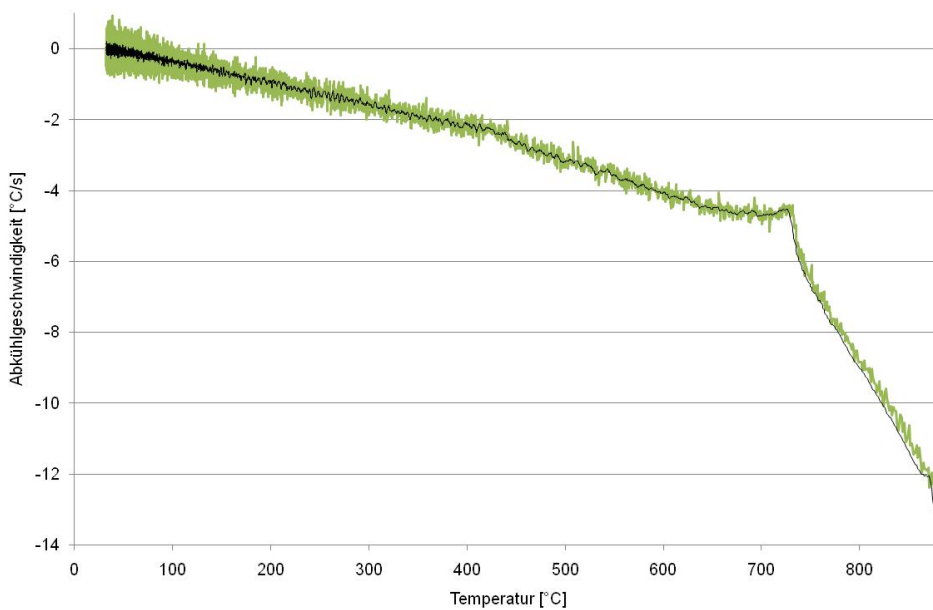


Fig. 238: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 900°C

9.6.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

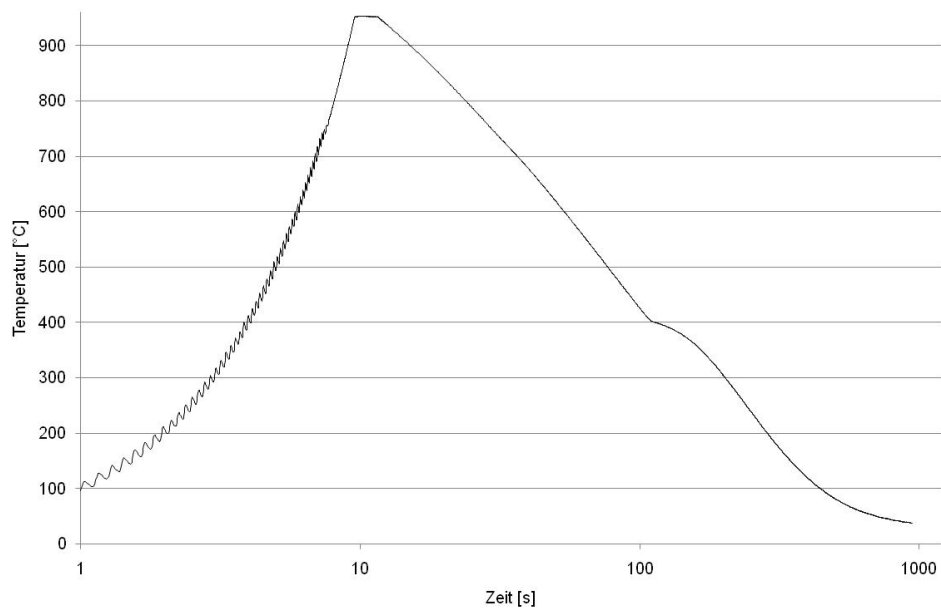
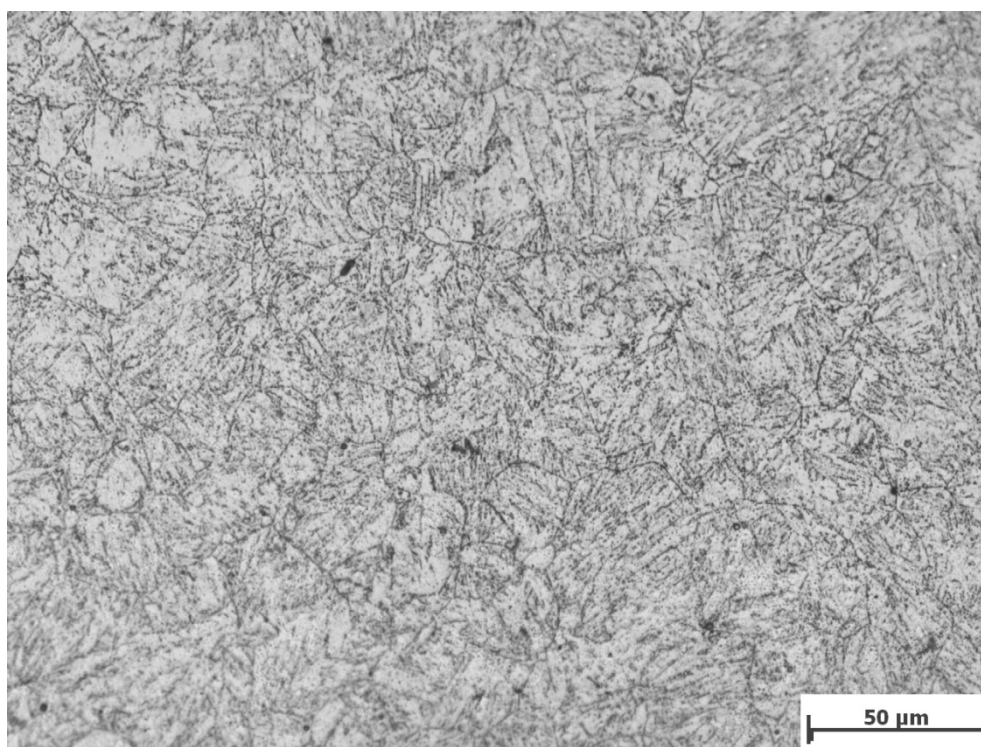


Fig. 239: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 950°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y273.jpg



Fig. 240: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 950°C

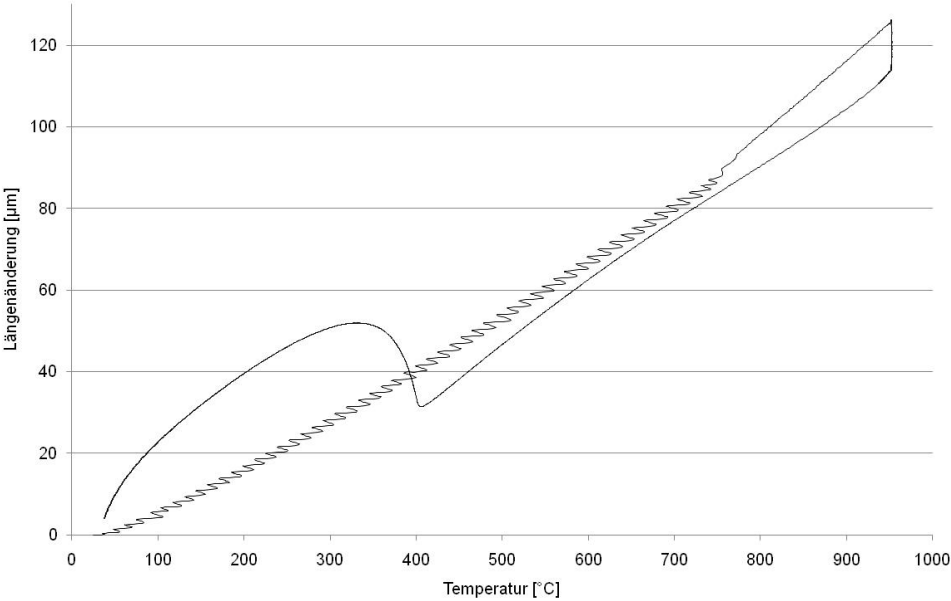


Fig. 241: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 950°C

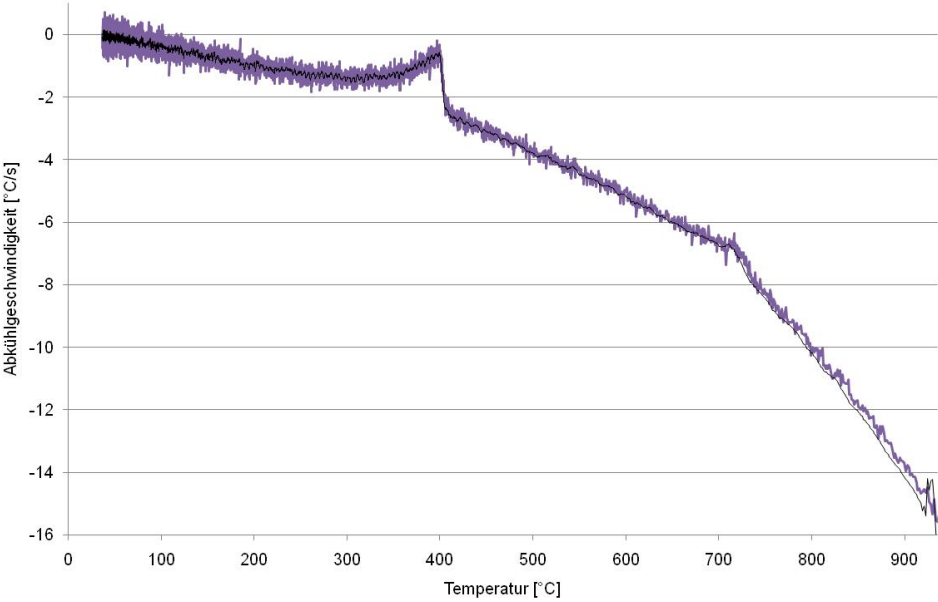


Fig. 242: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 950°C

9.6.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

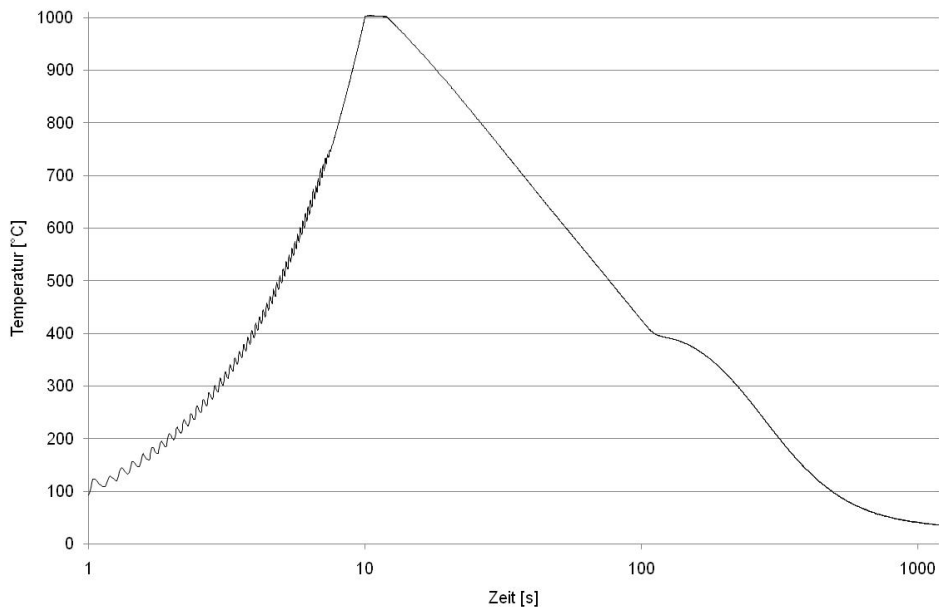
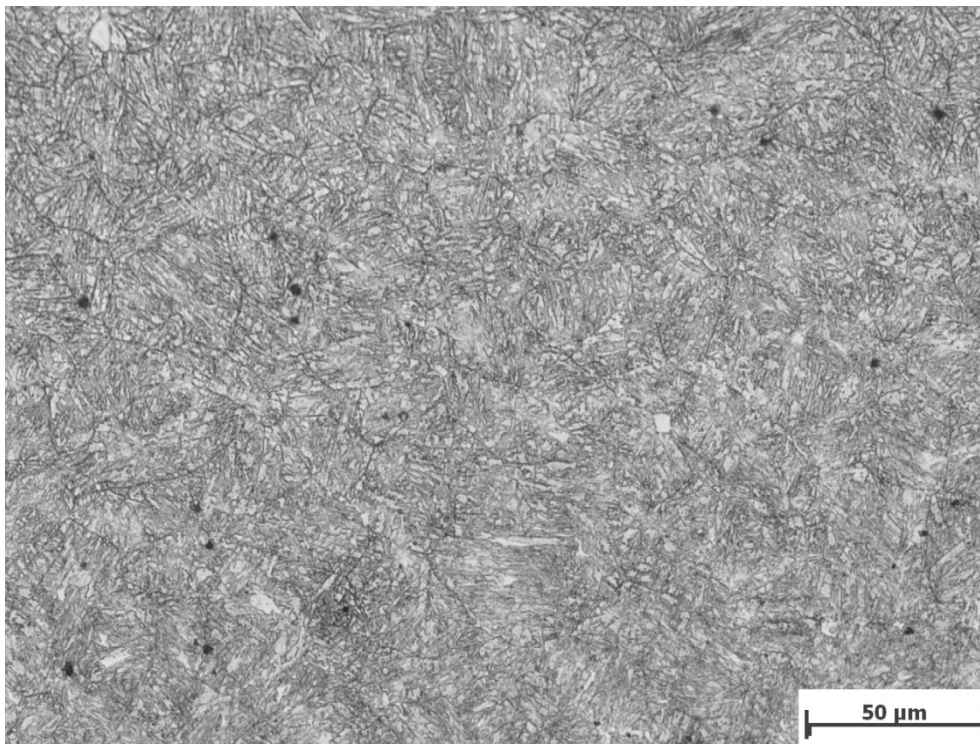


Fig. 243: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1000°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y283.jpg



Fig. 244: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1000°C

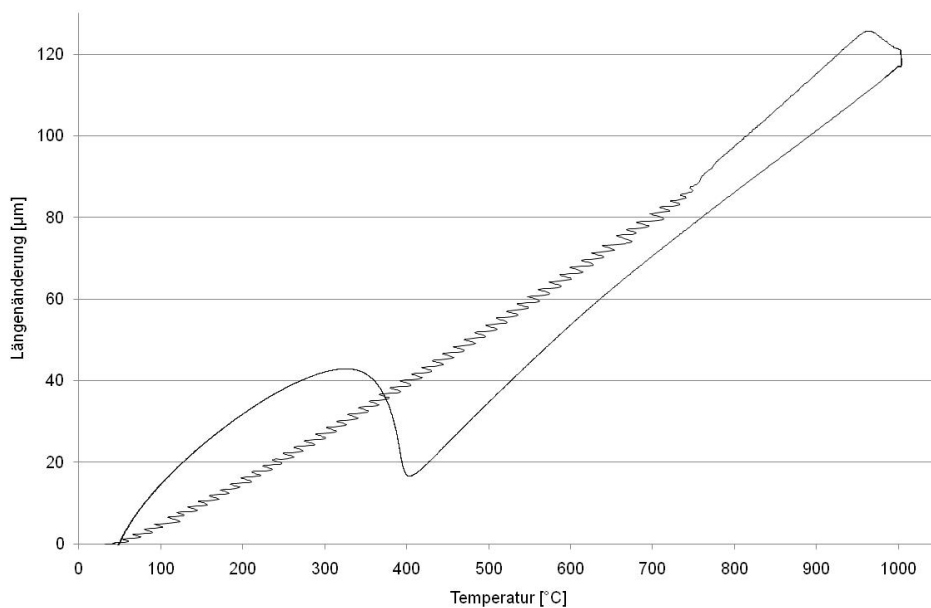


Fig. 245: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1000°C

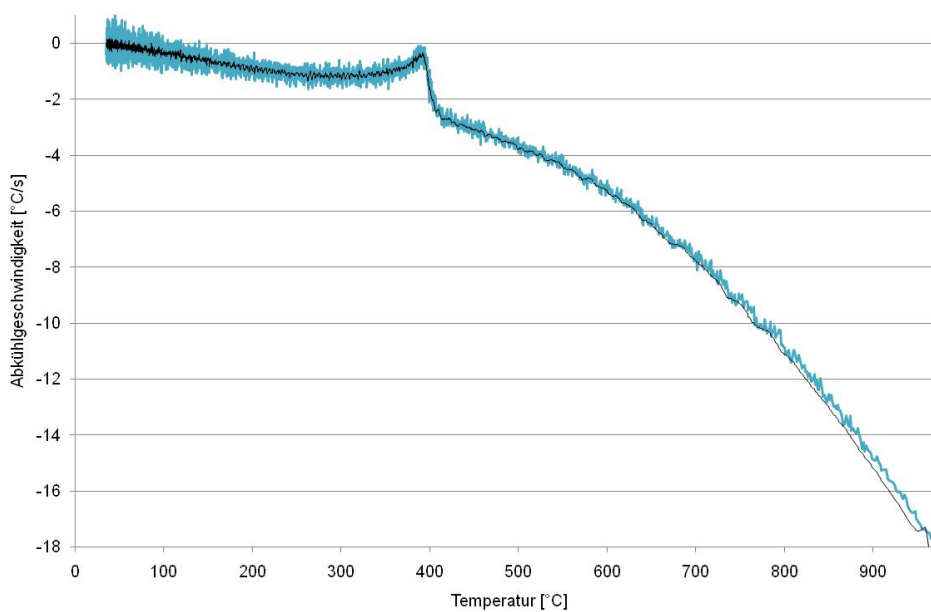


Fig. 246: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1000°C

9.6.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

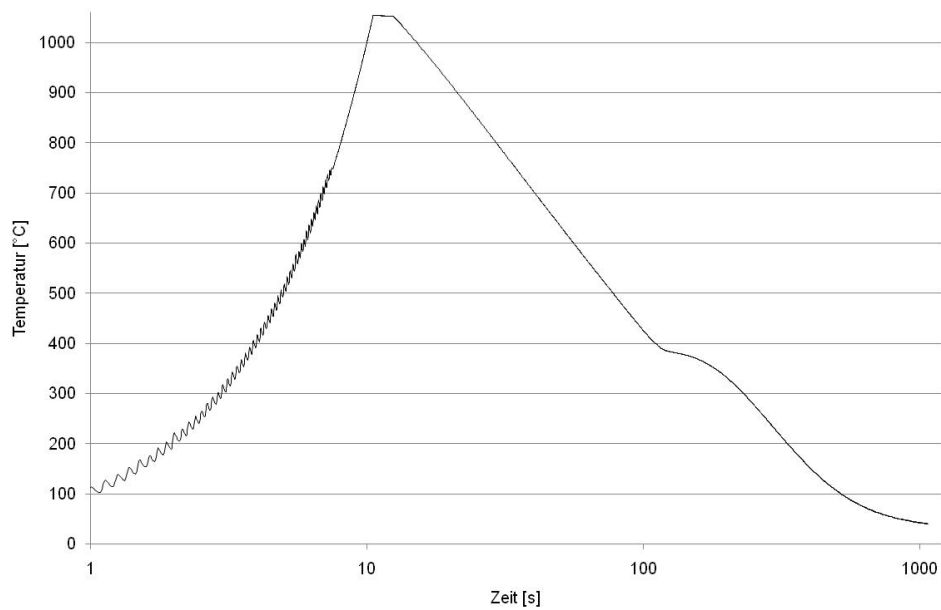
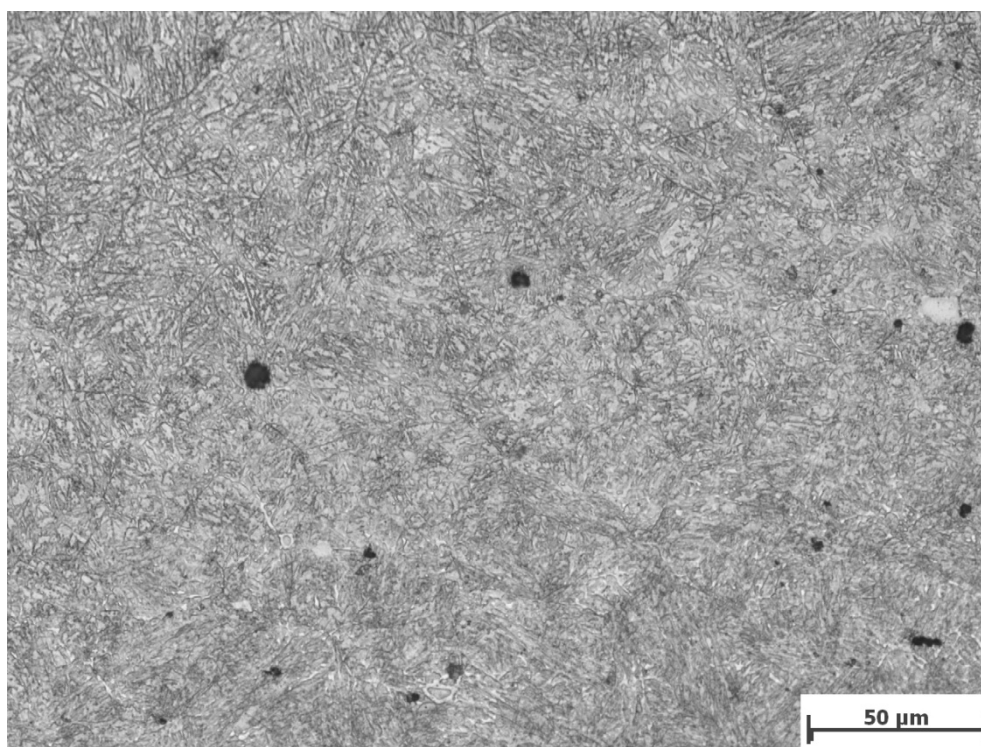


Fig. 247: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1050°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y280.jpg



Fig. 248: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1050°C

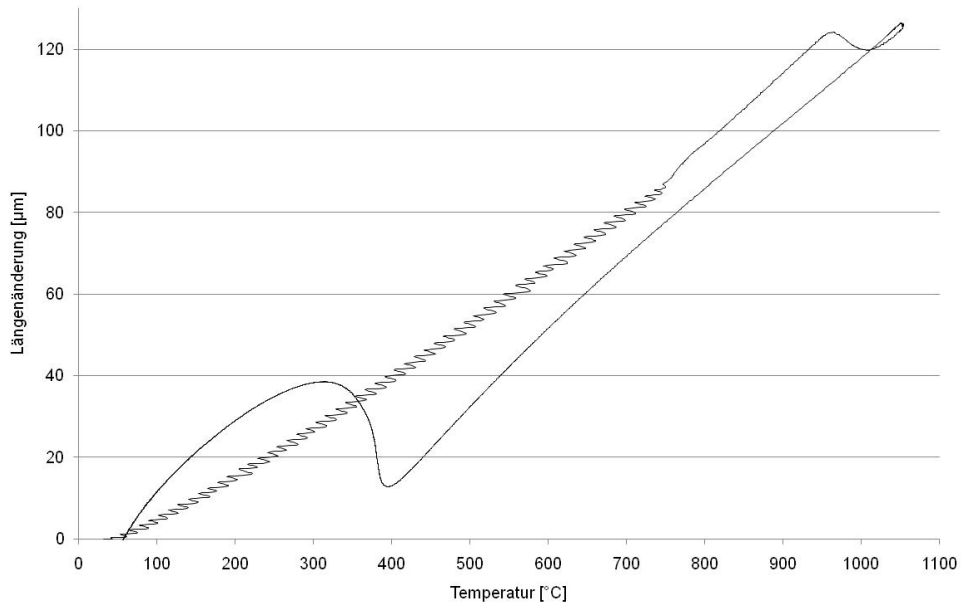


Fig. 249: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 1050°C

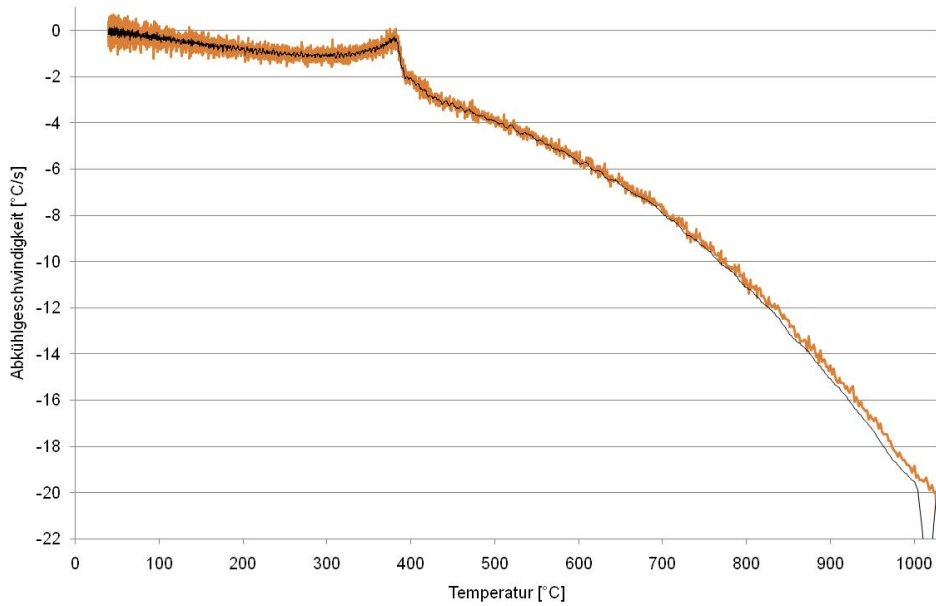


Fig. 250: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 1050°C

9.6.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

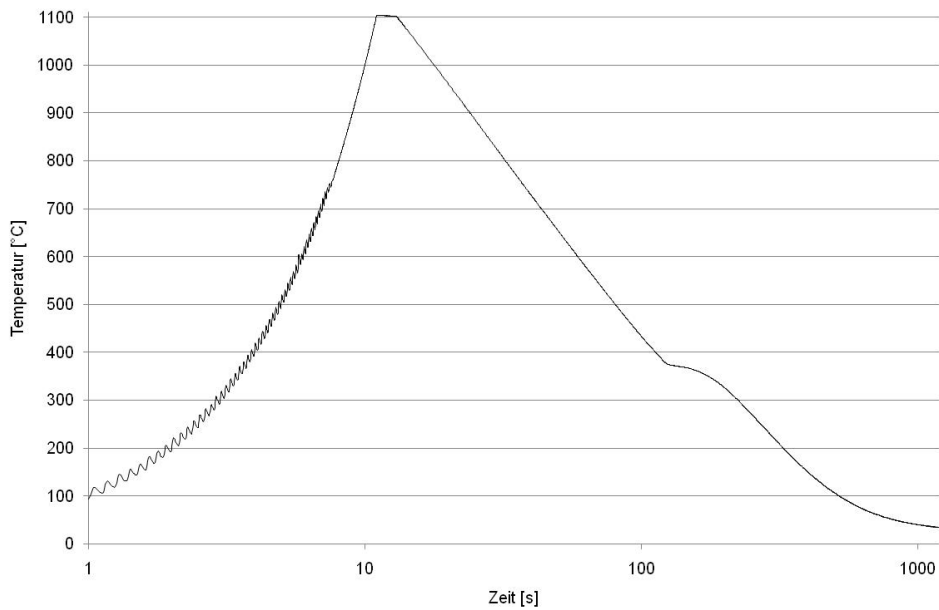
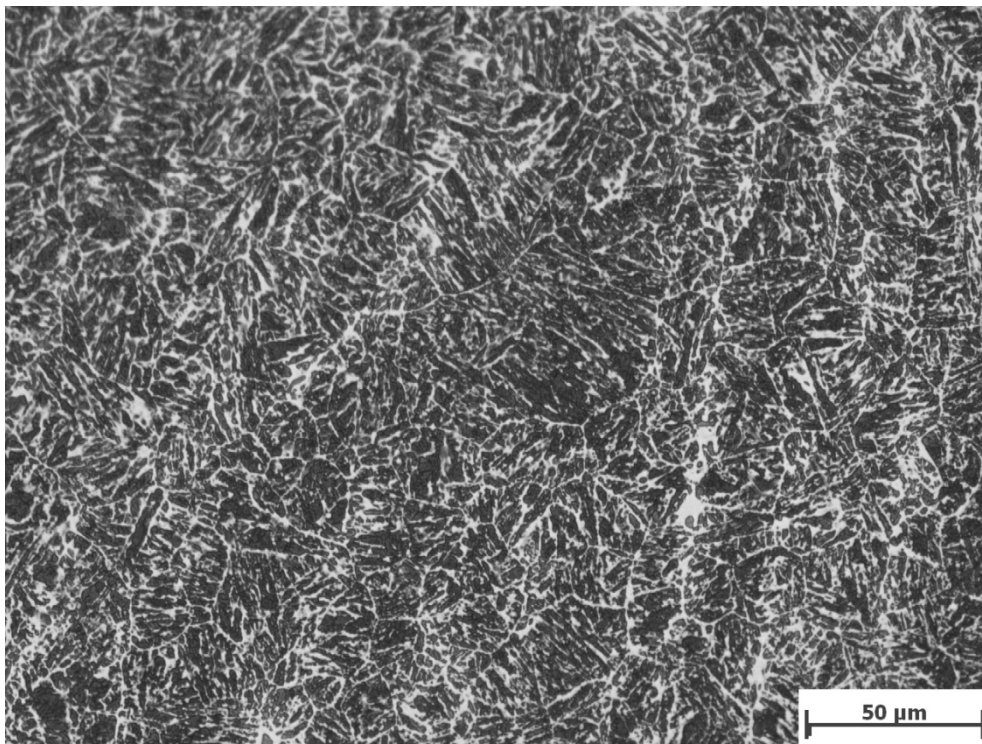


Fig. 251: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1100°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y284.jpg



Fig. 252: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1100°C

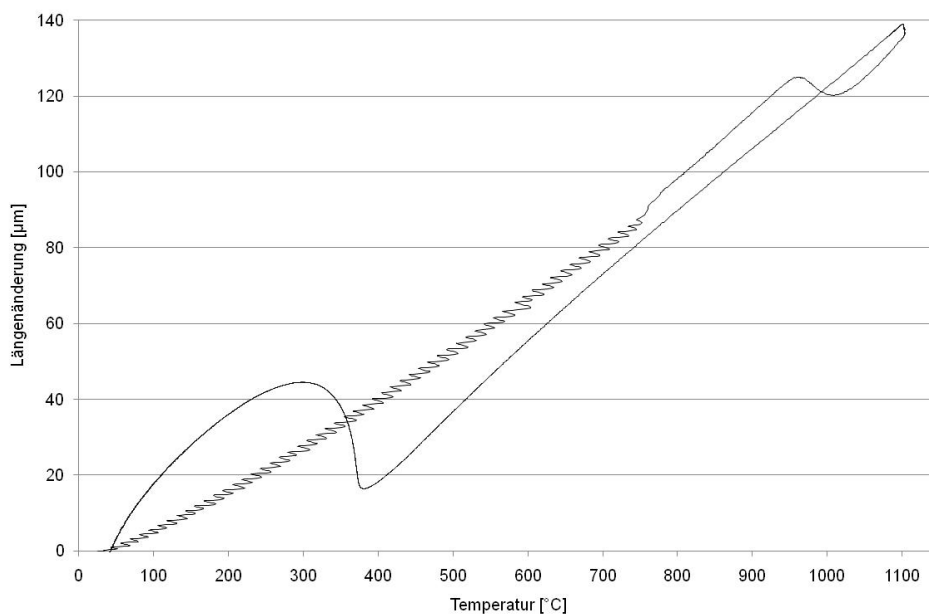


Fig. 253: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1100°C

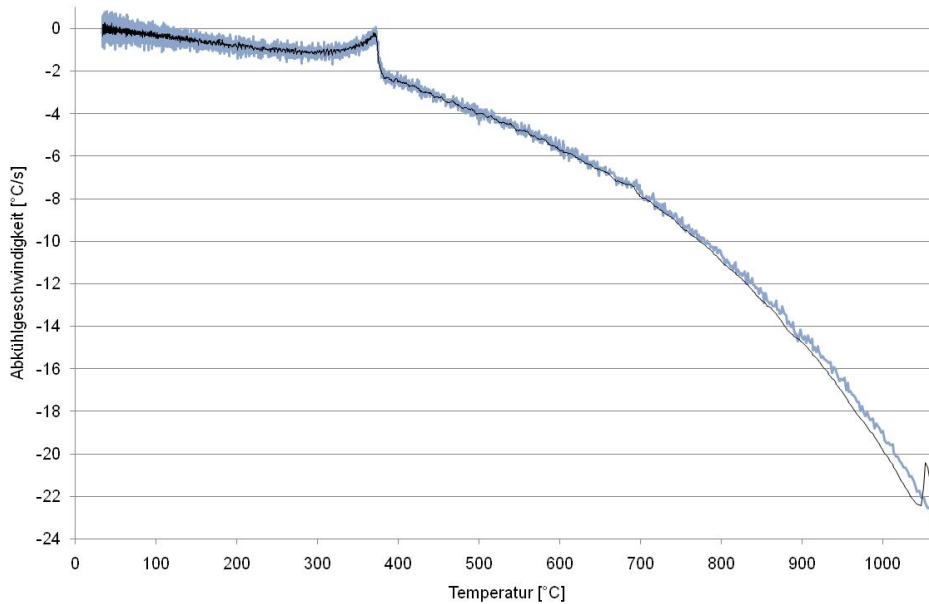


Fig. 254: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1100°C

9.6.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

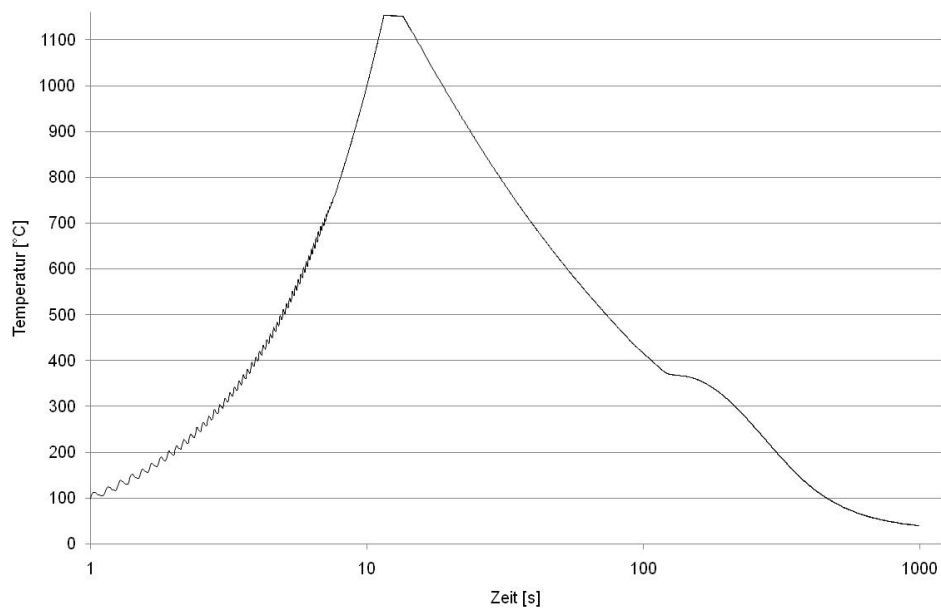
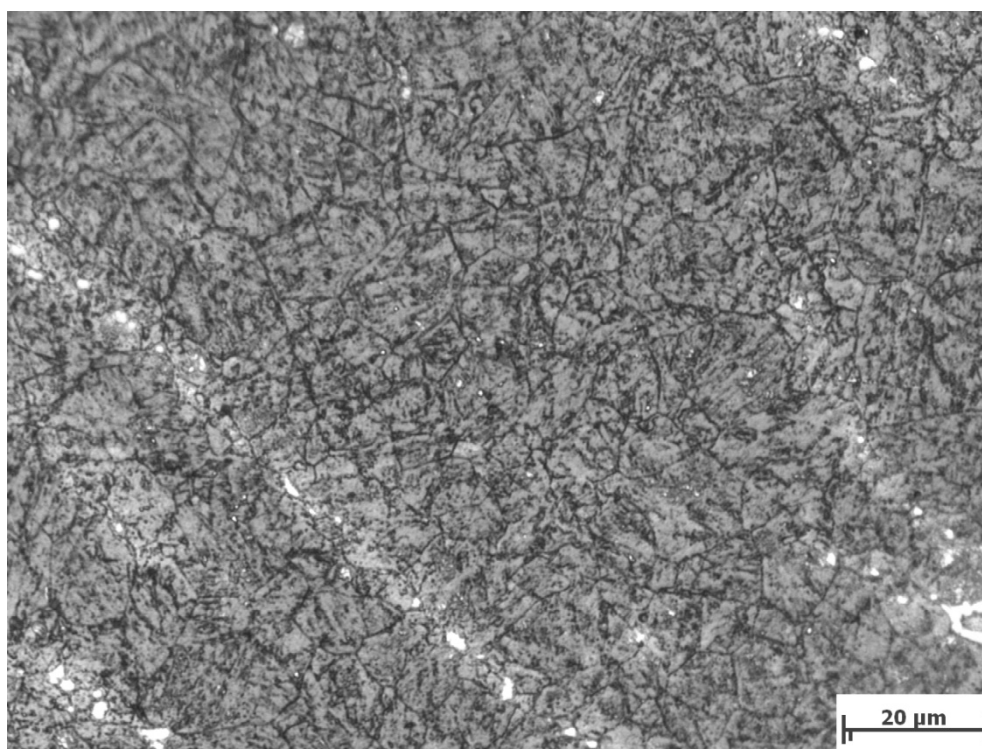


Fig. 255: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1150°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: bn09y272.jpg



Fig. 256: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1150°C

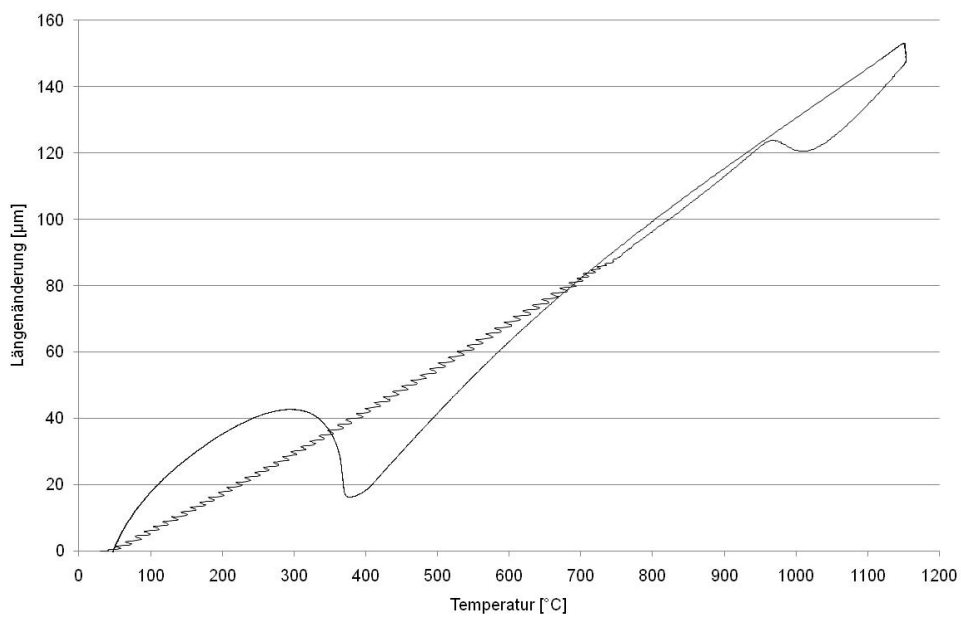


Fig. 257: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1150°C

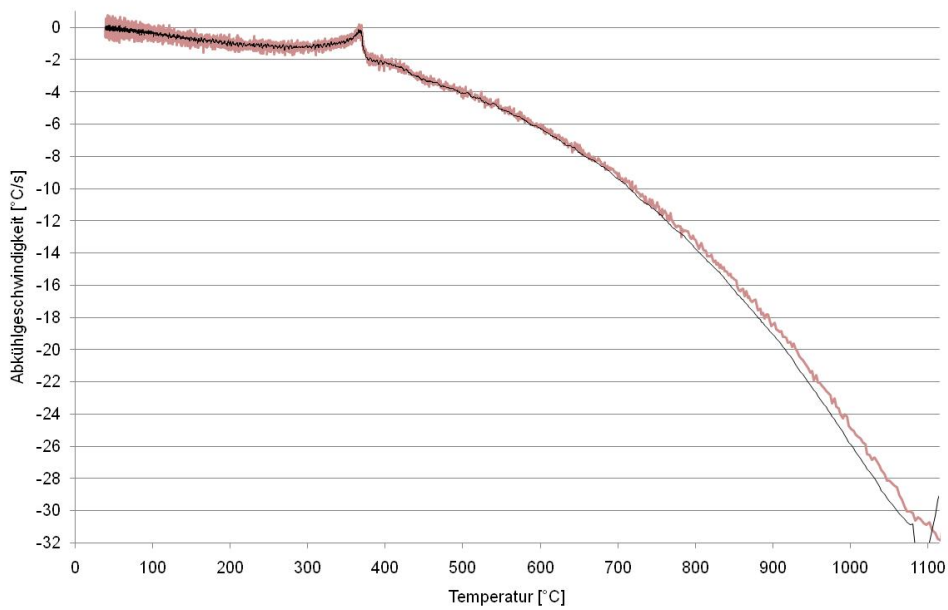


Fig. 258: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1150°C

9.6.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

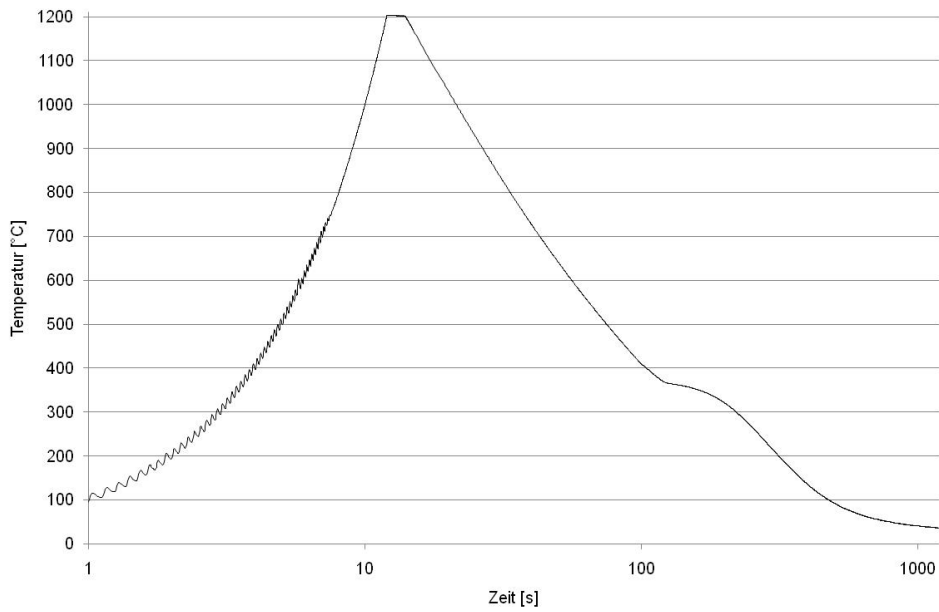
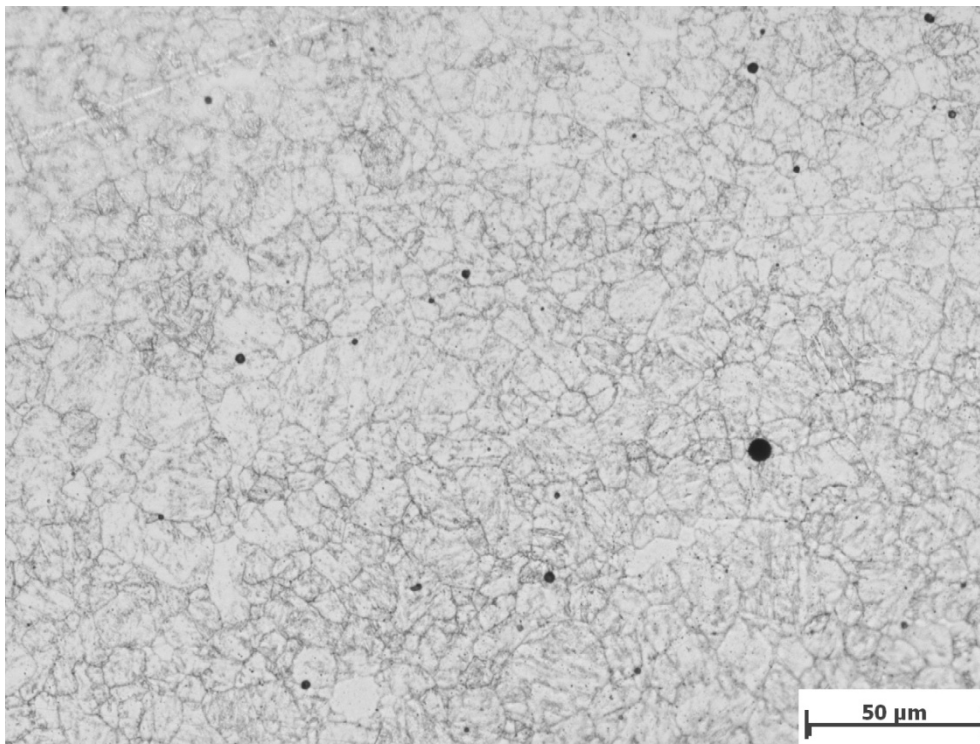


Fig. 259: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1200°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y275.jpg



Fig. 260: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1200°C

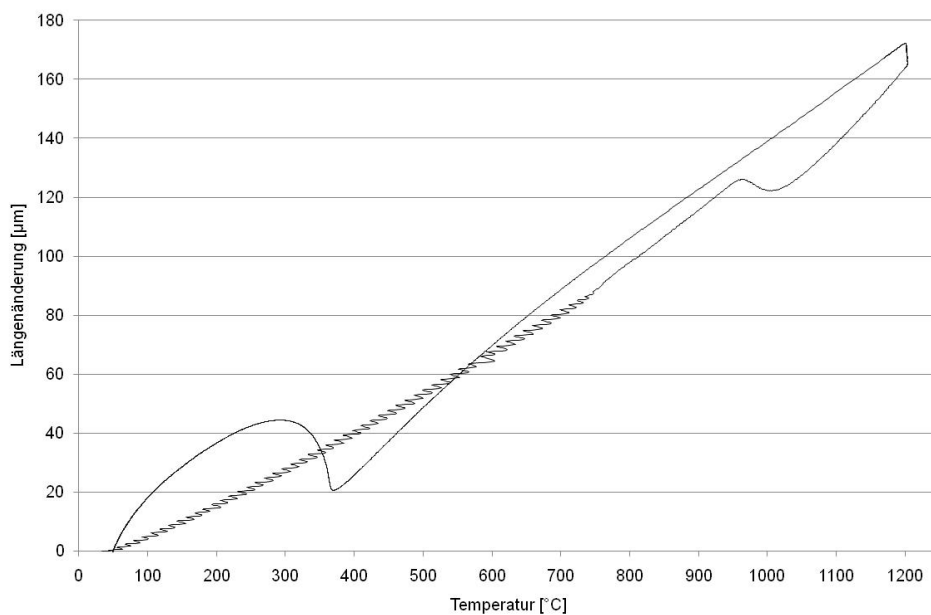


Fig. 261: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_P 1200°C

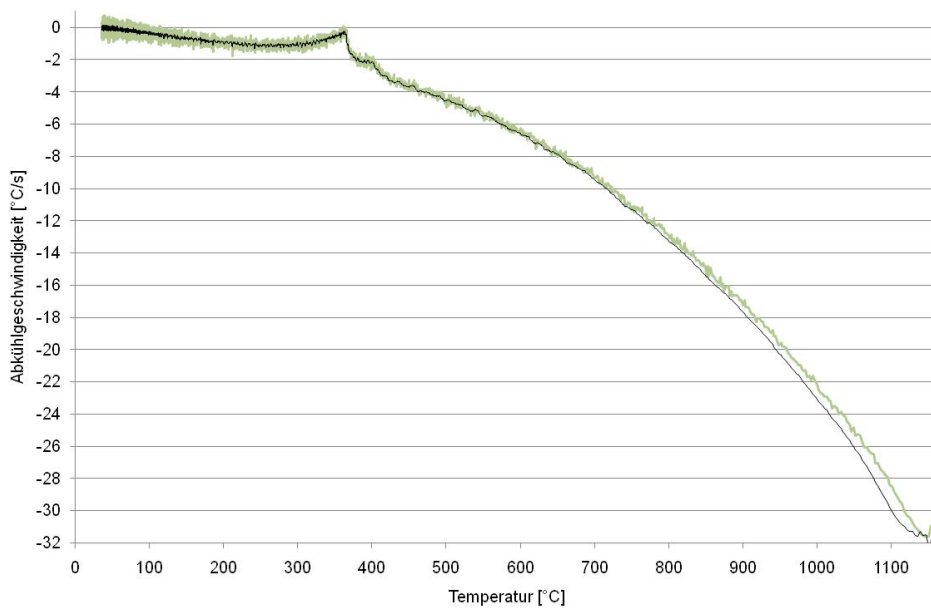


Fig. 262: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_P 1200°C

9.6.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

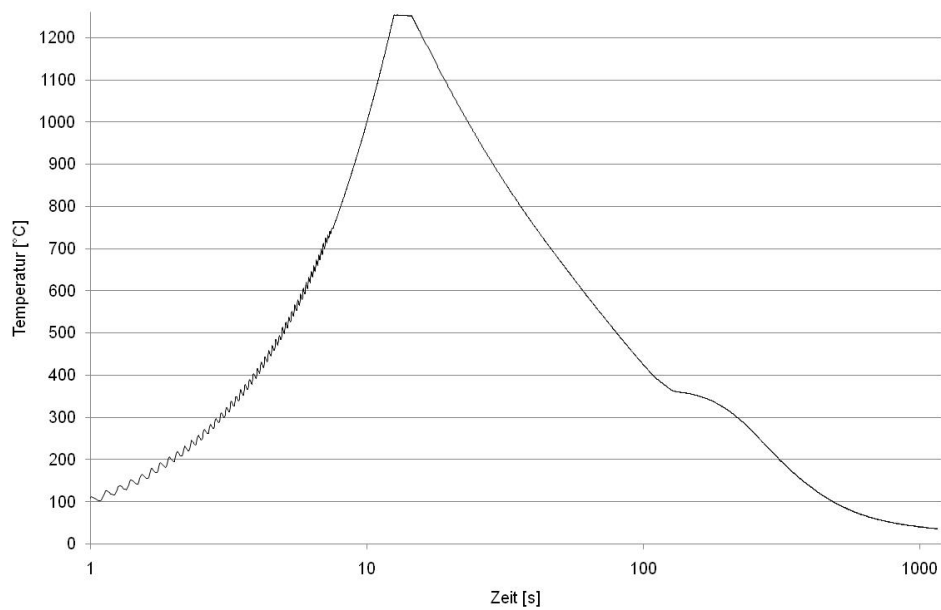
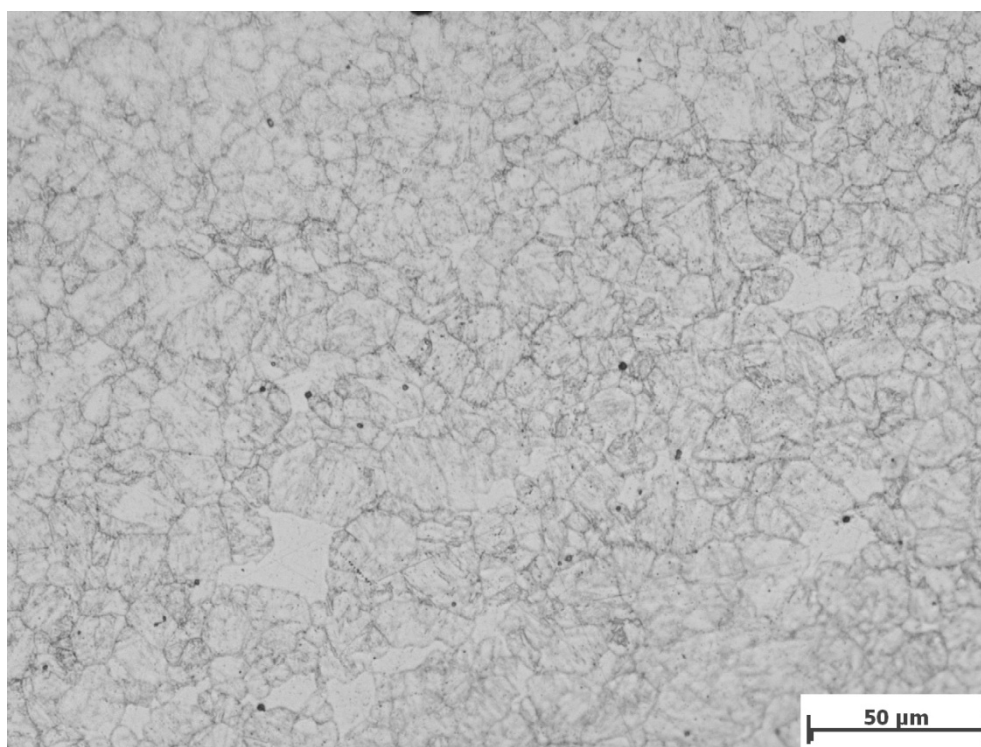


Fig. 263: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1250°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: bn09y278.jpg



Fig. 264: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1250°C

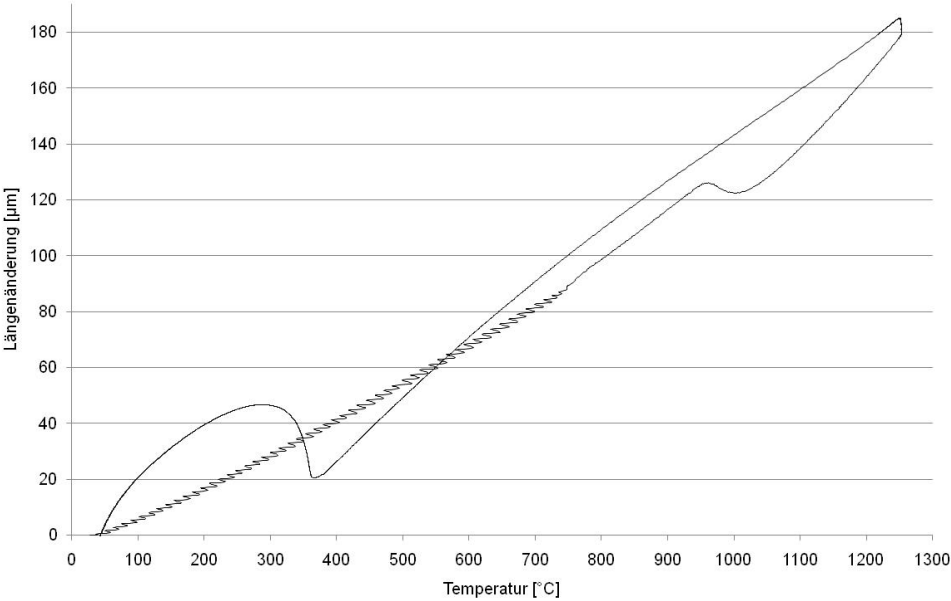


Fig. 265: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1250°C

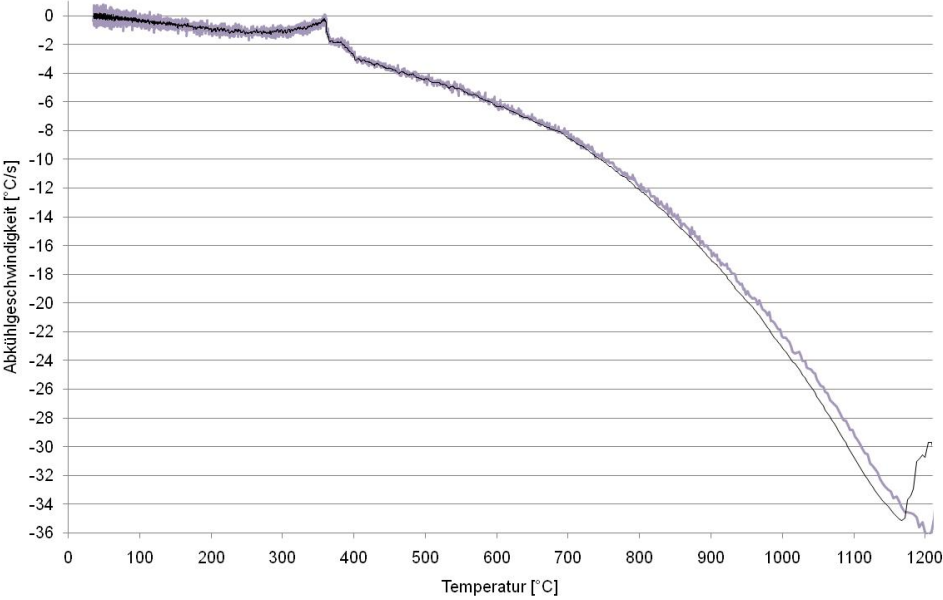


Fig. 266: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1250°C

9.6.12 Schweißzyklus $T_p=1300^{\circ}\text{C}$

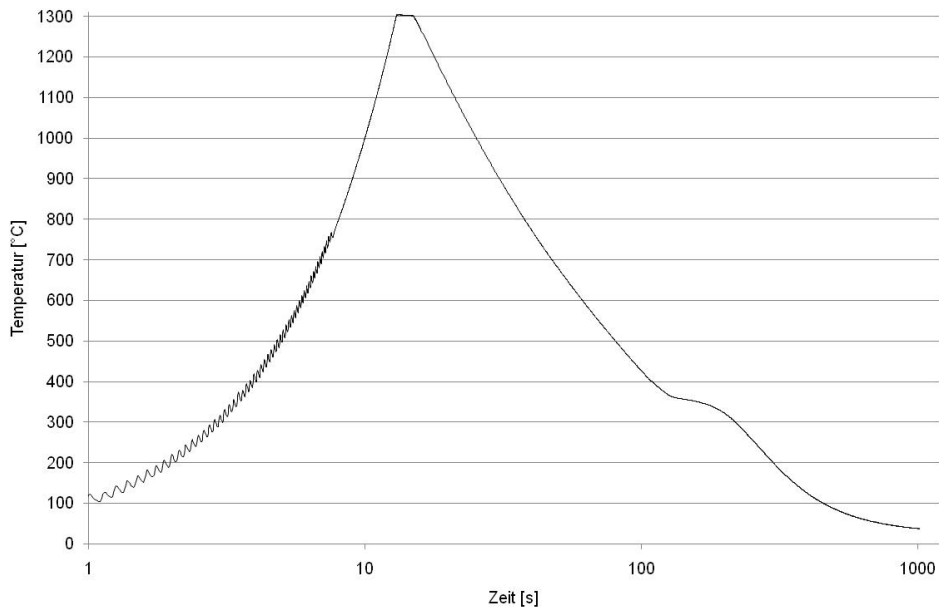
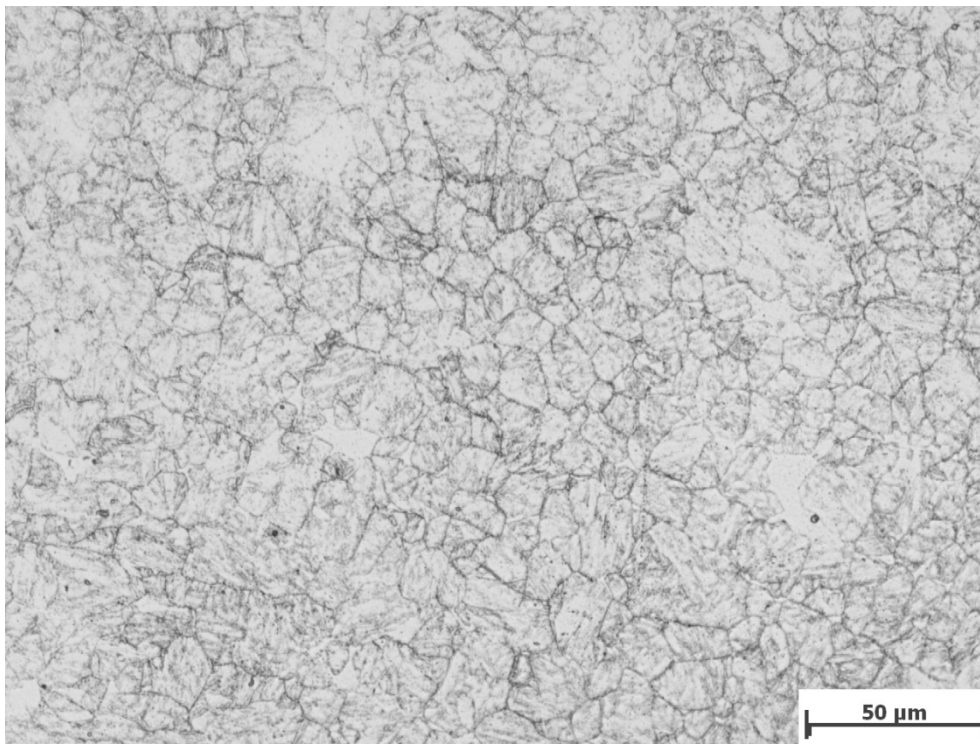


Fig. 267: Zeit - Temperatur Verlauf der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1300°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y276.jpg



Fig. 268: Gefügeschaubild von der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1300°C

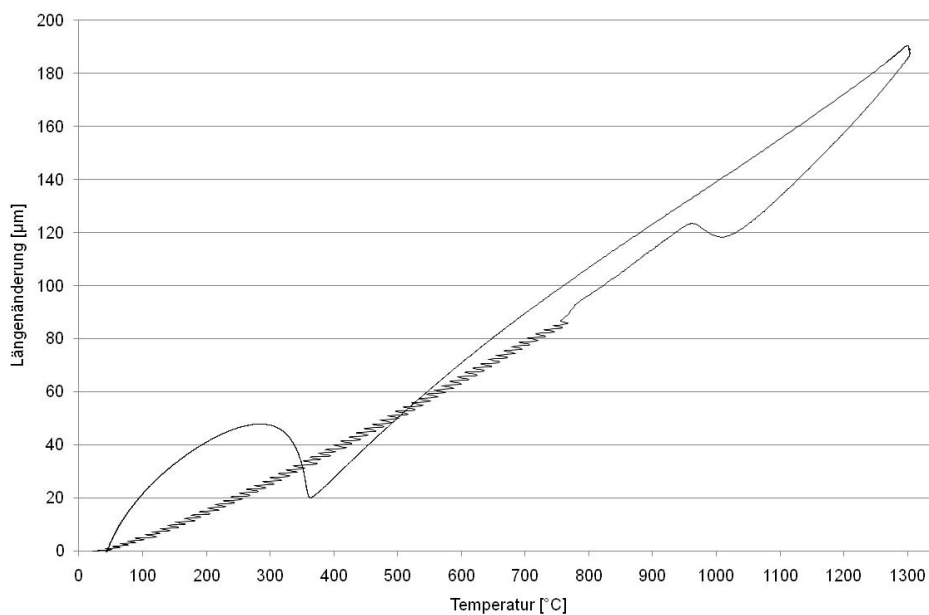


Fig. 269: Längenänderung der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1300°C

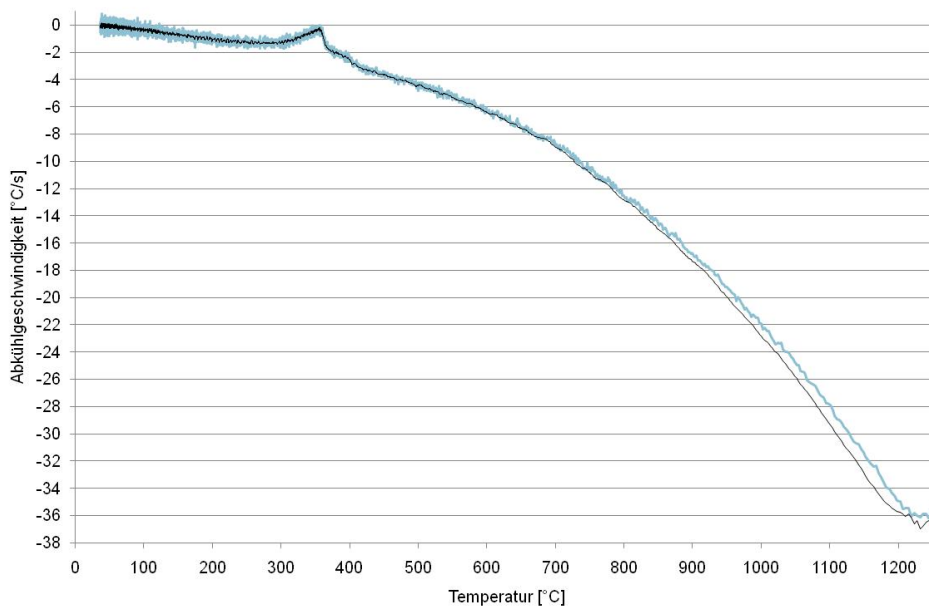


Fig. 270: Abkühlgeschwindigkeit der LNHB Legierung - 2602 - T_p 1300°C

9.7 Material 2603

9.7.1 Grundwerkstoff

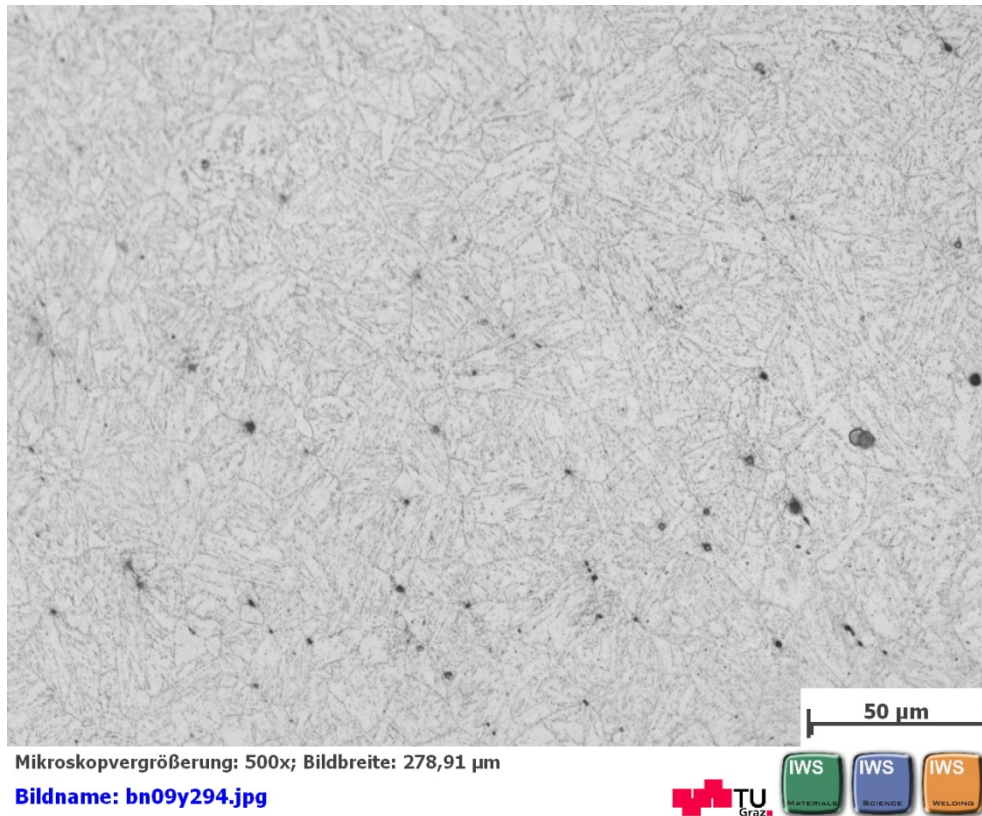


Fig. 271: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - Grundwerkstoff

9.7.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

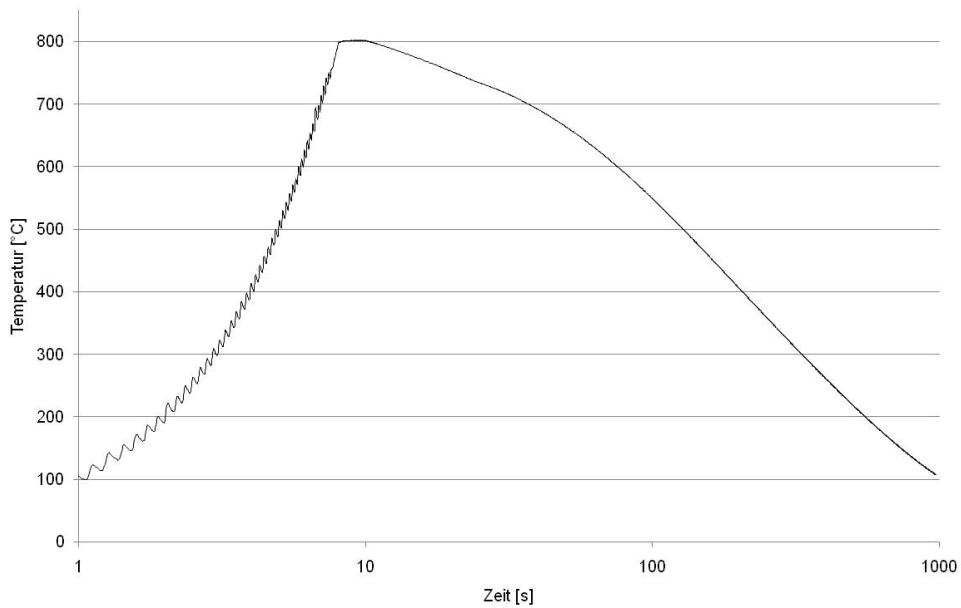
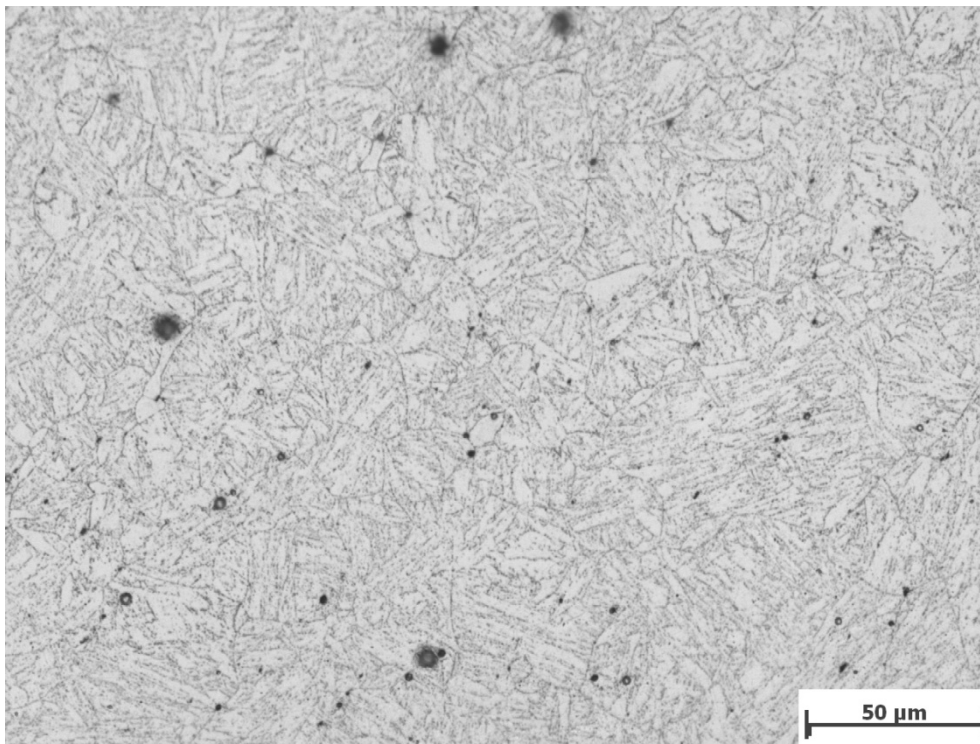


Fig. 272: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 800°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y290.jpg



Fig. 273: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 800°C

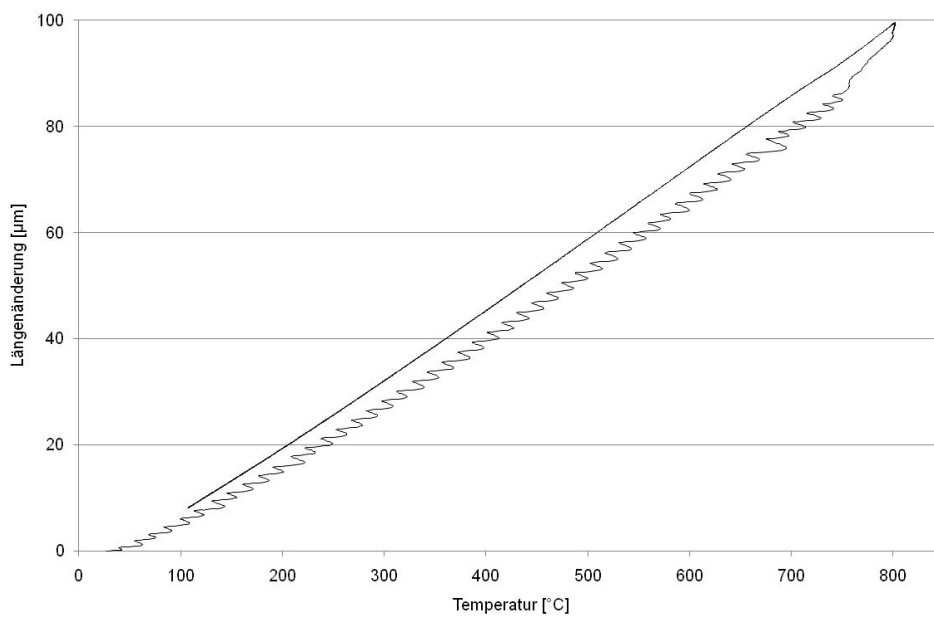


Fig. 274: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_p 800°C

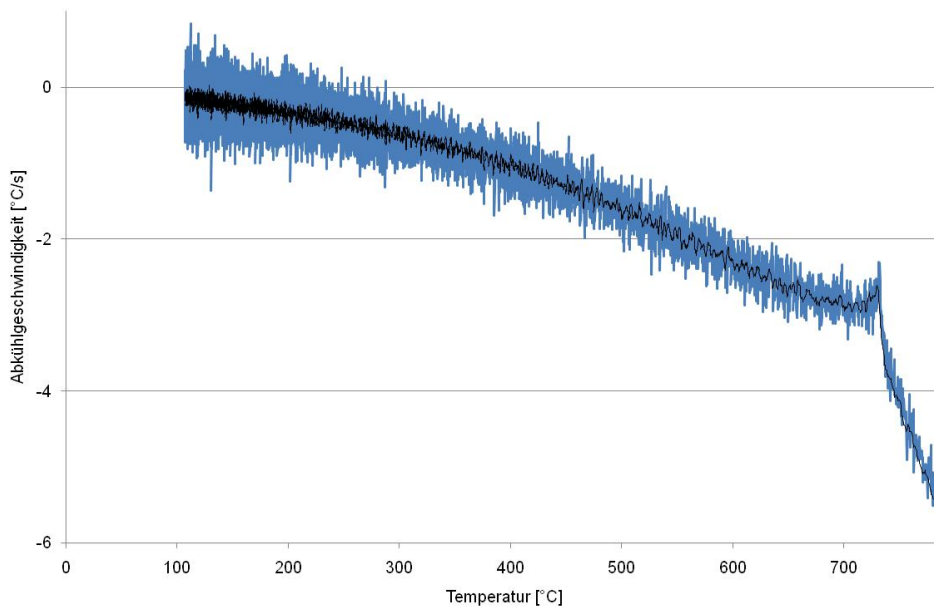


Fig. 275: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_p 800°C

9.7.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

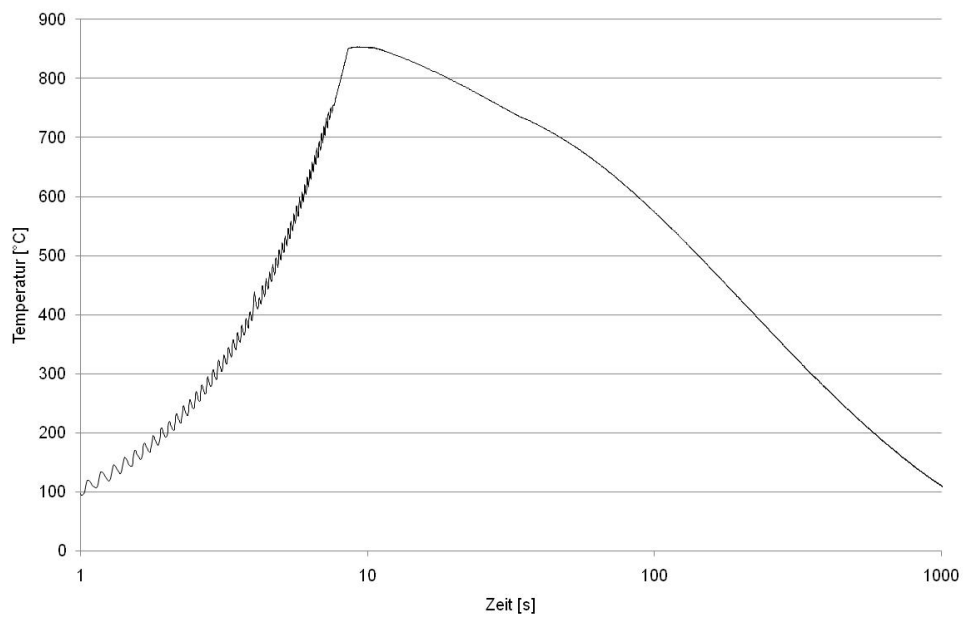


Fig. 276: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 850°C

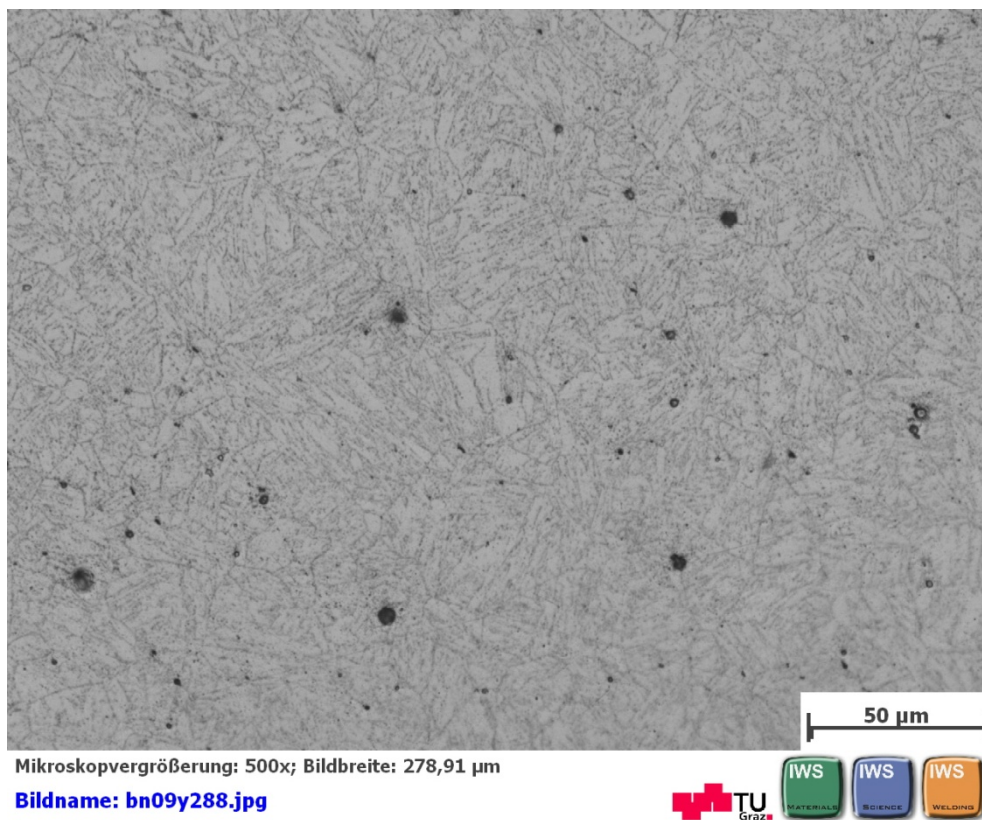


Fig. 277: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 850°C

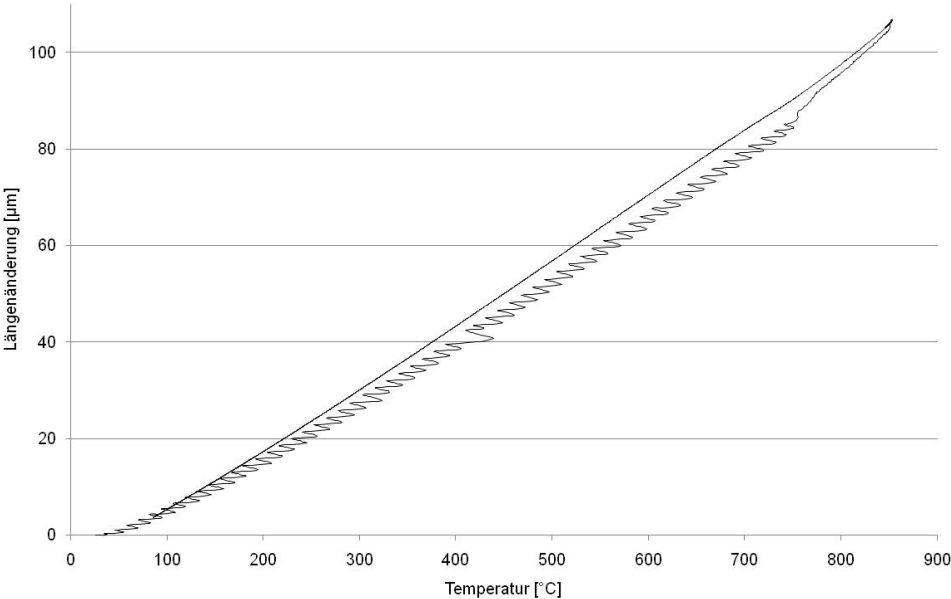


Fig. 278: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_p 850°C

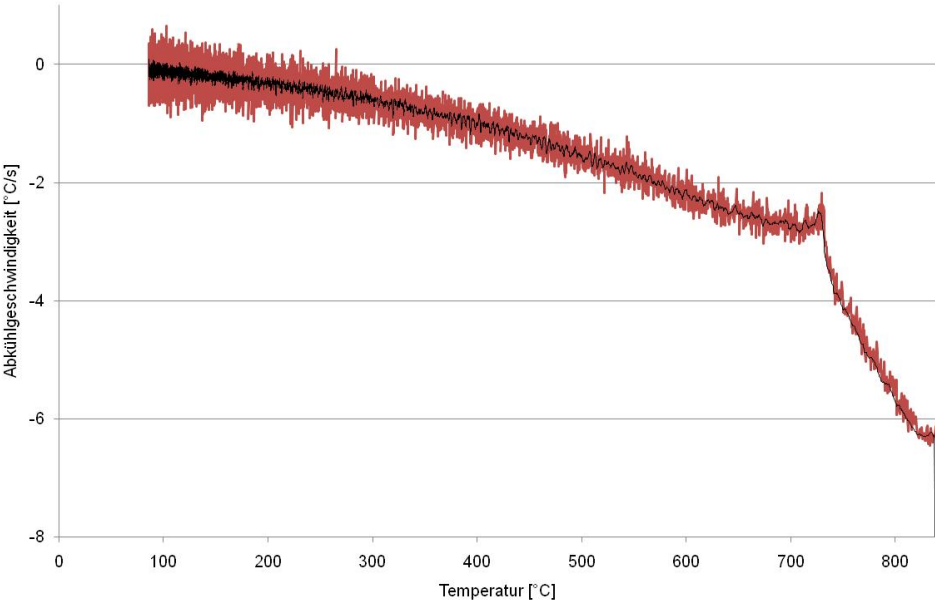


Fig. 279: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_p 850°C

9.7.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

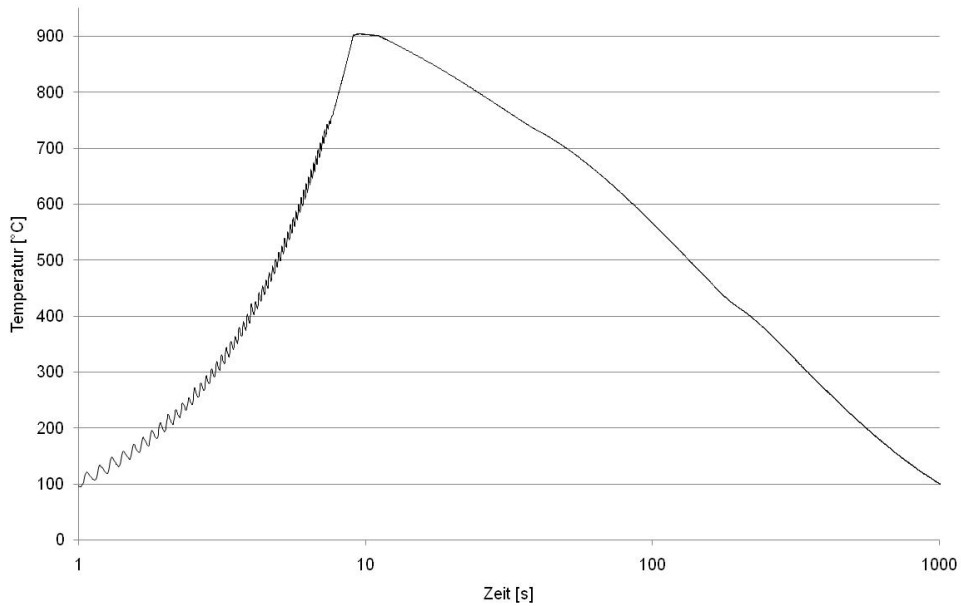
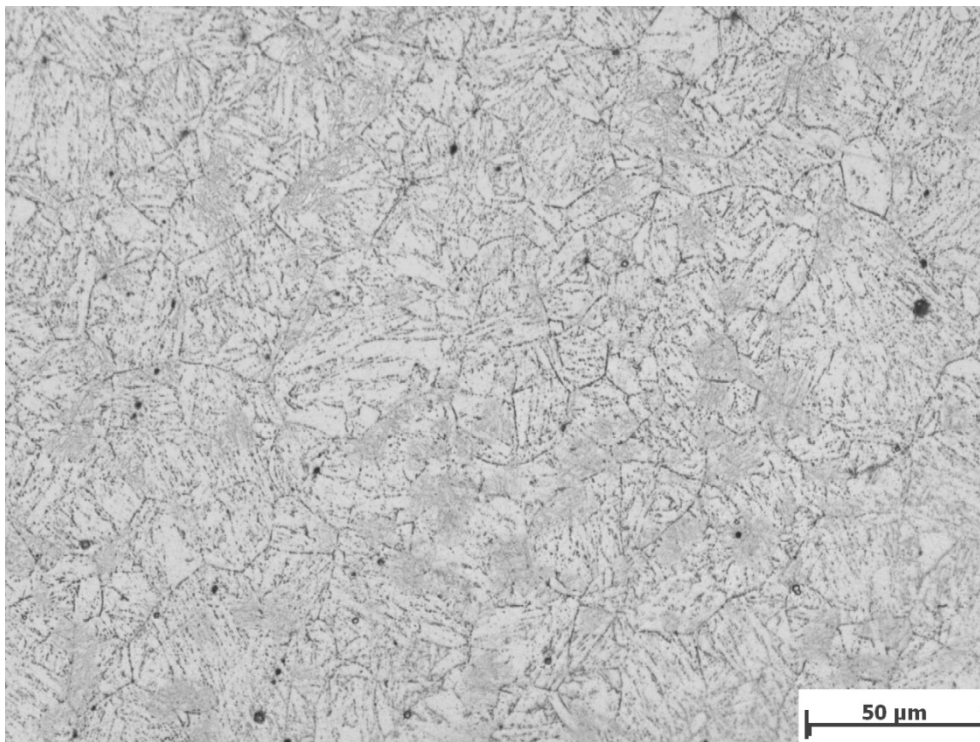


Fig. 280: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 900°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y292.jpg



Fig. 281: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 900°C

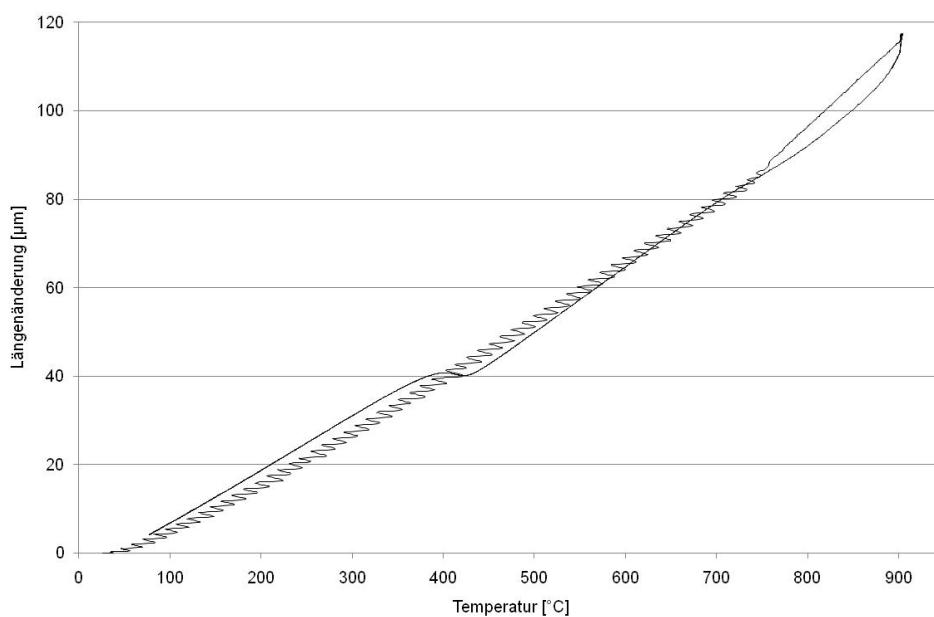


Fig. 282: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_p 900°C

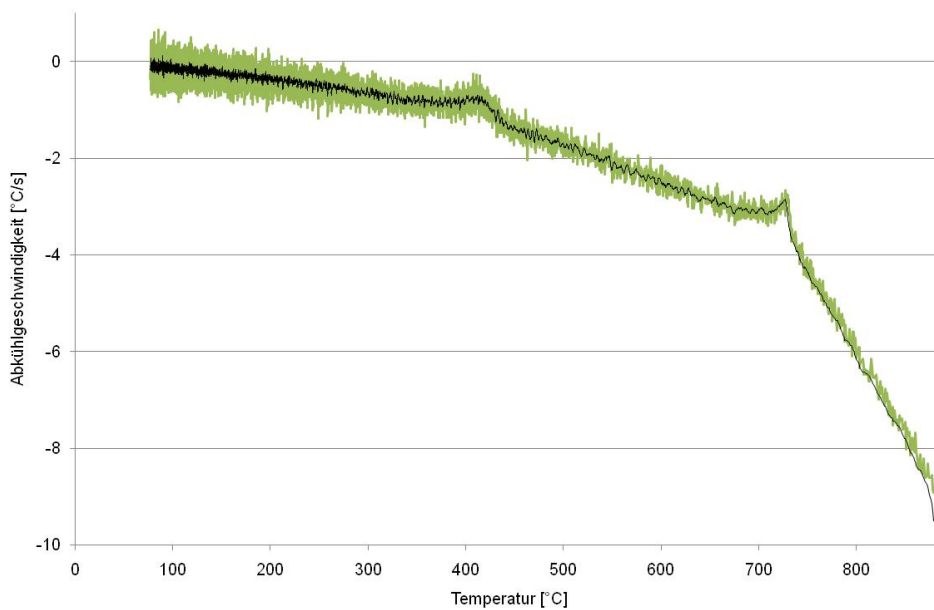


Fig. 283: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_p 900°C

9.7.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

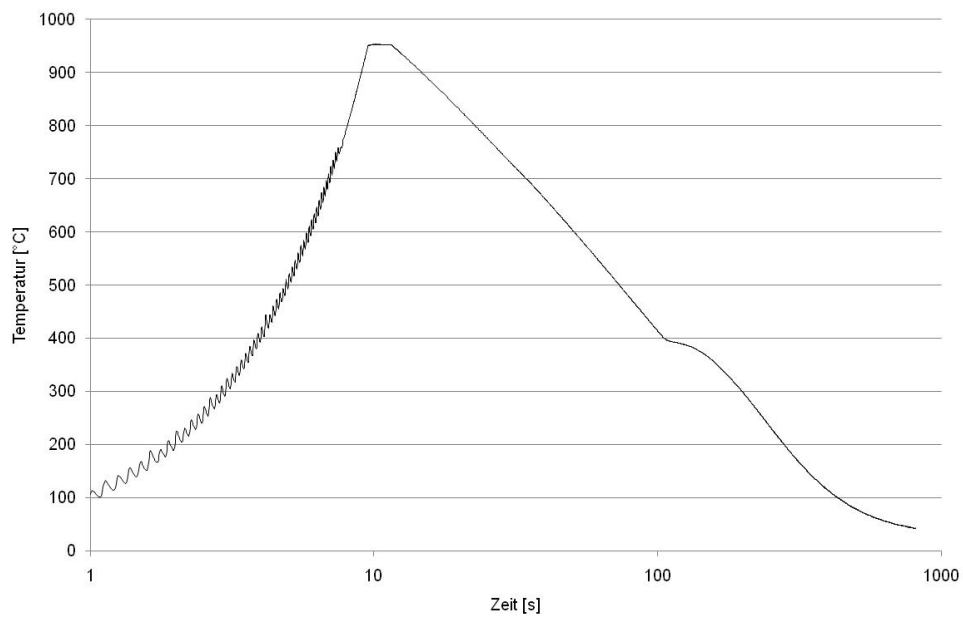


Fig. 284: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 950°C

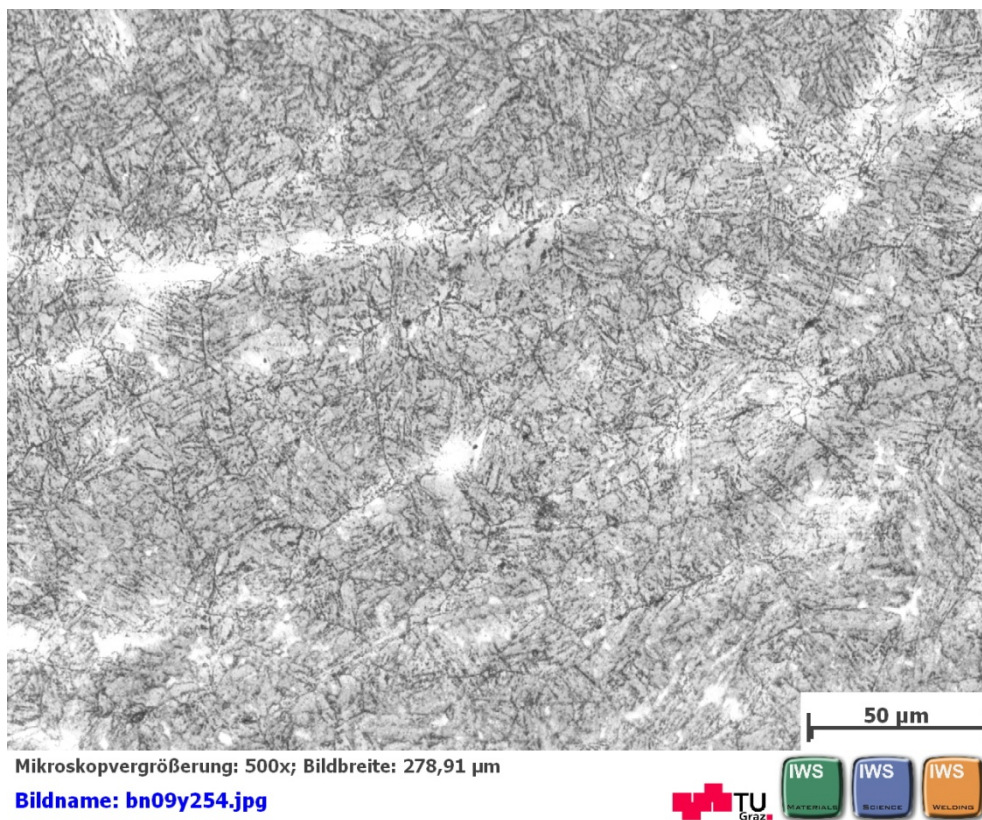


Fig. 285: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 950°C

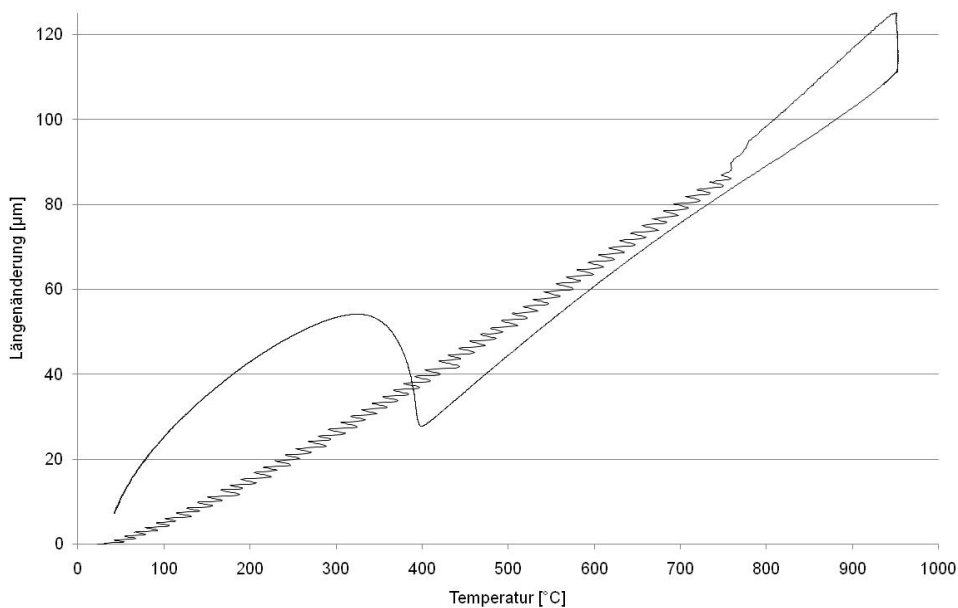


Fig. 286: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_p 950°C

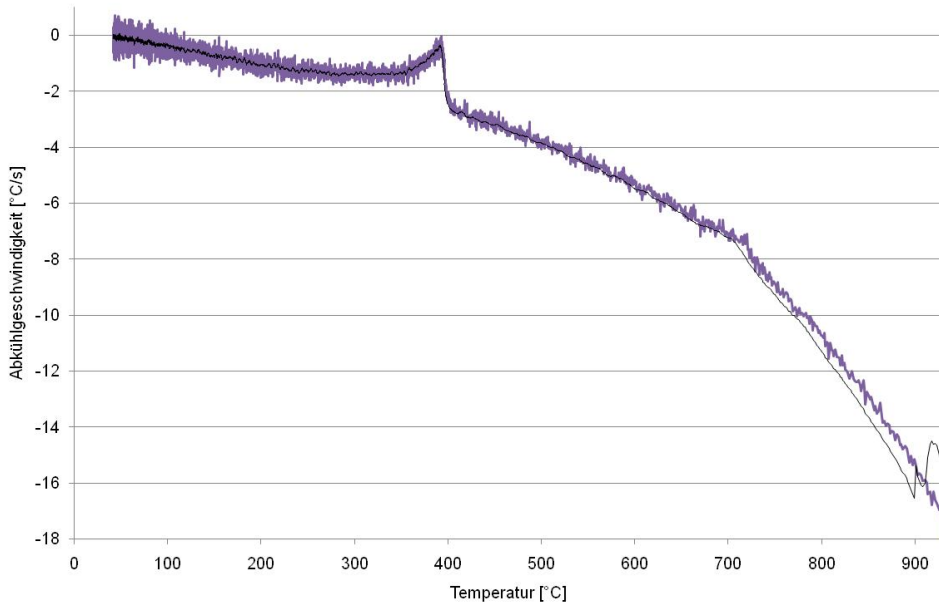


Fig. 287: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_p 950°C

9.7.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

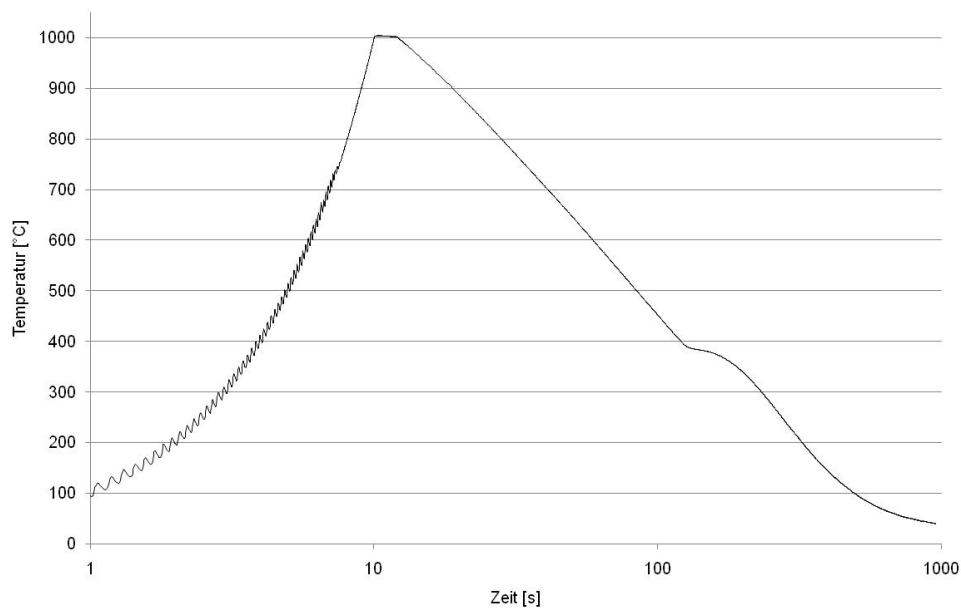


Fig. 288: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1000°C

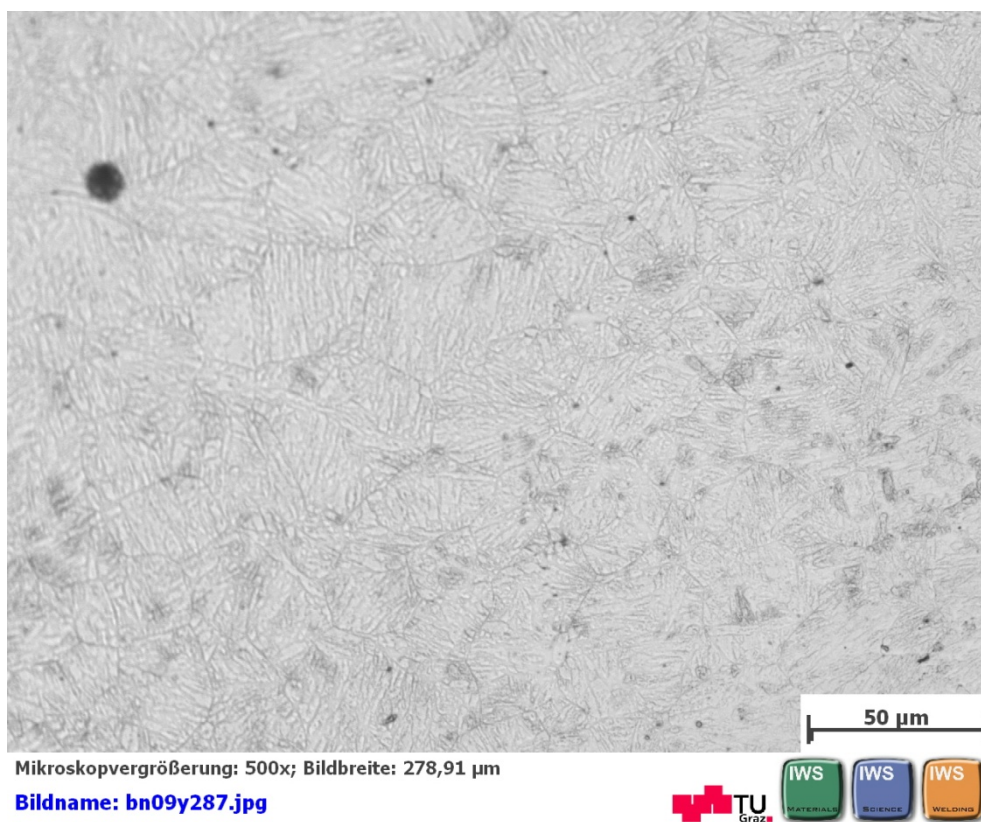


Fig. 289: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1000°C

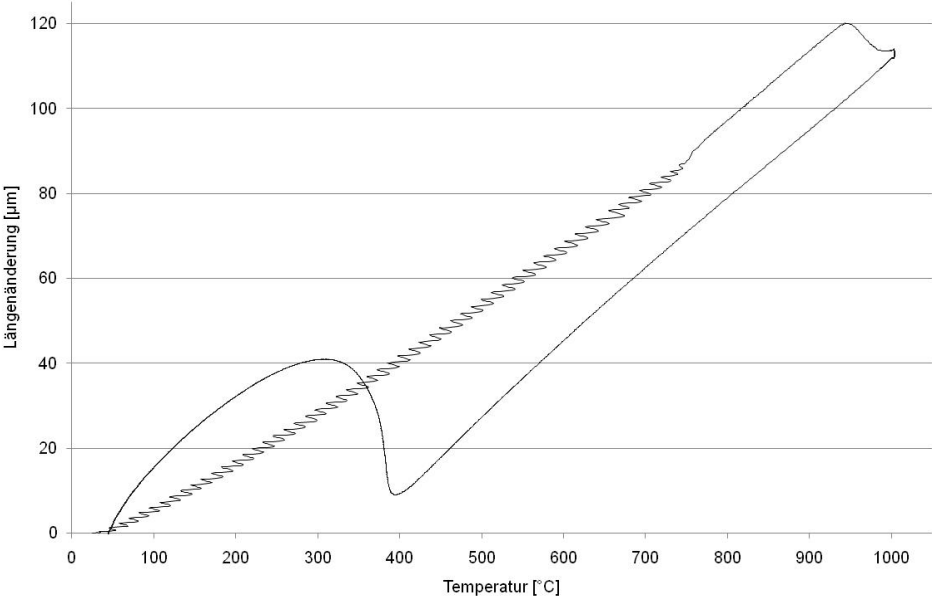


Fig. 290: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1000°C

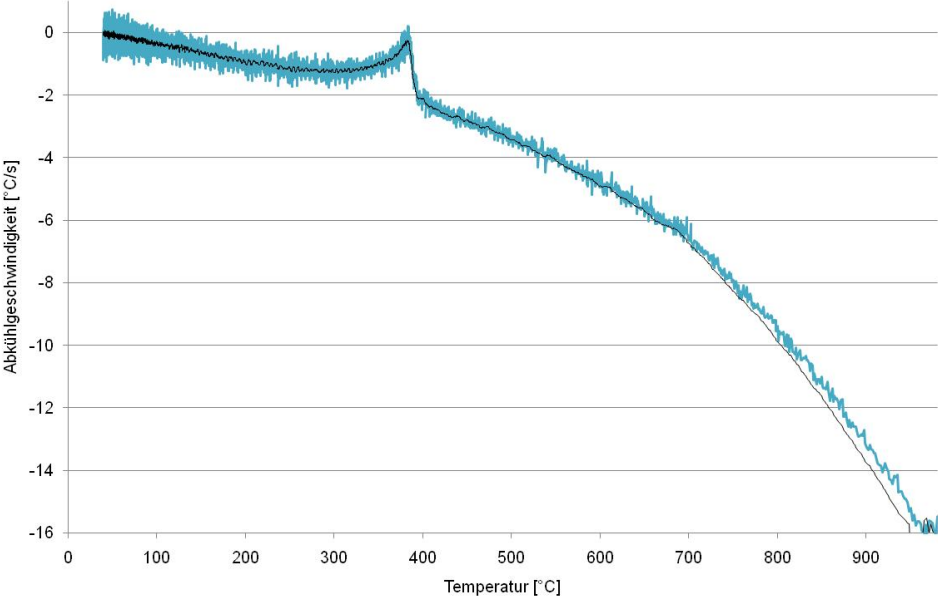


Fig. 291: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1000°C

9.7.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

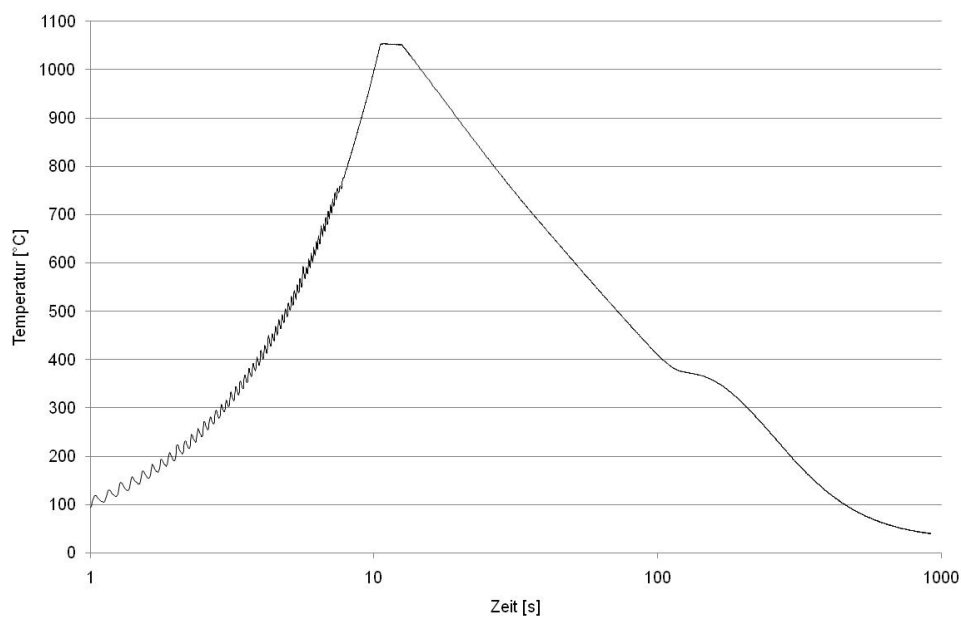


Fig. 292: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1050°C

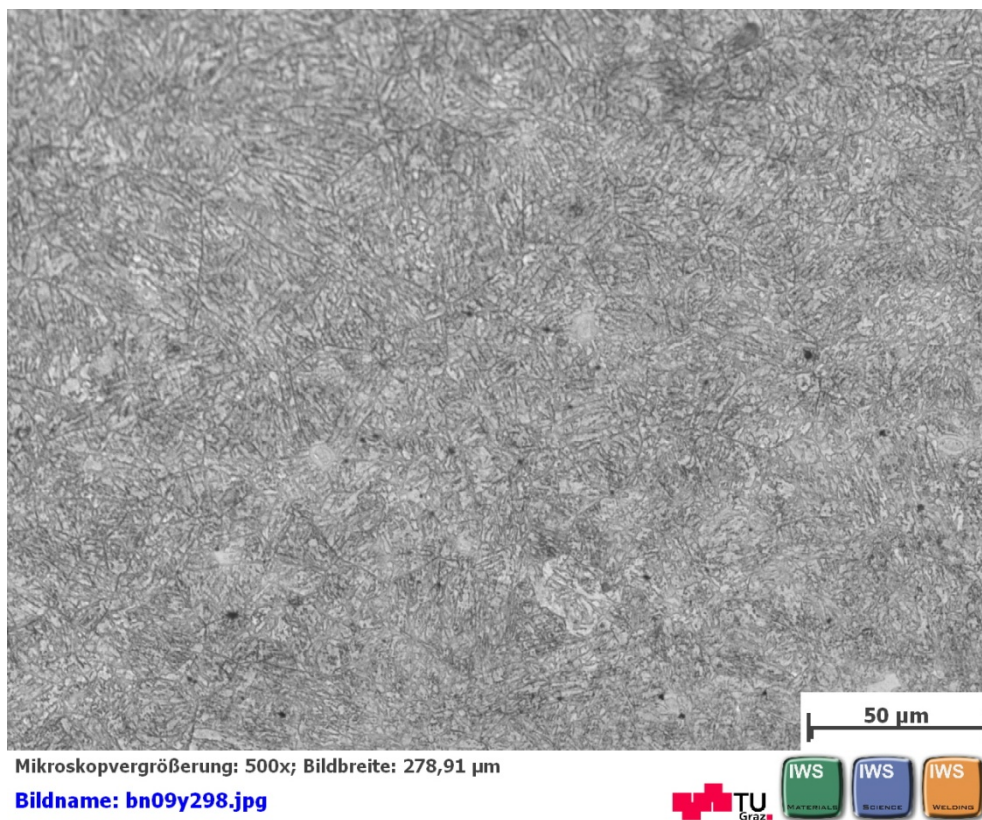


Fig. 293: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1050°C

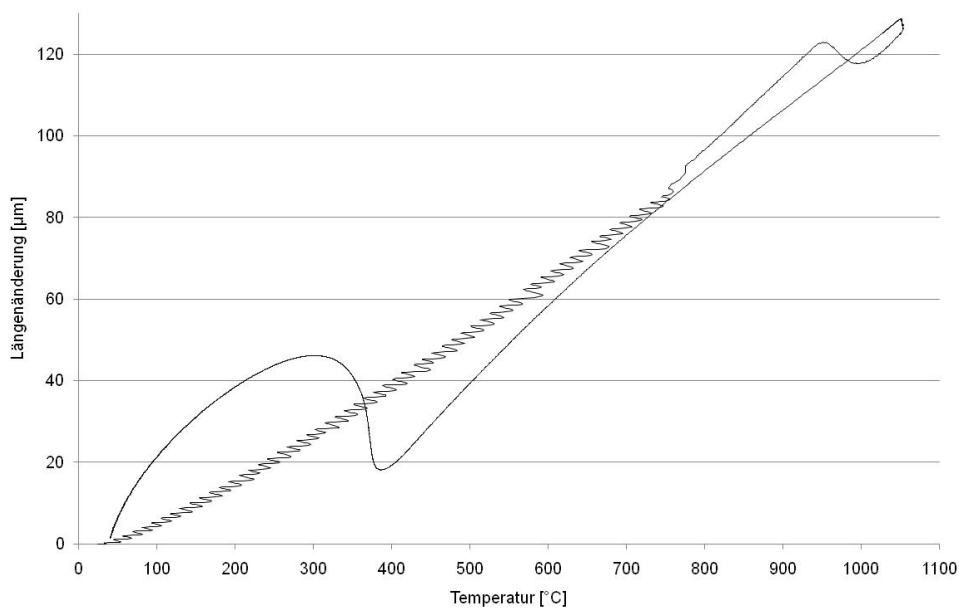


Fig. 294: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1050°C

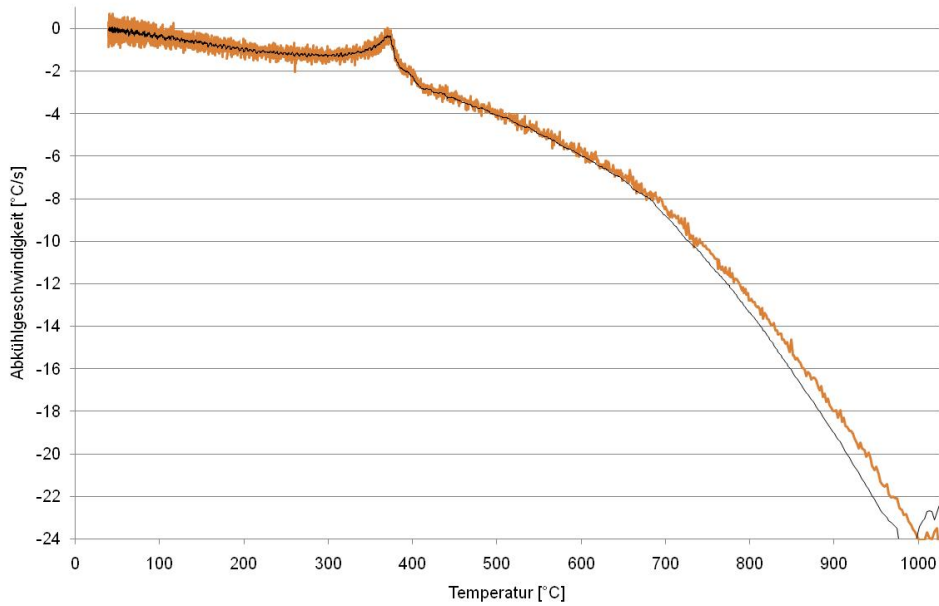


Fig. 295: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1050°C

9.7.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

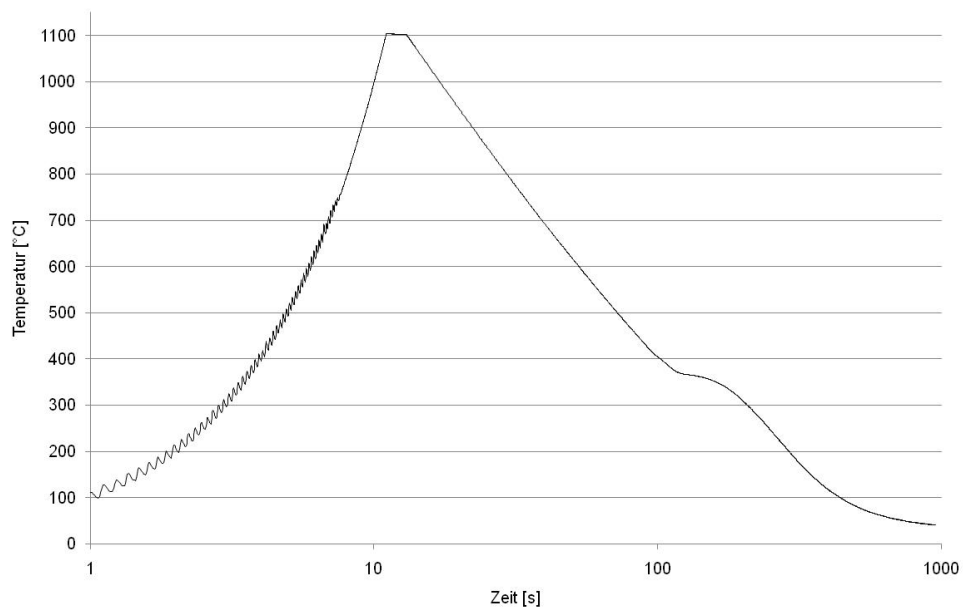
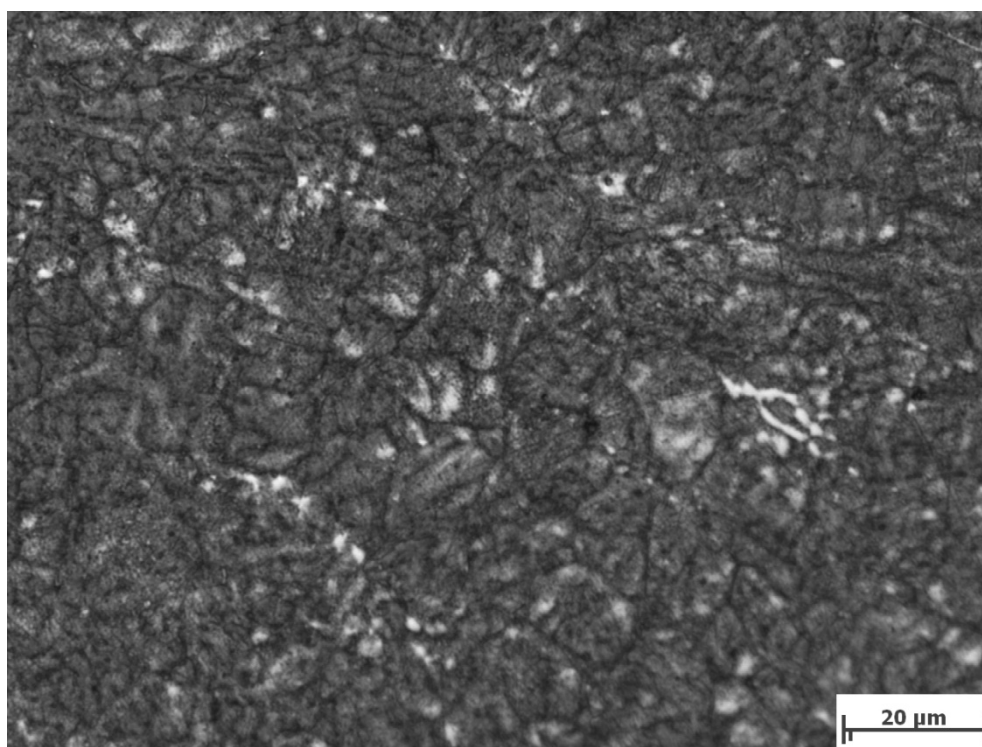


Fig. 296: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1100°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: bn09y300.jpg



Fig. 297: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1100°C

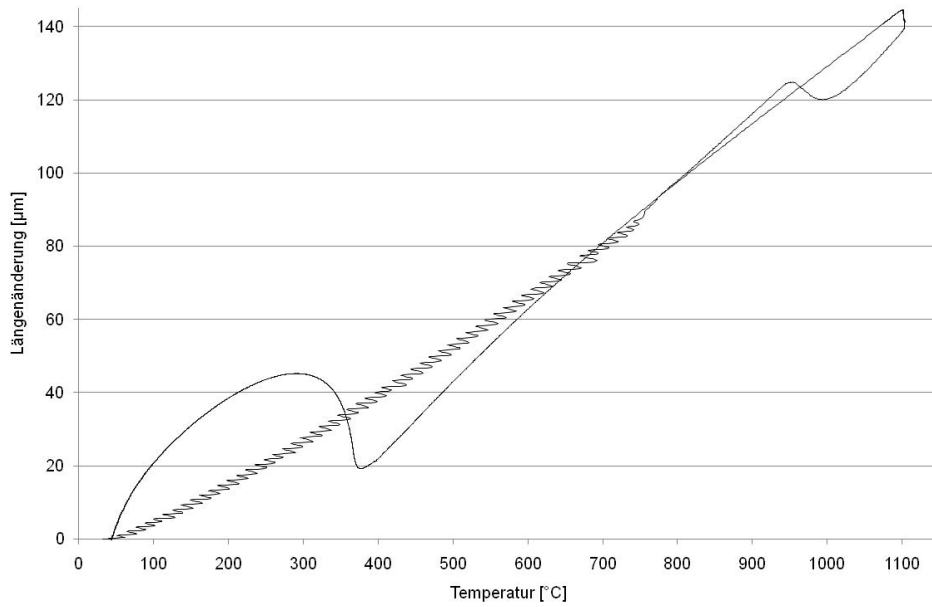


Fig. 298: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1100°C

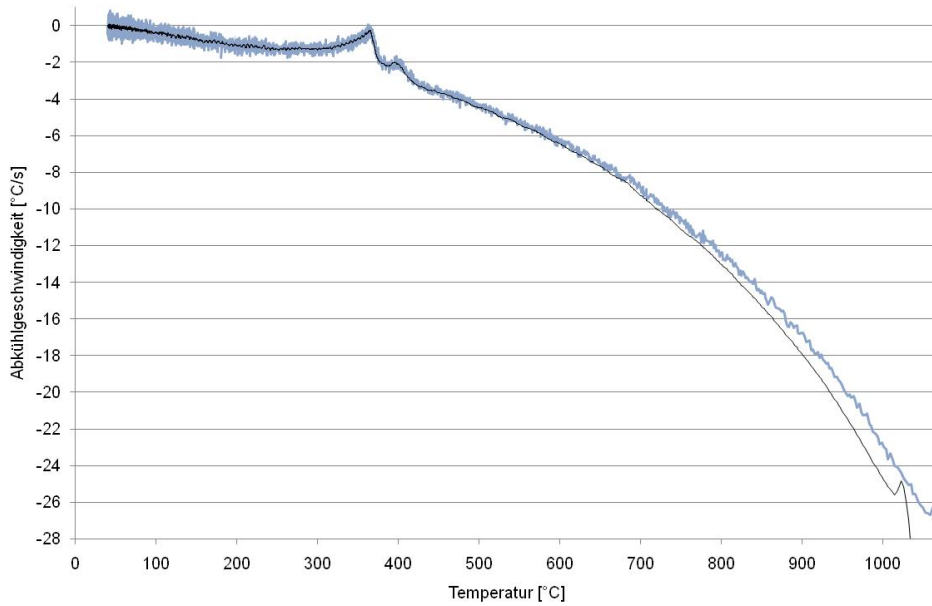


Fig. 299: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1100°C

9.7.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

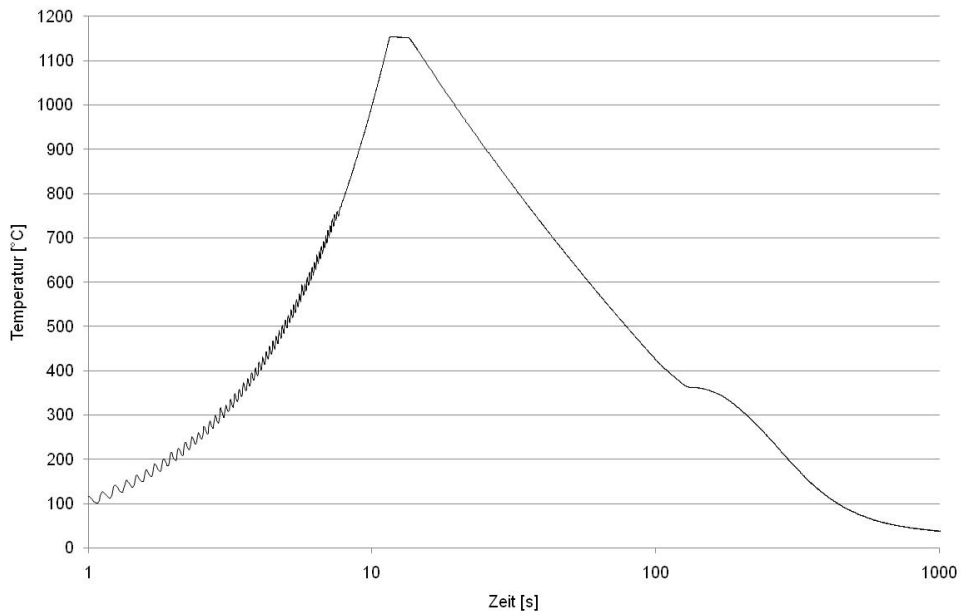
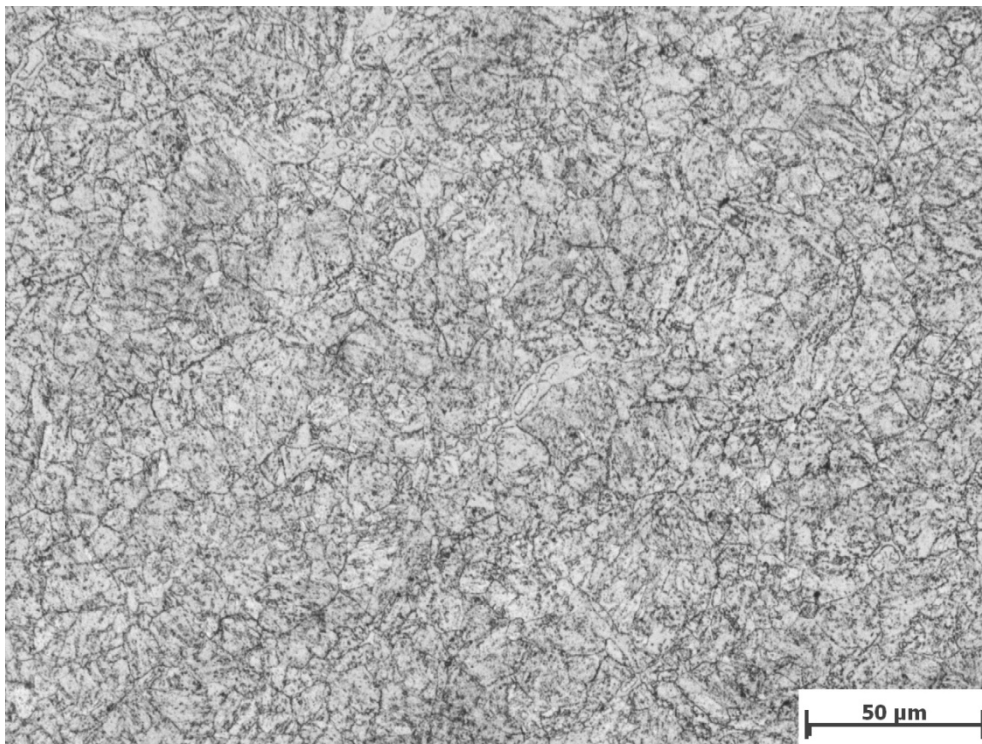


Fig. 300: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1150°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y256.jpg



Fig. 301: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1150°C

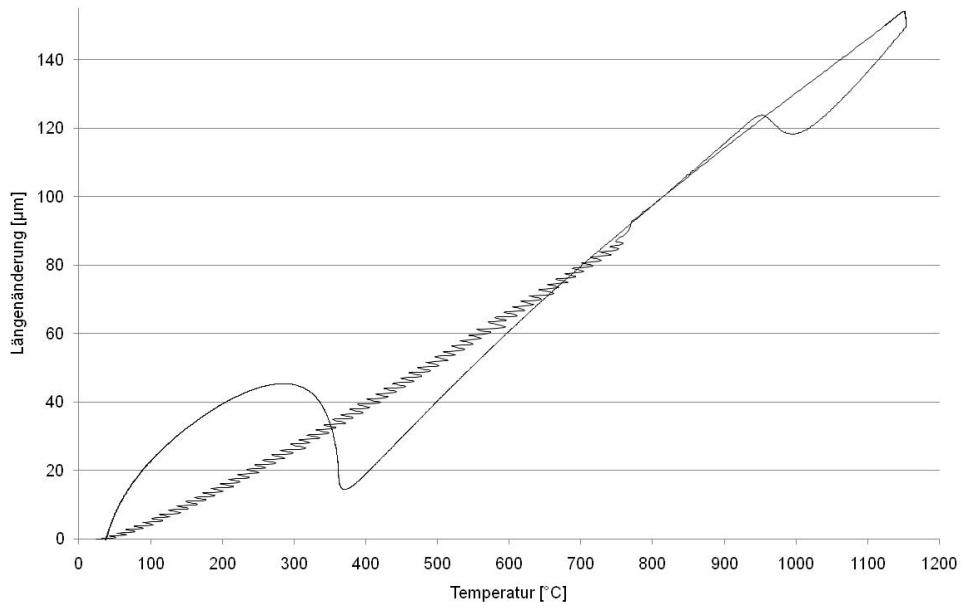


Fig. 302: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1150°C

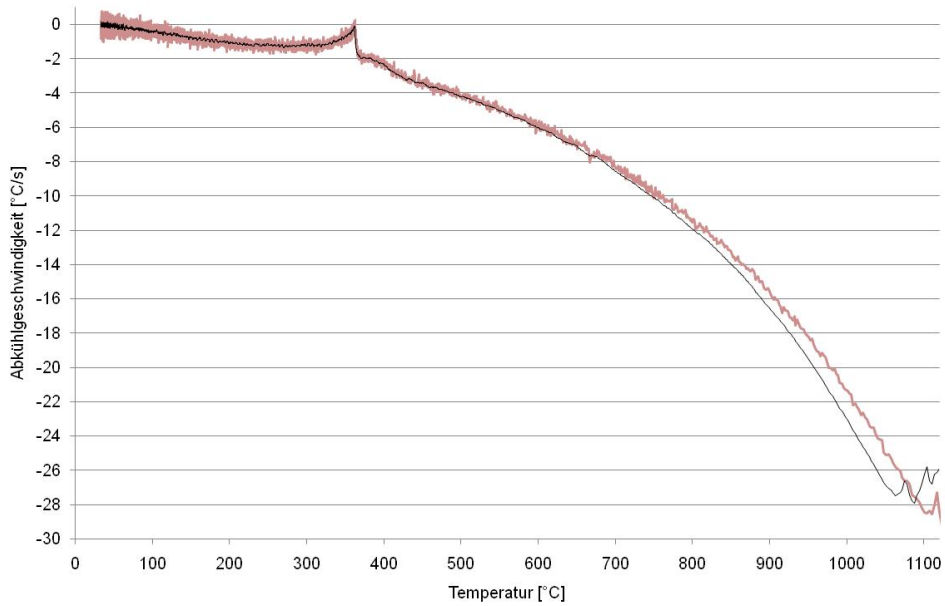


Fig. 303: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1150°C

9.7.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

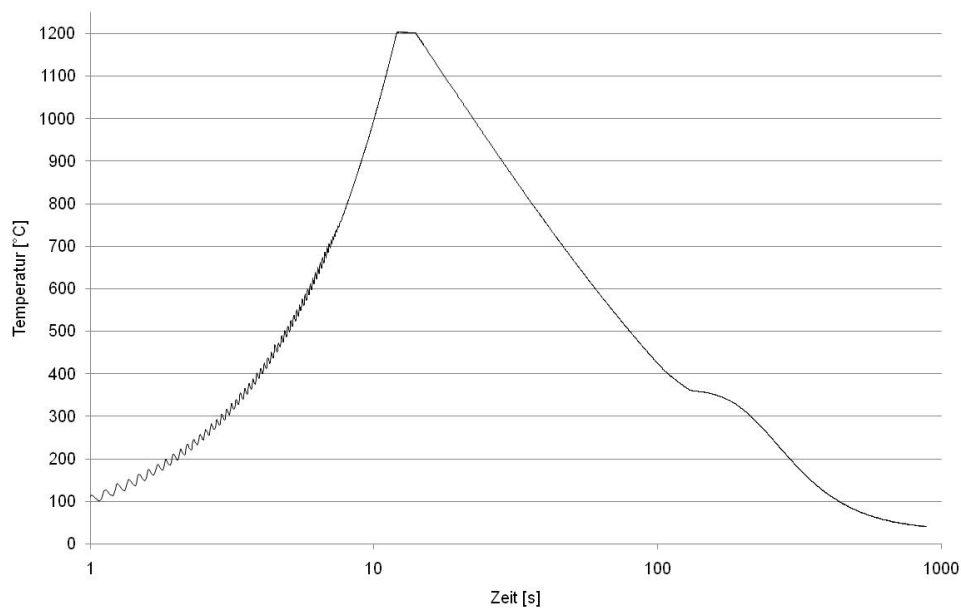
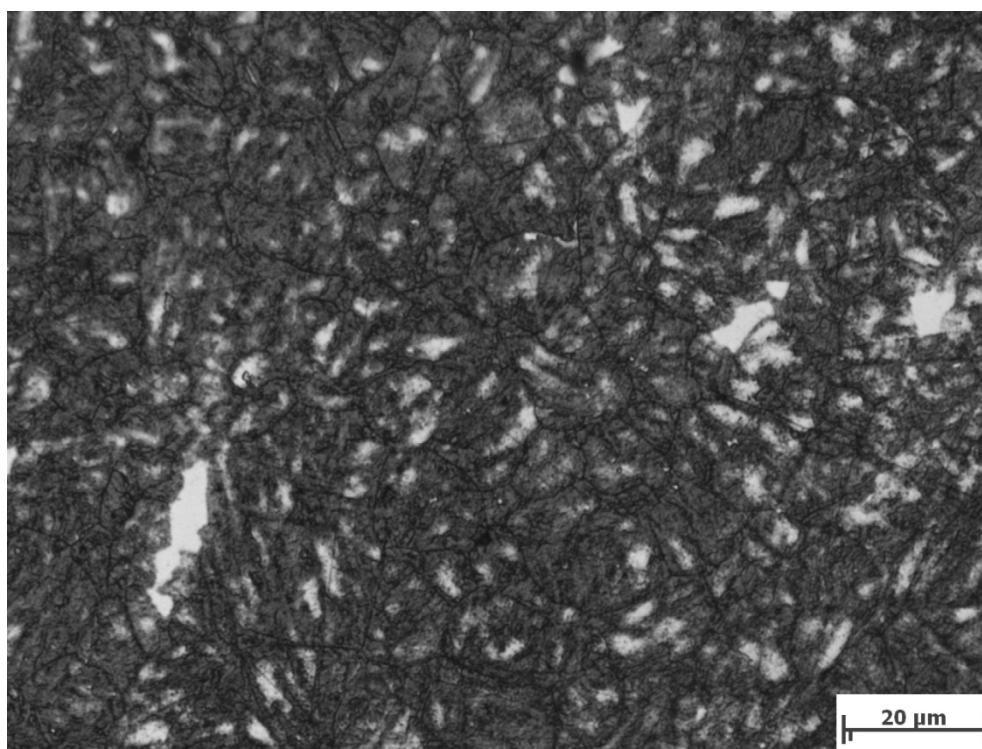


Fig. 304: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1200°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: bn09y303.jpg



Fig. 305: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1200°C

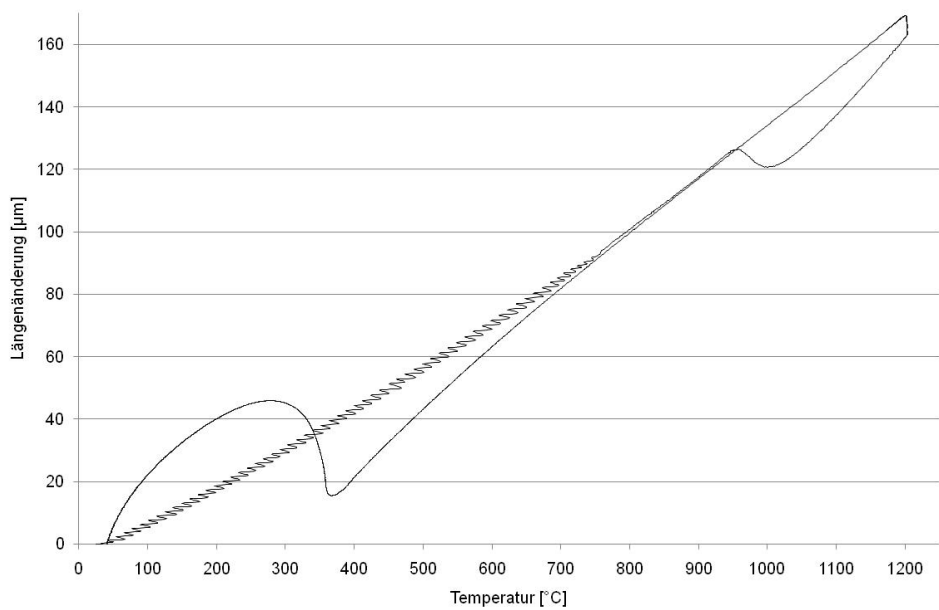


Fig. 306: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1200°C

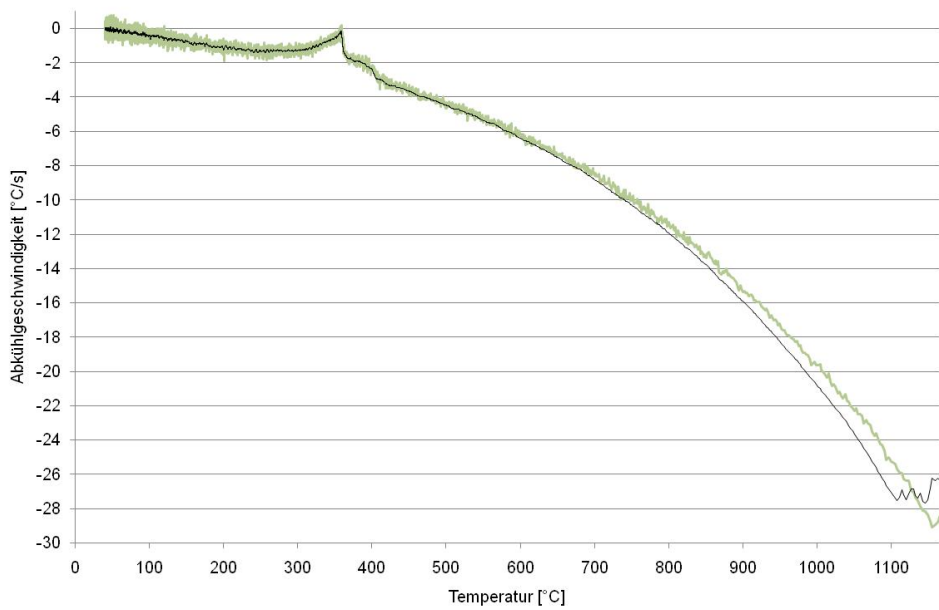


Fig. 307: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1200°C

9.7.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

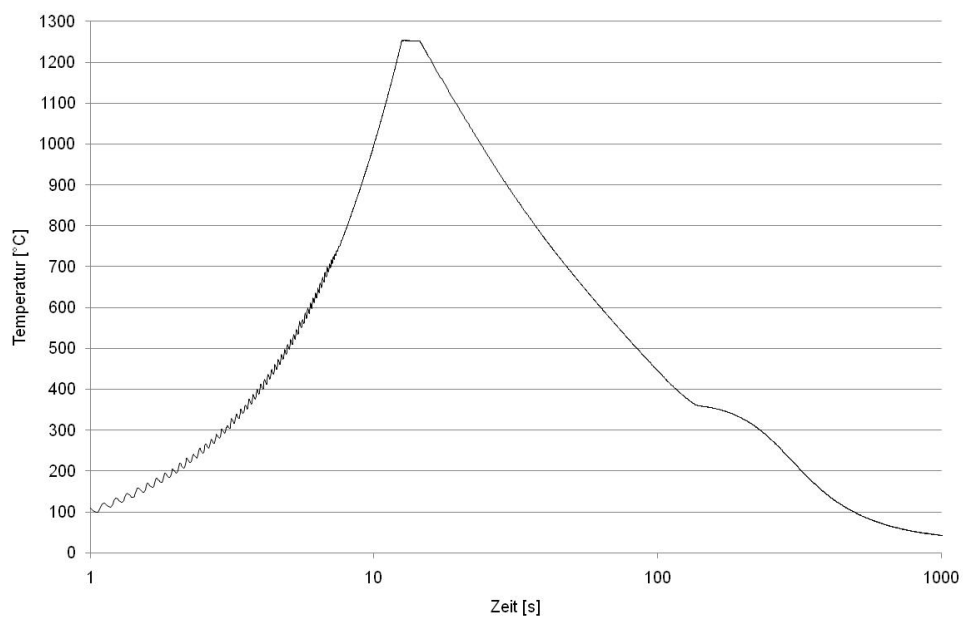
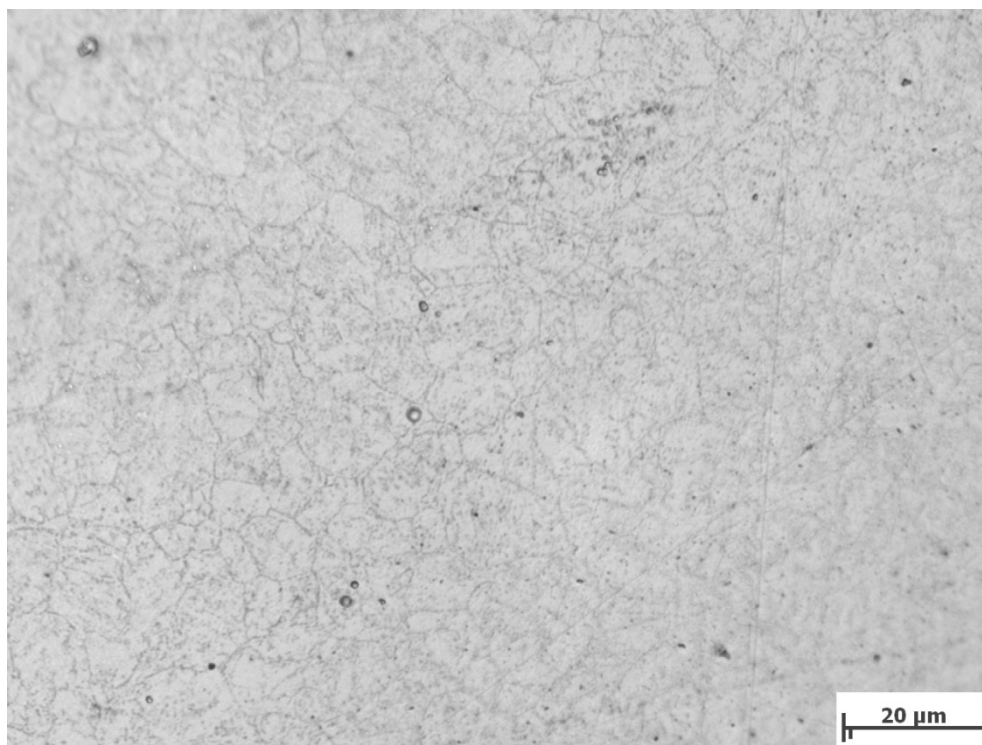


Fig. 308: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1250°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: bn09y296.jpg



Fig. 309: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1250°C

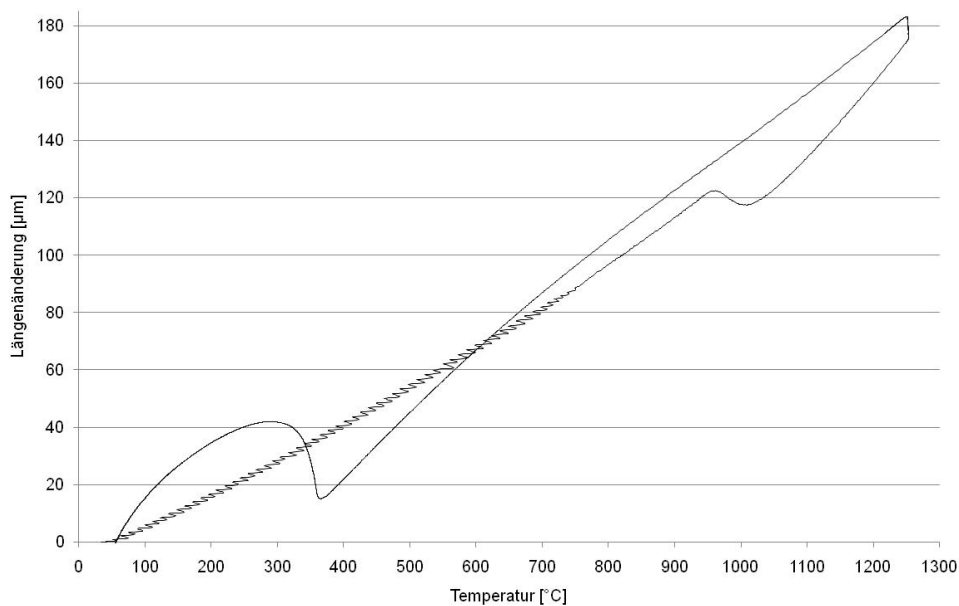


Fig. 310: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1250°C

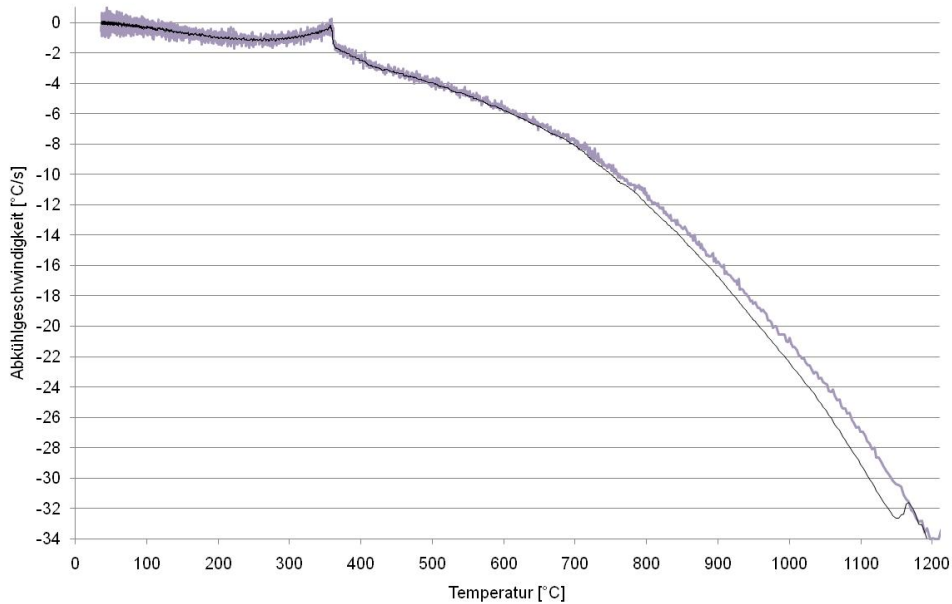


Fig. 311: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1250°C

9.7.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

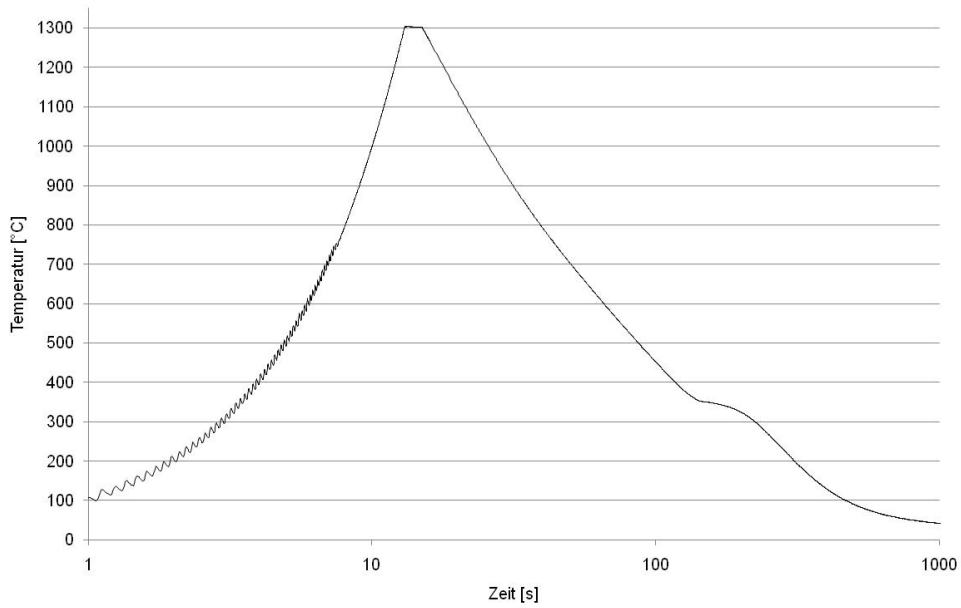
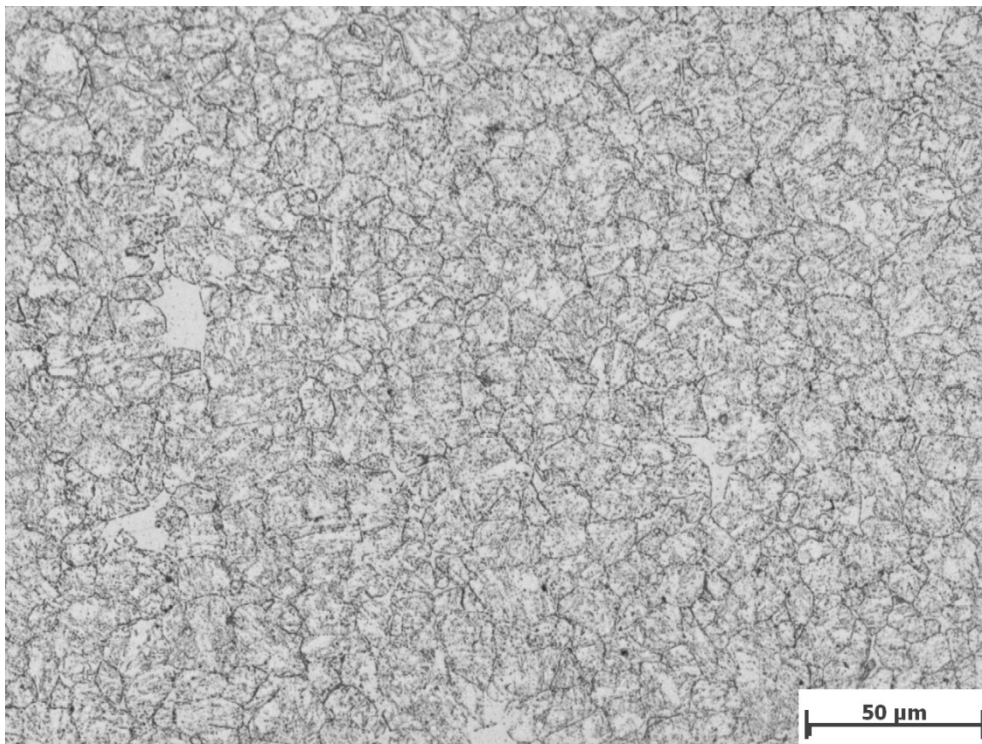


Fig. 312: Zeit - Temperatur Verlauf der MNB Legierung - 2603 - T_p 1300°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: bn09y297.jpg



Fig. 313: Gefügeschaubild von der MNB Legierung - 2603 - T_p 1300°C

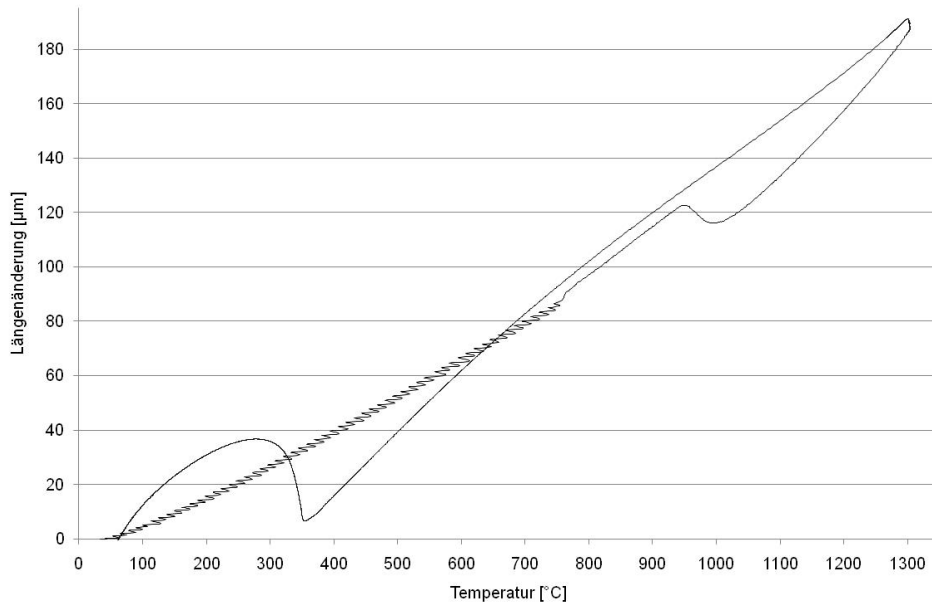


Fig. 314: Längenänderung der MNB Legierung - 2603 - T_P 1300°C

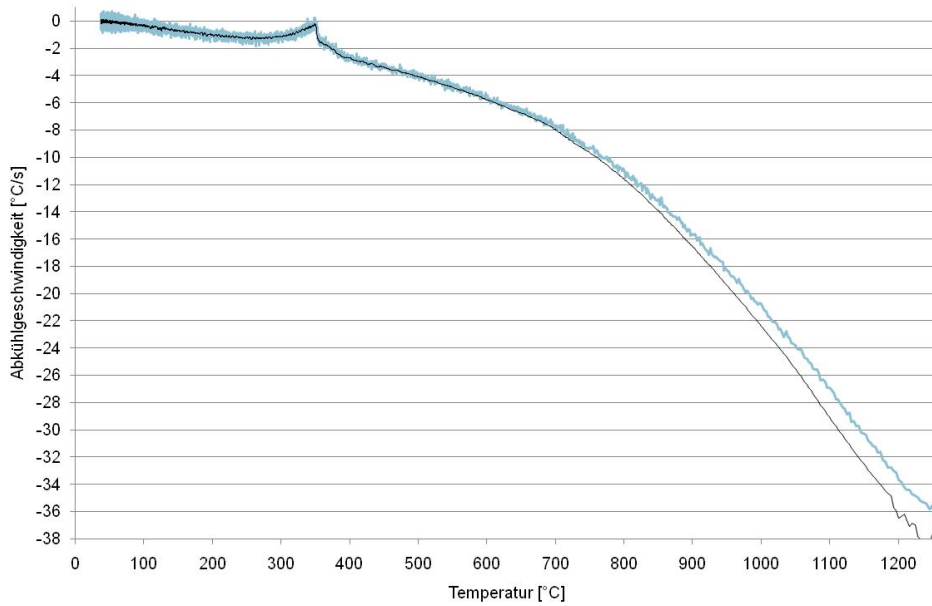


Fig. 315: Abkühlgeschwindigkeit der MNB Legierung - 2603 - T_P 1300°C

9.8 Material 2604

9.8.1 Grundwerkstoff

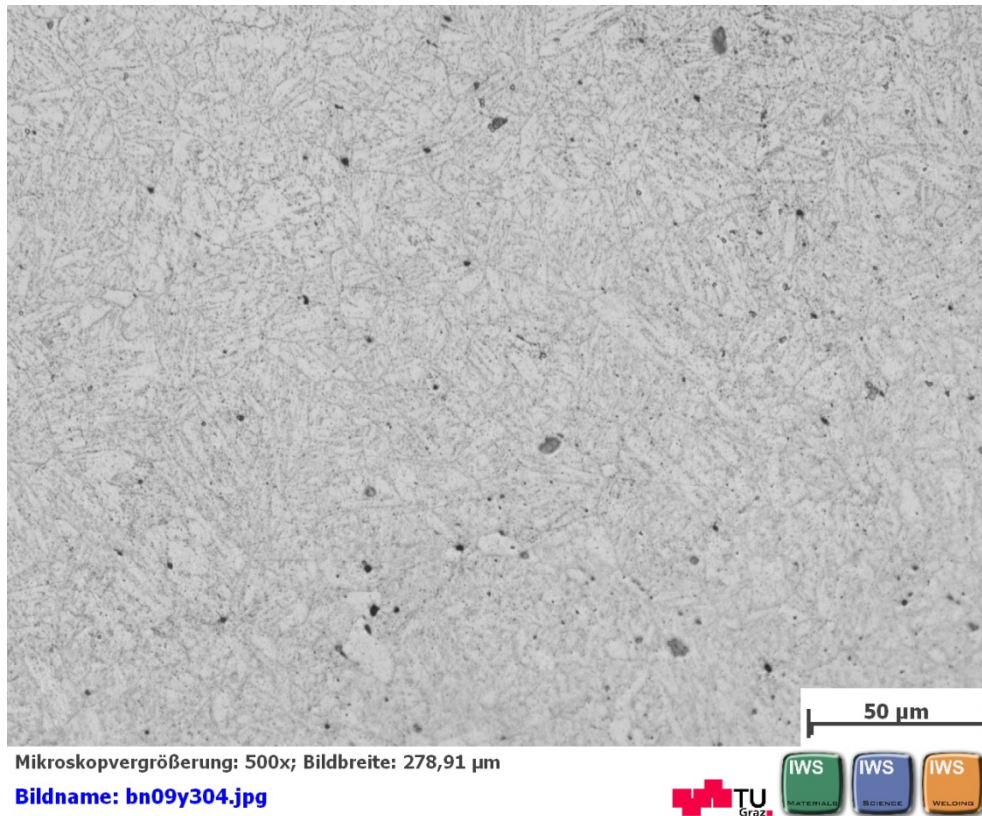


Fig. 316: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - Grundwerkstoff

9.8.2 Schweißzyklus $T_p=800^\circ\text{C}$

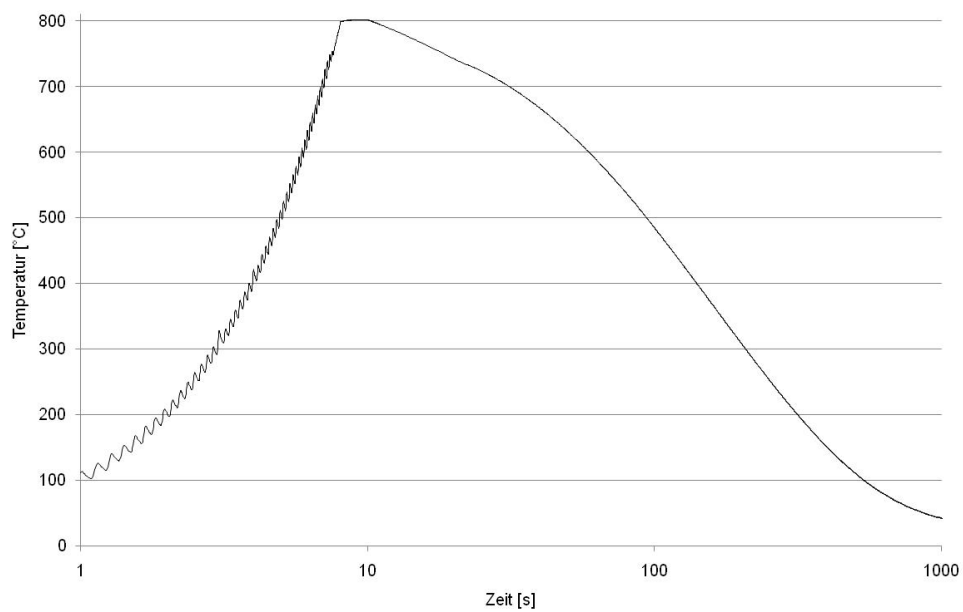


Fig. 317: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 800°C

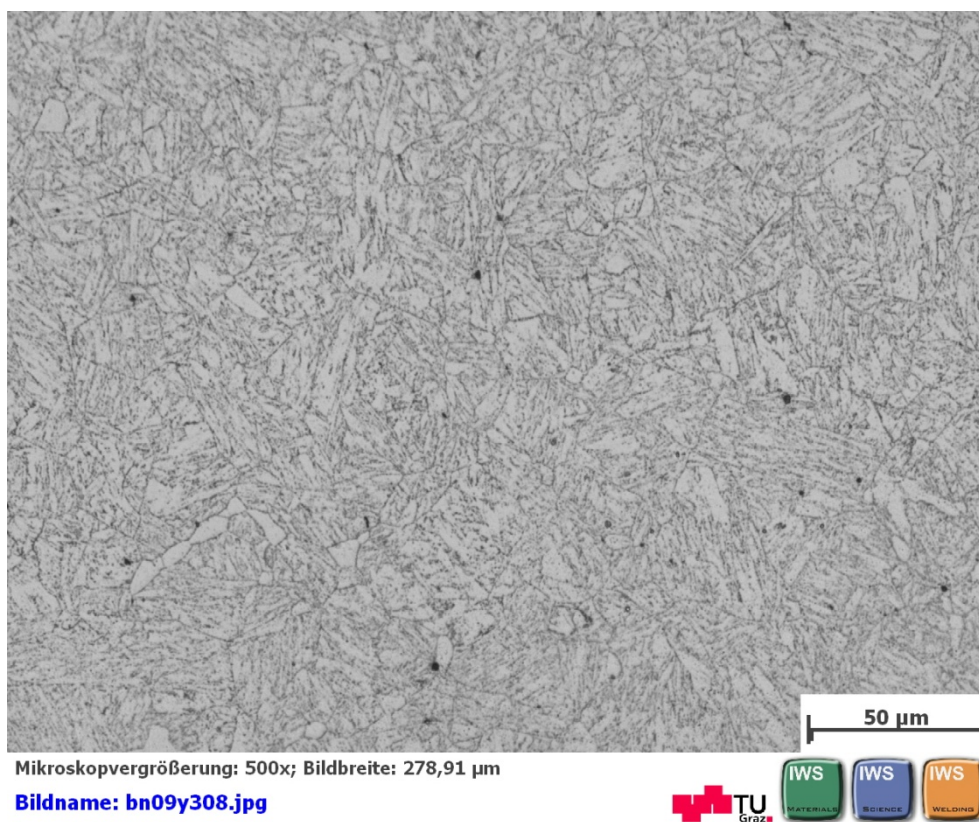


Fig. 318: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 800°C

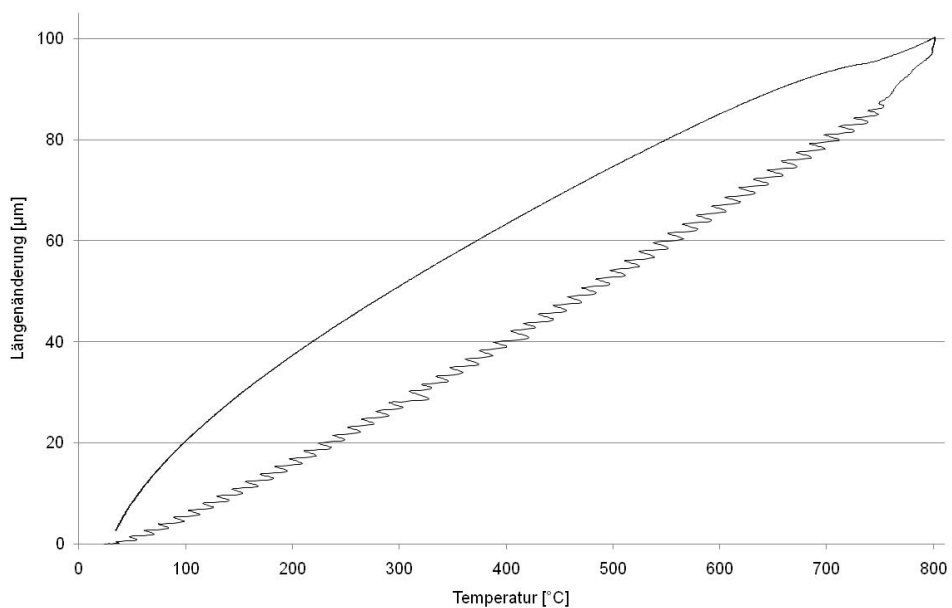


Fig. 319: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 800°C

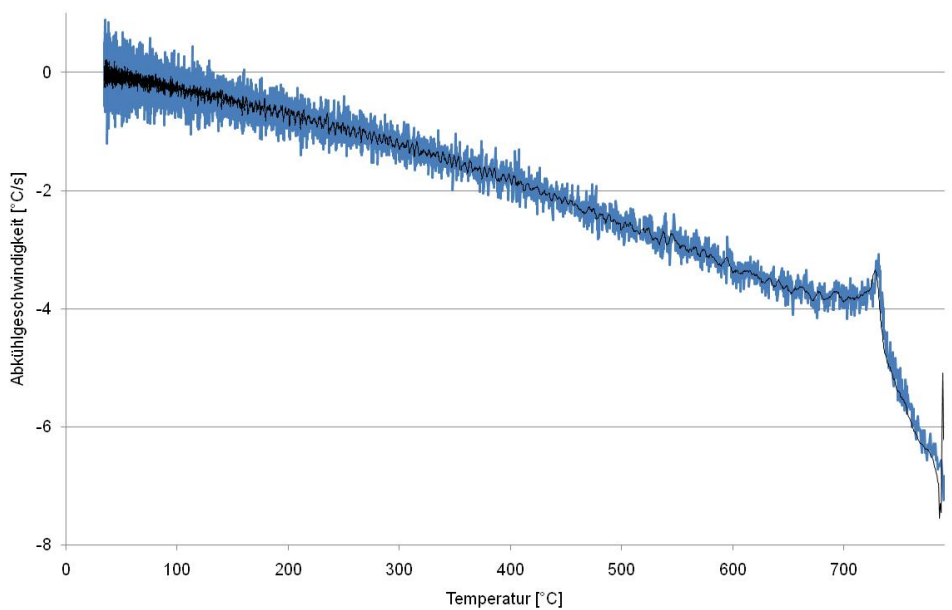


Fig. 320: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 800°C

9.8.3 Schweißzyklus $T_p=850^\circ\text{C}$

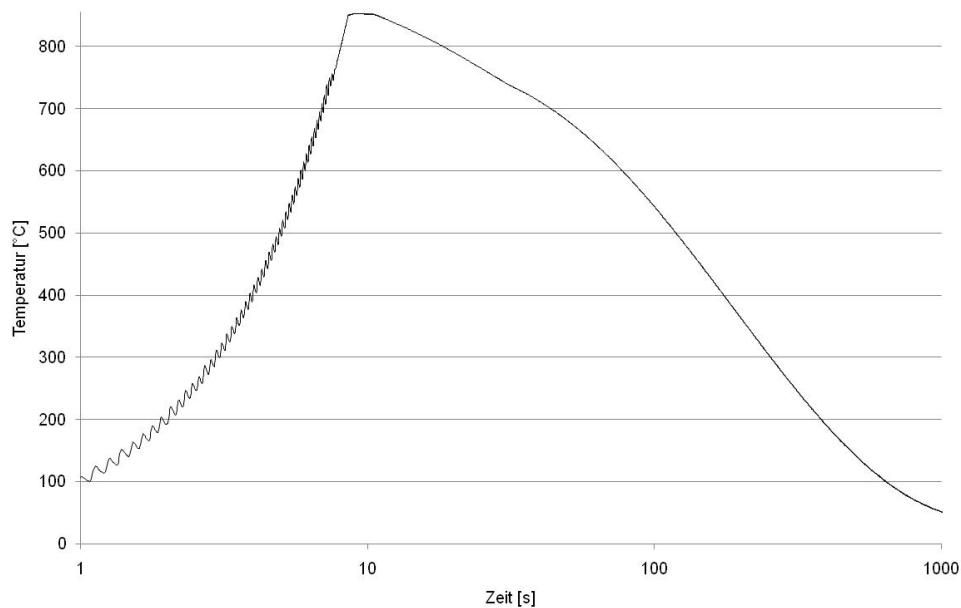


Fig. 321: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 850°C

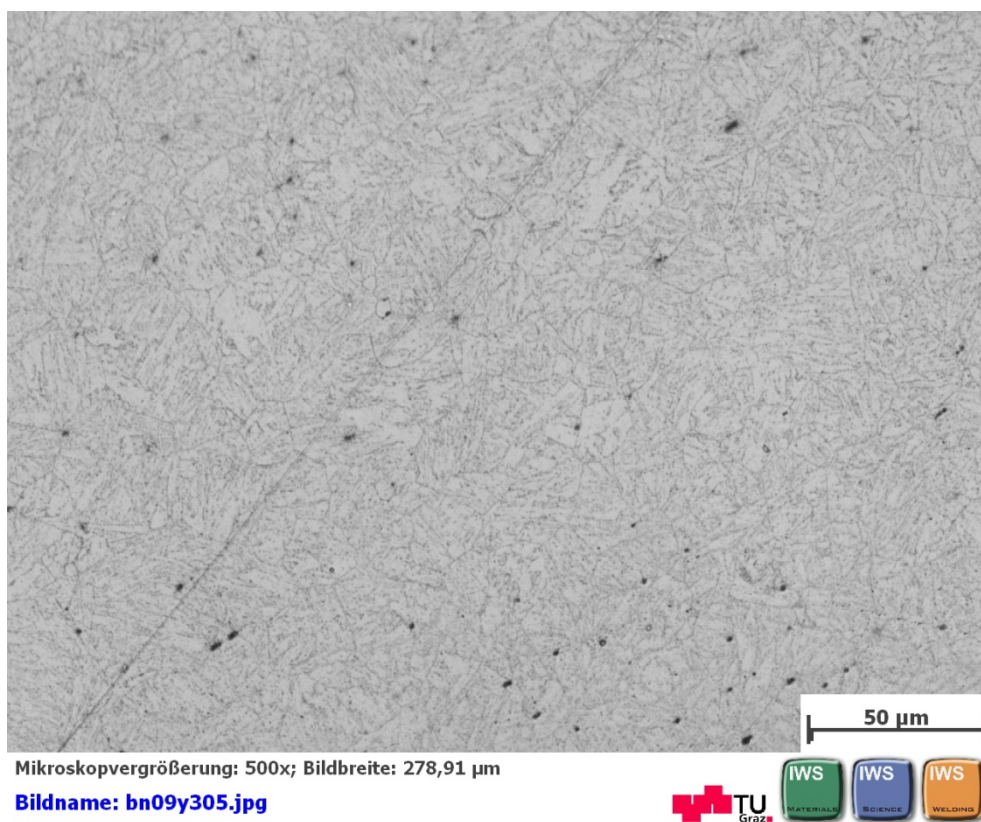


Fig. 322: Gefügeschauabild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 850°C

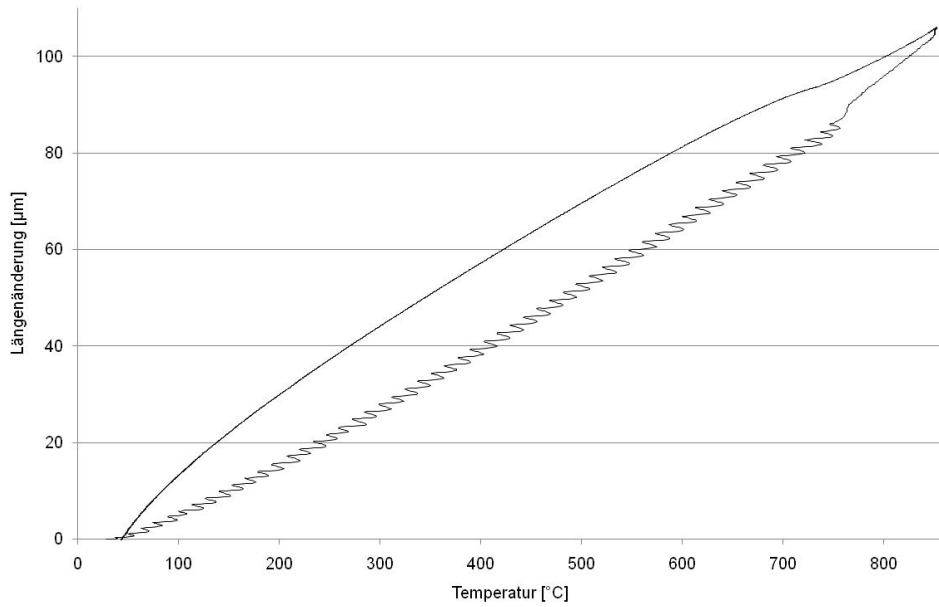


Fig. 323: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 850°C

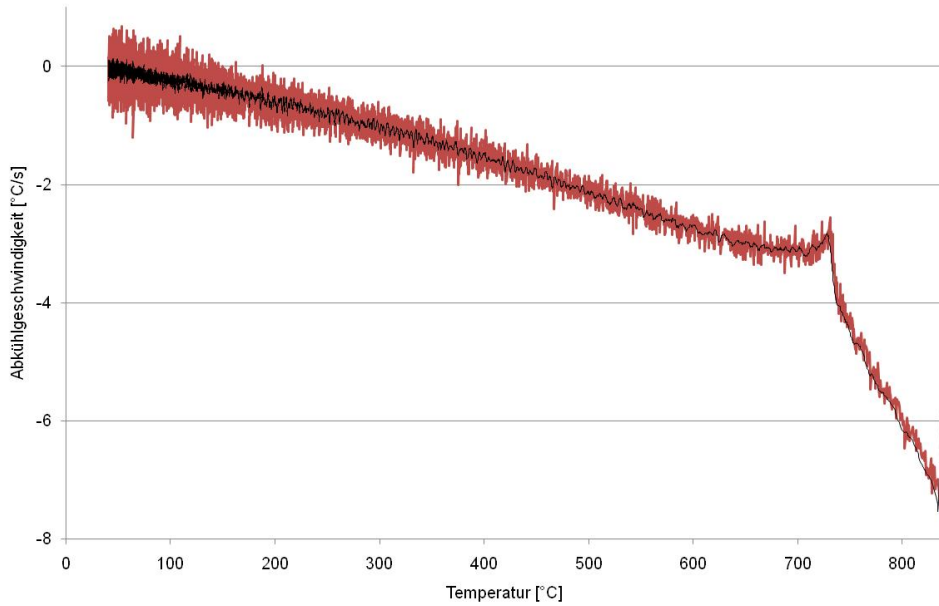


Fig. 324: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 850°C

9.8.4 Schweißzyklus $T_p=900^\circ\text{C}$

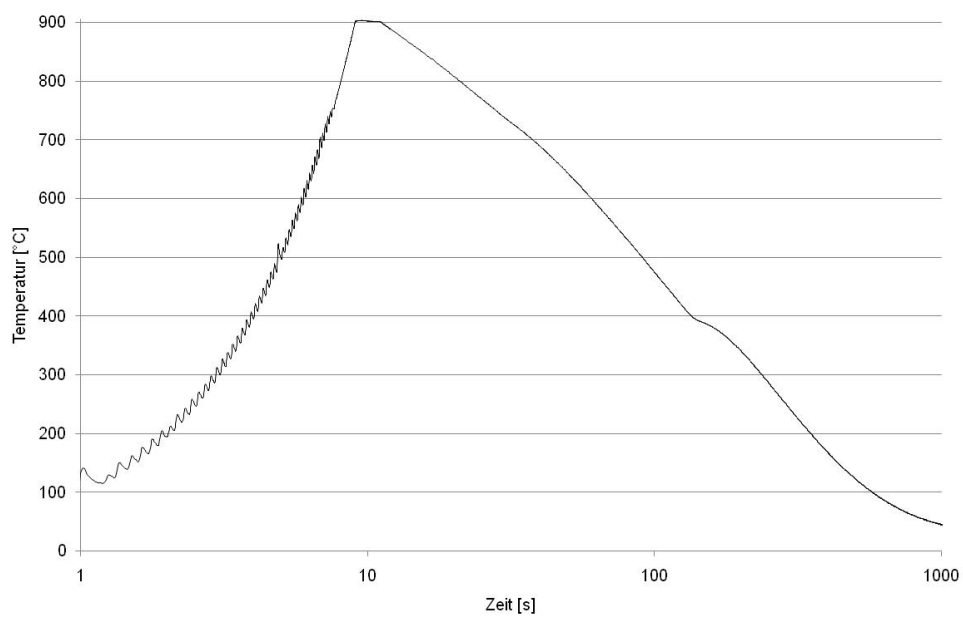
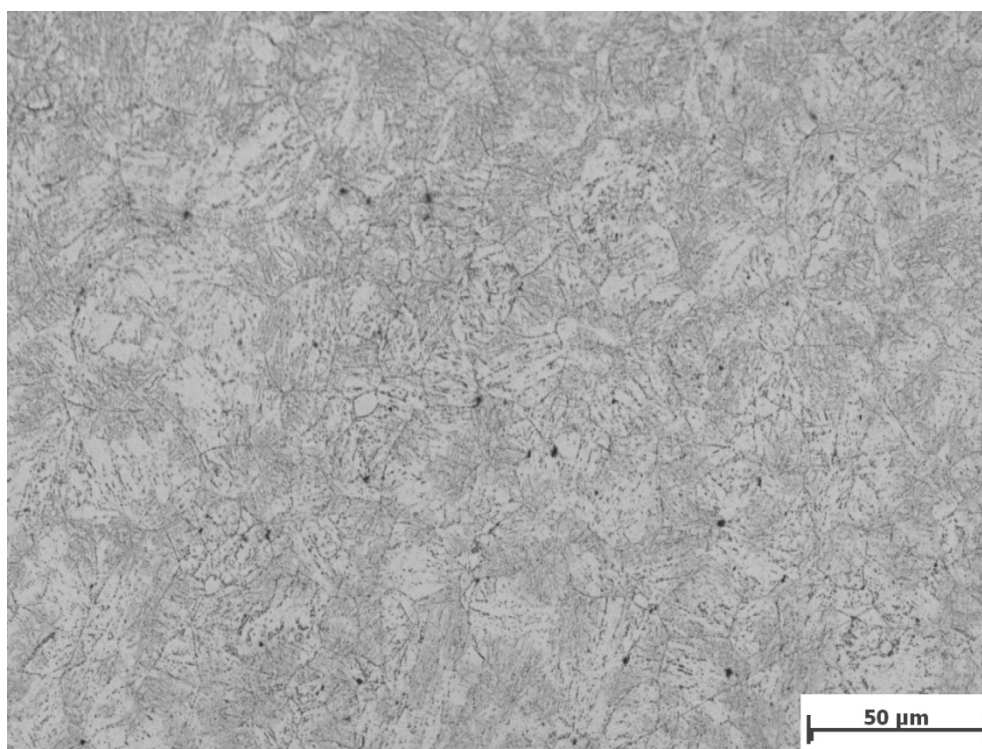


Fig. 325: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 900°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: bn09y306.jpg



Fig. 326: Gefügeschauabild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 900°C

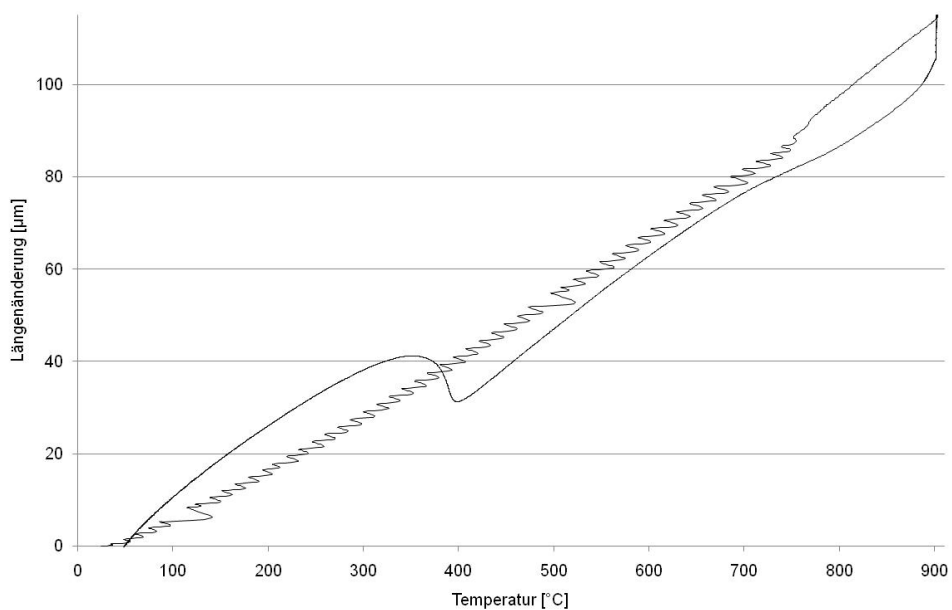


Fig. 327: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 900°C

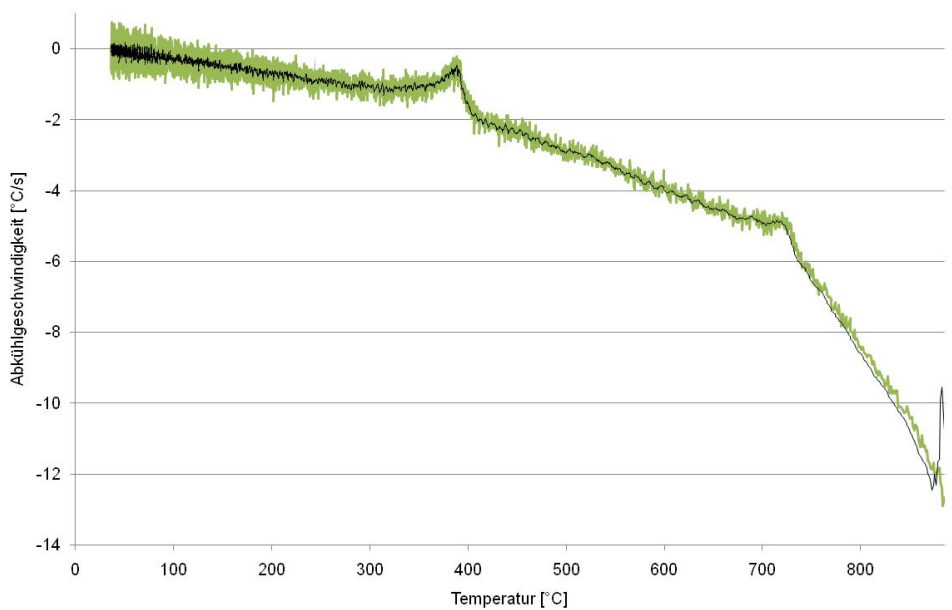


Fig. 328: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 900°C

9.8.5 Schweißzyklus $T_p=950^\circ\text{C}$

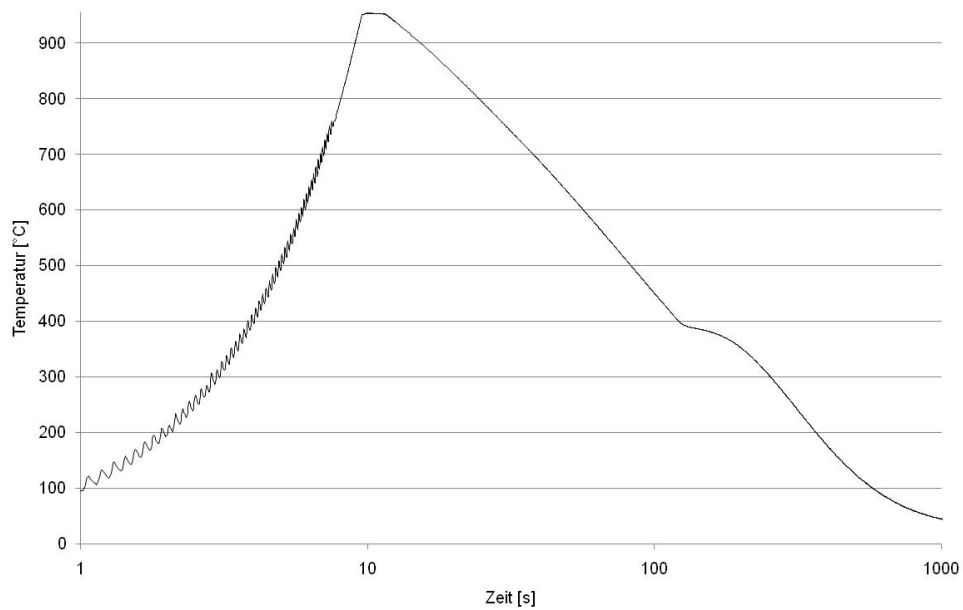
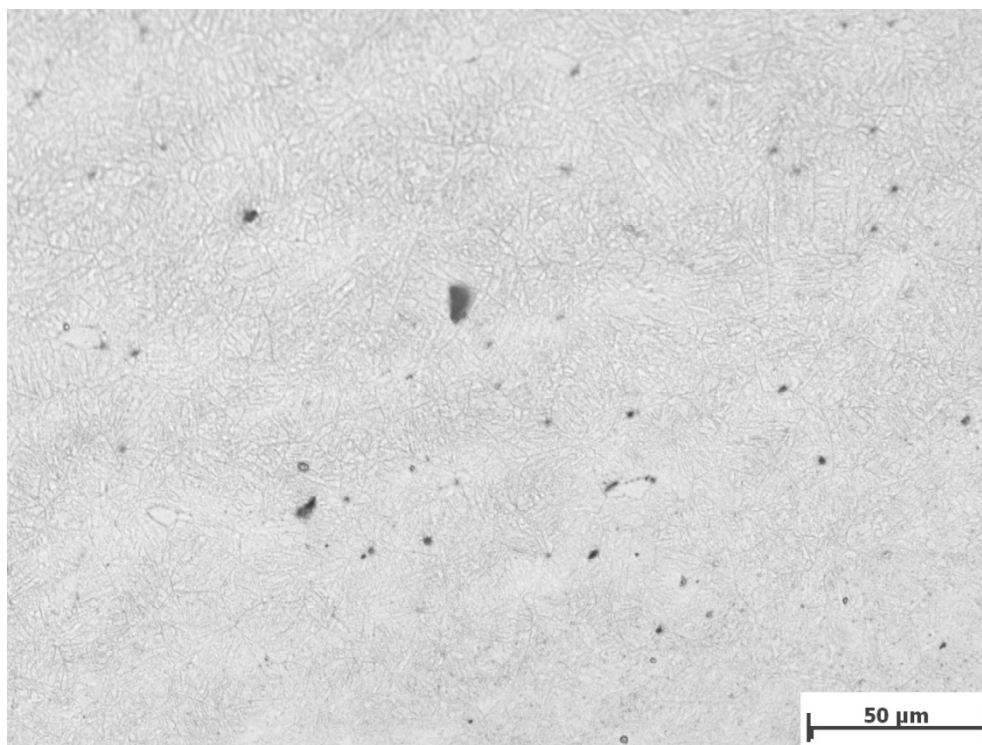


Fig. 329: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 950°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y312.jpg



Fig. 330: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 950°C

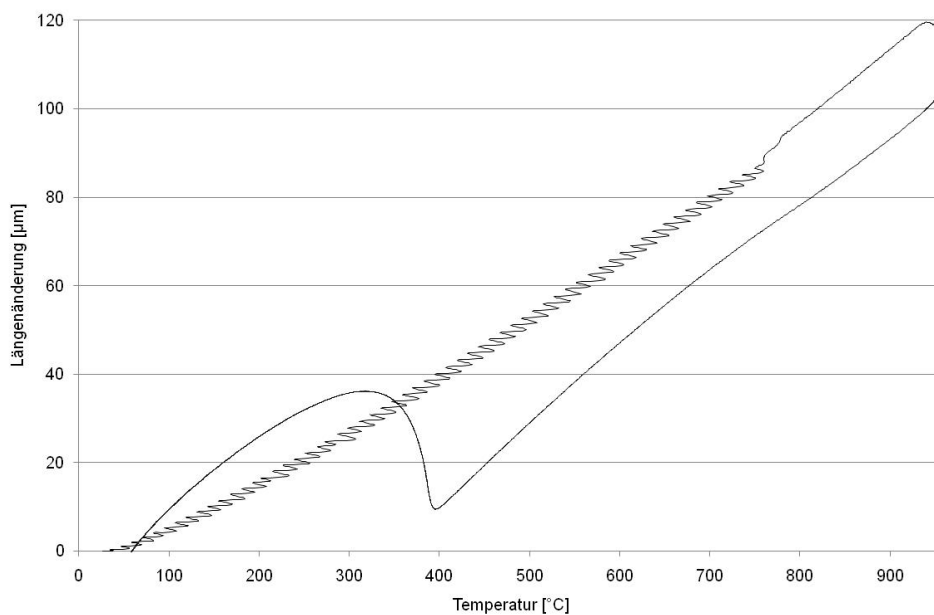


Fig. 331: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 950°C

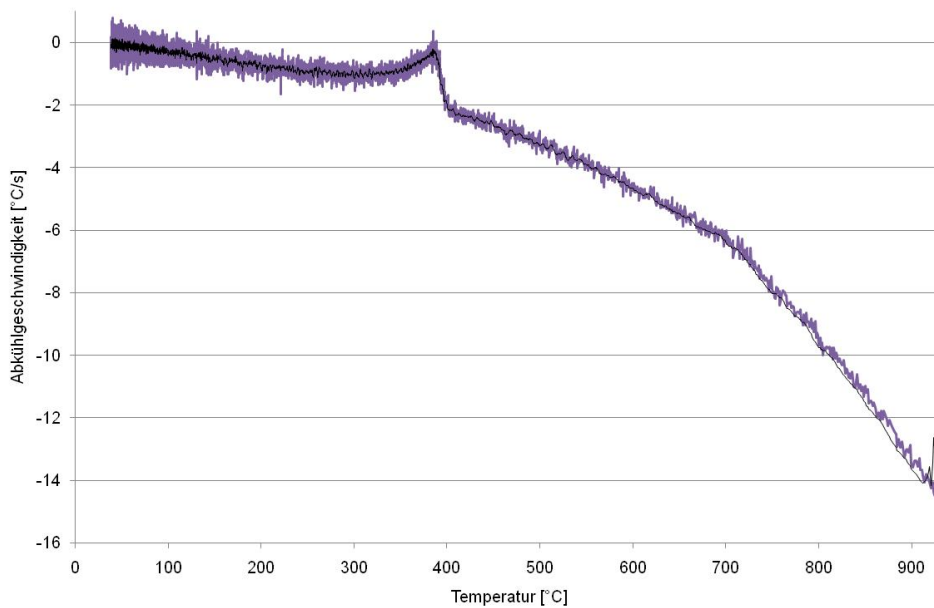


Fig. 332: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 950°C

9.8.6 Schweißzyklus $T_p=1000^\circ\text{C}$

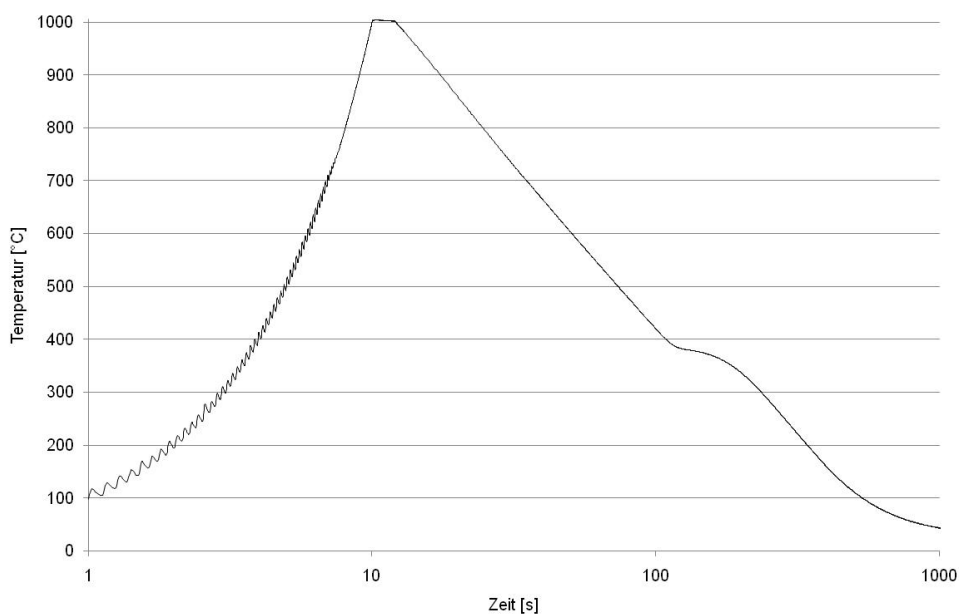
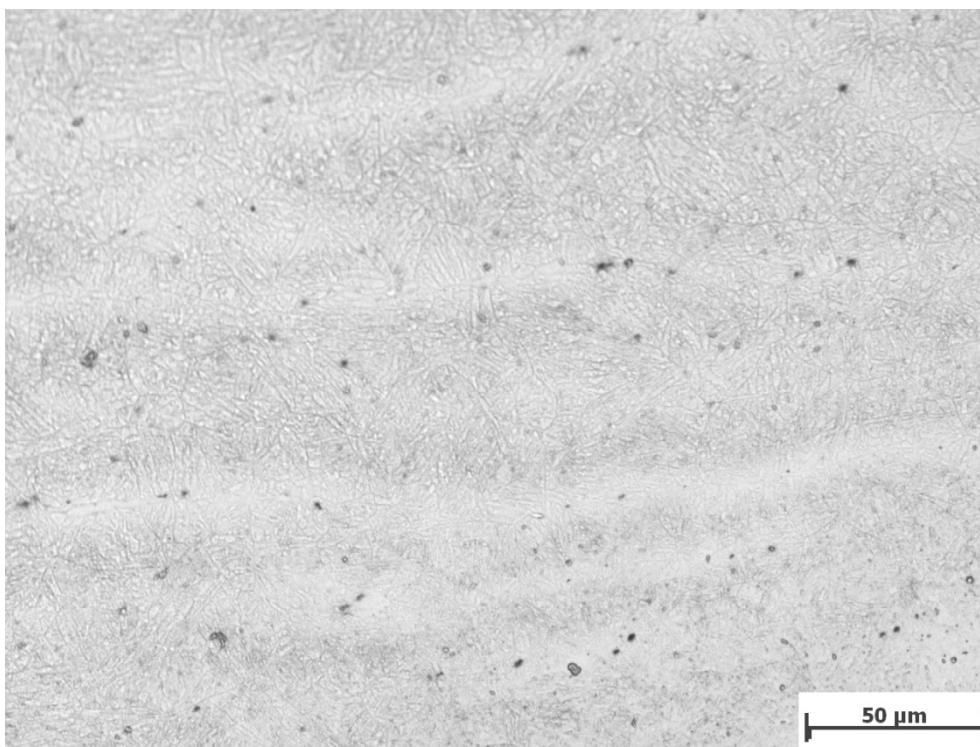


Fig. 333: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1000°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y313.jpg



Fig. 334: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1000°C

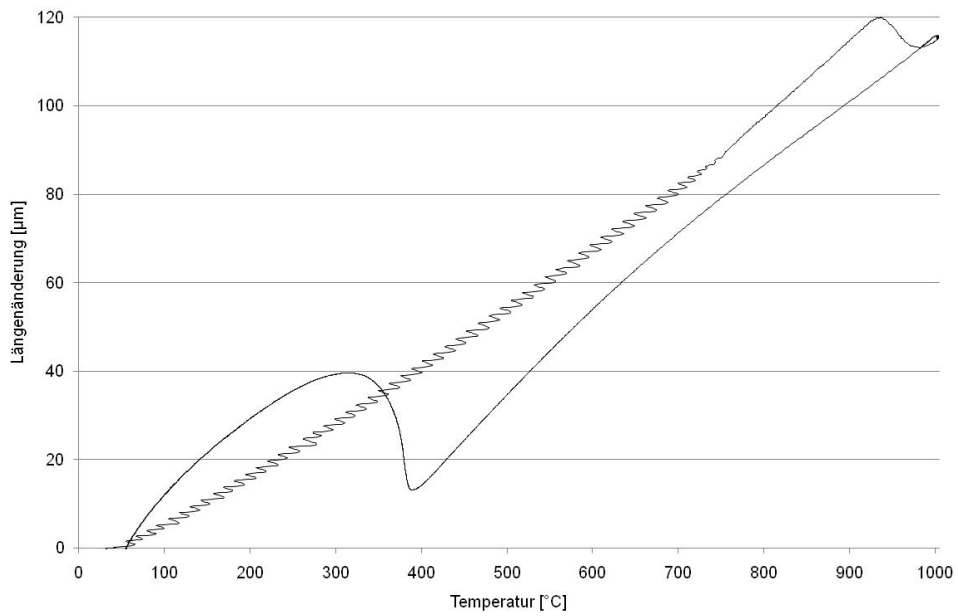


Fig. 335: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1000°C

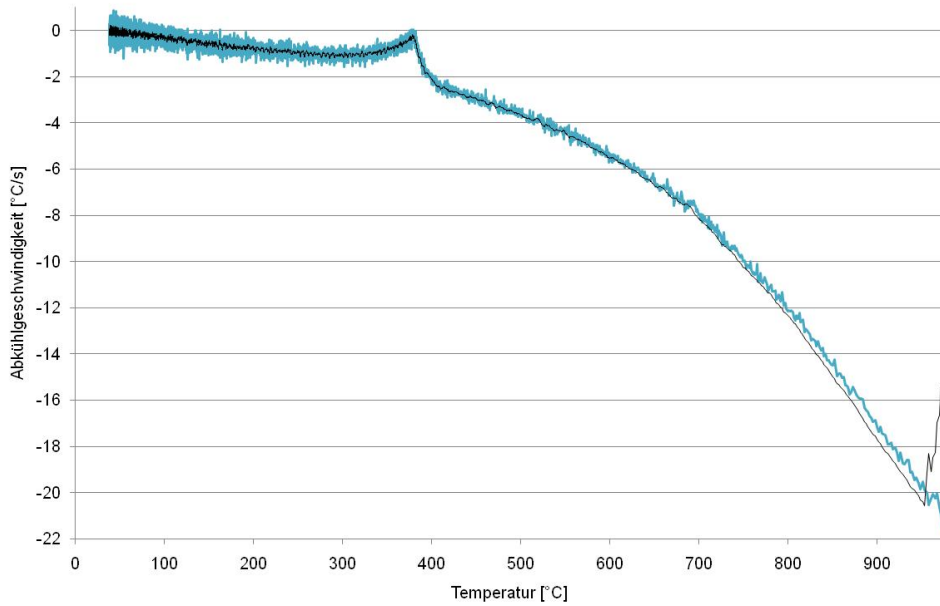


Fig. 336: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1000°C

9.8.7 Schweißzyklus $T_p=1050^\circ\text{C}$

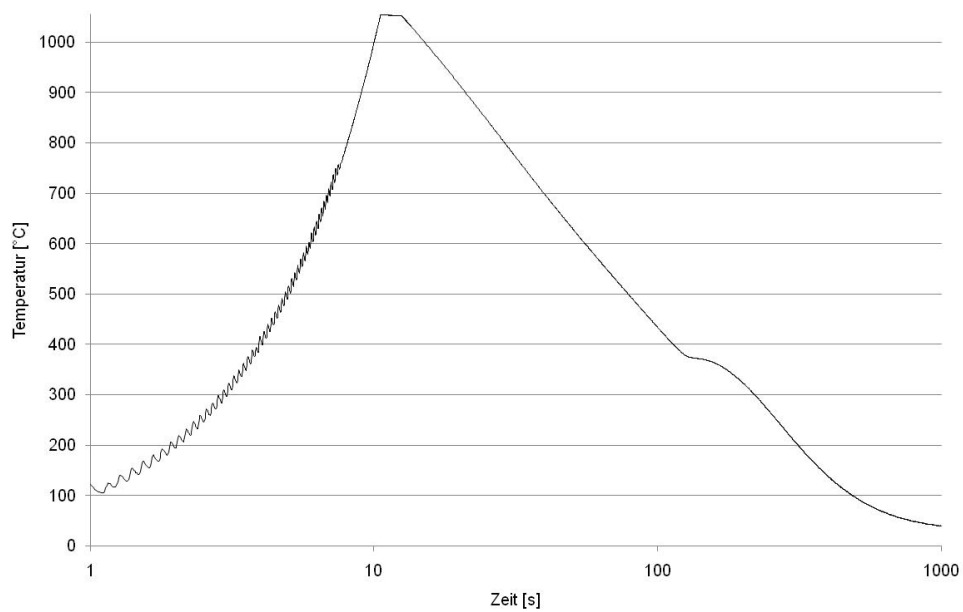
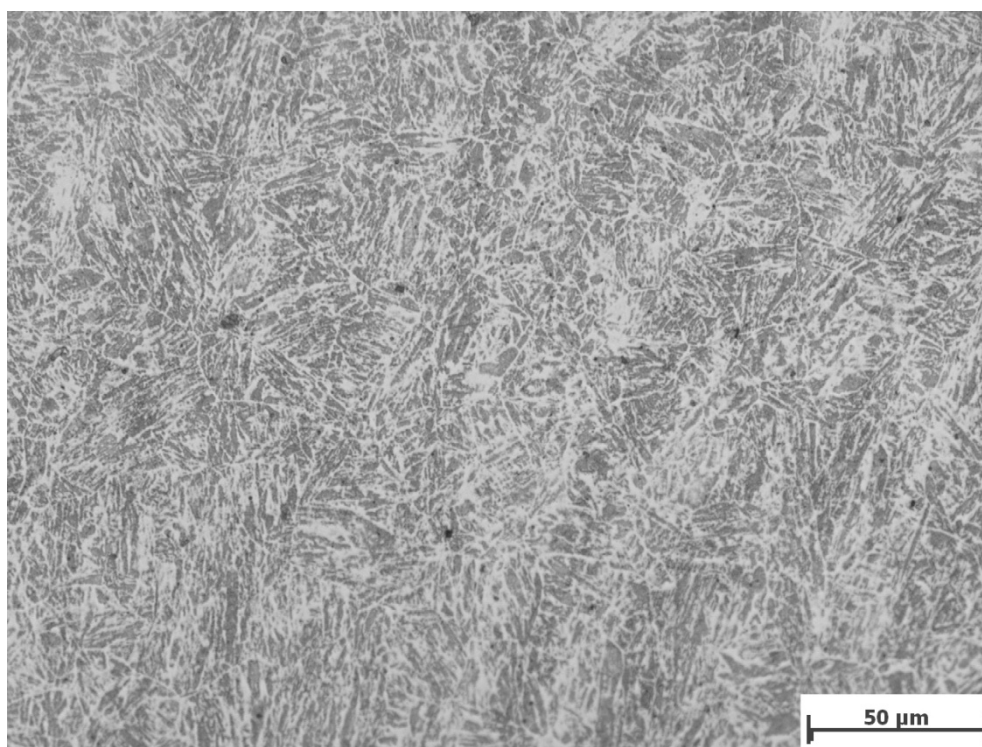


Fig. 337: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1050°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: bn09y321.jpg



Fig. 338: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1050°C

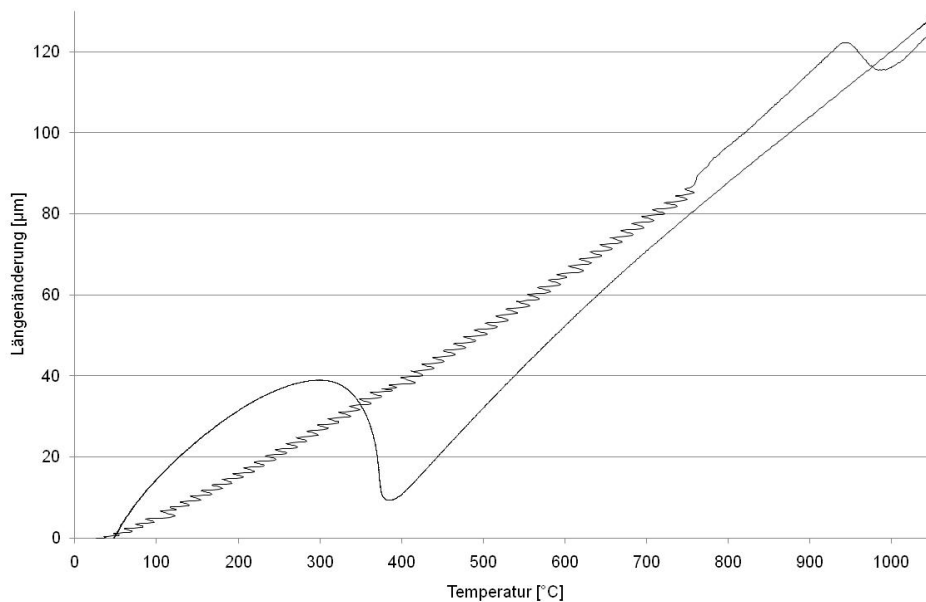


Fig. 339: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 1050°C

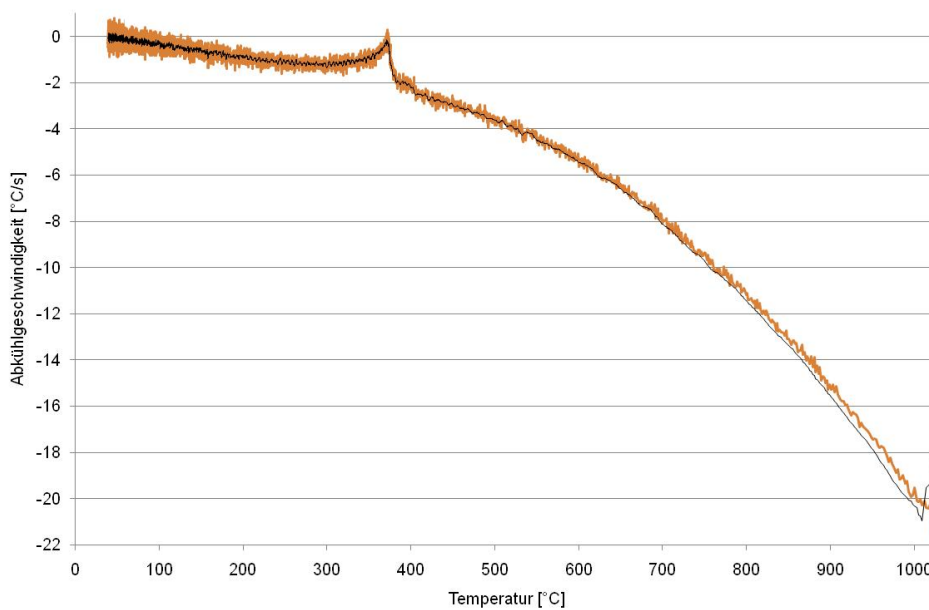


Fig. 340: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 1050°C

9.8.8 Schweißzyklus $T_p=1100^\circ\text{C}$

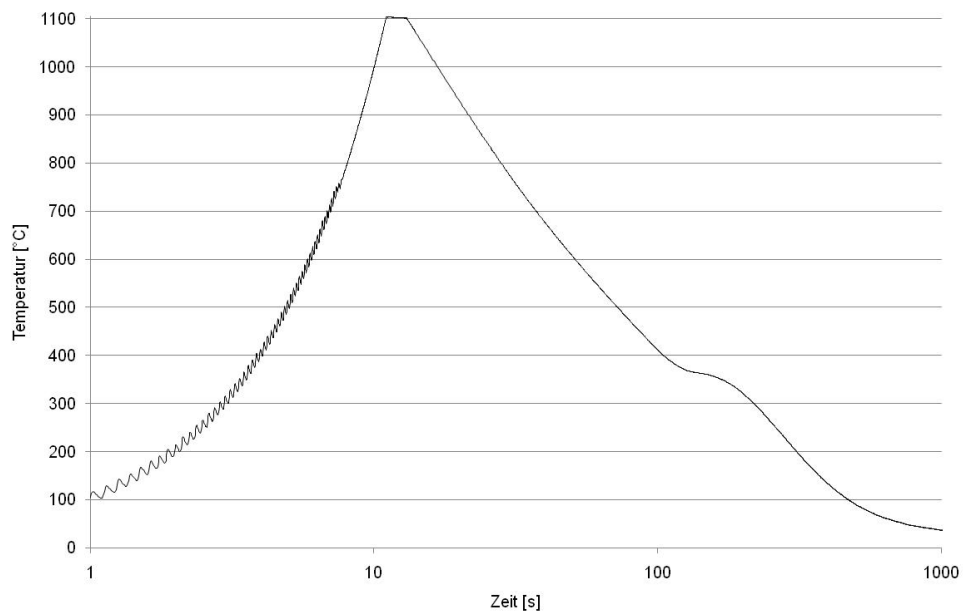
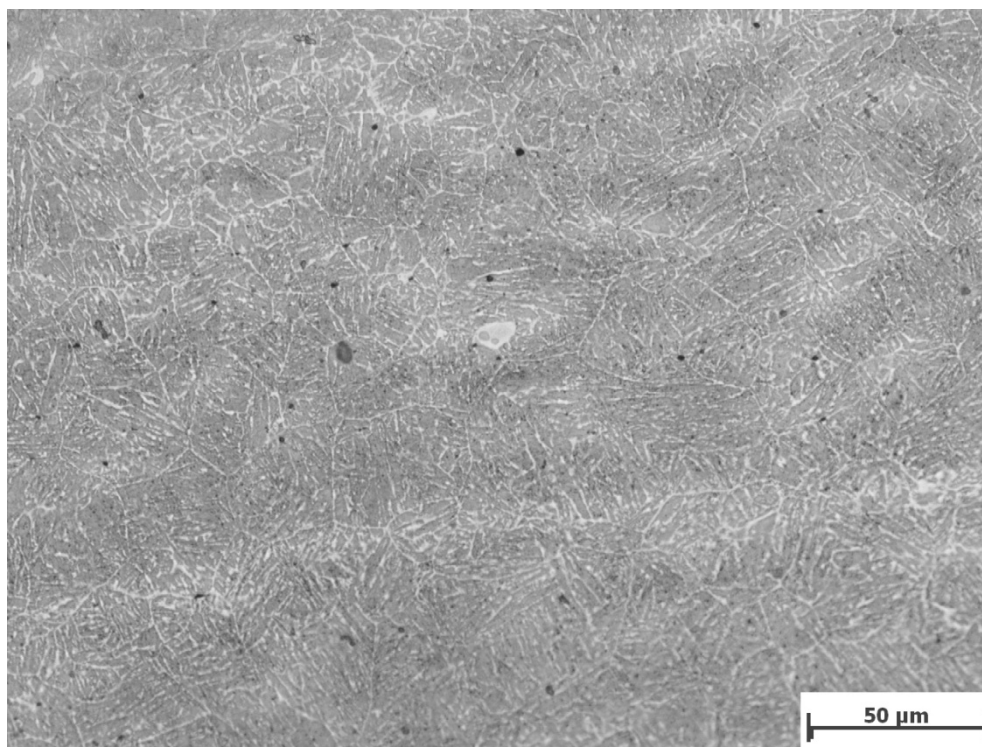


Fig. 341: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1100°C



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: bn09y320.jpg



Fig. 342: Gefügeschabild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1100°C

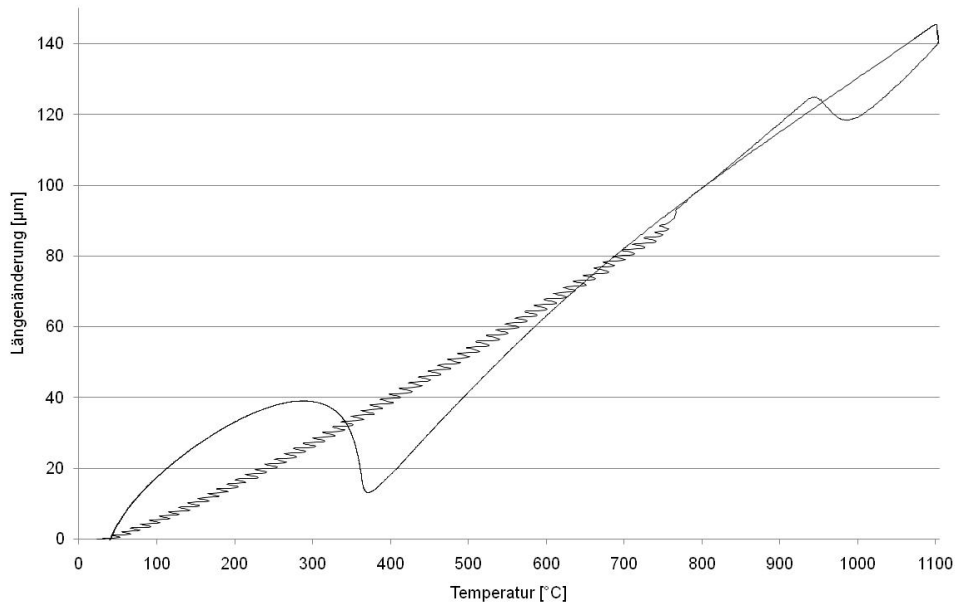


Fig. 343: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1100°C

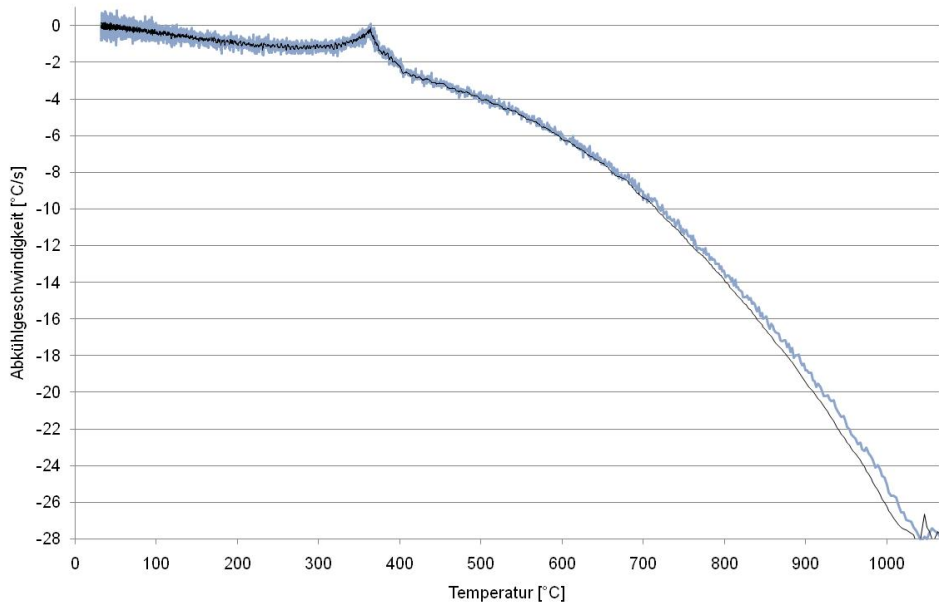


Fig. 344: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1100°C

9.8.9 Schweißzyklus $T_p=1150^\circ\text{C}$

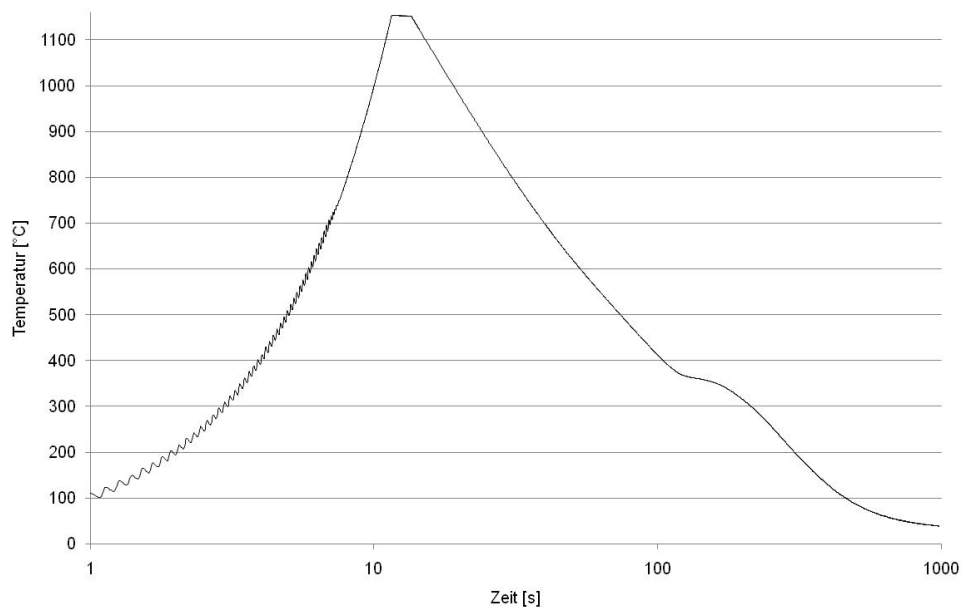


Fig. 345: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1150°C

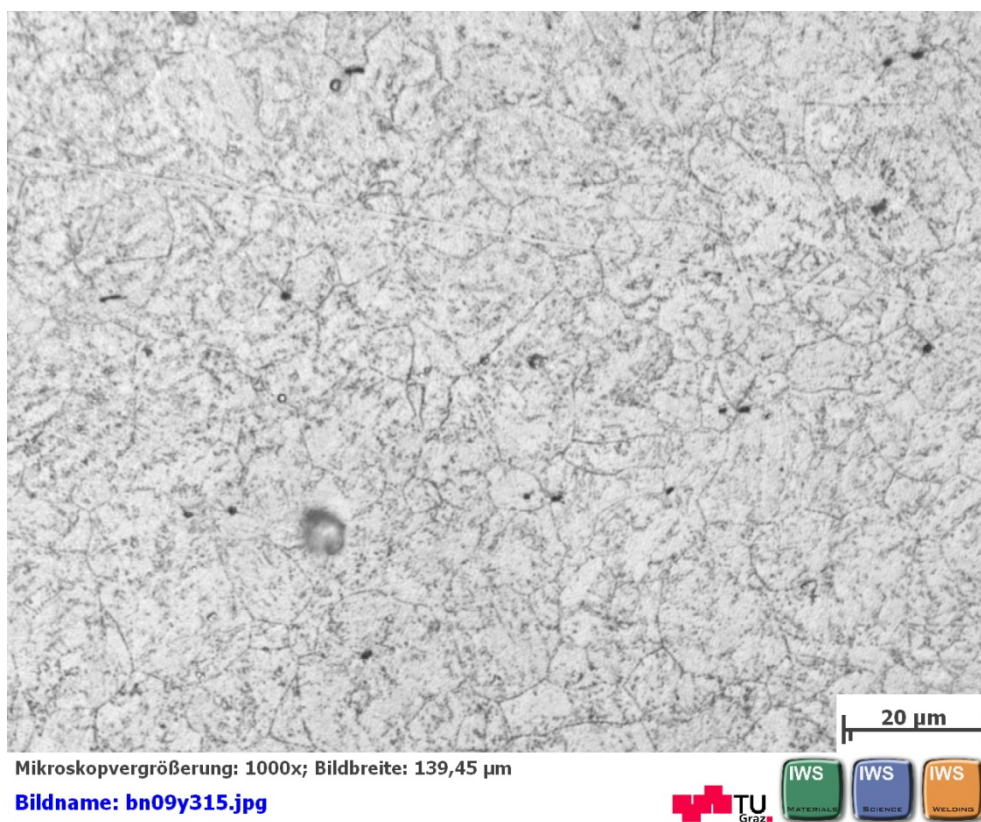


Fig. 346: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1150°C

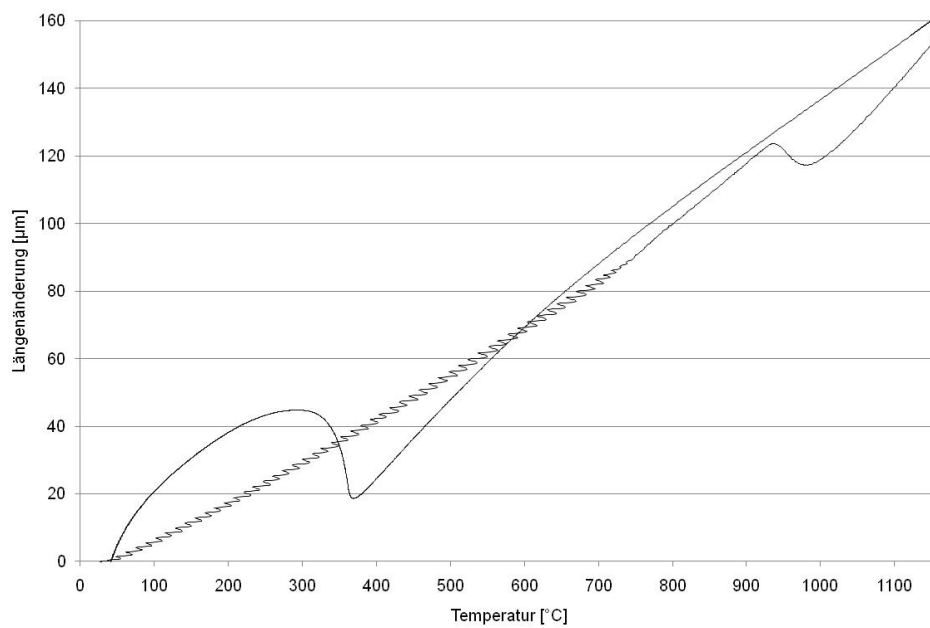


Fig. 347: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1150°C

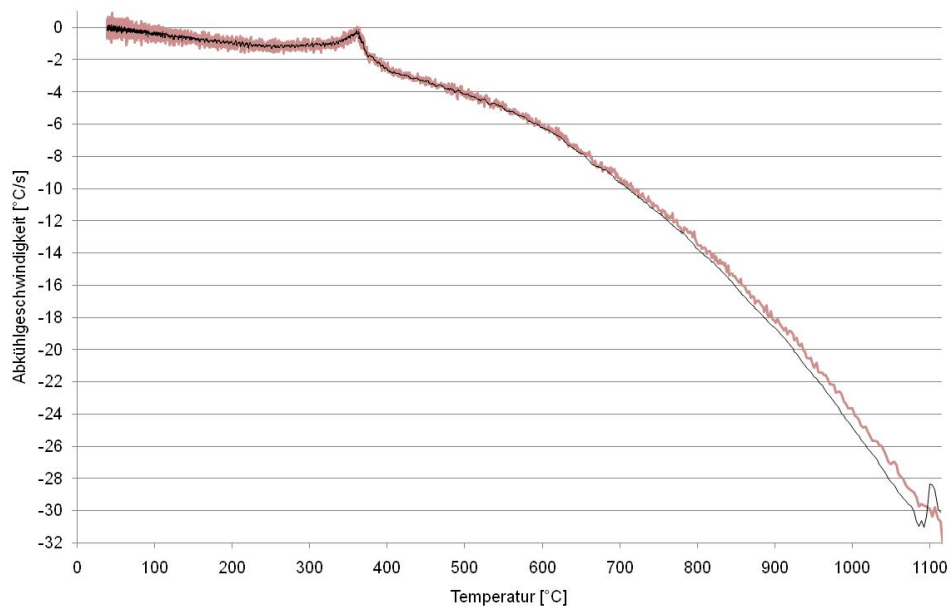


Fig. 348: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1150°C

9.8.10 Schweißzyklus $T_p=1200^\circ\text{C}$

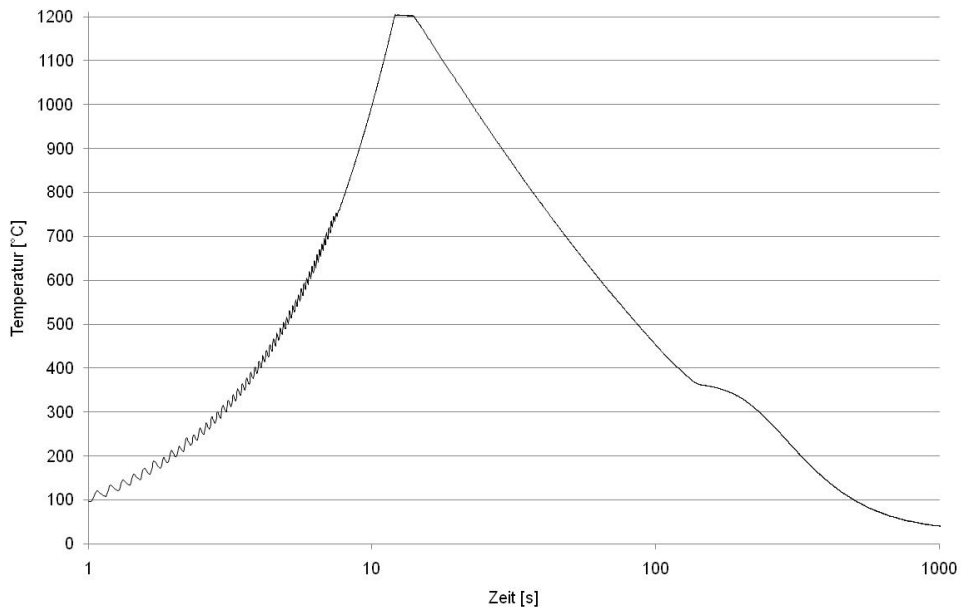
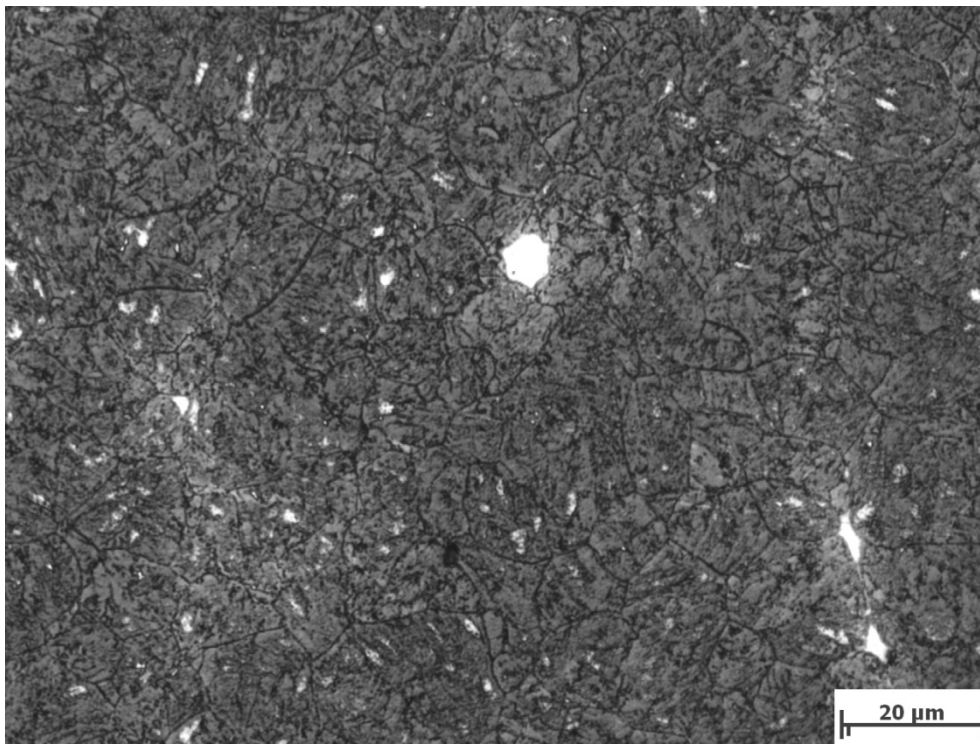


Fig. 349: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1200°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: bn09y323.jpg



Fig. 350: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1200°C

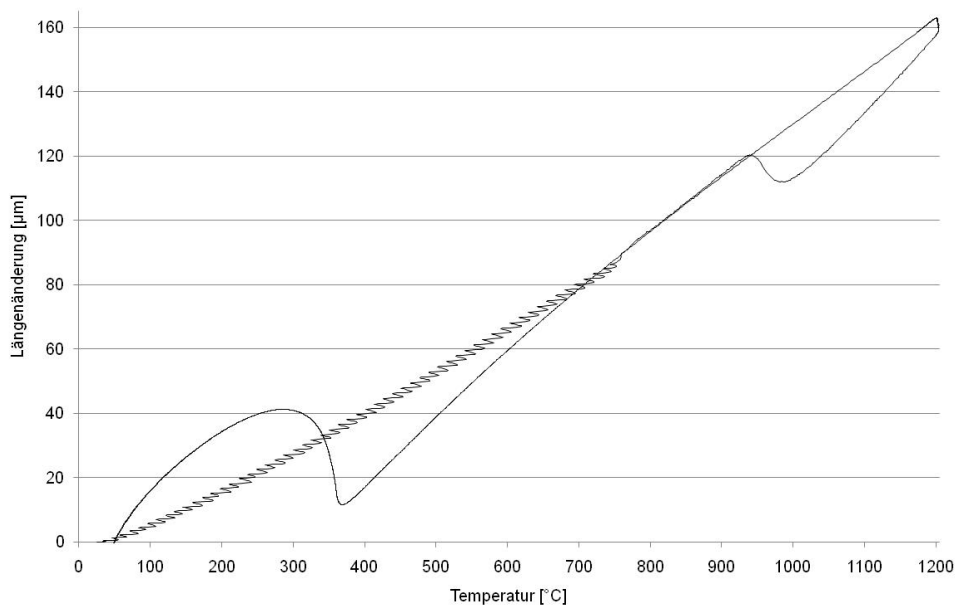


Fig. 351: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_P 1200°C

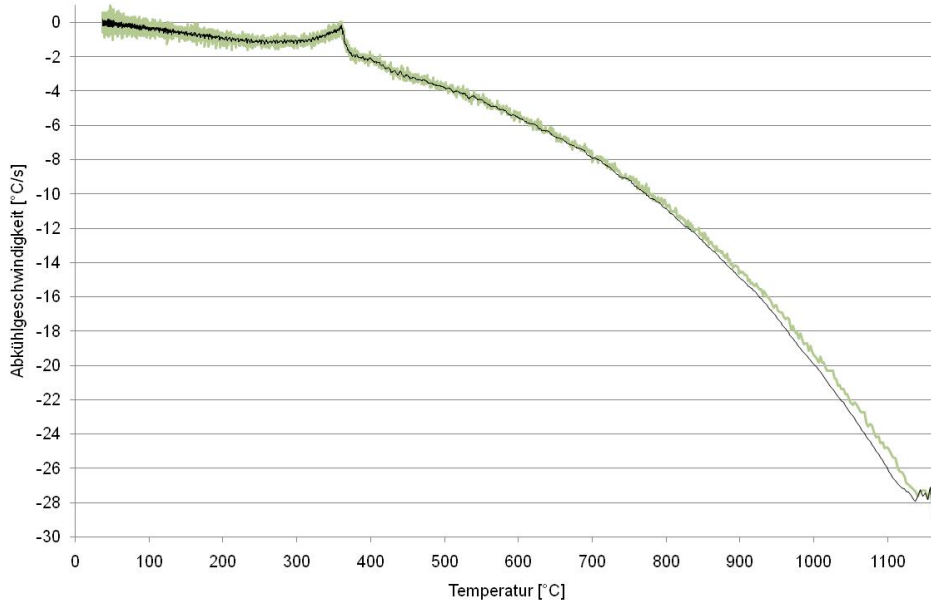


Fig. 352: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_P 1200°C

9.8.11 Schweißzyklus $T_p=1250^\circ\text{C}$

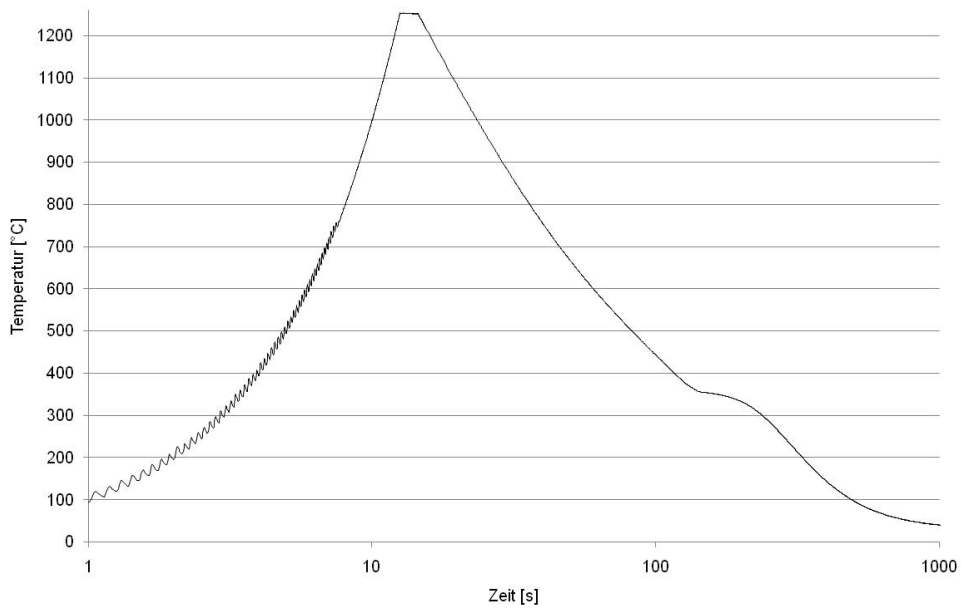
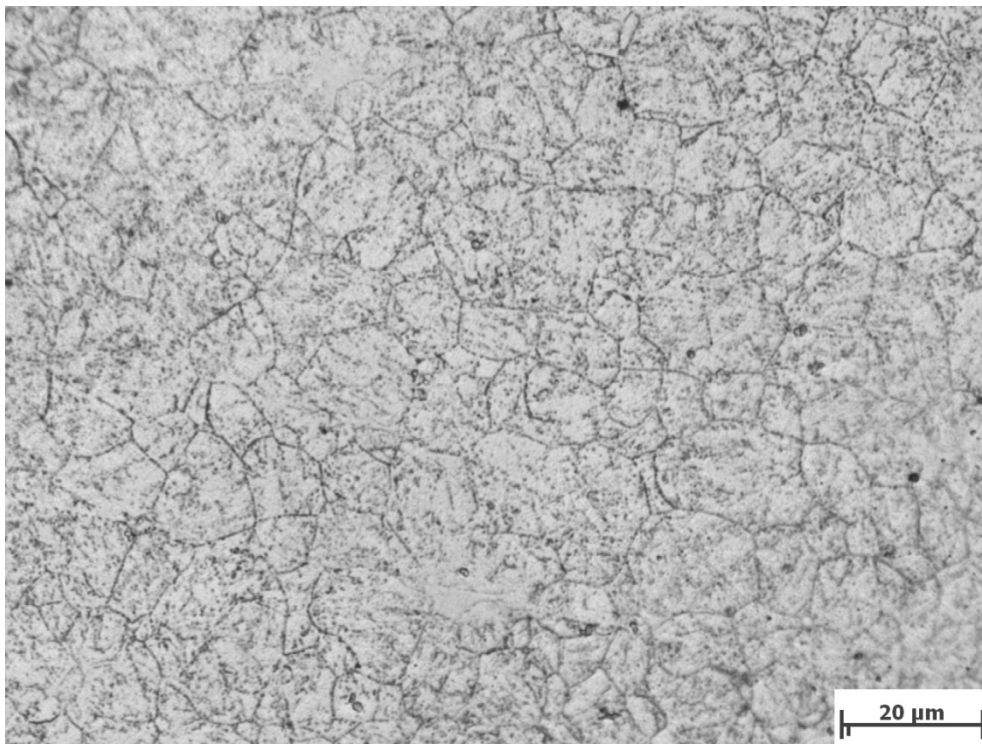


Fig. 353: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1250°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: bn09y318.jpg



Fig. 354: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1250°C

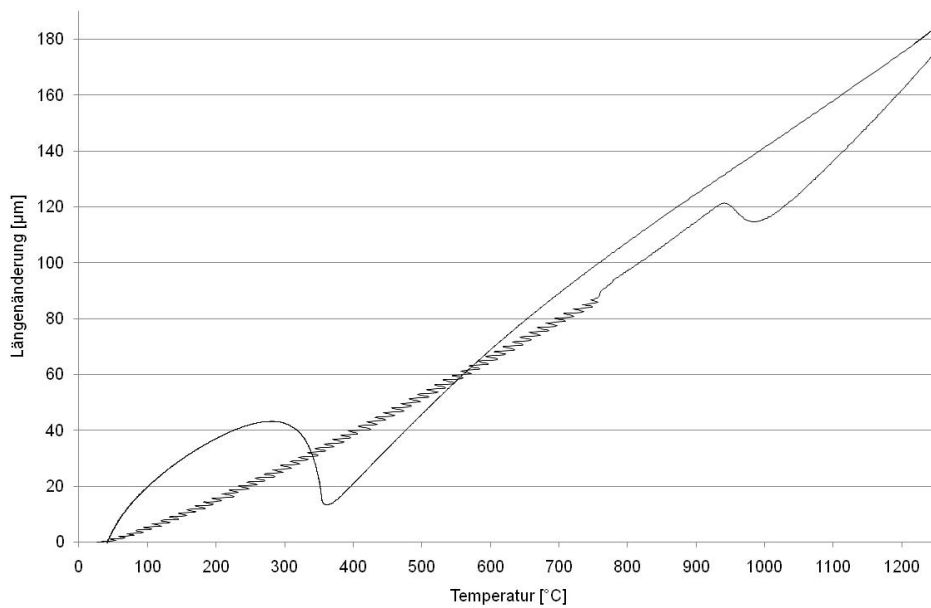


Fig. 355: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1250°C

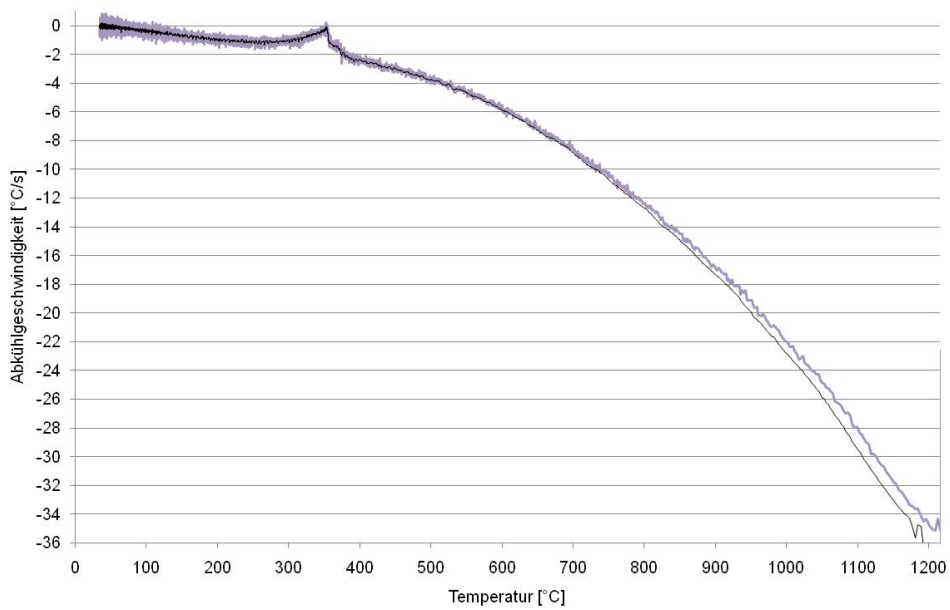


Fig. 356: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1250°C

9.8.12 Schweißzyklus $T_p=1300^\circ\text{C}$

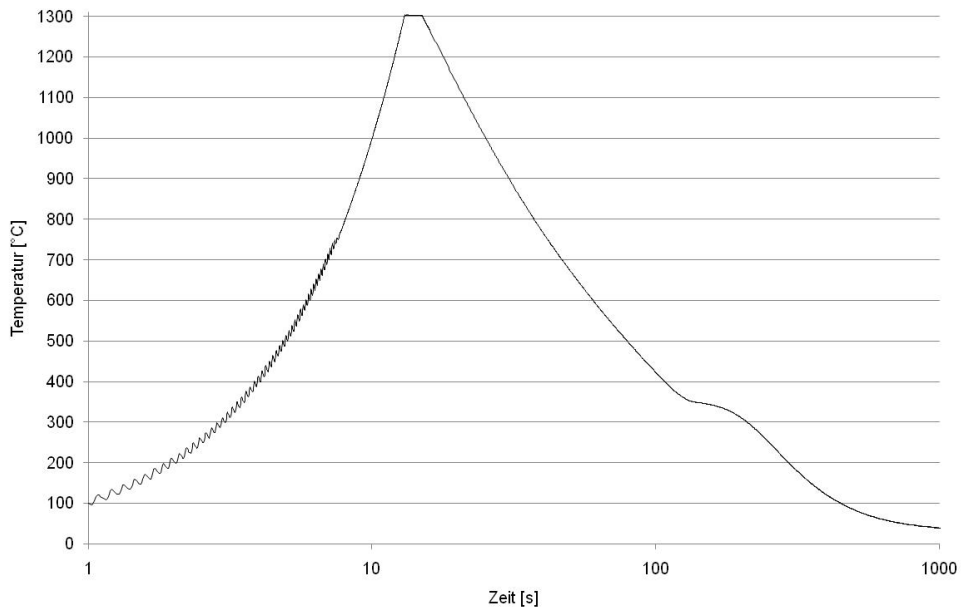
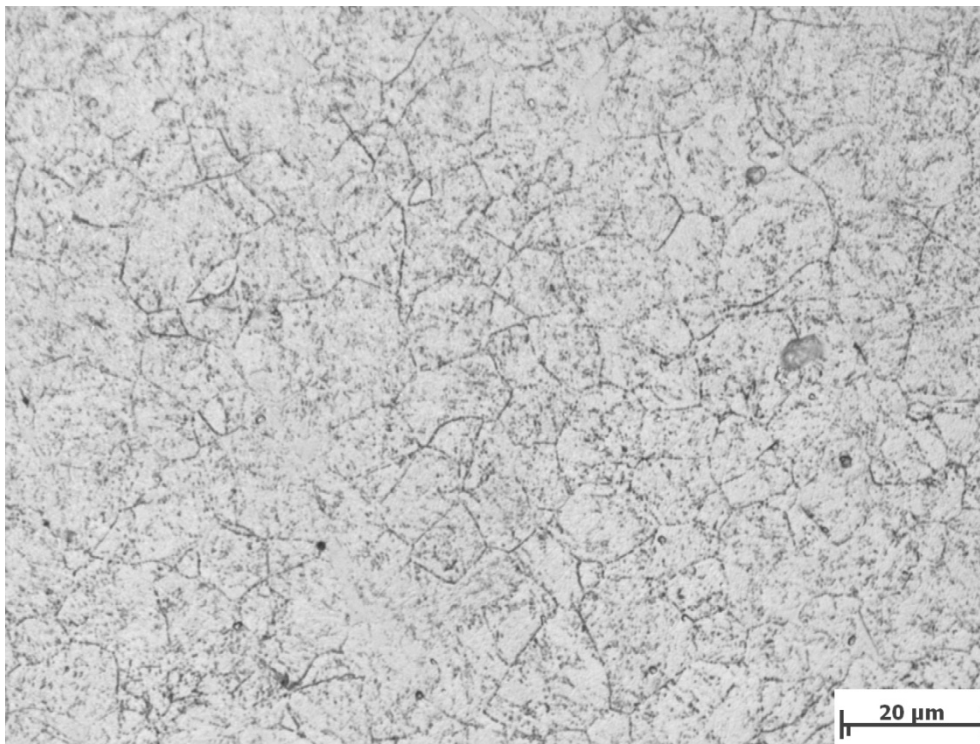


Fig. 357: Zeit - Temperatur Verlauf der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1300°C



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: bn09y317.jpg



Fig. 358: Gefügeschaubild von der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1300°C

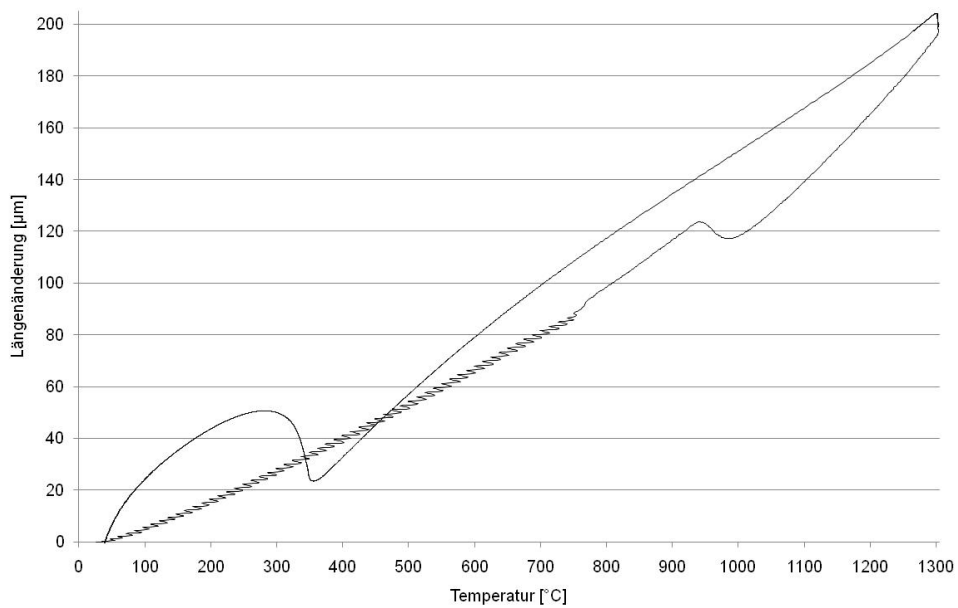


Fig. 359: Längenänderung der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1300°C

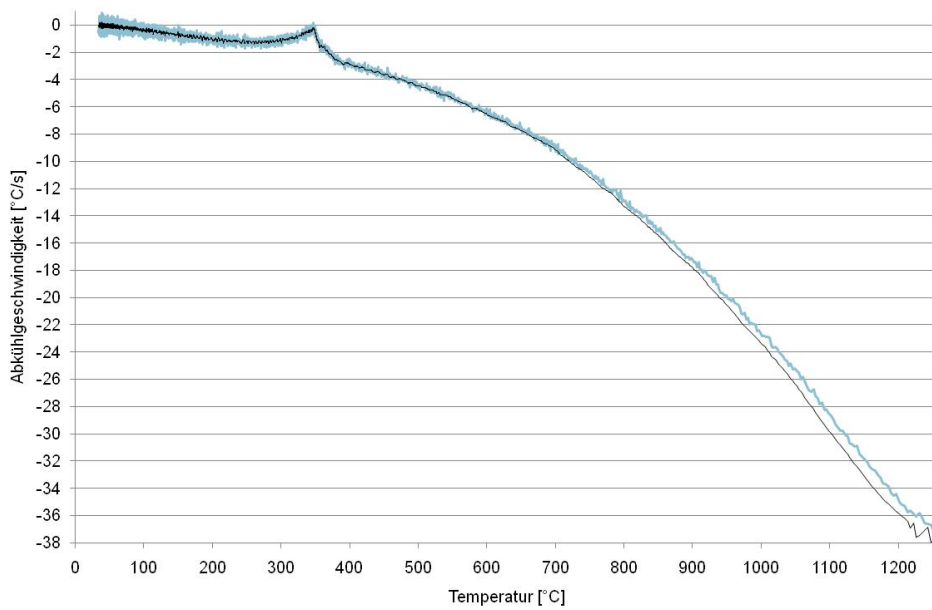


Fig. 360: Abkühlgeschwindigkeit der HNLB Legierung - 2604 - T_p 1300°C

10 Anhang B

10.1 Kerbschlagbiegeversuchsplan NPM4

Prüftemperatur [°C]	Arbeit [J]	Probenbezeichnung extern	Probenbezeichnung Diplomarbeit
-70	5	G1	DA_SA_0025
20	16	G2	DA_SA_0026
20	45	G3	DA_SA_0027
20	84	G10	DA_SA_0028
-40	7	G9	DA_SA_0029
50	146	G7	DA_SA_0030
-20	17	G8	DA_SA_0031
100	130	G6	DA_SA_0032
150	159	G5	DA_SA_0033
200	165	G4	DA_SA_0034

10.2 Zugversuchsplan NPM4

DA_SA_0035	NPM4 RT	Prüftemp. RT / Normprobe
DA_SA_0036	RT	Prüftemp. RT / Probe mit Schneiden
DA_SA_0037	600	Prüftemp. 600°C / Probe mit Schneiden
DA_SA_0038	650	Prüftemp. 650°C / Probe mit Schneiden

10.3 Versuchsplan NPM

	Chargen	NPM1	NPM4
	T _P		
as-welded	800	800/aw	800/aw
DA_SA_		0110	0112
+PWHT	800	800/aw+PWHT	800/aw+PWHT
DA_SA_		0111	0113
as-welded	850	850/aw	850/aw
DA_SA_		0114	0116
+PWHT	850	850/aw+PWHT	850/aw+PWHT

DA_SA_		0115	0117
as-welded	900	900/aw	900/aw
DA_SA_		0118	0120
+PWHT	900	900/aw+PWHT	900/aw+PWHT
DA_SA_		0119	0121
as-welded	950	950/aw	950/aw
DA_SA_		0122	0124
+PWHT	950	950/aw+PWHT	950/aw+PWHT
DA_SA_		0123	0125
as-welded	1000	1000/aw	1000/aw
DA_SA_		0126	0128
+PWHT	1000	1000/aw+PWHT	1000/aw+PWHT
DA_SA_		0127	0129
as-welded	1050	1050/aw	1050/aw
DA_SA_		0130	0132
+PWHT	1050	1050/aw+PWHT	1050/aw+PWHT
DA_SA_		0131	0133
as-welded	1100	1100/aw	1100/aw
DA_SA_		0134	0001 u. 0136
+PWHT	1100	1100/aw+PWHT	1100/aw+PWHT
DA_SA_		0135	0137
as-welded	1150	1150/aw	1150/aw
DA_SA_		0138	0140
+PWHT	1150	1150/aw+PWHT	1150/aw+PWHT
DA_SA_		0139	0141
as-welded	1200	1200/aw	1200/aw
DA_SA_		0142	0002 u. 0144
+PWHT	1200	1200/aw+PWHT	1200/aw+PWHT
DA_SA_		0143	0145
as-welded	1250	1250/aw	1250/aw
DA_SA_		0146	0148
+PWHT	1250	1250/aw+PWHT	1250/aw+PWHT

DA_SA_		0147	0149
as-welded	1300	1300/aw	1300/aw
DA_SA_		0150	0003 u. 0152
+PWHT	1300	1300/aw+PWHT	1300/aw+PWHT
DA_SA_		0151	0153
		Ausgangswerkstoff	Ausgangswerkstoff
DA_SA_		0154	0155

10.4 Versuchsplan OptiBorN

	Charge n	2555	2556	2562
	T _P	LNHB	HNLB	MNB
as-welded	800	800/aw	800/aw	800/aw
DA_SA_		0039	0041	0043
+PWHT	800	800/aw+PWHT	800/aw+PWHT	800/aw+PWHT
DA_SA_		0040	0042	0044
as-welded	850	850/aw	850/aw	850/aw
DA_SA_		0045	0048	0049
+PWHT	850	850/aw+PWHT	850/aw+PWHT	850/aw+PWHT
DA_SA_		0046	0047	0050
as-welded	900	900/aw	900/aw	900/aw
DA_SA_		0051	0053	0055
+PWHT	900	900/aw+PWHT	900/aw+PWHT	900/aw+PWHT
DA_SA_		0052	0054	0056
as-welded	950	950/aw	950/aw	950/aw
DA_SA_		0057	0059	0062
+PWHT	950	950/aw+PWHT	950/aw+PWHT	950/aw+PWHT
DA_SA_		0058	0060	0061
as-welded	1000	1000/aw	1000/aw	1000/aw
DA_SA_		0063	0065	0067
+PWHT	1000	1000/aw+PWHT	1000/aw+PWHT	1000/aw+PWHT
DA_SA_		0064	0066	0068

as-welded	1050	1050/aw	1050/aw	1050/aw
DA_SA_		0069	0072	0073
+PWHT	1050	1050/aw+PWHT	1050/aw+PWHT	1050/aw+PWHT
DA_SA_		0070	0071	0074
as-welded	1100	1100/aw	1100/aw	1100/aw
DA_SA_		0075	0077	0079
+PWHT	1100	1100/aw+PWHT	1100/aw+PWHT	1100/aw+PWHT
DA_SA_		0076	0078	0080
as-welded	1150	1150/aw	1150/aw	1150/aw
DA_SA_		0081	0084	0086
+PWHT	1150	1150/aw+PWHT	1150/aw+PWHT	1150/aw+PWHT
DA_SA_		0083	0085	0087
as-welded	1200	1200/aw	1200/aw	1200/aw
DA_SA_		0088	0090	0092
+PWHT	1200	1200/aw+PWHT	1200/aw+PWHT	1200/aw+PWHT
DA_SA_		0089	0091	0093
as-welded	1250	1250/aw	1250/aw	1250/aw
DA_SA_		0094	0096	0098
+PWHT	1250	1250/aw+PWHT	1250/aw+PWHT	1250/aw+PWHT
DA_SA_		0095	0097	0099
as-welded	1300	1300/aw	1300/aw	1300/aw
DA_SA_		0103	0104	0105
+PWHT	1300	1300/aw+PWHT	1300/aw+PWHT	1300/aw+PWHT
DA_SA_		0100	0101	0102
		Ausgangswerkstoff	Ausgangswerkstoff	Ausgangswerkstoff
DA_SA_		0106	0107	0108

	Chargen	2602	2603	2604
	T _P			
as-welded	800	800/aw	800/aw	800/aw
DA_SA_		0180	0157	0205

+PWHT	800	800/aw+PWHT	800/aw+PWHT	800/aw+PWHT
DA_SA		0181	0158	0206
as-welded	850	850/aw	850/aw	850/aw
DA_SA		0182	0159	0207
+PWHT	850	850/aw+PWHT	850/aw+PWHT	850/aw+PWHT
DA_SA		0183	0160	0208
as-welded	900	900/aw	900/aw	900/aw
DA_SA		0184	0161	0209
+PWHT	900	900/aw+PWHT	900/aw+PWHT	900/aw+PWHT
DA_SA		0185	0162	0210
as-welded	950	950/aw	950/aw	950/aw
DA_SA		0186	0163	0202
+PWHT	950	950/aw+PWHT	950/aw+PWHT	950/aw+PWHT
DA_SA		0187	0164	0211
as-welded	1000	1000/aw	1000/aw	1000/aw
DA_SA		0188	0165	0212
+PWHT	1000	1000/aw+PWHT	1000/aw+PWHT	1000/aw+PWHT
DA_SA		0189	0166	0213
as-welded	1050	1050/aw	1050/aw	1050/aw
DA_SA		0190	0167	0203
+PWHT	1050	1050/aw+PWHT	1050/aw+PWHT	1050/aw+PWHT
DA_SA		0191	0168	0214
as-welded	1100	1100/aw	1100/aw	1100/aw
DA_SA		0192	0169	0215
+PWHT	1100	1100/aw+PWHT	1100/aw+PWHT	1100/aw+PWHT
DA_SA		0193	0170	0216
as-welded	1150	1150/aw	1150/aw	1150/aw
DA_SA		0194	0171	0204
+PWHT	1150	1150/aw+PWHT	1150/aw+PWHT	1150/aw+PWHT
DA_SA		0195	0172	0217
as-welded	1200	1200/aw	1200/aw	1200/aw
DA_SA		0196	0174	0218

+PWHT	1200	1200/aw+PWHT	1200/aw+PWHT	1200/aw+PWHT
DA_SA		0197	0175	0219
as-welded	1250	1250/aw	1250/aw	1250/aw
DA_SA		0198	0176	0220
+PWHT	1250	1250/aw+PWHT	1250/aw+PWHT	1250/aw+PWHT
DA_SA		0199	0177	0221
as-welded	1300	1300/aw	1300/aw	1300/aw
DA_SA		0200	0178	0222
+PWHT	1300	1300/aw+PWHT	1300/aw+PWHT	1300/aw+PWHT
DA_SA		0201	0179	0223
		Ausgangswerkstoff	Ausgangswerkstoff	Ausgangswerkstoff
DA_SA		0224	0225	0226

11 Anhang C

11.1 Einführung in das Fertigungsverfahren Schweißen

Die Einteilung der Fertigungsverfahren besteht nach DIN 8580 [46] aus sechs Hauptgruppen (siehe Tabelle 29).

Tabelle 29: Einteilung der Fertigungsverfahren

Hauptgruppen					
Urformen	Umformen	Trennen	Fügen	Beschichten	Stoffeigenschaften ändern

...

Schweißen
Löten
Kleben

...

1. Urformen: Fertigen eines festen Körpers aus formlosem Stoff; dabei wird Zusammenhalt der Teilchen bzw. der Bestandteile geschaffen.
2. Umformen: Plastisches Ändern der Form eines festen Körpers; dabei wird Zusammenhalt der Teilchen bzw. der Bestandteile beibehalten.
3. Trennen: Formänderung eines Körpers durch örtliches Aufheben des Zusammenhaltes; dabei wird Zusammenhalt der Teilchen bzw. der Bestandteile vermindert oder aufgehoben.
4. Fügen: Zusammenbringen von Werkstücken auch mit formlosem Stoff; dabei wird Zusammenhalt der Teilchen bzw. der Bestandteile vermehrt.
5. Beschichten: Aufbringen einer fest haftenden Schicht aus formlosem Stoff; dabei wird Zusammenhalt der Teilchen bzw. der Bestandteile vermehrt.

6. Stoffeigenschaften ändern: Ändern der Eigenschaften des Werkstoffes, z.B. durch Diffusion, chemische Reaktion oder Gitterversetzungen.

Das Fügen durch Schweißen wird der vierten Hauptgruppe untergeordnet. Schweißverbindungen sind stoffschlüssige Verbindungen. Die Verbindung ist unlösbar, die Fügeteile werden beim Lösen zerstört [47]. Nach DIN 1910 [48] ist Schweißen das Vereinigen von Werkstoffen unter Anwendung von Wärme und/oder Kraft ohne oder mit Schweißzusatz.

Beim Schweißen (Ausnahme Diffusions- und Kaltpressschweißen) baut sich auf Grund der punktuellen Wärmeeinbringung und der Wärmeleitung ein Temperaturfeld auf. Durch die Fortbewegung der Wärmequelle sind die Isothermen elliptisch (Abbildung 57). Wenn ein Thermoelement in einem Abstand zur Schweißnaht angebracht wird, erhält man einen für diesen Punkt gültigen Temperatur-Zeit-Verlauf (Abbildung 58).

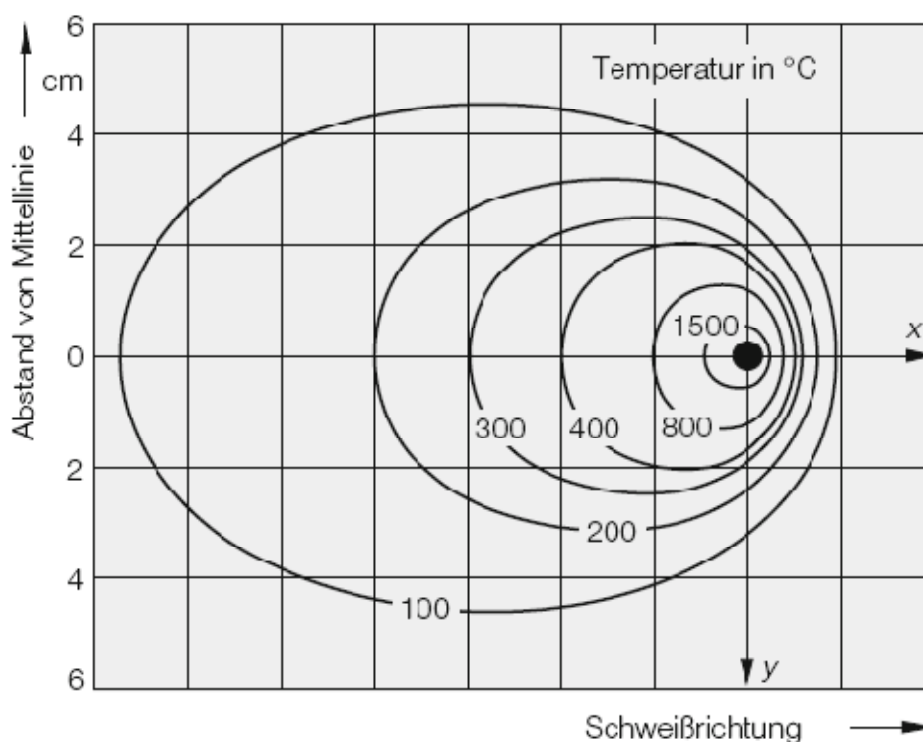


Abbildung 57: Verlauf der Isothermen beim Lichtbogenhandschweißen
(Wärmeeinbringen $Q=42 \text{ kJ/cm}$) [44]

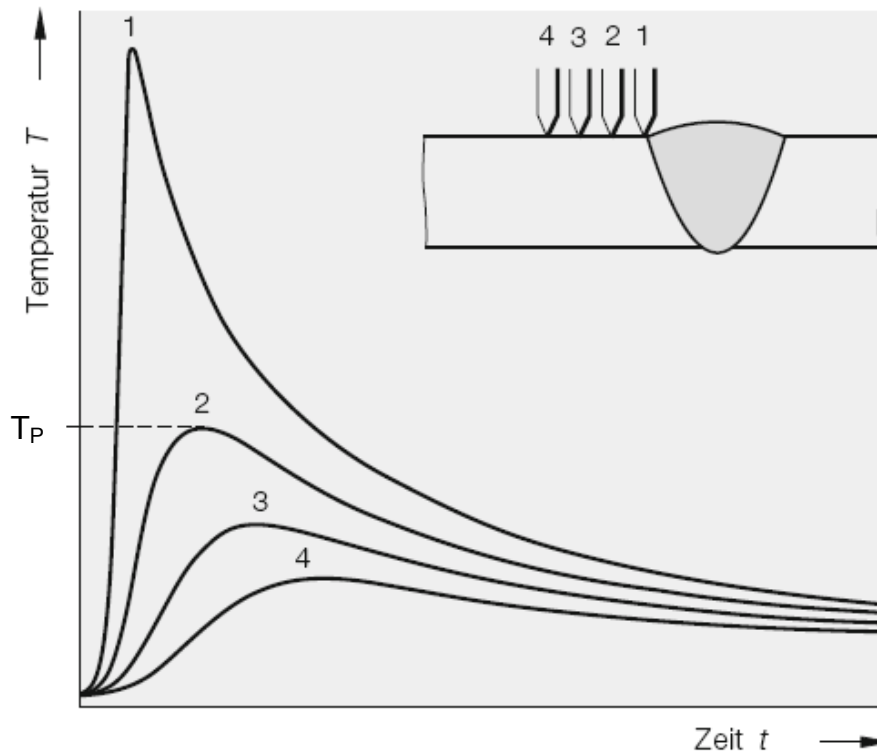


Abbildung 58: Temperatur-Zeit-Verlauf an vier unterschiedlich weit von der Schmelzlinie entfernten Orten, gemessen mit Thermoelementen 1, 2, 3, 4 [44]

Die wärmebeeinflusste Zone, die sogenannte Wärmeeinflusszone (WEZ), ist einerseits durch das Schmelzgut und andererseits durch den unbeeinflussten Grundwerkstoff begrenzt. Das Schmelzgut wird während des Schweißens vollständig aufgeschmolzen. Der unbeeinflusste Grundwerkstoff hat keine vom Grundwerkstoff abweichenden Eigenschaften. Wie in den Abbildung 58 und Abbildung 59 zu erkennen ist, nimmt mit zunehmendem Abstand zur Fusionslinie die Spitztemperatur T_P ab. Die WEZ eines umwandlungsfähigen Stahles kann in fünf Zonen eingeteilt werden:

- T_P über der Liquiduslinie:
Diese Zone wird als Schweißgut bezeichnet. Sie besteht aus dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff bzw. den aufgeschmolzenen Grundwerkstoffen und einem etwaigen Schweißzusatzwerkstoff.
- T_P über der Soliduslinie (Übergangszone oder Fusionslinie):
In dieser Zone wird ein Teil des Gefüges aufgeschmolzen.

- T_P über A_{C3} (Feinkorn- und Grobkornzone):

Bei Spitzentemperaturen im Zweiphasengebiet von δ -Ferrit und Austenit beginnt sich feiner δ -Ferrit zu bilden.

Ein grobes Austenitkorn erhält man mit höheren Spitzentemperaturen im Austenitgebiet. Ein grobes Korn verringert die Zähigkeit und die Festigkeit bei Raumtemperatur [44].

Bei Temperaturen knapp oberhalb von A_{C3} erfährt der Werkstoff eine Wärmeführung ähnlich dem Normalglühen. Die zweifache Umkristallisierung bewirkt eine Kornfeinung.

- T_P zwischen A_{C1} und A_{C3} (interkritische Zone, unvollständige Umkristallisation, teilaustenitisierte Zone):

In diesem Temperaturbereich wandelt sich nur ein Teil des Gefüges in Austenit um. Der umgewandelte Teil wird durch das anschließende Abkühlen wieder in Martensit umgewandelt. Unterhalb der kritischen Abkühlgeschwindigkeit erfolgt die Umwandlung diffusionslos, es entsteht Martensit. Martensitische kriechfeste Stähle sind Lufthärter, d.h. dass selbst bei niedrigen Abkühlraten Martensit vorliegt.

- T_P unter A_{C1} :

Das Gefüge wandelt sich nicht mehr um. Daher sind die einzigen Änderungen der Eigenschaften durch chemische und physikalische Homogenisierungsvorgänge zu erklären. Anlassen über der eigentlichen Anlasstemperatur, Entfestigen, Alterungsneigung sind einige Erscheinungen in diesem Bereich.

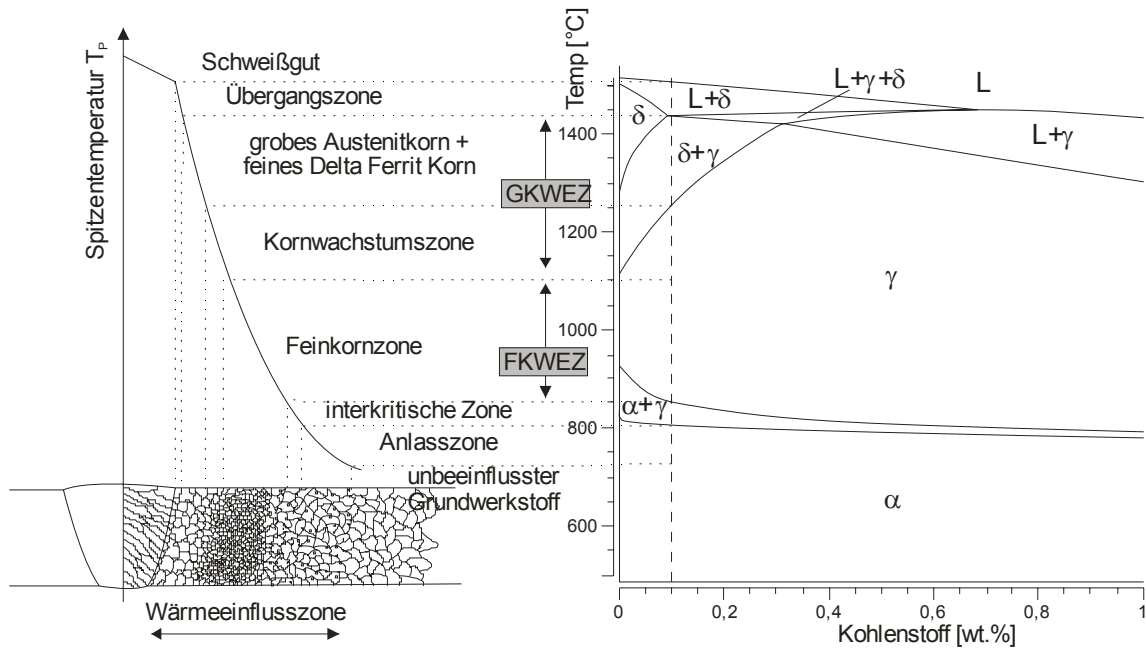


Abbildung 59: links: Wärmeeinflusszone eines 9% Cr-Stahls: GKWEZ...Grobkornzone; FKWEZ...Feinkornzone; δ ... δ -Ferrit; γ ...Austenit; α ...Ferrit; L...Liquid; rechts: Gleichgewichts-Phasendiagramm X10CrMoVNb9-1 (P91) [3,8]

11.2 Einführung in die Dehnung

Die Dehnung von Metallen ist eine Funktion von Belastung (σ), Beanspruchungszeit (t) und Temperatur (T).

$$\varepsilon = f(\sigma, t, T)$$

Unterhalb der Grenze von etwa 40% der Schmelztemperatur T_S in Kelvin ($0,4 \cdot T_S$) wird die Abhängigkeit der Dehnung alleine als Funktion der Spannung definiert [5]. Hier ist jedoch immer die Annahme zu beachten, dass die Parameter Temperatur und Zeit für die Lebensdauer des Bauteiles nicht von Bedeutung sind. Ein technischer Werkstoff bei Raumtemperatur ist häufig in einem metastabilen² Zustand. Dieser Zustand wird fälschlicherweise häufig wegen seiner scheinbar unendlich langen Beibehaltung der Eigenschaften als stabil bezeichnet [5].

² me|ta|sta|bil <gr.; lat>: (Phys.) durch Verzögerungserscheinung noch in einem Zustand befindlich, der den äußeren Bedingungen nicht mehr entspricht [54]

Der Zugversuch und der Warmzugversuch ist kraft- oder weggesteuert und von kurzer Dauer. Die Ergebnisse können maßgeblich von der Versuchsdauer beeinflusst werden. Im Langzeitversuch über etwa acht Monate lässt sich selbst bei Raumtemperatur eine Verringerung der Zugfestigkeit von weichem Stahl um ca. 7 %, von kaltverfestigtem Aluminium sogar um 30 % feststellen [37].

11.3 Einführung in Stahlgruppe der 9-12% Chromstähle für den Kraftwerksbau

11.3.1 Einordnung der 9-12% Chromstähle

Es gibt vier Werkstoffhauptgruppen: die Metalle, die Nichtmetalle, die Naturstoffe und den Verbund der vorher genannten. Die Gruppe der Metalle kann in Eisen und Nichteisenmetalle unterteilt werden. Stähle gehören zu der Gruppe von Eisenmetallen (Tabelle 30). Die Gruppe der 9-12% Chromstähle für den Kraftwerksbau sind nach

- Einteilung der Güte: legierte Edelmstähle (Tabelle 31)
- Einteilung der Anwendung: hochwarmfeste Werkstoffe
- Einteilung des Gefüges: martensitisch.

Tabelle 30: Einteilung der Werkstoffe [49]

Werkstoffe		
Metalle		Nichtmetalle, Naturstoffe, Verbundwerkstoffe
Eisen-Werkstoffe		Nichteisen- Werkstoffe
Stähle		Eisenguss- Werkstoffe
Einteilung nach Güte	Einteilung nach Anwendung	Einteilung nach Gefüge

Tabelle 31: Einteilung der Stähle nach Güte [4]

unlegierte Stähle			legierte Stähle	
Grundstähle	Qualitätsstähle	Edelstähle	Qualitätsstähle	Edelstähle

11.3.2 Festigkeitssteigernde Mechanismen in 9-12%Chromstählen:

Alle Methoden der Festigkeitssteigerung beruhen auf dem Blockieren der Versetzungsbewegung durch Hindernisse. Da durch diese Maßnahmen im Wesentlichen erreicht wird, dass sich die Versetzungen bei höheren Spannungen bewegen, wird nur die Streckgrenze erhöht, die Zugfestigkeit kaum [50].

Ein Mechanismus ist die Teilchenhärtung bzw. das Ausscheidungshärten. Hier sind ausgeschiedene Teilchen (Karbide oder Nitride von Vanadium, Niob, Chrom) das Hindernis der Versetzungen. Dabei handelt es sich um Ausscheidungen von legierten und unlegierten Karbiden oder anderer intermediärer Verbindungen aus homogenen (einphasigen) Gefügen (Austenit, Ferrit, Martensit). Die Wirkung hängt ab von

- der Verteilung,
- der Art der Ausscheidungen (kohärent - geringfügig vom Wirtsgitter abweichend, teilkohärent oder inkohärent - lässt keine Anpassung an das Wirtsgitters zu),
- dem Anteil am Gesamtgefüge,
- dem durchschnittlichen Durchmesser und
- dem mittleren Abstand voneinander.

Ein weiterer Mechanismus der Festigkeitssteigerung ist die Korngrenzenhärtung. Sie beruht auf der Hemmung der Versetzungsbewegung durch die Korngrenzen. Bei einem feinen Korn wird die Gitterorientierung (Gleitrichtung, -ebene) eines Nachbarkorns günstig liegen, d.h. die Versetzungen werden sich schneller über die Korngrenzen wegbewegen. Daraus resultieren gute Zähigkeitseigenschaften vor allem bei Stoß- und Schlagbeanspruchungen.

Bei der Mischkristallverfestigung sind die gelösten Atome Hindernisse, die Versetzungen überwinden müssen. Genauer gesagt sind es die Verspannungen, die sie hervorrufen. Ein Kristall besteht hierbei aus mehreren verschiedenen Atomen.

Nach der Art der Verteilung unterscheidet man zwischen Substitutionsmischkristallen und Einlagerungsmischkristallen. Bei den Substitutionsmischkristallen sitzt ein Fremdatom auf einem Gitterplatz. Sie sind meist unregelmäßig angeordnet und besitzen eine beschränkte Löslichkeit. Nur wenn die Komponenten dem gleichen Gittertyp angehören und einen ähnlichen Korndurchmesser haben, ist unbeschränkte Löslichkeit möglich [37]. Beim Einlagerungsmischkristall sitzt das Nichtmetallatom zwischen den Gitterplätzen des „Wirtgitters“, ist unregelmäßig angeordnet und besitzt nur eine beschränkte Löslichkeit. Das eingelagerte Atom muss klein sein im Vergleich zum Durchmesser der Wirtsgitteratome.

Der Martensit hat die größte Bedeutung zur Festigkeitssteigerung bei den 9-12% Chromstählen. Durch das Abkühlen aus der Austenitphase oberhalb der kritischen Abkühlgeschwindigkeit entsteht 100 % Martensit. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit beschreibt die Abkühlgeschwindigkeit, bei der keine thermisch aktivierten Platzwechselforgänge der beteiligten Atomarten auftreten können [50]. Die Löslichkeit des Kohlenstoffs und die mögliche Diffusionsgeschwindigkeit nehmen mit fallender Temperatur ab. Der kubisch flächenzentrierte (kfz) Austenit hat eine größere Löslichkeit an Kohlenstoff als der kubisch raumzentrierte (krz) Ferrit. Zudem behindern Legierungselemente den Diffusionsvorgang. Die Bildung des Martensits erfolgt diffusionslos und ist in Abbildung 60 dargestellt. Die im kfz Gitter „vorgezeichnete“ raumzentrierte Zelle (a) wird durch Stauchen in der z- und Dehnen in den x- und y- Richtungen (b) in die tetragonal raumzentriert (trz) - nicht krz! – des Martensits überführt, weil der eingelagerte Kohlenstoff das raumzentrierte (rz) Gitter in z-Richtung aufweitet ($c_{\text{Mart}} > a_{\text{Mart}}$) (c) [44].

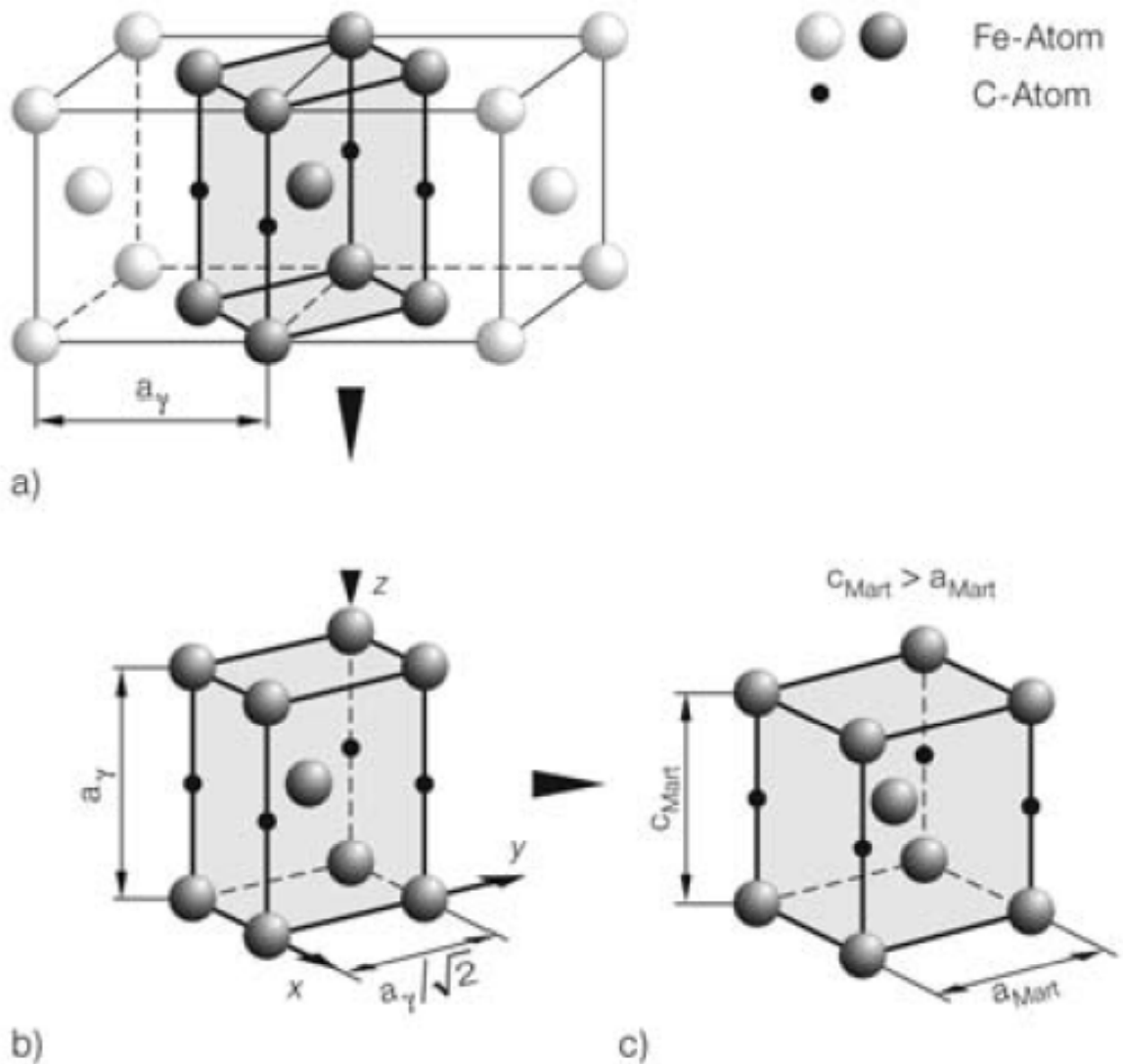


Abbildung 60: Entstehung des tetragonal raumzentrierten (trz) Martensitgitters aus dem kfz Gitter nach Bain [44]

11.3.3 Typische Ausscheidungen in 9-12% Chromstählen:

- M_3C (orthorhombisch):

Am häufigsten kommt M_3C als Zementit (Fe_3C) vor. Andere starke Karbidbildner wie Chrom, Molybdän und Wolfram oder schwache Karbidbildner wie Mangan und Nickel können auch in diesem Karbid gelöst werden. Chrom kann im M_3C bis zu 18% gelöst sein, Mangan bis 10% und Molybdän oder Wolfram ca. 1-2% (vgl. [51]).

- M_7C_3 (hexagonal):

Dieses Karbid kommt vor allem als Cr_7C_3 vor [51]. Das Sonderkarbid Cr_7C_3 kann noch bis zu 55% Eisen aufnehmen. $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ geht beim Austenitisieren nur sehr langsam in Lösung und wird beim Abkühlen nur langsam ausgeschieden [52]. Diese Ausscheidungen entstehen entweder aus M_3C oder direkt.

– M_2X (hexagonal):

Diese Ausscheidungen können Nitride ($\text{X}=\text{N}$) oder Carbide ($\text{X}=\text{C}$) sein. Sie sind eine wichtige Phase für die Ausbildung der Sekundärhärte. Sie entstehen an den Austenitkorngrenzen und an den Martensitlattengrenzen, außerdem innerhalb der Martensitlatten. Mit steigender Anlasstemperatur lösen sich die M_2X Ausscheidungen an den Austenitkorngrenzen wieder auf, während sich die innerhalb der Martensitlatten (700°C und höher) koalieren [53].

– MX (kubisch flächenzentriert):

Die für die Festigkeit wichtigen Ausscheidungen können Nitride ($\text{X}=\text{N}$) oder Carbide ($\text{X}=\text{C}$) sein. Der metallische Anteil besteht hauptsächlich aus Vanadium und Niob. Die Karbonitride sind fein in der Matrix verteilt und sind thermisch sehr stabil. Chrom und Molybdän sind in MX gut löslich (vgl. [51]).

– M_{23}C_6 (kubisch flächenzentriert):

M entspricht meist Chrom, Molybdän, Wolfram oder Eisen z.B. $(\text{Cr,Fe})_{21}(\text{Mo,W})_2\text{C}_6$. Sie können auch andere Atome wie z.B. Bor lösen. Das Kristallgitter ist kubisch flächenzentriert, die Einheitszelle besteht aus 116 Atomen (92 Metall- und 24 Kohlenstoffatome). Sie sind bis ca. 1050°C stabil und besitzen eine Löslichkeit für Eisenatome bis ca. 30% (Gewichtsprozent). Diese großen Carbide lagern sich an Korngrenzen, Subkorngrenzen sowie Martensitlattengrenzen ab. Sie sind ein wesentlicher Faktor für die Kriechbeständigkeit des Werkstoffes (vgl. [51]).

– M_6C (kubisch flächenzentriert): z.B. $\text{Cr}_3\text{Nb}_3\text{C}$

Sie sind stabil bis ca. 1150°C und bilden sich oft an Korngrenzen.

– Laves Phase (hexagonal):

Die Laves Phase ist eine intermetallische Phase mit der Form AB_2 , wobei A für Eisen (Fe) oder Chrom (Cr) und B für Molybdän (Mo) oder Wolfram (W) steht. Laves Phasen sind in der Regel hart und spröde, aber hochwarmfest. Eine charakteristische Eigenschaft ist die nahezu perfekte elektrische Leitfähigkeit; sie sind bei Raumtemperatur aber nicht plastisch verformbar (vgl. [51]).
