

Montanuniversität Leoben

**Bruchkraftverluste von Stahlseilen
infolge von Alterung**

Diplomarbeit

von

Stefan Pruscha

Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl Metallographie der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der Firma Teufelberger Ges.m.b.H. in Wels durchgeführt.

Leoben, Mai 2012

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Affidavit

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Leoben, Mai 2012

Danksagung

Ich danke Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Albert Kneißl für die Betreuung meiner Arbeit am Lehrstuhl für Metallographie.

Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Peter Baldinger, Herrn Ing. Robert Traxl MSc. und Herrn Dipl.-Ing. Thomas Krziwanek für die Betreuung meiner Arbeit in der Firma Teufelberger Ges. m. b. H.

Kurzfassung

Die Bruchkraft in einigen Drahtseilen sinkt mit zunehmendem Alter des Drahtseils. Auch Wärmeeinwirkung bewirkt einen Verlust der Bruchkraft. Dieser Verlust wird durch die Versprödung des Stahldrahts verursacht und tritt besonders bei Drahtseilen auf, die aus hochfesten Drähten hergestellt werden. Eine Methode, die die Zeitdauer bis zur Versprödung des Drahts bestimmt, soll gefunden werden. An gekerbten Drahtproben wurde im Zugversuch die Veränderung der Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit untersucht.

Messungen der Härte nach Vickers wurden durchgeführt um die Änderung der Festigkeit entlang des Drahtdurchmessers zu untersuchen. Mittels der dynamischen Differenzkalorimetrie und einer Literaturrecherche wurde eine Aktivierungsenergie bestimmt, die mit dem metallphysikalischen Vorgang, der die Versprödung verursacht, in Verbindung zu setzen ist.

Ein Merkmal im Verlauf der Kerbzugfestigkeit konnte bei hochfesten Drähten gefunden werden, das mit der Versprödung in Verbindung gebracht werden kann. Mit diesem Merkmal und dem damit verbundenen Temperatur-Zeit Wertepaar wurde auf analytischem Weg eine Temperatur-Zeit-Kurve erstellt, die die Versprödung kennzeichnet.

Abstract

The strength decreases in some steel wire ropes with increasing age. Also agency of heat causes a loss of strength. This loss is accorded with a drop-off in ductility and appears often in steel wire ropes that are made of high strength steel wire. A method should be found that determines the time to the drop-off in ductility. Tensile tests were conducted with notched steel wire specimen. The change in strength was examined in dependence of temperature and time.

Vickers hardness testing was conducted in order to examine the behavior of strength along the diameter of the wire. An activation energy corresponding to the process, that causes the embrittlement, was determined by differential scanning calorimetry and by review of literature.

A characteristic in the behavior of the notch strength of high strength wire was found that may correspond with the embrittlement. A temperature-time-curve was calculated analytically in conjunction with that characteristic.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung.....	3
2. Theoretische Grundlagen.....	4
2.1. Kristallgitter.....	4
2.2. Thermische Aktivierung.....	5
2.3. Bestimmung der Aktivierungsenergie.....	6
2.4. Versetzungen.....	8
2.5. Behinderung der Versetzungsbewegung.....	10
3. Technologische Grundlagen.....	12
3.1. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm.....	12
3.2. Drahtherstellung.....	13
3.3. Aufbau eines Drahtseils.....	15
3.4. Spannungen im geraden Seil.....	16
4. Literatur zu Alterung.....	18
4.1. Allgemeines.....	18
4.2. Morphologie.....	18
4.3. Dynamische Differenzkalorimetrie.....	22
5. Experimentelles.....	24
5.1. Allgemeines.....	24
5.2. Zugversuch.....	24
5.3. Überlegungen zu möglichen Untersuchungsmethoden.....	25
5.4. Grundlagen Kerbzugversuch.....	26
5.5. Praktische Durchführung.....	32
5.5.1. Wahl der Drahtsorten.....	32
5.5.2. Temperprogramm.....	33
5.5.3. Präparation der Kerbzugproben.....	35
5.5.4. Kerbung.....	35
5.5.5. Durchführung Zugversuch.....	40
5.6. Härteprüfung.....	40

5.7.	Dynamische Differenzkalorimetrie.....	42
5.8.	Metallographische Präparation und Gefügeentwicklung.....	42
6.	Ergebnisse und Diskussion.....	44
6.1.	Härteprüfung.....	44
6.2.	Kerbzugversuch.....	47
6.3.	DSC-Messung.....	58
6.4.	Mikrostruktur.....	60
7.	Zusammenfassung.....	64
8.	Literaturverzeichnis.....	65
9.	Symbolliste.....	68

1 Einleitung

Drahtseile sind Konstruktionselemente, die nicht nur sehr hohe Zugkräfte aufnehmen können, sondern auch eine beträchtliche Biegung und Flächenpressung ertragen. Die beiden letztgenannten Eigenschaften bewirken die hervorragende Abrolleigenschaft der Stahlseile auf Seilrollen, die Nutzlasten übertragen, und auf Seilscheiben, die ein Seil führen. Diese Fähigkeiten erhält ein Drahtseil einerseits durch sein Material, einen kaltgezogenen, feinerlitischen Kohlenstoffstahl und andererseits durch die Anordnung der Seildrähte im Seil. Aufgrund dieser Vorteile finden Drahtseile seit Mitte des 19. Jahrhunderts einen immer weiter verbreiteten Gebrauch als Konstruktionselement.

Die Anforderungen an die Tragkraft der Seile steigen stetig. Um diesen zu entsprechen, werden Drähte mit immer höheren Zugfestigkeiten verseilt. Diese Zugfestigkeit wird über Kaltverfestigung und Teilchenhärtung erreicht. Bei Drähten mit einer Zugfestigkeit über 2000 MPa treten jedoch häufig Alterserscheinungen auf. Aus einem Bericht der Health and Safety Executive [1] geht hervor, dass bei der routinemäßigen Prüfung von Drahtseilen an einigen Seilen ein Bruchkraftverlust von über zehn Prozent der ursprünglichen Bruchkraft festgestellt wurde. Diese Seile wurden bei Raumtemperatur gelagert und kamen nie zum Einsatz. Dieses Verhalten deutet auf den metallphysikalischen Vorgang der Alterung hin.

Das Ziel dieser Diplomarbeit besteht in der Aufarbeitung von Fachliteratur, um heraus zu finden, welcher metallphysikalische Mechanismus der Alterung zugrunde liegt. Für die Firma Teufelberger Seil Ges.m.b.H., den Auftraggeber dieser Arbeit, ist ein wirtschaftliches Testverfahren für Seildrähte, das Aussagen über den zeitlichen Ablauf der Alterung liefert, von großer Bedeutung. Weiters sollen Zeitgrenzen für die Temperatureinwirkungen während der Produktion aufgestellt werden.

Die Gliederung dieser Diplomarbeit umfasst die Erläuterung grundlegender Begriffe aus der Materialwissenschaft, insbesondere die Bestimmung der Aktivierungsenergie im Hinblick auf die Alterung, einen kurzen Umriss zur Technologie der Drahtseilherstellung, eine Durchsicht der Fachliteratur, die Beschreibung der durchgeführten Experimente und eine Diskussion. Den Abschluss der Arbeit bildet eine Empfehlung, wie ein entsprechendes Testverfahren für Seildrähte aussehen könnte.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Kristallgitter

Zwischen den Atomen in einem Festkörper bestehen anziehende und abstoßende Kräfte, die durch die Elektronenhüllen, die Atomkerne und durch das Pauli-Prinzip bestimmt werden (Abb. 1(a) oben). Aufgrund dieser Wechselwirkungen kommt es zur Ausbildung von Orten mit lokal niedrigster potenzieller Energie U (Abb. 1(b)), d.h. die resultierende Kraft aus anziehender und abstoßender Kraft hat den Betrag null. Diese Orte stellen die Gleichgewichtsplätze dar, an denen sich die Atome befinden. Abbildung 1 zeigt eine Kraftkurve und die dazugehörige Energiekurve, die sich aus den Wechselwirkungen zweier Atome ergibt. Ist der Abstand zwischen den Atomen größer oder kleiner als a_0 so wirkt eine auf den Abstand a_0 rücktreibende Kraft. Die Kraft F ergibt sich aus der ersten Ableitung der Energie U nach dem Atomabstand a wie Gl. 1 zeigt.

$$\frac{\partial E}{\partial a} = F \quad (\text{Gl.1})$$

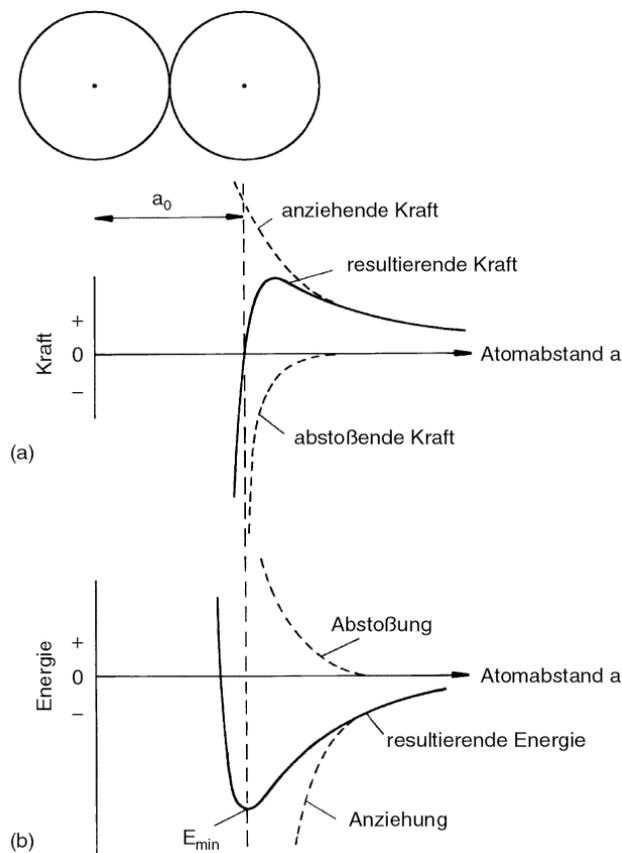


Abbildung 1: (a) Verlauf der Bindungskraft in Abhängigkeit des Abstands a
 (b) Verlauf der Bindungsenergie in Abhängigkeit des Abstands a [2]

In kondensierter Materie weisen die Gleichgewichtsplätze eine Fernordnung auf. Dies bedeutet, dass durch die translatorische Verschiebung der Gleichgewichtsplätze über kristallspezifische Vektoren der gesamte Kristall beschrieben werden kann. Der Betrag und die Winkel zwischen den Translationsvektoren, kurz die sechs Gitterparameter, ergeben eine der sieben möglichen Kristallstrukturen der 14 Bravais-Gitter. Beispielsweise kristallisiert das α -Eisen (Fe), auch Ferrit genannt, im kubisch raumzentrierten (krz), das γ -Eisen (Austenit) im kubisch flächenzentrierten und der Zementit (Fe_3C) im orthorhombischen Kristallgitter. Abbildung 2 zeigt die kubisch raumzentrierte Kristallstruktur mit ihren Oktaederlücken, in denen sich bevorzugt die Kohlenstoffatome befinden. Fremdatome, die sich in solchen Lücken befinden, bezeichnet man als interstitiell gelöste, und jene, die ein Wirtsgitteratom ersetzen, als substitutionell gelöste Fremdatome. Zur Beschreibung der kristallographischen Verhältnisse verwendet man Ebenen, die über die Millerschen Indizes (hkl) bezeichnet werden. Die Indizes berechnen sich aus den kleinsten ganzzahligen Vielfachen der reziproken Achsenabschnitte. [2, 3]

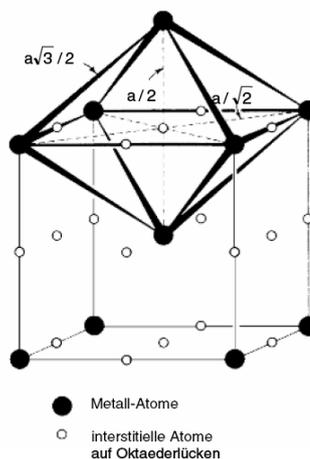


Abbildung 2: Einheitszelle des kubisch raumzentrierten Ferritkristalls [2]

2.2 Thermische Aktivierung

Viele chemische und physikalische Prozesse benötigen in Abhängigkeit der Temperatur eine gewisse Zeitspanne um ablaufen zu können. Die Diffusion ist ein solcher Prozess. Trägt man auf einem Silberstab eine winzige Menge Gold, das mit dem Silber vollständige Löslichkeit zeigt, auf und glüht bei höherer Temperatur, bewegen sich die Goldatome vom Auftragungsort weg und verteilen sich über das Stabvolumen, so dass die Konzentration der Goldatome nach längerer Zeit über das gesamte Volumen nahezu gleichmäßig ist. Dieser Verteilungsvorgang läuft umso schneller ab, je höher die Temperatur des Silberstabs ist. Der grundlegende Mechanismus der Diffusion besteht in der Fähigkeit der Atome, von einem Gitterplatz zum nächsten leeren Gitterplatz zu wechseln. Um einen

Platzwechsel von einem Energieminimum zum nächsten Energieminimum zu erreichen, muss ein Atom mittels seiner kinetischen Energie eine Energiebarriere E überwinden. Nicht alle Atome im Gitter verfügen über die gleiche kinetische Energie. Die Energiebeträge sind statistisch verteilt. Da die mittlere kinetische Energie der Atome der Stofftemperatur entspricht, steigt die Anzahl von Energiebarrierenüberwindungen, also Platzwechseln, pro Zeiteinheit bei steigender Stofftemperatur. Diese Temperaturabhängigkeit wird mathematisch über den Boltzmann-Faktor beschrieben [5, 2]. Gleichung 2 berechnet den Diffusionskoeffizienten, das Maß für die Geschwindigkeit eines Diffusionsvorganges.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-E}{RT}\right) \quad (\text{Gl. 2})$$

2.3 Bestimmung der Aktivierungsenergie

Das Gesetz von Kissinger ist eine häufig angewandte Methode zur Bestimmung der Aktivierungsenergie. Ihr Vorteil liegt vor allem in seiner schnellen Durchführbarkeit. Der theoretische Hintergrund des Gesetzes wird nun hier beschrieben. Der Reaktionsumsatzgrad α bezeichnet den Anteil der abgelaufenen Reaktionen N an der Gesamtheit der möglichen Reaktionen N_{ges} einer Spezies und ist dimensionslos.

$$\alpha = \frac{N}{N_{ges}} \quad (\text{Gl. 3})$$

Zur Erreichung eines Reaktionsumsatzes müssen die Reagenzien eine Energiebarriere überwinden, die so genannte Aktivierungsenergie. Die weitaus überwiegende Zahl chemischer bzw. metallphysikalischer Reaktionen geht mit Wärmeeffekten einher. Dies bedeutet, dass infolge eines Reaktionsumsatzes Wärme vom Stoff abgegeben, ein solches Verhalten bezeichnet man als exotherm, oder auch aufgenommen, dies bezeichnet man als endotherm, werden kann. Einen solchen Effekt nennt man oft auch Wärmetönung. Ein Reaktionsumsatz ist also mit einem Energieumsatz verbunden. Aus der instrumentierten Messung dieser Wärmetönung kann auf die Aktivierungsenergie geschlossen werden. Als mathematischen Ansatz wählt man Gleichung 4.

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} = A \exp\left(\frac{-E}{RT}\right) f(\alpha) \quad (\text{Gl. 4})$$

Die Gleichung 4 berechnet die Umsatzgeschwindigkeit und setzt sich zusammen aus dem Boltzmannansatz, der die thermische Aktiviertheit beschreibt, und einem Faktor, der das Reaktionsmodell beschreibt und hier die Form $(1-\alpha)^n$ hat. Das Material, in dem die zu

untersuchende Reaktion abläuft, wird nun mit einer konstanten Aufheizrate ϕ erwärmt und die dabei auftretende Wärmetönung über den Wärmestrom gemessen. Eine bedeutende Eigenschaft von solchen Wärmestromkurven ist das Auftreten eines Wärmestrommaximums.

Eine Annahme, die für das Gesetz von Kissinger Voraussetzung ist, fordert, dass die Umsatzbeschleunigung, d. h. die zeitliche Ableitung der Umsatzgeschwindigkeit, am Punkt des Wärmestrommaximums null ist. Eine weitere Annahme besteht in der Unveränderlichkeit der Aktivierungsenergie E bezüglich Zeit und Temperatur. Dadurch folgt Gleichung 5.

$$\frac{\partial}{\partial t} \frac{\partial \alpha}{\partial t} = \frac{d\alpha}{dt} \left[\frac{E}{RT_p^2} \phi + \frac{\partial f(\alpha_p)}{\partial \alpha} A \exp\left(\frac{-E}{RT_p}\right) \right] = 0 \quad (\text{Gl. 5})$$

Da die Umsatzgeschwindigkeit am Punkt des Wärmestrommaximums wegen der auftretenden Wärmetönung ungleich null sein muss, ergibt sich nachfolgende Bedingung:

$$\left[\frac{E}{RT_p^2} \phi + \frac{\partial f(\alpha_p)}{\partial \alpha} A \exp\left(\frac{-E}{RT_p}\right) \right] = 0 \quad (\text{Gl. 6})$$

Eine weitere Annahme muss beim Reaktionsmodell $(1-\alpha)^n$ getroffen werden. Als Reaktionsordnung n setzt man hier 1. Die Ableitung des Reaktionsmodells nach dem Umsatzgrad ergibt

$$\frac{\partial f(\alpha_p)}{\partial \alpha} = -n(1-\alpha_p)^{n-1}. \quad (\text{Gl. 7})$$

Durch Einsetzen von 1 als Reaktionsordnung erhält man als Wert für die Ableitung 1. Wäre die Reaktionsordnung ungleich 1, so ergäbe sich ein Faktor, der den Umsatzgrad als Variable beinhaltet. Ein solcher Faktor verlangt Kenntnis über den Umsatzgrad, was weitere Untersuchungen zur Folge hat. Diese Untersuchungen können sich als sehr aufwändig und folglich teuer gestalten oder der Umsatzgrad ist messtechnisch überhaupt nicht zugänglich. Somit lebt man bei der Anwendung des Gesetzes von Kissinger in der Hoffnung, dass das Reaktionsmodell, nach dem die zu untersuchende Reaktion abläuft, die Ordnung 1 aufweist. Unter dieser Annahme folgt aus Gleichung 6 die Gleichung 8.

$$\frac{\phi}{T_p^2} = \frac{AR}{E} \exp\left(\frac{-E}{RT_p}\right) \quad (\text{Gl. 8})$$

Durch Logarithmieren der Gleichung 8 folgt die Gleichung 9.

$$\ln\left(\frac{\phi}{T_p^2}\right) = -\frac{E}{R} \frac{1}{T_p} + \ln\left(\frac{AR}{E}\right) \quad (\text{Gl. 9})$$

Durch diese Umformung liegen die Wertepaare $\ln(\phi/T_p^2)$ und $1/T_p$ auf einer Geraden. Diese Darstellung der Wertepaare wird Kissinger plot genannt. Die Steigung dieser Geraden hat den Wert $(-E/R)$. Die Aktivierungsenergie berechnet sich somit durch die Multiplikation der Steigung mit der universellen Gaskonstante. Den Quotienten $(-E/R)$ könnte man auch aus Gleichung 2 berechnen, jedoch benötigt man dafür Messungen der Kohlenstoffkonzentration. [6, 7, 8]

2.4 Versetzungen

Die Kristallite, aus denen Werkstoffe aufgebaut sind, entsprechen in ihrem Aufbau nicht einem idealen Kristall. Vielmehr stören Fehler wie Leerstellen, Zwillingsgrenzen oder Versetzungen den Kristallaufbau. Versetzungen erfüllen eine bedeutende Funktion bei der Verformung metallischer Werkstoffe. Den Aufbau einer Versetzung kann man wie folgt beschreiben. Durch Aufspalten eines idealen Kristallgitters bis zu einer Begrenzungslinie ergeben sich zwei Schnitthufer. Durch Verschieben der beiden Schnitthufer um einen Gitterabstand und anschließendes Zusammenfügen entsteht eine so genannte Schraubenversetzung (Abb. 3). Durch Aufweiten des Spalts und Einschieben einer Halbebene bis zur Begrenzungslinie entsteht eine Stufenversetzung (Abb. 4).

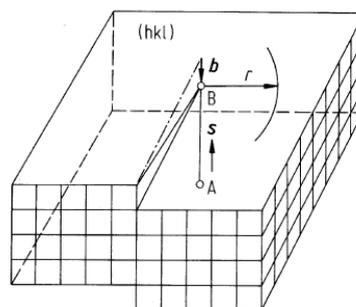


Abbildung 3: Schema einer Schraubenversetzung
Burgersvektor b und Versetzungslinie s verlaufen einander parallel [2]

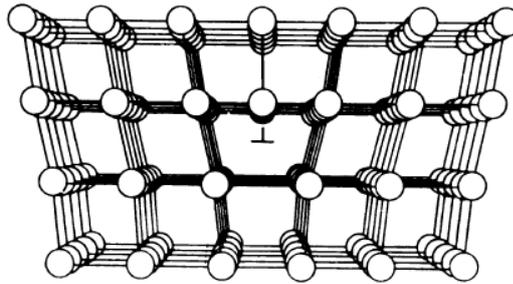


Abbildung 4: Schema einer Stufenversetzung
Burgersvektor und Versetzungslinie stehen senkrecht aufeinander [3]

Eine Versetzung wird durch zwei Vektoren charakterisiert. Der Burgersvektor b beschreibt die Richtung und den Betrag, um den ein Ufer auf dem anderen abgleitet. Der Linienvektor s entspricht jener Begrenzungslinie, bis zu der der Kristall aufgespalten wurde. Bei Stufenversetzungen (Abb. 4) stehen Burgers- und Linienvektor senkrecht aufeinander, bei Schraubenversetzungen (Abb. 3) verlaufen sie parallel.

Um den Bereich des Linienvektors bestehen starke Verzerrungen des Kristallgitters. Abbildung 5 verdeutlicht dies. Im Zugbereich, in dem die Atomabstände aufgeweitet sind, finden die im Kristall gelösten Fremdatome, wie zum Beispiel das interstitiell gelöste Kohlenstoffatom oder das Stickstoffatom, mehr Platz als im idealen Kristallgitter, sodass sie sich, sofern sie diffundieren können, dort in großer Zahl ansammeln.

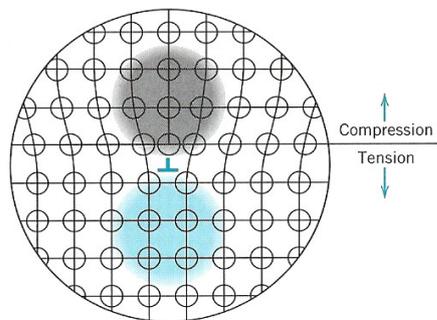


Abbildung 5: Modell eines Kristallgitters, das durch eine Stufenversetzung elastisch verspannt wird. Im oberen Bereich entsteht Druckspannung (grau) und im unteren Bereich Zugspannung (blau) [9]

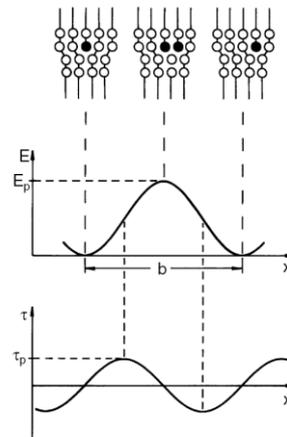


Abbildung 6: Physikalische Aspekte der Versetzungsbewegung [2]

Für die Fortbewegung einer Versetzung muss eine Energiebarriere E_p überwunden werden. Dies gelingt der Versetzung, wenn eine Schubspannung höher als die kritische Schubspannung parallel zur betreffenden Gleitebene wirkt. Abbildung 6 zeigt eine Gegenüberstellung der Potential- und der Spannungskurve zur Gleitbewegung einer Stufenversetzung. Die kritische Schubspannung, die so genannte Peierlsspannung, berechnet sich durch Gl. 10. Aus ihr folgt, dass eine Gleitung leicht erfolgen kann, wenn der Burgersvektor b klein ist. Daher sind die mit Atomen am dichtest besetzten Ebenen die bevorzugten Gleitebenen.

$$\tau_p = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi}{(1-\nu)} \frac{d}{b}\right) \quad (\text{Gl.10})$$

Das Gleiten einer Versetzung führt zur Freisetzung von Wärme. Durch starke plastische Verformung eines Metalls innerhalb eines kurzen Zeitraumes kann die Temperatur des Werkstoffs beträchtlich ansteigen.

2.5 Behinderung der Versetzungsbewegung

Wenn sich Kohlenstoff- oder Stickstoffatome im Zugspannungsfeld einer Stufenversetzung sammeln, so ist eine höhere Schubspannung für die Bewegung der Versetzung erforderlich. Man nennt solche Ansammlungen von interstitiellen Fremdatomen Cottrellwolken. Die statische Alterung in Kohlenstoffstählen ist in der Regel auf die Bildung dieser Wolken zurückzuführen.

Die Versetzungsbewegung kann auch infolge von Versetzungsreaktionen erschwert werden. Wenn in mehreren Gleitebenen Versetzungen laufen können, so schneiden sie sich

und werden an diesen Schnittstellen festgehalten. Der Frank-Read Mechanismus lässt in den festgehaltenen Versetzungen neue entstehen. Die entstandenen Versetzungen gleiten und schneiden sich wiederum. Diesen Vorgang nennt man Kaltverfestigung.

Ein Blockieren der Versetzungsbewegung erfolgt auch durch Korn- und Phasengrenzen. Man bezeichnet das als Feinkornhärtung.

Alle drei Mechanismen, Cottrellwolken, Kaltverfestigung und Feinkornhärtung, haben eine Erhöhung der Festigkeit und Härte und, mit Ausnahme der Feinkornhärtung, eine Abnahme der Verformbarkeit zur Folge.

3 Technologische Grundlagen

3.1 Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

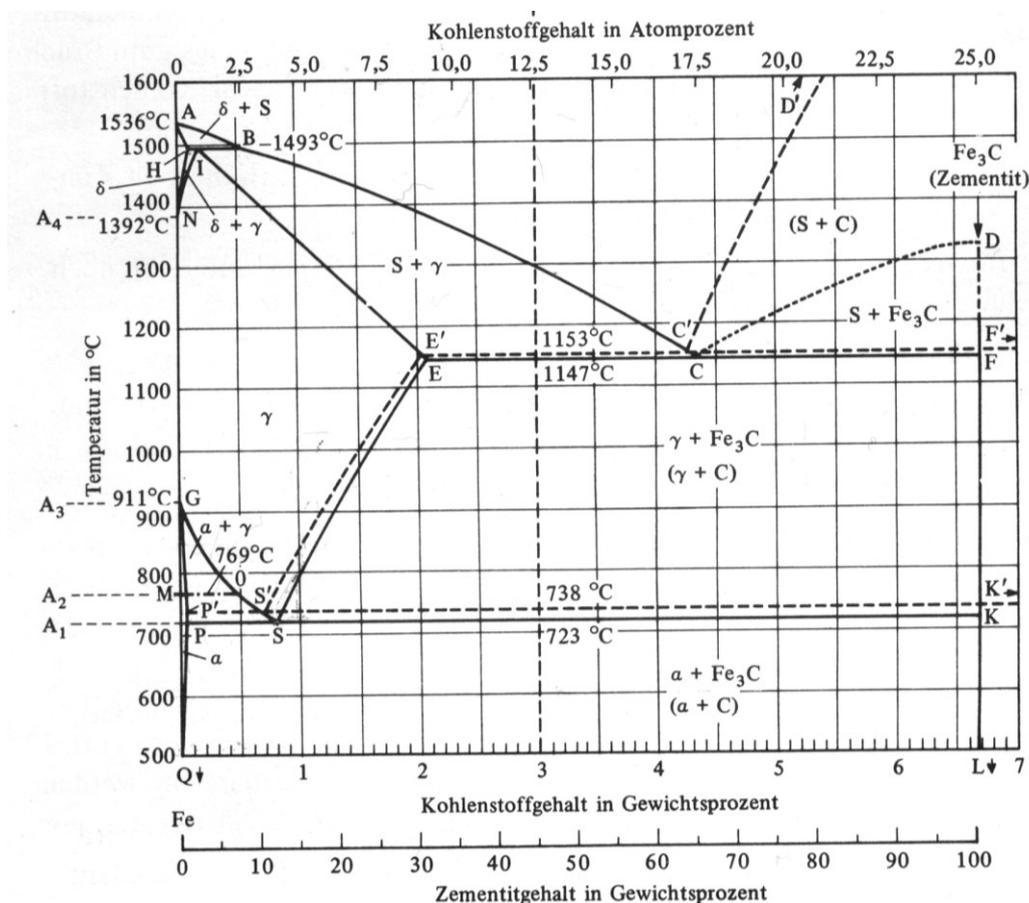


Abbildung 7: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild für stabile und metastabile Ausbildung des Kohlenstoffs [9]

Abbildung 7 zeigt einen Ausschnitt des Phasendiagramms Eisen und Kohlenstoff. Die durchgezogenen Linien beschreiben das System für die metastabile Ausbildung des Kohlenstoffs in Form des Zementits und die unterbrochenen Linien das System für die stabile Ausbildung des Kohlenstoffs in Form von Graphit.

Das Phasendiagramm setzt sich zwischen 0% und 6,67% Kohlenstoffgehalt aus einem Eutektoid S, einem Eutektikum C und Peritektikum I zusammen. Das Eutektoid des metastabilen Systems um Punkt S steht im Zentrum bei der Beschreibung des mikroskopischen Aufbaus von Seildrähten.

Ein Kohlenstoffstahl mit eutektoider Zusammensetzung liegt bei 1000 ° C in der Austenitstruktur vor. Bei Unterschreiten der eutektoiden Temperatur wandelt der Austenit

in Zementit und Ferrit um. Die Keimbildung startet bevorzugt an Orten erhöhter Energie, wie etwa den Korngrenzen. Die beiden Phasen wachsen lamellenförmig von den Korngrenzen in das unterkühlte Austenitkorn hinein. Es entsteht der so genannte Perlit. Bei höherer Unterkühlung steigt die Keimbildungsrate, und der Lamellenabstand verringert sich. Ein Stahl mit übereutektoider Zusammensetzung scheidet, während einer langsamen Abkühlung, an seinen Korngrenzen Sekundärzementit aus. Dieser setzt die Verformbarkeit erheblich herab.

3.2 Drahtherstellung

Die hohe Zugfestigkeit bei zugleich akzeptabler Duktilität und die Korrosionsbeständigkeit erlangen Seildrähte durch einen Prozess, der hier in seinen Grundzügen beschrieben wird.

Zu Beginn der Drahtherstellung steht die Erzeugung eines Walzdrahtes. Dazu werden stranggegossene Knüppel mit nahe eutektoider Zusammensetzung in einem Ofen erwärmt, danach entzundert und auf einer Walzstraße zu Drähten bis 5,5 mm Durchmesser verformt. [10, 11]

Im Fall von Seildrähten erfolgt die weitere Formänderung durch das Drahtziehen. Dabei handelt es sich um ein Verfahren der Kaltumformung mit indirekter Kraffeinwirkung. Bei der indirekten Kraffeinwirkung besteht eine Trennung zwischen der Umformzone und dem Bereich der Kraffeinleitung. Beim Drahtziehen wird der Querschnitt mittels Ziehen des Drahts durch eine Matrize in Form eines Hohl, dessen Querschnitt stetig in Zugrichtung hin abnimmt, verringert. Ziehtrommeln bringen die Zugkraft durch Reibkraft in den Draht ein. Um die hohe Formänderung zu ertragen, muss der Kohlenstoffdraht eine hohe Verformbarkeit aufweisen [12].

Patentieren heißt der thermomechanische Prozess, der eine gute Duktilität des Werkstoffs gewährleistet. Dabei wird ein möglichst reiner, fein lamellarer Perlit erzeugt, der sich plastisch verformen lässt. Zu dicke Zementitlamellen brechen nach geringer Formänderung und führen so zu einem schnellen Bruch des Drahts. Abbildung 8 und Abbildung 9 verdeutlichen die prozesstechnischen Prinzipien, mit denen ein für das Ziehen geeignetes Gefüge eingestellt wird. Durch das Erhitzen und Halten der Drahttemperatur bei zirka 1000 °C wandelt das grobe perlitische Gefüge vollständig in die Austenitphase um. In einem Blei- oder Salzbad erfolgt eine Abschreckung auf 400 - 600 °C. Dadurch wird einerseits im Falle von übereutektoiden Drähten die Ausbildung von Korngrenzenzementit unterdrückt und andererseits eine hohe Keimbildungsrate gewährleistet, was die Entstehung von fein lamellarem Perlit, dem so genannten Sorbit, zur Folge hat.

Nach dem Patentieren folgen mehrere Drahtzüge, die den Querschnitt um bis zu 86 % verringern. Beim Erreichen der gewünschten Drahtzugfestigkeit verfügt der Hersteller stets über einen Spielraum in der chemischen Zusammensetzung und in der plastischen Verformung. Er kann also entweder über den Kohlenstoffgehalt den Anteil des Zementits als Teilchenhärter erhöhen, oder er kann durch eine höhere Dehnung eine stärkere Kaltverfestigung erreichen [13].

Das Verzinken bildet den Abschluss der Drahtherstellung korrosionsbeständiger Drähte. Durch Eintauchen in ein Zinkbad bei 440 bis 460 °C erstarrt an der Drahtoberfläche eine Zinkschicht. Die flächenbezogene Masse von 100 g/m² entspricht einer mittleren Dicke von 0,015 mm. Der Draht wird zu einem so genannten Coil gewickelt und in dieser Form an den Kunden geliefert. [14, 10]

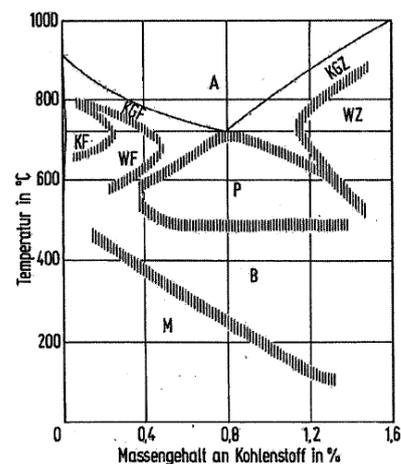


Abbildung 8: Gefügeschaubild niedriglegierter Stähle bei vollständig isothermer Umwandlung in Abhängigkeit von Temperatur und Kohlenstoffgehalt
 A = Austenit, KGF = Korngrenzenferrit, KGZ = Korngrenzenzementit, KF = körniger Ferrit, WF = Widmannstätten-Ferrit, WZ = Widmannstätten-Zementit, P = Perlit, B = Bainit, M = Martensit [15]

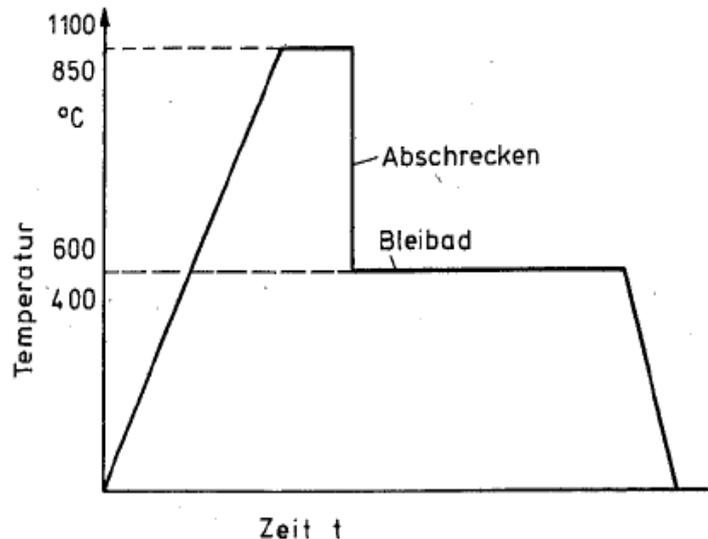


Abbildung 9: Schema des Temperaturverlaufs beim Patentieren [10]

3.3 Aufbau eines Drahtseils

Der erste Schritt im Verseilungsprozess besteht im Verdrillen von Drähten zu einer Litze. Eine Litze besteht aus einem Kerndraht, um den einige Drähte schraubenförmig geschlagen sind. Beispielsweise wird die einlagige Einfachlitze aus sechs Außendrähten und dem Kerndraht gewunden. Der Querschnitt einer solchen Litze ist in Abbildung 10 zu sehen. Abbildung 11 zeigt den Aufriss dieser Litze mit einem rechtwinkligen Dreieck, das wesentliche Grundbegriffe, die den Aufbau eines Seils charakterisieren, erläutern soll. α bezeichnet den so genannten Schlagwinkel. Dieser berechnet sich aus der Länge des Seilabschnitts l , auf der ein Drahtschlag $2\pi r$ gewickelt ist. Abbildung 11 zeigt ein rechts geschlagenes Seil. Der Draht ist dabei, vom Betrachter entfernend, im Uhrzeigersinn um den Kerndraht gewickelt. Bei links geschlagenen Seilen ist der Draht gegen den Uhrzeigersinn gewickelt.

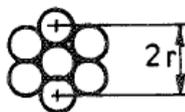


Abbildung 10: Querschnitt einer Einfachlitze [10]

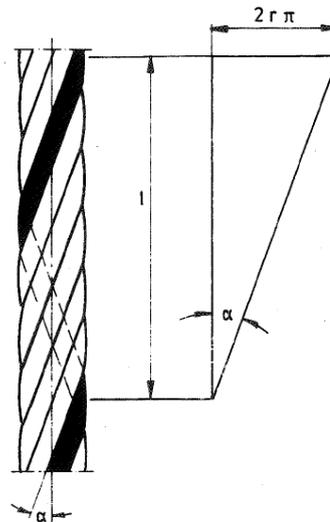


Abbildung 11: Längsansicht einer Einfachlitze mit der Verdeutlichung des wesentlichen Seilkennwerts, dem Schlagwinkel α über die Länge l und den Radius r [10]

Litzen werden auch aus mehreren Drahtlagen aufgebaut. Die verschiedenen Lagen unterscheiden sich durch Schlagwinkel, Schlaglänge und Schlagrichtung. Sind die Schlagrichtungen und die Schlaglängen in allen Lagen gleich, so bezeichnet man die Litze als Parallelschlaglitze, ist das nicht der Fall, als Verbundlitze.

Durch das Verdichten der Litzen erhöht sich die ertragbare Zugkraft pro Litzendurchmesser, was die Herstellung von dünneren Seilen erlaubt. Die Verdichtung kann durch Ziehen, Walzen oder Hämmern bewerkstelligt werden. Dabei treten Temperaturen von bis zu 140 °C auf.

Eine Schmierung auf Mineralölbasis vermindert die Schädigung der Seildrähte, die durch die Relativbewegungen der Drähte untereinander und zwischen dem Seil und den Seilscheiben im Betrieb verursacht wird.

Der letzte Schritt der Seilherstellung besteht aus der Verdrillung von Litzen zu einem Seil. Im Kern eines Seils befindet sich die Seileinlage, die selbst aus Litzen aufgebaut ist. Sie hat die Aufgabe, die äußeren Litzen abzustützen. Oft wird sie in ein Polymer eingebettet, wobei die Einbettung über Extrudierverfahren bei Temperaturen zwischen 250 und 320 °C durchgeführt wird. [10, 16]

3.4 Spannungen im geraden Seil

Bei reiner Zugbelastung eines Drahtseils treten in den einzelnen Drähten überwiegend Zugspannungen auf. In sehr geringem Maße treten Torsionsspannungen um die Drahtachse

und Biegespannungen parallel zur Schmiegungeebene zwischen Kerndraht und Schlagdraht auf. Bei Vernachlässigung der Torsions- und Biegespannungen berechnet sich die Zugspannung in einem Draht durch Gleichung 11. [10]

$$F_i = \frac{S_i}{\cos \alpha_i} \quad (\text{Gl.11})$$

Die in den Drähten herrschende Zugkraft übt auf die darunter verlaufenden Kerndrähte beziehungsweise Drahtlagen einen Schnürdruck aus. Der Schnürdruck (Gl. 12, Abb. 12) kann als eine radial gerichtete Streckenlast interpretiert werden [17].

$$p_L = \frac{2Z_L \sin(d\alpha/2)}{\rho_L d\alpha} = \frac{Z_L}{\rho_L} \quad (\text{Gl.12})$$

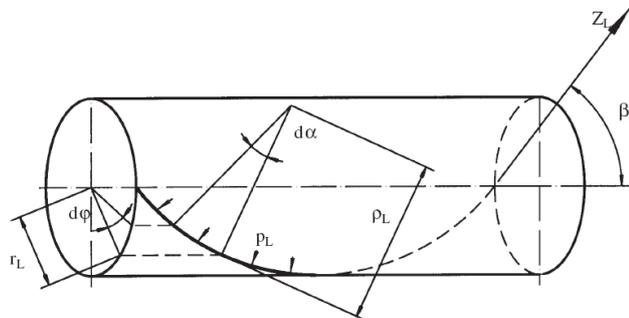


Abbildung 12: grafische Darstellung des Schnürdrucks zwischen Kerndraht und Schlagdraht [17]

4. Literatur zu Alterung

4.1 Allgemeines

C.R. Chaplin et al. [1] beschreiben das Auftreten eines Verlusts an Bruchkraft bei Drahtseilen in einem Bericht.

Bei routinemäßigen Untersuchungen an Drahtseilen für den Einsatz an Taucherglocken stellte man fest, dass einige Seile nach mehr als zwölf Monaten Lagerungszeit über zehn Prozent ihrer Ausgangsbruchkraft verloren hatten. Die betroffenen Seile waren jedoch nicht im Einsatz gewesen. Dieses Verhalten lässt auf Alterung schließen. Bei der Alterung von Seildrähten steigen die Festigkeit und die Streckgrenze der Seildrähte, jedoch sinkt die Bruchkraft des Seils. Der Abfall der Seilbruchkraft gründet laut Stephenson et al. [18] auf zwei Faktoren. Erstens ist die Alterung durch eine sinkende Verformbarkeit begleitet und zweitens wirkt in einem Seildraht neben der Zugspannung auch eine Flächenpressung. Diese Alterungseffekte treten insbesondere bei Seilen auf, die aus dicken, hochfesten und verzinkten Drähten geseilt und deren Litzen verdichtet wurden. [1, 4]

4.2 Morphologie

Das Drahtziehen verändert die Morphologie des patentierten Gefüges auf folgende Weise:

Die Zementitlamellen aller Perlitkolonien drehen sich parallel zur Ziehrichtung ein. Nach dem Patentieren sind die Perlitkolonien in alle Richtungen gleich häufig orientiert. Je höher der Umformgrad, desto kleiner ist der Winkel α zwischen den Zementitlamellen und der Drahtachse respektive Dehnrichtung. Abb. 13 zeigt die Abhängigkeit dieses Winkels α von der wahren Dehnung φ . Die einzelnen Kurven beschreiben den Winkel α für den Winkel α_0 einer Perlitkolonie im nicht verformten Draht. [19]

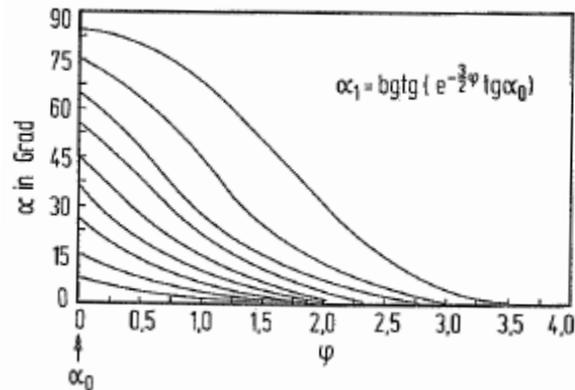


Abbildung 13: Orientierungsänderungen von Perlitlamellen verschiedener Ausgangsorientierung beim Drahtziehen im Falle homogener Umformung der Phasen [19]

Mit zunehmender wahrer Dehnung φ nimmt die Dicke der Zementitlamellen ab. Abb. 14 zeigt diese Abhängigkeit anhand experimenteller und berechneter Daten. Die berechneten Daten ergeben sich aus der Annahme, dass die Verformung homogen über alle Phasen erfolgt. Mathematisch wird diese Annahme folgendermaßen ausgedrückt:

$$\frac{D_0}{T_0} = \frac{D_i}{T_i} \quad (\text{Gl.13})$$

Das Verhältnis von Drahtdurchmesser D_i zur Dicke der Zementitlamellen T_i gleicht dem Verhältnis von Drahtdurchmesser D_0 zur Dicke der Zementitlamellen T_0 im nicht verformten Draht.

Bei kreisförmigem Querschnitt gilt für die wahre Dehnung ε

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{D_0}{D_i} \right)^2 \quad (\text{Gl.14})$$

Durch die Kombination der Gleichungen findet man

$$T_i = T_0 \exp \left(-\frac{\varepsilon}{2} \right) \quad (\text{Gl.15})$$

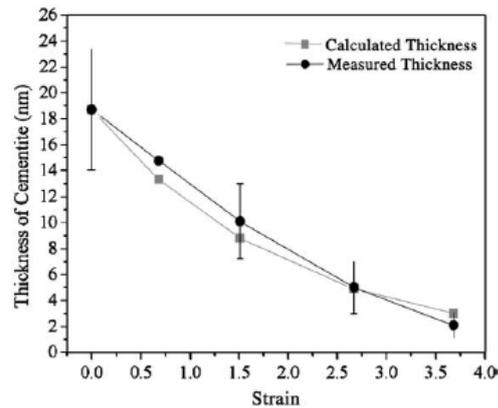


Abbildung 14: Änderung der Dicke der Zementitlamellen [20]

Die experimentellen Daten ergeben sich aus TEM-Untersuchungen. Sie wurden mit JEOL 200CX TEM bei 200 kV und mit JEOL 3000 FEG-TEM bei 300 kV durchgeführt. Die Dicke der Zementitlamellen berechnet sich aus Daten, die von 30 verschiedenen Bereichen eines longitudinalen Querschnitts eines Drahts stammen.

Die Dicke der Zementitlamellen im transversen Querschnitt verringert sich mit zunehmender wahrer Dehnung. Abbildung 15 vergleicht die Gefügebilder von einer unverformten Drahtprobe und einer verformten Drahtprobe mit wahrer Dehnung $\varepsilon=0,7$. In der verformten Drahtprobe B ist die Dicke der Zementitlamellen etwas geringer [20].

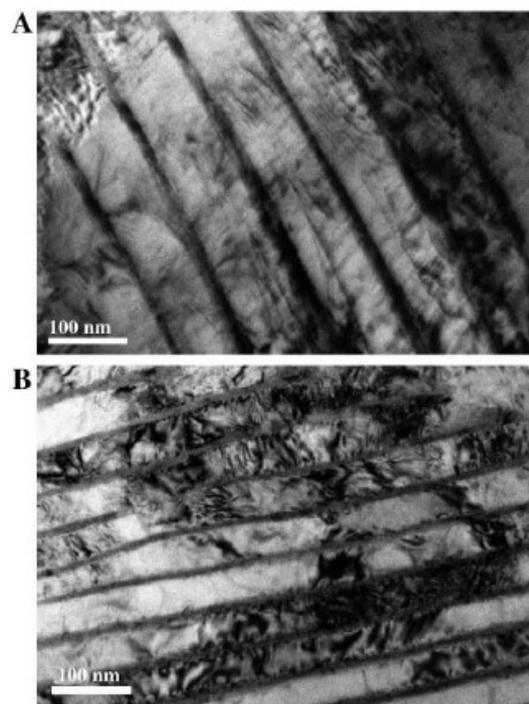


Abbildung 15: TEM Aufnahmen von Zementitlamellen $\varepsilon=0$ (A) und $\varepsilon=0,7$ (B) [20]

Die Länge der Zementitlamellen sinkt mit zunehmender Dehnung ε . Abbildung 16 zeigt mittels Histogrammen die statistische Verteilung der Länge der Zementitlamellen. In den Abbildungen A, C, E und G erfolgt zusätzlich zur Einteilung nach der Länge eine Einteilung nach der Ausrichtung der Zementitlamellen gemessen durch den Winkel zwischen Drahtachse und dem Verlauf der Lamellen.

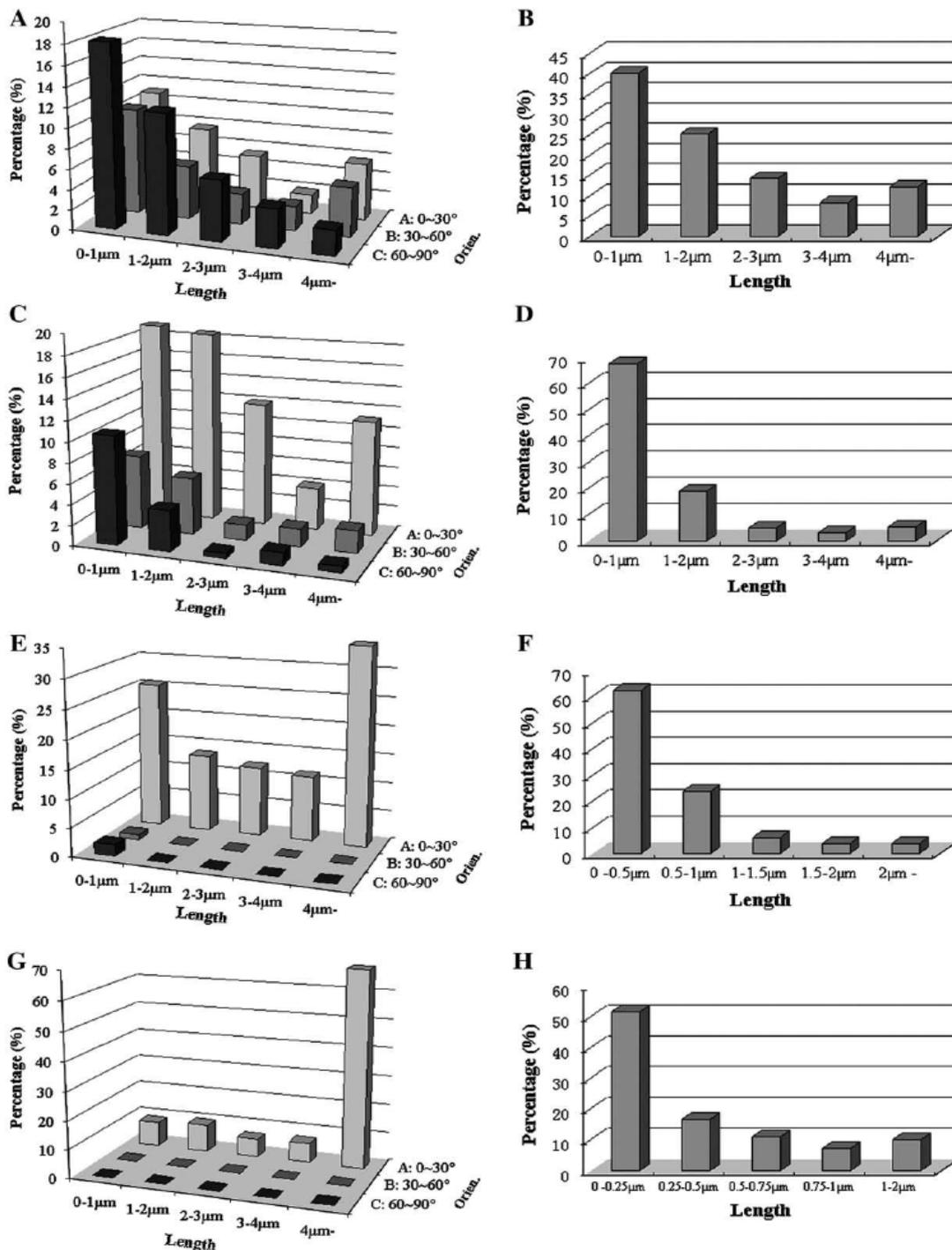


Abbildung 16: Säulendiagramme zeigen die Ausrichtung und die Länge der Zementitlamellen in Abhängigkeit der Verformung $\varepsilon=0$ (A und B), $\varepsilon=0,7$ (C und D), $\varepsilon=1,5$ (E und F) und $\varepsilon=2,7$ (G und H) [20]

Mehrere Forscher meinen Hinweise auf eine teilweise Auflösung der Zementitlamellen gefunden zu haben.

Forschergruppen um Wong Jong Nam [21] und V.G. Gavriljuk [22] führten spektroskopische Untersuchungen nach Mößbauer an unverformten und verformten Stahldrähten durch. Es zeigt sich, dass die charakteristische Absorption der elektromagnetischen Strahlung durch den Ferrit infolge des Drahtziehens verstärkt und die charakteristische Absorption durch den Zementit verringert wurde. Diese Ergebnisse lassen auf eine Auflösung des Zementits schließen. [22, 21]

Atomsondenuntersuchungen von F. Danoix et al. [23] und N. Maruyama et al. [24] zeigten, dass sich durch das Kaltziehen und eine darauf folgende Wärmebehandlung die Konzentration von Kohlenstoffatomen in der Ferritphase erhöht. Die Kohlenstoffatome sollen aus der umgewandelten Zementitphase in den Ferrit diffundiert sein [23].

4.3 Dynamische Differenzkalorimetrie

Die Dynamische Differenzkalorimetrie, engl. differential scanning calorimetry – DSC, dient zur Untersuchung der thermischen Eigenschaften von Materialien. Aussagen über Umwandlungstemperaturen, chemische Reaktionen oder spezifische Wärmekapazität können generiert werden. Das Messprinzip besteht in der Bestimmung der Temperatur zweier Körper während eines kontrollierten Aufheizvorgangs in einem Ofen. Zwischen den beiden Körpern, nämlich der Referenz und der zu untersuchende Probe, besteht eine thermisch leitende Wärmebrücke, die einer Kalibrierung unterzogen wurde, sodass durch die Messung der Referenztemperatur und der Proben temperatur der Wärmefluss berechnet werden kann (Abb. 17). Er liefert quantitative Information über die frei werdende beziehungsweise aufgenommene Energie. Diese Information kann zum Beispiel für die Bestimmung der Aktivierungsenergie mittels des Gesetzes von Kissinger, das in Kapitel 2.3 beschrieben wird, herangezogen werden.

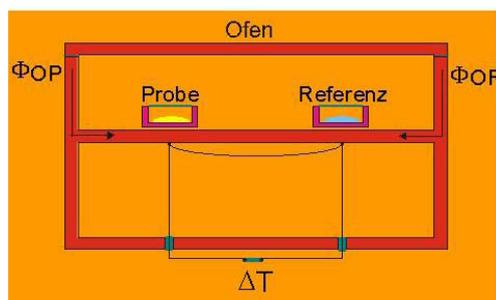


Abbildung 17: prinzipieller Aufbau eines dynamischen Wärmestrom-Differenzkalorimeters [25]

H. Delrue et al. [26] führten an Drähten mit eutektoider Zusammensetzung und einer wahren Dehnung von $\varphi=3.9$ DSC-Versuche durch und berechneten mit Hilfe des Gesetzes von Kissinger die Aktivierungsenergien der erkennbaren Wärmetönungen. Die frisch gezogenen Proben wurden von Raumtemperatur mit verschiedenen Heizraten bis $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmt. Insgesamt können vier Wärmestrommaxima ausgemacht werden, jedoch nur das erste und das zweite Maximum gehorchen dem Gesetz von Kissinger ausreichend. Die Maxima der dritten und vierten Wärmetönung korrelieren nicht stark genug, um das Gesetz von Kissinger anwenden zu können. Das Fitten an den Kissinger-Plot ergibt für die erste Wärmetönung, die zwischen $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ auftritt, eine Aktivierungsenergie von $70 \pm 5\text{ kJ/mol}$ und für die zweite eine Aktivierungsenergie von $105 \pm 3\text{ kJ/mol}$. Delrue [26] kombinierte die Wärmetönungen mit metallphysikalischen Prozessen wie im folgenden Absatz beschrieben:

Die in dem Ferritgitter interstitiell gelösten Kohlenstoffatome verursachen durch Diffusion an die Versetzungen im Ferrit die erste Wärmetönung. Die zweite Tönung entsteht durch die teilweise Auflösung der Zementitlamellen und die darauf folgende Diffusion weiterer Kohlenstoffatome an die Versetzungen. Über die Mechanismen der beiden letzten Tönungen werden keine konkreten Aussagen gemacht. Erwähnung finden das Clustering von Kohlenstoffatomen, Erholungsvorgänge und Karbidausscheidungen. Den beiden ersten Vorgängen schreiben Delrue et al. [26] Bedeutung für die Herstellungsprozesse und den Gebrauch zu.

D.B. Park et al. [27] untersuchten die Wärmetönungen eines Drahts mit eutektoider Zusammensetzung, dem eine Kaltverformung mit wahrer Dehnung $\varphi=1,57$ aufgebracht wurde. Die von $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmten Proben zeigten drei Wärmestrommaxima. Das zuerst auftretende Maximum zwischen $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ wird von ihnen durch die Wanderung interstitiell gelöster Kohlenstoffatome erklärt. Das zweite Maximum soll auf die teilweise Auflösung der Zementitlamellen zurückzuführen sein, und das dritte entweder auf die Wiederausscheidung des Zementits oder auf die Spheroisierung der Zementitlamellen, oder auf Erholungs- und Rekristallisationseffekte [27].

5 Experimentelles

5.1 Allgemeines

Aus einschlägiger Fachliteratur geht hervor, dass Seildrähte durch die thermisch aktivierte, teilweise Auflösung der Zementitphase verspröden. Durch diese Prozesse diffundieren Kohlenstoffatome aus den Zementitlamellen heraus und in die Ferritmatrix hinein. Die kaltverformte Ferritmatrix weist eine hohe Versetzungsdichte auf. Die heraus diffundierenden Kohlenstoffatome wandern aufgrund des Spannungsfeldes, das durch eine Versetzung hervorgerufen wird, bevorzugt an die Versetzungslinie und bilden dadurch eine sogenannte Cottrellwolke. Diese Cottrellwolken erhöhen die Peierlsspannung für die Bewegung einer Versetzung. Das bedeutet, dass die Versetzungen durch die Kohlenstoffatome festgehalten werden.

Die Behinderung der Versetzungsbewegung verursacht im Allgemeinen eine Änderung des mechanischen Verhaltens. Dies bedeutet eine Erhöhung von mechanischen Kennwerten wie der Zugfestigkeit oder der Härte, eine Verringerung von Kennwerten wie der Gleichmaßdehnung und der Bruchdehnung.

Ziel ist es nun, eine geeignete Messmethode zu identifizieren, mit der sich prüfen lässt, nach welcher Wärmebehandlungsdauer bei einer bestimmten gleich bleibenden Temperatur der Draht versprödet, und in weiterer Folge ein Drahtseil einen Teil seiner Bruchkraft verliert.

5.2 Zugversuch

Der Zugversuch ist unter den mechanischen Prüfverfahren der bedeutendste. Ein Prüfkörper wird unter einer über den Querschnitt gleichmäßigen, einachsigen Zugspannung bis zum Versagen beansprucht. Das Belasten der Probe erfolgt meistens weggesteuert, langsam und stetig. Eine am Querhaupt angebrachte Messdose misst während der Versuchs-durchführung die in der Probe wirkende Kraft. Die Kraft normiert auf den Querschnitt der unbelasteten Probe ergibt die Zugspannung. Ein Extensiometer ermittelt gleichzeitig die Änderung der Messlänge. Bezogen auf die Ausgangsmesslänge ergibt sie die technische Dehnung. Aus einer Gegenüberstellung von technischer Dehnung und Zugspannung resultiert das Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Die Zugspannung bei Maximallast heißt Zugfestigkeit, und die damit verknüpfte Dehnung ohne elastischen

Anteil nennt man Gleichmaßdehnung. Die Dehnung bei totalem Versagen der Probe wird Bruchdehnung genannt.

5.3 Überlegungen zu möglichen Untersuchungsmethoden

Eine sehr häufig angewandte und somit erprobte Methode zur Bestimmung der Festigkeit und gleichzeitig der Verformbarkeit ist der Zugversuch. Als Maß für die Festigkeit liefert er die Zugfestigkeit und die Streckgrenze und als Maß für die Verformbarkeit die Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung. Da ein verseilter Draht bei Belastung des Seils überwiegend auf Zug belastet wird, scheint der Zugversuch eine sehr passende Methode zu sein, um Drähte bezüglich ihres mechanischen Verhaltens zu testen.

Die Härteprüfung, die einfach, sehr kostengünstig und schnell durchführbar ist, weist die Vorzüge der Zugprüfung nicht auf. Sie liefert nur einen Messwert, der die mechanischen Eigenschaften beschreibt. Im Bereich um den eindringenden Prüfkörper bildet sich stets ein dreiachsiger Druckspannungszustand aus, und ein solcher tritt im Draht bei der Belastung eines Seils eben nicht auf.

Bei der Zugprüfung von Drähten birgt der entlang der Drahtachse konstante Drahtquerschnitt eine messtechnische Herausforderung. Die zur Prüfung der Probe erforderliche Zugkraft wird üblicherweise an den Probenenden mit gezackten Klemmbacken eingebracht. Die Kraftübertragung erfolgt teilweise über Formschluss jedoch hauptsächlich über Kraftschluss. Der Kraftschluss bedingt das Einwirken einer großen Normalkraft auf die Probenoberfläche, wodurch im Einspannbereich der Probe ein nicht einschätzbarer Spannungszustand herrscht, der ein Versagen stärker begünstigt als ein reiner Zugspannungszustand. Dieser Umstand bewirkt, dass bei der Prüfung eines Drahts mit konstantem Querschnitt der Bruch fast immer an der Einspannvorrichtung erfolgt. Eine auf solche Art bestimmte Bruchspannung liefert eher unbrauchbare Aussagen über das mechanische Verhalten und keine normgerechte Zugfestigkeit, Gleichmaßdehnung oder Bruchdehnung. Der Grund dafür liegt in der völligen Unkenntnis des Spannungszustands an der Bruchstelle.

Um einen Bruch innerhalb des Messbereiches zu erzeugen, können verschiedene Methoden angewandt werden. Im folgenden Absatz werden Lösungen diskutiert.

Eine Möglichkeit besteht in der Einbettung der Drahtenden in jeweils einen Kegel aus einer Blei-Zinn-Legierung. Die Drahtenden werden dabei in flüssiges Metall eingetaucht und unter den Schmelzpunkt abgekühlt. Diese Methode birgt den Nachteil einer

beträchtlichen Wärmeeinwirkung, da die Erstarrungstemperatur dieser Legierung bei circa $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ liegt. Durch die freiwerdende latente Wärme beim Erstarren altert der Draht zusätzlich zur beabsichtigten Wärmebehandlung sehr stark. Ein weiteres Problem stellt die niedrige Festigkeit der Legierung und die niedrige Adhäsionskraft zwischen Drahtprobe und Legierung dar. Die Länge der Einbettung muss sehr groß gewählt werden, um Spannungen von bis zu 2500N/mm^2 im Draht zu erreichen. Das Ergebnis ist eine schwer zu handhabende Zugprobe. Eine weitere Möglichkeit zur Verlagerung der Bruchstelle weg vom Einspannbereich ist die Bildung einer Sollbruchstelle durch Erwärmung. Diese Methode wird derzeit bei der Firma Teufelberger angewendet. Mit einem Lötkolben, der auf zirka $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ aufgeheizt wurde, berührt man für einige Sekunden einen geeigneten Bereich. Der Nachteil hierbei ist der Umstand, dass dem Drahtseil eine solche Beanspruchung in der Praxis nicht widerfährt.

Eine viel versprechende Lösung ist die Schwächung durch eine Kerbung. Eine Kerbe bedingt zwar eine Störung des idealen einachsigen Zugspannungszustands, aber sie kann andererseits nützliche Aussagen über den Einfluss einer verringerten Verformbarkeit auf die Bruchkraft liefern. Darüber hinaus bestehen im Draht eines belasteten Seils neben den Zugspannungen auch Biegespannungen, Torsionsspannungen und Flächenpressungen.

5.4 Grundlagen Kerbzugversuch

Gemäß dem Prinzip von Saint-Venant [28] laufen in einer Zugprobe in ausreichend großem Abstand zum Einspannbereich die Spannungen gleichmäßig über den Querschnitt verteilt und parallel wie in Abbildung 18 verdeutlicht.

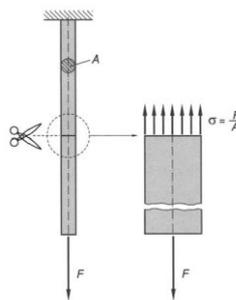


Abbildung 18: gerader, prismatischer Stab unter Zugbeanspruchung

- a) ungeschnitten
- b) geschnitten [28]

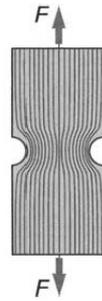


Abbildung 19: Störung des Kraftflusses im Fall einer beidseitigen Kerbung [28]

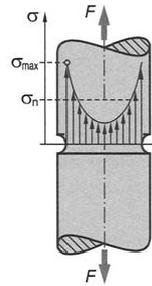


Abbildung 20: Spannungsüberhöhung am Kerbgrund [28]

Besteht eine Verringerung des Querschnitts, wie z.B. eine Kerbe, senkrecht zum Spannungsverlauf, so ändert sich der Spannungszustand im Bereich der Querschnittsänderung. Die Abbildungen 19 und 20 zeigen schematisch den Spannungsverlauf bei Vorhandensein einer Kerbung. Da die Kerbflanken keine Kräfte übertragen können, muss die Spannung am Kerbgrund vorbeigeleitet werden. Die Zugspannung verteilt sich nicht gleichmäßig über den Restquerschnitt, wodurch sich die Spannung um den Kerbgrund konzentriert.

Zugspannung ruft gemäß dem Hookschen Gesetz (Gl.16) eine elastische Dehnung parallel zur Zugrichtung hervor. Die Dehnung ruft wiederum gemäß dem Poissonschen Gesetz (Gl.17) eine Kontraktion der Abmessungen senkrecht zur Zugrichtung hervor.

$$\sigma = \varepsilon * E \quad (\text{Gl.16})$$

$$\nu = \frac{\Delta d / d}{\Delta l / l} \quad (\text{Gl.17})$$

Da die Zugspannung am Kerbgrund den größten Betrag aufweist, hat auch die Querkontraktion ν den größten Betrag. Die Querkontraktion verringert sich mit zunehmender Entfernung aufgrund der absinkenden Zugspannung. Die hohe Querkontraktion am Kerbgrund kann sich jedoch nicht ausbilden, da die Bereiche fern von der Kerbung diese hohen Dehnungen behindern. Als Folge davon treten zusätzliche Spannungen senkrecht zur Zugrichtung auf. Am Kerbgrund selbst entsteht ein

zweiachsiger Spannungszustand, da keine Spannungen senkrecht zur Kerbgrundoberfläche aufgebaut werden können. Jedoch in kurzer Entfernung zum Kerbgrund entsteht ein dreiachsiger Zugspannungszustand, dessen Spannungen normal zur Zugrichtung mit zunehmender Probendicke ansteigen. Abbildung 21 zeigt diesen Zustand für den Fall einer quaderförmigen Kerbzugprobe. Die hier beschriebenen Sachverhalte gelten auch für eine zylindrische Kerbzugprobe.

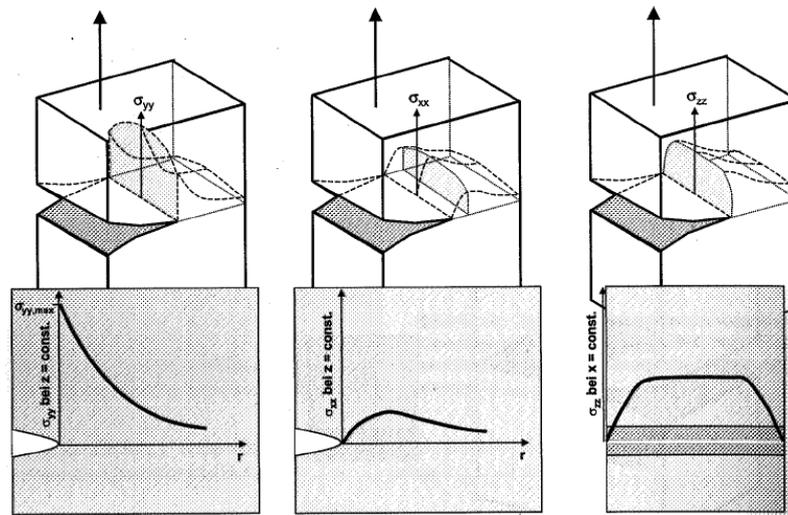


Abbildung 21: Mehrachsiger Spannungszustand vor einer Risspitze bei linear-elastischem Werkstoffverhalten [29]

Diese verschiedenartigen Spannungszustände haben einen bedeutenden Einfluss auf das Bruchkraftverhalten gekerbter Werkstücke. Das Diagramm in Abbildung 22 ist ein Hilfsmittel zur Abschätzung des Werkstoffverhaltens bei Wirken der oben beschriebenen Spannungszustände. Es zeigt die Abhängigkeit der bezogenen Kerbzugfestigkeit n_K von der Formzahl α_K , die die Geometrie einer Kerbung beschreibt.

$$\alpha_K = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n} \quad (\text{Gl.18})$$

Die bezogene Kerbzugfestigkeit berechnet sich durch den Quotienten aus der Kerbzugfestigkeit und der Zugfestigkeit. Die Kerbzugfestigkeit ergibt sich durch die Bestimmung der Bruchkraft unter Zugbelastung einer gekerbten Probe und der Normierung eben dieser auf den Nennquerschnitt im Bereich der Kerbung. Die Zugfestigkeit ergibt sich wie oben beschrieben.

Die bezogene Kerbzugfestigkeit hängt jedoch nicht nur von der Geometrie der Kerbung sondern auch von der Verformbarkeit des Werkstoffs ab. Kurve I in Abbildung 22 zeigt die

Abhängigkeit für einen duktilen Werkstoff. Da ein solcher Werkstoff in einem weiten Bereich um die Kerbe sich noch stark verformen und dadurch verfestigen kann, liegt die Kerbzugfestigkeit über der Zugfestigkeit und die bezogene Kerbzugfestigkeit ist daher größer als 1.

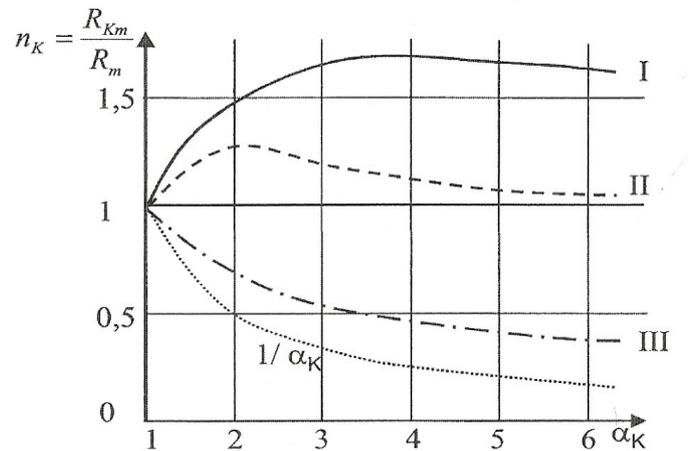


Abbildung 22: bezogene Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit der Formzahl [30]

Verhält sich jedoch ein Werkstoff spröde, so beschreibt die Kurve III in Abbildung 22 die Abhängigkeit der bezogenen Kerbzugspannung von der Formzahl. Die geringe Verformbarkeit behindert eine Ausrundung der Kerbe, wodurch der dreiachsige Zugspannungszustand nahe am Kerbgrund erhalten bleibt, und dieser einen Bruch schon bei einer niedrigen Kerbzugspannung einleitet. Zwischen Kurve I und Kurve III laufen die Kurven für Werkstoffe mit dazwischen liegender Verformbarkeit.

Infolge der Alterung steigt in den Drähten die Zugfestigkeit an (Abb. 23). Gleichzeitig sinkt die Verformbarkeit, was eine Verringerung der bezogenen Kerbzugfestigkeit zur Folge hat (Abb. 24).

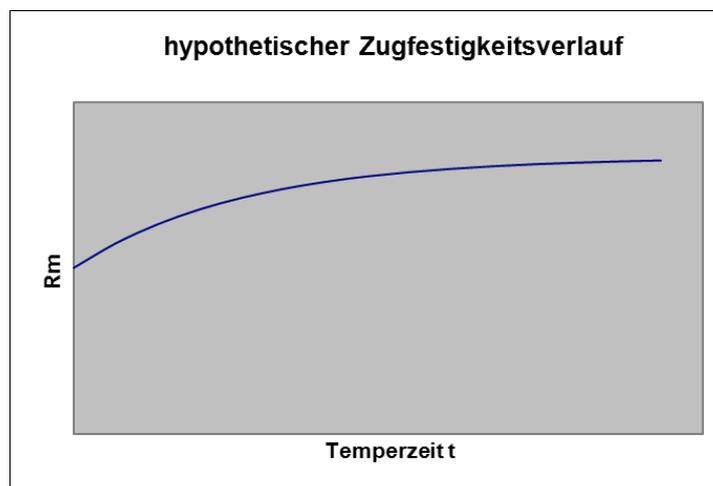


Abbildung 23: Verhalten der Zugfestigkeit bei der Temperung

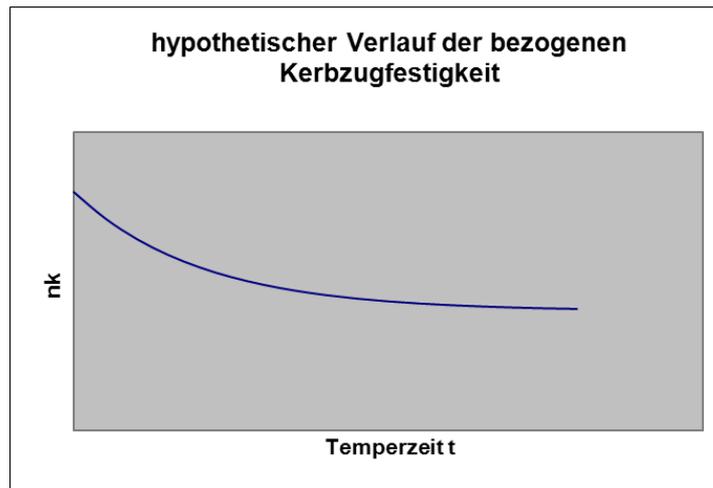


Abbildung 24: Verhalten der bezogenen Kerbzugfestigkeit bei der Temperung

Die Vereinigung von Zugfestigkeit und bezogener Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit der Temperzeit, beschrieben durch Gleichung 19, weist vermutlich ein Maximum auf. Abbildung 25 zeigt den erwarteten Verlauf der Kerbzugfestigkeit.

$$R_m(t)n_K(t) = R_{Km}(t) \quad (\text{Gl.19})$$

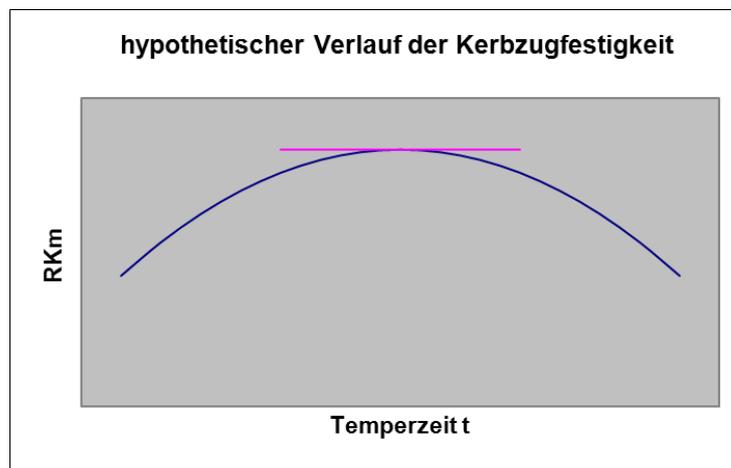


Abbildung 25: Verhalten der Kerbzugfestigkeit bei der Temperung

Ein solches Extremum kann als Indikator einer Versprödung betrachtet werden, und die damit verbundene Temperzeit als Grenze für die Einwirkdauer der entsprechenden Temperatur genutzt werden, bevor die Bruchkraft des Seils sinkt. Wirkt eine Temperatur länger als diese Zeitgrenze auf den Draht ein, so verschlechtern sich die mechanischen Eigenschaften des Drahts stetig, und die Bruchkraft des Drahts und in weiterer Folge die Bruchkraft des Drahtseils sinken.

Der Kerbzugversuch vereinigt also zwei Vorteile in sich. Erstens verhindert er einen Bruch im Bereich der Einspannung und zweitens liefert er Informationen über das

Bruchkraftverhalten bei Vorhandensein einer Kerbe, die in der Nähe des Kerbgrunds einen dreiachsigen Zugspannungszustand verursacht. Mehrachsige Spannungszustände treten im auf Zug belasteten Seil eben auch auf, und ein dreiachsiger Zugspannungszustand ist die stärkste Beanspruchung des Materials. Der Kerbzugversuch stellt somit eine „worst case“-Prüfung dar.

Damit der in Abbildung 25 gezeigte Kurvenverlauf möglichst deutlich in Erscheinung tritt, muss darauf geachtet werden, dass die eingebrachte Kerbe eine möglichst hohe Formzahl aufweist. Die Formzahl beschreibt die Wirkung einer Kerbe auf die Kerbzugfestigkeit in Verbindung mit der Verformbarkeit. Ihr Betrag ergibt sich aus ihrer geometrischen Form und ihren Abmessungen, nämlich aus der Relation von Kerbradius und Kerbtiefe und aus der Relation von Kerbtiefe und Bauteildurchmesser. Abbildung 26 und 27 zeigen die Abhängigkeit der Formzahl für den Fall einer umlaufenden Rundkerbe beziehungsweise für einen abgesetzten Zugstab. Aus den Abbildungen 26 und 27 ist erkennbar, dass die Kerbzahl steigt, wenn der Kerbradius r und die Tiefe t der Einkerbung kleiner werden.

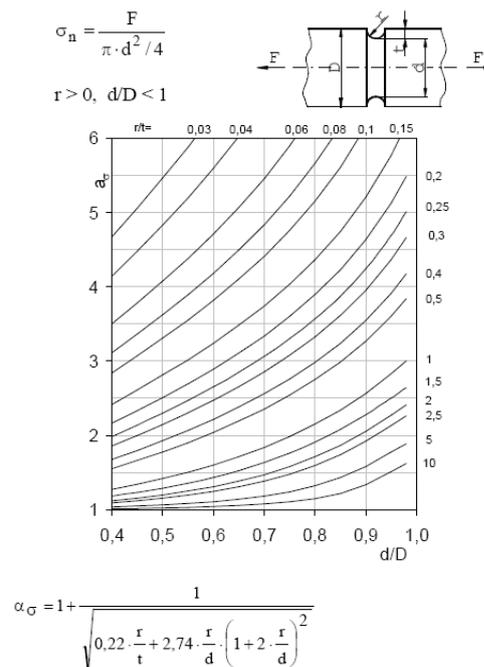


Abbildung 26: Formzahlen für gekerbte Rundstäbe bei Zug [31]

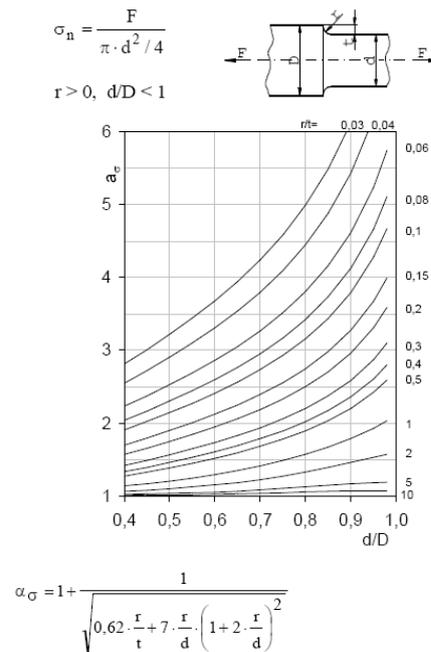


Abbildung 27: Formzahlen für abgesetzte Rundstäbe bei Zug [31]

5.5 Praktische Durchführung

5.5.1 Wahl der Drahtsorten

Bei der Wahl der zu untersuchenden Drahtsorten wird Bezug zum Bericht von C. R. Chaplin [1] genommen. Da besonders Drahtseile zum Bruchkraftverlust neigen, die aus dicken, verzinkten Drähten mit einer Zugfestigkeit ab 2160 MPa hergestellt werden, fällt die Wahl auf diese Zugfestigkeitsklasse. Um einen Vergleich im mechanischen Verhalten infolge von Alterung zu erhalten, werden auch Drähte einer geringeren Zugfestigkeitsklasse geprüft. Um mögliche Unterschiede im Alterungsverhalten in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung zu untersuchen, werden für beide Festigkeitsklassen je ein Draht mit hohem Kohlenstoffgehalt und ein Draht mit niedrigem Kohlenstoffgehalt gewählt. Die Drähte der Firma Bekaert weisen erfahrungsgemäß einen hohen Kohlenstoffgehalt auf. Die Drähte der Voestalpine Austria Draht GmbH werden weniger über den Zementitanteil sondern mehr über die plastische Verformung verfestigt. Information über die Anzahl der Drahtzüge und die dabei auftretende Verminderung des Querschnitts waren für diese Arbeit nicht zugänglich.

Die Auswahl fällt auf die in Tabelle 1 aufgelisteten Drähte:

Tabelle 1: gewählte Drahtsorten

Probe	Hersteller	Nennzugfestigkeit [MPa]	Durchmesser [mm]	Kohlenstoffgehalt [%C]
A	Voestalpine Austria Draht	2190	2,800	0,814
B	Bekaert	2160	2,800	0,921
C	Voestalpine Austria Draht	1890	2,800	0,8248
D	Bekaert	1860	2,800	0,890

5.5.2 Temperprogramm

Für die verschiedenen Temperatureinwirkungen während der Produktion und des Einsatzes soll eine Zeit-Temperatur-Kurve erstellt werden, die als Verfahrensgrenze zur Vermeidung von Versprödung und darüber hinaus zur Abschätzung der Alterungszeit dient. Es wird angenommen, dass sich diese Kurve mathematisch über eine Exponentialfunktion beschreiben lässt. Da die Versprödung über einen thermisch aktivierten Vorgang abläuft, wird hier angenommen, dass sich die Kurve mathematisch über einen exponentiellen Boltzmann-Ansatz beschreiben lässt, wie Gleichung 20 zeigt. Der preexponentielle Faktor A und Exponent k sind keine Funktion der Temperatur.

$$t = t_0 \exp\left(-\frac{k}{RT}\right) \quad (\text{Gl.20})$$

Für die Bestimmung des Kurvenverlaufs werden also zwei Konstanten benötigt, nämlich t_0 und k . Dafür werden mindestens zwei Wertepaare der Grenzkurve benötigt. Ein Wertepaar besteht aus der Temperatur der isothermen Wärmebehandlung und der Zeitdauer, die verstreicht bis das Drahtmaterial das definierte Merkmal, das die Versprödung kennzeichnet, aufweist. Jedes weitere Wertepaar dient der exakteren Bestimmung der beiden Konstanten. Die Wahl der Temperaturen und Temperzeiten für die Wärmebehandlungen orientiert sich einerseits an den gegebenen Temperaturen in der Produktion und andererseits an bereits durchgeführten Experimenten, die in der Fachliteratur beschrieben sind. D. B. Park et al. [27] führten Zugversuche an getemperten Drähten ($\epsilon = 1,57$) durch und stellten fest, dass infolge einer Wärmebehandlung bei 200 °C die Zugfestigkeit bereits nach einer Minute ansteigt.

Die bei der Verseilung auftretenden Temperaturen wurden bei der Firma Teufelberger gemessen. Bei der Verdichtung der Litzen erwärmt sich das Material bei der Verwendung neuerer Werkzeuge auf eine Temperatur im Bereich von 70 ° C bis 100 ° C, bei verschlissenen Werkzeugen in einen Bereich von 120 ° C bis 140 ° C. Diese Temperaturen wirken nur wenige Minuten. Nach dem Verdichtungsvorgang werden die warmen Litzen auf eine Haspel aufgewickelt. Die Wärme kann aufgrund der zahlreichen Wicklungslagen nur schwer aus den Litzen abgeleitet werden. Daher klingt die dort gemessene Litzentemperatur nur langsam von zirka 40 ° C bis 70 ° C auf Raumtemperatur ab. Manche Litzen werden durch Extrudieren mit einem Polymer ummantelt. Bei diesem Prozessschritt treten Temperaturen von zirka 300 °C auf. Unter diesen Rahmenbedingungen wird ein Programm nach dem Temperungen erfolgen erstellt (Tab. 2).

Tabelle 2: Auflistung aller durchgeführten Temperungen, beschrieben durch Temperatur und der Zeitdauer der Wärmeeinwirkung

Zeit [min]	Temp1 [80 C°]	Temp2 [120 C°]	Temp3 [160 C°]
0	A, B, C, D	A, B, C, D	A, B, C, D
0,5			A, B, C, D
2		A, B, C, D	A, B, C, D
6			A, B, C, D
10			A, B
15		A, B, C, D	A, B, C, D
30		A, B, C, D	A, B, C, D
40			C, D
50			C, D
60		A, B, C, D	A, B, C, D
85			A, B, C, D
107			C, D
120		A, B, C, D	
123			C, D
140		A, B	
190		B, C	
240		A, B, C, D	
270		A	
300		B, C, D	
350		A, B	
400		A, B	
450		C, D	
500		B	
600		C, D	
1020		A, B, C, D	
3870	A, B, C, D	A, B, C, D	
6198	A, B, C, D		

Die Wärmebehandlungen erfolgen im Lacktrockenschrank FDL 115 von Binder. Die Drähte liegen während der Behandlung auf einem aufgewärmten Gitterrost, der sich in der Höhe des Ventilators befindet. Nach der gewünschten Wärmebehandlung werden die Drähte in einen Becher mit kühlem Wasser gestellt, so dass die Wasseroberfläche zirka drei Zentimeter unterhalb der Kerbung liegt. Dies soll eine zügige Abkühlung gewährleisten.

5.5.3 Präparation der Kerbzugproben

Ziel ist die Herstellung von gekerbten Drahtproben, deren Bruchkraft mit einer Zugprüfmaschine der Firma Zwick bestimmt werden kann. Die Kerbe soll dabei möglichst dieselben geometrischen Abmessungen aufweisen, damit stets der gleiche Spannungszustand am Kerbgrund herrscht. Von Trommeln werden zirka 5 m lange Drahtstücke mit einer Zange abgeschnitten. Der Draht weist immer eine Krümmung auf, den so genannten Schlag. Die Messung des Schlags erfolgt durch das Auflegen eines Drahtstücks, das mindestens einen halben Kreis bildet, auf eine ebene Fläche und anschließende Durchmesserbestimmung, wobei auf den Draht keine Kräfte einwirken dürfen. Der so bestimmte Drahtschlag beträgt bei den untersuchten Drähten zwischen 36 und 60 cm. Die Krümmung stellt in zweierlei Hinsicht ein Problem dar. Erstens erschwert sie das richtige Einspannen in die Klemmbacken der Zugprüfmaschine, und zweitens ist sie nachteilig für die weitere Bearbeitung der Proben. Daher werden die Drahtstücke mit einem Richtwerkzeug möglichst gerade gebogen. Der Draht wird zwischen den Formwalzen eingeklemmt und einmal durchgezogen. Nach dem Richten erfolgt das Zuschneiden der Drahtstücke auf zirka 28 cm Länge. Weil Information über die Kerbgeometrie für die Auswertung der Kerbzugfestigkeit erforderlich ist und die Zinkschicht die genaue Ermittlung der Abmaße erschwert, werden die Drähte in der Mitte, wo die Kerbe eingefräst wird, entzinkt. Die Zinkschicht wird durch ein örtliches Auftropfen eines chemischen Ablösemittels entfernt. Die Lösung besteht aus 500 ml konzentrierter Salzsäure mit einer Dichte von $1,19 \text{ g/cm}^3$, die mit Wasser auf einen Liter aufgefüllt wird. Als Inhibitor wird 2 Gramm Antimonoxid hinzu-gefügt. Eine farbliche Markierung der Drahtenden verhindert ein Vermischen der verschiedenen Drahtsorten.

5.5.4 Kerbung

Aufgrund der wesentlich einfacheren Durchführbarkeit im Vergleich zu einem umlaufenden Kerb wird als Kerbform eine Nut senkrecht zur Drahtachse verlaufend gewählt. Dem Kreis, der den Querschnitt des Drahts beschreibt, fehlt nach der Kerbung ein Segment mit der Tiefe t .

Der Kerb wird durch Fräsen im Gleichlauf mit einem Vollhartmetallfräser mit der Bezeichnung Nutex HM 25x0, 2x5 Z26 ALESA bewerkstelligt. Der Scheibenfräser hat eine Dicke von 0,2 mm und schneidet einen Kerb mit rechteckiger Form. Die Auswirkung dieser Kerbform auf die Kerbzugfestigkeit lässt sich mit den oben gezeigten Diagrammen in ihrer Quantität nicht mehr beschreiben, jedoch bleiben die Aussagen bezüglich ihrer Qualität erhalten. Ein niedriges Verhältnis von Kerbtiefe zu Durchmesser und ein geringer Kerbradius bedingen eine hohe Formzahl. Diese soll ein ausgeprägtes Maximum im

Verlauf der Kerbzugfestigkeitskurve in Abhängigkeit der Temperatur gewährleisten. Die rechteckige Form des Kerbs garantiert einen kleinen Kerbradius, und die Kerbtiefe wird mit 0,35 mm gewählt. (In der gesamten Versuchsreihe sind nur zwei Backenbrüche aufgetreten. Diese Tatsache zeigt, dass die Kerbtiefe nicht zu klein gewählt wurde.) Bei dieser Art der Kerbung tritt zusätzlich eine Sekundärspannung aufgrund eines Biegemoments auf (Abbildung 28). Das Biegemoment wird erzeugt, weil die Wirkungslinie der Kraft nicht mit dem Flächenschwerpunkt zusammenfällt [28]. Auch die Sekundärspannungen verändern die qualitativen Aussagen des Diagramms in Abbildung 28 nicht. Da jedoch der Flächenschwerpunkt von der Form des Querschnitts und somit von der Kerbtiefe abhängt, beeinflusst die Kerbtiefe den Betrag der Sekundärspannung am Kerbgrund. Eine geringe Streuung der Kerbtiefe ist für einen glatten und somit gut erkennbaren Kerbzugfestigkeitsverlauf in Abhängigkeit der Temperatur erforderlich.

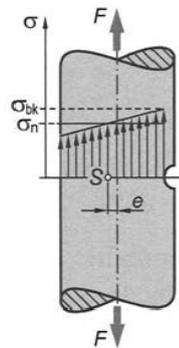


Abbildung 28: Ausbildung von Sekundärspannungen [28]

Die Drahtzugproben müssen für den Fräsevorgang in eine Halterung, die sie vor allerlei Verschiebungen und Verrutschungen bewahrt, eingespannt werden. Um zügig und dadurch wirtschaftlich arbeiten zu können, wird eine Halterung, auf der eine Charge von sechs Drahtzugproben befestigt werden kann, gefertigt. Im Verlauf der Fräsearbeiten hat es sich als zweckmäßig erwiesen zwischen einer der beiden Halteplatten und den zu befestigenden Drähten eine dünne Folie aus Polymermaterial mit einzuklemmen. Abbildung 29 zeigt die fixierte Halterung mit 6 senkrecht eingespannten Proben. Im Hintergrund ist der Fräser. Die zu Beginn der Arbeiten aufgetretenen Verdrehungen der Proben um die Drahtachse konnten auf diese Weise verhindert werden. Während des Fräsens entsteht der so genannte Aushub aus dem heraus gefrästen Drahtmaterial. Düsen sprühen von verschiedenen Seiten eine wässrige Suspension auf die Proben und den Fräser und schwemmen den störenden Aushub fort. Darüber hinaus kühlt die Suspension die Drähte. Dies verhindert eine nicht quantifizierbare Alterung infolge von Wärmeeinwirkung während des Fräsens.

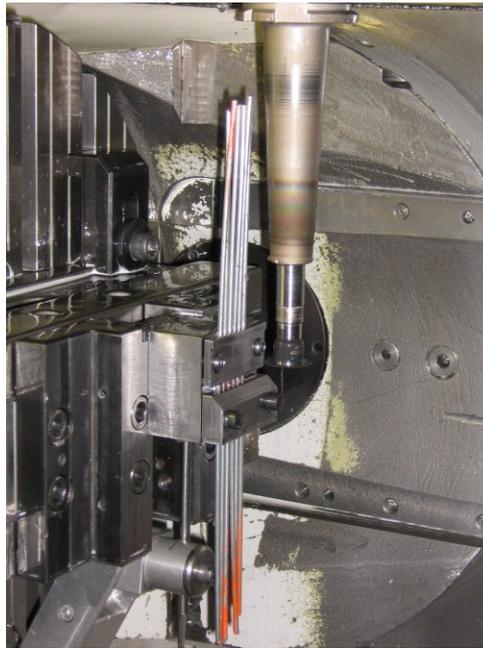


Abbildung 29: Halterung mit sechs eingespannten Proben bereit zum Fräsen

Um die Kerbzugfestigkeit zu berechnen, muss die Kerbtiefe bestimmt werden. Dies erfolgt mittels eines Messschiebers und eines Aufsatzes, der auf einen Schenkel des Schiebers aufgelegt wird. Abbildung 30 zeigt den Aufsatz. Die Fehlertoleranz des Messschiebers beträgt 0,01 mm.

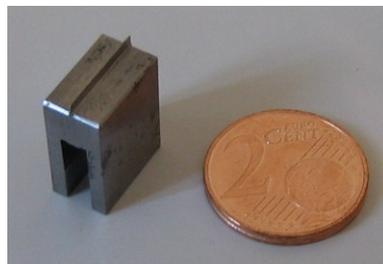


Abbildung 30: Aufsatz für die Messung der Kerbtiefe

In Tabelle 3 sind die Mittelwerte und die Varianzen der Kerbtiefen innerhalb einer Drahtsorte aufgelistet. Berechnet wurden diese Daten mit den entsprechenden Funktionen im Programm Microsoft Excel, nämlich „MITTELWERT()“ und „VARIANZ()“.

Tabelle 3: statistische Beschreibung der Kerbtiefe

Probe	Mittelwert[mm]	Varianz
A	0,3618	0,00084
B	0,3416	0,00078
C	0,3272	0,00049
D	0,334	0,00082

Abbildung 38 bis 41 zeigen die Streuungen der Kerbtiefe für jede Drahtsorte graphisch.

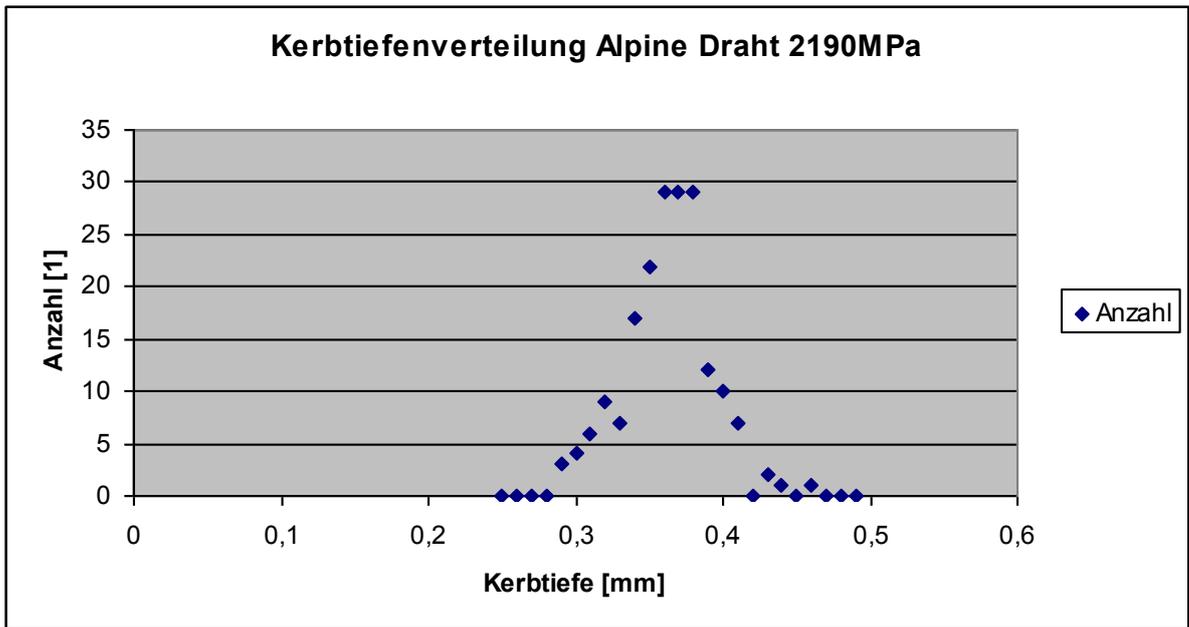


Abbildung 31: Verteilungsfunktion der Kerbtiefen in den Drahtproben A

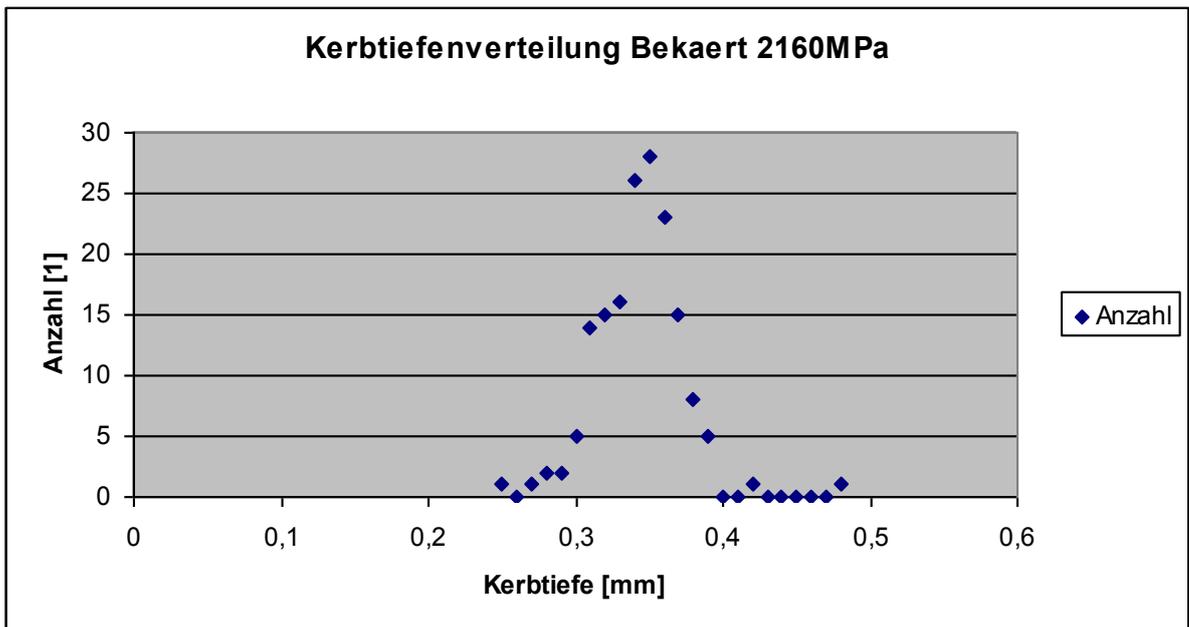


Abbildung 32: Verteilungsfunktion der Kerbtiefen in den Drahtproben B

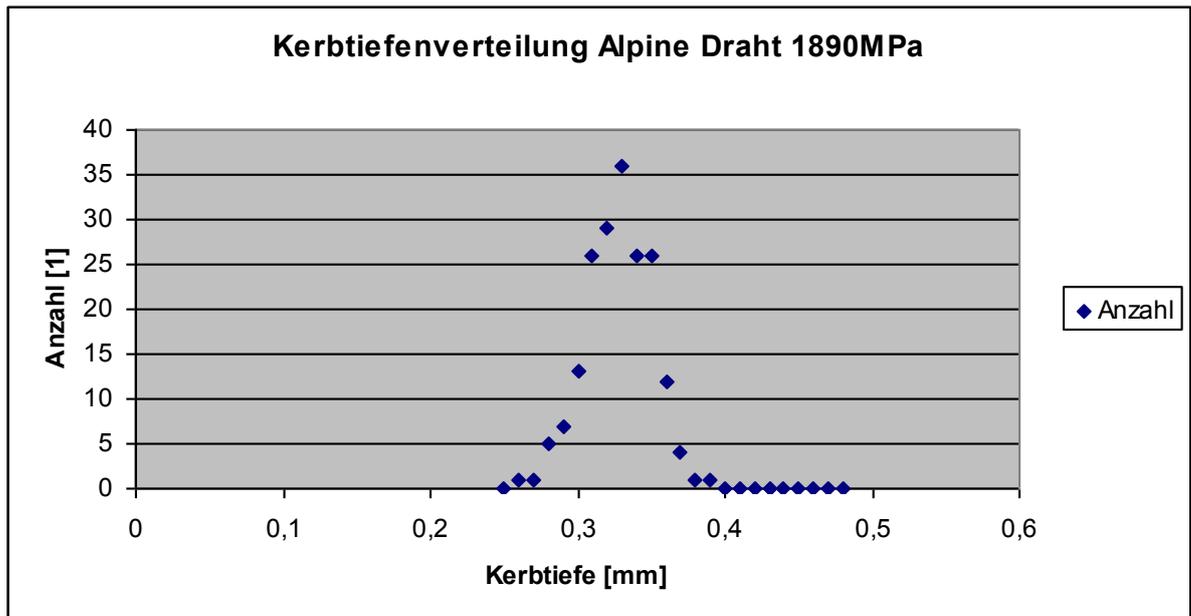


Abbildung 33: Verteilungsfunktion der Kerbtiefen in den Drahtproben C

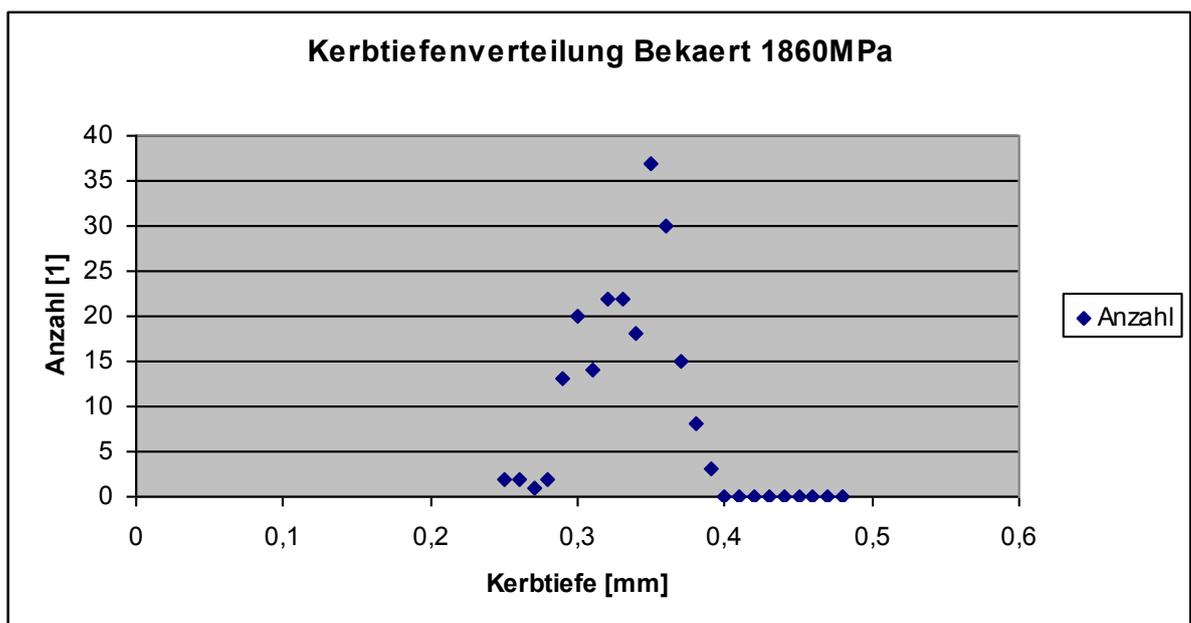


Abbildung 34: Verteilungsfunktion der Kerbtiefen in den Drahtproben D

Die unterschiedlichen Kerbtiefen stellen einen Streueinfluss dar. Um dieser Streuung entgegen zu wirken, wird für jede Wärmebehandlung, die sich in Zeit oder Temperatur unterscheidet, eine Stichprobe im Umfang von sieben Drahtproben zugeteilt. Dabei wird angestrebt, dass der Mittelwert der Kerbtiefe bei allen Probenbündeln annähernd den gleichen Wert hat.

5.5.5 Durchführung Zugversuch

Die gekerbten Drahtzugproben werden bis zum Bruch in einer Zugprüfmaschine des Typs T1-FR050TH.A1k/KAP-TC 50kN von Zwick/Roell belastet. Die Belastung erfolgt dehnungsgesteuert. Die Dehnrate von $0,01 \text{ s}^{-1}$, die die Firma Teufelberger in ihrer Qualitätsprüfung anwendet, wird beibehalten.

5.6 Härteprüfung

Die Härteprüfung ist ein Prüfverfahren zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffs, wobei in diesem bei der Prüfung stets ein dreiachsiger Druckspannungszustand wirkt. Die Vorzüge der Härteprüfung bestehen in der relativ einfachen Probenpräparation und in der Möglichkeit, kleine Bereiche im Werkstück zu prüfen. Daher gestattet sie das Erstellen von Verläufen in Abhängigkeit des Orts. Das Messprinzip besteht in der Bestimmung der Werkstoffreaktion bei Eindringen eines Messkörpers mit definierter Geometrie des Eindringkörpers und definierter Eindringgeschwindigkeit. Aufgrund der bestehenden Verfügbarkeit einer Prüfeinrichtung wird im Rahmen dieser Arbeit die Härteprüfung nach Vickers verwendet. Zum Einsatz kam das EMCOTEST Kleinkrafthärteprüfgerät M1C, das neben der Messeinrichtung auch ein einschwenkbares optisches Abbildungssystem umfasst. Die Abbildung des Härteeindrucks wird auf einem PC-Monitor ausgegeben und dort vermessen. Bei dieser Methode dringt eine regelmäßige vierseitige Diamantpyramide mit dem Flächenwinkel 136° mit einer zuvor gewählten Kraft, gemessen in Newton, ein und hinterlässt einen bleibenden Eindruck. Die Länge der Eindruckdiagonalen d wird gemessen, arithmetisch gemittelt und mit der Eindringkraft, wie Gl. 21 zeigt, in Beziehung gestellt. Dadurch ergibt sich der Härtewert nach Vickers.

$$HV = \frac{F}{A_{\text{Pyramidenmantel}}} = \frac{F}{9,81 \frac{d^2}{2 \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}} \quad (\text{Gl.21})$$

Die Härteprüfung soll darüber Aufschluss geben, ob die Alterung über den gesamten Querschnitt des Drahts gleichmäßig oder lokalisiert auftritt. Um eine gute Ortsauflösung zu erhalten, müssen die Eindrücke möglichst klein sein. Andererseits gewährleisten nur groß abgebildete Eindrücke eine genaue Messung der Härte. Eine möglichst exakte Messung der Härte ist von großer Wichtigkeit, da die zu erwartende maximale Änderung der Härte in einem Größenbereich von zirka zehn Prozent der Ausgangshärte liegt. Diese Annahme

gründet auf der Untersuchung der Zugfestigkeit an wärmebehandelten Drähten von D. B. Park et al. [27]. Die Steigerung der Zugfestigkeit, die in der Regel mit der Härte einigermaßen korreliert, beträgt maximal zirka zwölf Prozent. Die Messung einer eher geringen Änderung erfordert jedoch eine möglichst hohe Genauigkeit und somit große Härteeindrücke. Mit dem Fehlerfortpflanzungsgesetz wird der auftretende Fehler bewertet. [29]

$$HV = \frac{F}{A_{\text{Pyramidenmantel}}} = \frac{F}{k} \frac{1}{d^2} \quad k = 0,1891 \quad (\text{Gl.22})$$

Die erste Ableitung der Gleichung 22 nach der Diagonallänge d ergibt Gl. 23:

$$\frac{\partial HV}{\partial d} = \frac{F}{k} \left(-\frac{2}{d^3} \right) \quad (\text{Gl.23})$$

$$\Delta HV = -\frac{2F}{k} \frac{1}{d^3} \Delta d \quad (\text{Gl.24})$$

Gleichung 24 zeigt die Änderung des Härtevalues bei Änderung des Durchmessers. Bei steigendem Durchmesser d sinkt daher der Fehler ΔHV bei angenommenem Messfehler der Eindruckdiagonalen Δd , der in dieser Arbeit auf $0,3 \mu\text{m}$ geschätzt wird. Die Größe des Eindrucks hängt, neben der Härte, von der Druckkraft des Eindringkörpers ab, die durch eine Zahl nach der Bezeichnung HV in der Einheit Kilopond angegeben wird. So steht HV1 für die Vickershärte bei $9,81 \text{ N}$ Eindringkraft. Die Härteeindrücke bei Einsatz von drei Kilopond (HV3) füllen das Abbildungsfenster des EMCOTEST-Systems bei einer Vergrößerung von etwa 1200-fach weitgehend aus.

Bei HV3 entsteht ein Eindruck von zirka $100 \mu\text{m}$ Größe bei Drähten mit Zugfestigkeiten zwischen 2150 MPa und 2200 MPa , und ein Eindruck von zirka $120 \mu\text{m}$ Größe bei Drähten mit R_m zwischen 1850 MPa und 1900 MPa . Der Fehler ΔHV beträgt hier zirka 3 beziehungsweise zirka 2,5 HV3-Einheiten.

An allen untersuchten Drähten werden Härteprüfungen nach ISO 6507-1:1997 mit drei Kilopond Eindringkraft ($3 \cdot 9,81 \text{ N}$) durchgeführt. Ungefähr 3 cm lange Drahtstücke werden mit einer Zange zugeschnitten. Die Proben werden nach der für sie bestimmten Wärmebehandlung mit der oben beschriebenen Salzsäurelösung entzinkt und mit dem Kalteinbettmittel Varidur 10 von Buehler eingebettet. Dabei wirkt eine Temperatur von maximal $80 \text{ }^\circ \text{C}$ für zirka zehn Minuten auf die Probe ein. Durch Schleifen mit einer CAMEO Scheibe wird zirka die Hälfte des Drahtdurchmessers parallel zur Drahtachse

abgeschliffen. Es entsteht ein Längsschliff des Drahts. Im Anschluss folgt ein Feinschleifen der Probe. Um die Gültigkeit und die Vergleichbarkeit der Härteeindrücke zu gewährleisten, werden bei allen Proben folgende Abstände gewählt. Die Mitte des Härteeindrucks liegt vom Probenrand 350 µm entfernt. Zwischen den Mitten der Härteeindrücke wird ein Abstand von mindestens 500 µm eingehalten.

5.7 Dynamische Differenzkalorimetrie

Untersuchungen mit einem DSC 200 *F3 Maia* sollen Aufklärung darüber bringen, ob und in welchem Temperaturbereich Wärmetönungen im Probenmaterial auftreten. Dafür werden unbehandelte und entzinkte Drahtstücke mit einer Länge von zirka fünf Zentimetern in Eis eingebettet und anschließend mittels einer Diamanttrennscheibe zylinderförmige Scheiben mit einer Höhe von 2,5 mm geschnitten. Das Einbetten der Drahtstücke in Eis verringert einerseits eine ungewollt starke Wärmeeinwirkung und dient andererseits als mechanische Halterung während des Schneidens. Nach der Bestimmung der Masse werden die Stücke in kleine Aluminiumpfannen eingekapselt und einzeln mit einer Referenzprobe, die aus einer leeren Aluminiumpfanne gleicher Größe besteht, in einem Differenzialkalorimeter einem Temperaturprogramm unterzogen. Das Programm NETZSCH-TA4_5 misst die auftretenden Wärmeströme und speichert diese. Mit NETZSCH Proteus Analysis werden die Daten für die Interpretierung aufbereitet.

Die Heizraten betragen 25 Kmin⁻¹ beziehungsweise 30 Kmin⁻¹. Nach den Heizläufen wird das Heizprogramm wiederholt. Da im ersten Lauf die irreversiblen Prozesse, hier wohl das Anlagern der Kohlenstoffatome an die Versetzungen in der Ferritphase, umgesetzt wurden, verursachen beim zweiten Lauf nur mehr die reversiblen Prozesse, nämlich die Wärmekapazität des Drahts, einen Wärmestrom zwischen Referenz und Probe.

5.8 Metallographische Präparation und Gefügeentwicklung

Drähte, die ein Kerbzugfestigkeitsmaximum zeigen, werden metallographisch untersucht. Zweieinhalb Zentimeter lange Drahtproben werden mit einer Zange zugeschnitten und einer bestimmten Wärmebehandlung unterzogen. Nach dem Entzinken mit der in Abschnitt 5.5.3 beschriebenen Lösung werden die Drahtproben im Kalteinbettmittel Varidur 10 gefasst und bis annähernd zur Drahtmitte mit einer CAMEO 120 Schleifscheibe bei 3,5 bar Druck abgeschliffen. Das in Tabelle 4 beschriebene Schleif- und Polierprogramm erzeugt einen planen Schliff, der eine lichtmikroskopische Untersuchung ermöglichen soll.

Tabelle 4: Schleif- und Polierprogramm:

Schleifscheibe	Entspricht Körnung	Schleifdauer [min]	Schleifdruck [bar]	Geschwindigkeit [U/min]
CAMEO blau	120-180	2	2,5	225
CAMEO grün	220-320	2	2,2	225
CAMEO gelb	600	2	2,1	225
CAMEO rot	1000-1200	2	2,1	225
Diamantpaste	6µm	8	2	300
Diamantpaste	1µm	4	2	300

Nach dem Polieren folgt eine chemische Ätzung mit einer für Kohlenstoffstähle üblichen fünfprozentigen alkoholischen Nitallösung (HNO_3). Während der Ätzung, die bei Raumtemperatur zehn Sekunden dauert, wird die Probe etwas bewegt, um eine gleichmäßige Ätzung zu erreichen. Eine Spülung mit Isopropanol bricht den Ätzvorgang ab, und die Probe wird in Warmluft getrocknet. Eine Untersuchung hinsichtlich morphologischer Auffälligkeiten erfolgt mit einem Leica Microsystem Lichtmikroskop bei fünfzigfacher und tausendfacher Vergrößerung.

6 Ergebnisse und Diskussion

6.1 Härteprüfung

Die Abbildungen 35 bis 38 zeigen die Messergebnisse der Kleinlasthärteprüfung. Die Punkte in den Diagrammen stellen den arithmetischen Mittelwert von jeweils zehn HV3 Messungen dar. Die Abszisse beschreibt den Ort, an dem die Härte gemessen wurde. Position 2 entspricht der Drahtachse, also der Mitte des Längsschliffs. Position 1 und 3 weisen einen Abstand von 350 μm zwischen der Mitte des Eindrucks und dem linken beziehungsweise rechten Rand des Drahts auf. Die Ordinate beschreibt den Härtewert. Die Legende gibt die Temperzeit in Minuten an. Die Temperatur der Wärmebehandlung, der die Proben ausgesetzt wurden, beträgt 120 °C.

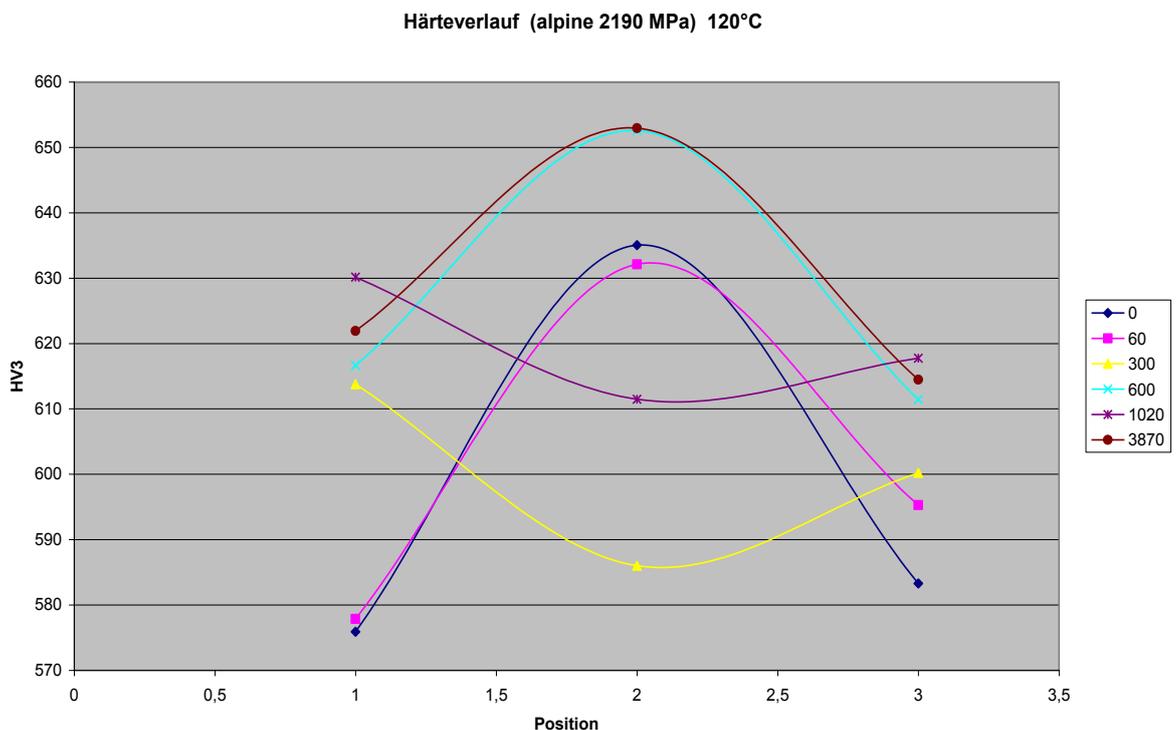


Abbildung 35: Härteverlauf entlang dem Drahtdurchmesser nach einer Wärmebehandlung bei 120°C, Probe A

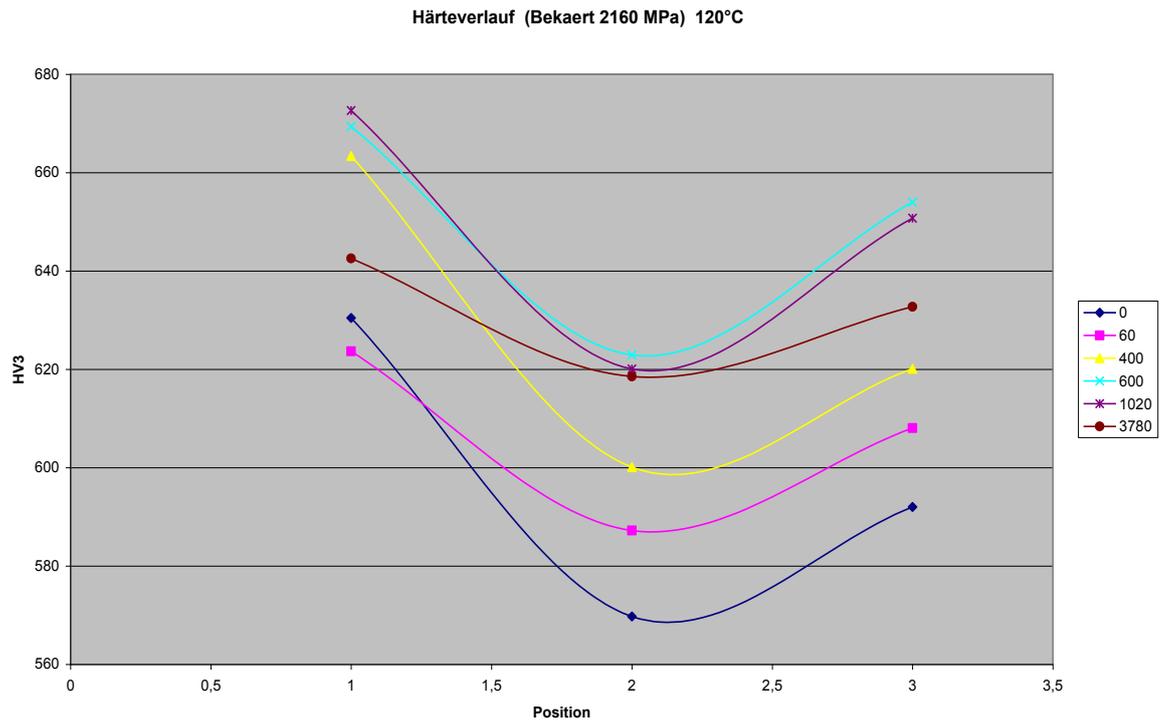


Abbildung 36: Härteverlauf entlang dem Drahtdurchmesser nach einer Wärmebehandlung bei 120°C, Probe B

In Abbildung 36 ist die Härte in der Drahtachse geringer als am Rand des Drahts. Die Härte ist in Abbildung 37 in der Drahtachse größer als am Rand des Drahts. Eine annähernd gleichmäßige Verteilung der Härte liegt in Abbildung 38 vor.

In Abbildung 35 besteht in Abhängigkeit von der Temperzeit ein Härtemaximum am Rand des Drahts oder in der Drahtachse.

Die Härte ist also nicht gleichmäßig über den Drahtquerschnitt verteilt.

Die Härteverläufe ändern sich wahrscheinlich entlang der Drahtachse.

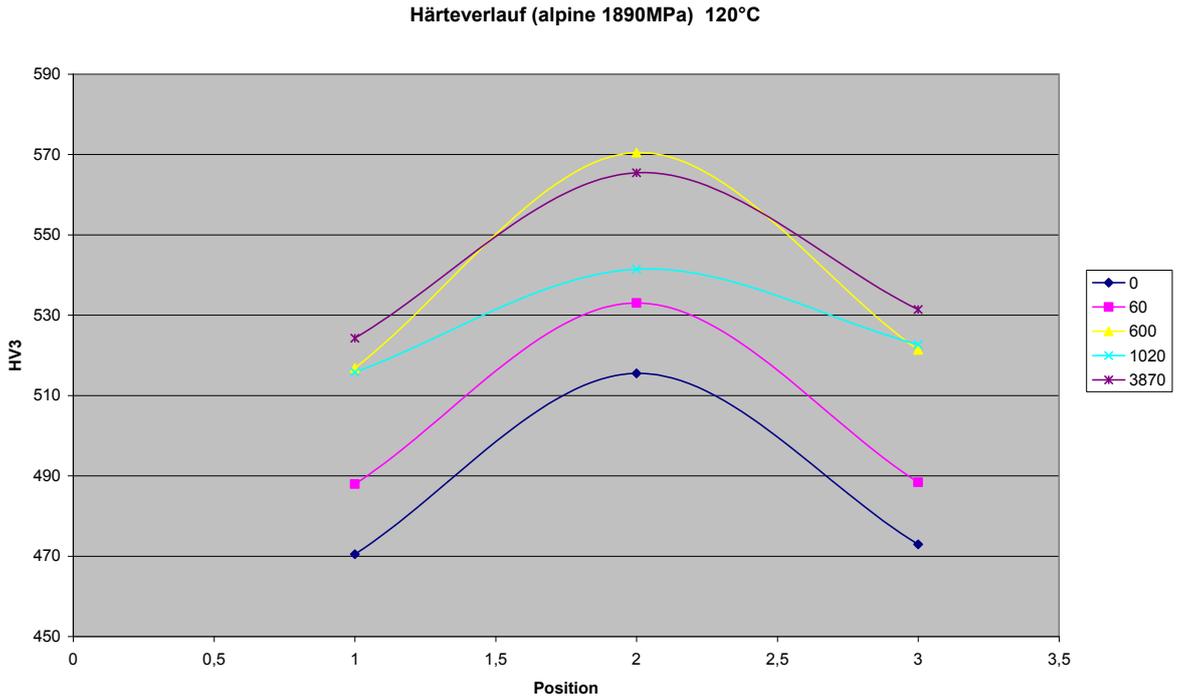


Abbildung 37: Härteverlauf entlang dem Drahtdurchmesser nach einer Wärmebehandlung bei 120°C, Probe C

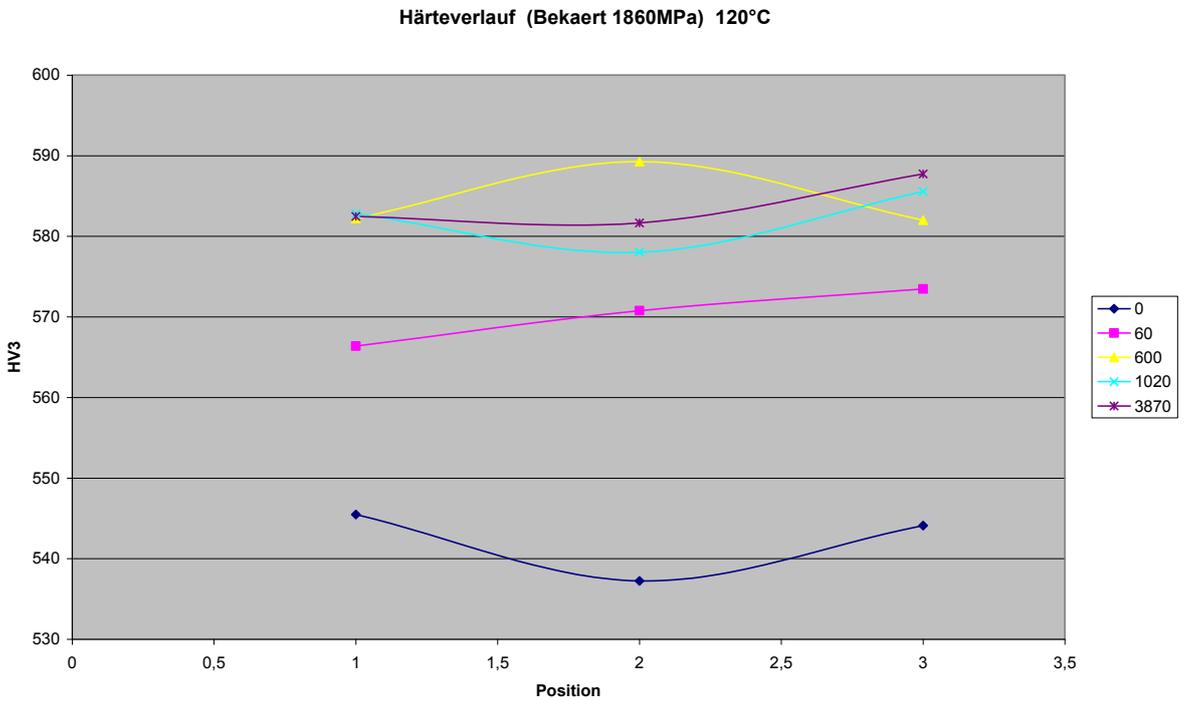


Abbildung 38: Härteverlauf entlang dem Drahtdurchmesser nach einer Wärmebehandlung bei 120°C, Probe D

6.2 Kerbzugversuch

Die Abbildungen 39 und 40 zeigen exemplarisch technische Spannungs-Dehnungsdiagramme einer Stichprobe von mehreren Drähten, die nach einer bestimmten Wärmebehandlung geprüft wurden. Die Aufzeichnung der Zugkraft startet bei 180 MPa und endet bei Bruch der Kerbzugprobe. Die Kerbbruchdehnung A wird bestimmt durch Subtraktion des elastischen Dehnungsanteils von der gemessenen gesamten Dehnung. Der elastische Dehnungsanteil ergibt sich aus dem Quotienten von Bruchspannung und Elastizitätsmodul E , der im Spannungsbereich zwischen 300 und 600 N/mm² berechnet wird.

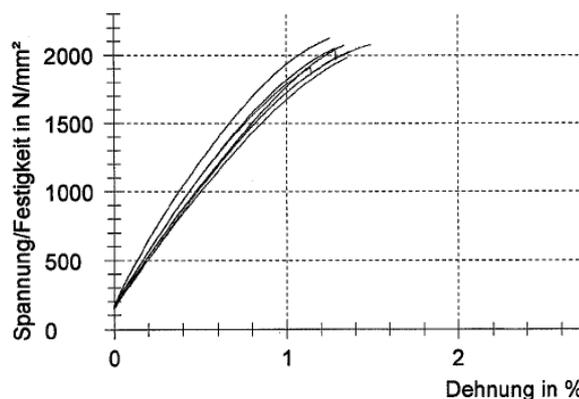


Abbildung 39: Spannungs-Dehnungsdiagramm mehrerer Kerbzugproben
Probe A unbehandelt

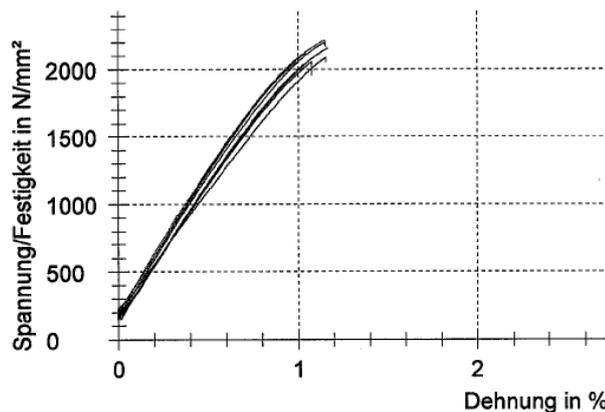


Abbildung 40: Spannungs-Dehnungsdiagramm mehrerer Kerbzugproben
Probe A, 120 Minuten lang wärmebehandelt bei 120 °C

Die Kerbzugfestigkeit R_{Km} ergibt sich aus dem Quotienten aus Maximalkraft F_b und der Differenz von der Kreisquerschnittsfläche des Drahts und dem heraus gefrästen Kreissegment, wie Gleichung 25 zeigt. Gleichung 26 gibt die Fläche des Kreissegments in Abhängigkeit der Kerbtiefe h und dem Drahradius r , der den Betrag von zirka 1,4 mm hat.

$$R_{Km} = \frac{F_b}{A_{Kreis} - A_{Segment}} \quad (Gl.25)$$

$$A_{Segment} = r^2 \arccos\left(1 - \frac{h}{r}\right) - \sqrt{2rh - h^2} (r - h) \quad (\text{Gl.26})$$

Microsoft Excel berechnet mit den gemessenen Daten F_b , h und r die Kerbzugfestigkeiten und mittelt diese für jede Wärmebehandlung arithmetisch.

Die Abbildungen 41 bis 44 zeigen den Mittelwert der Kerbzugfestigkeit, die maximale Kerbzugfestigkeit und die minimale Kerbzugfestigkeit für jede Temperzeit bei einer Tempertemperatur von 120 °C.

Bei einer Übersicht der Messdaten geht hervor, dass das Drahtmaterial eine deutliche Reaktion auf die Wärmebehandlungen zeigt. Die Kerbzugfestigkeiten steigen in den ersten 140 Minuten bei allen Drahtsorten an. Beinahe alle Mittelwerte liegen über dem Mittelwert der Kerbzugfestigkeit der unbehandelten Proben. Das Auffinden eines Maximums im Verlauf der Kerbzugfestigkeit wird durch den Umstand erschwert, dass selbst die Mittelwerte einer Streuung unterliegen. Die Schwankungen der Mittelwerte sind nicht zu vergleichen mit den Spannungsschwankungen, die in der Lüdersdehnung auftreten.

Die Streuung der Kerbzugfestigkeit kann folgende Gründe haben:

Die Kleinlasthärteprüfung zeigt, dass die Festigkeit nicht gleichmäßig über den Querschnitt verteilt ist, wobei angenommen wird, dass die mittlere Festigkeit entlang der Drahtachse konstant bleibt. Die Kerbung entfernt einen Teil des Volumens und verändert dadurch auch die mechanischen Eigenschaften. Fällt der örtliche Verlauf der Härte in Richtung Drahttrand ab, so fehlt dem Querschnitt ein Bereich mit niedrigerer Festigkeit. Das verbleibende Volumen um den Kerb hat nun eine höhere mittlere Festigkeit als das gesamte Querschnittsvolumen vor der Kerbung. Bei einem Anstieg der Härte in Richtung Drahttrand fehlt ein Bereich mit hoher Festigkeit infolge des Abtrags bei der Fräsung. Die Festigkeit des Volumens um den Kerb liegt unter dem Durchschnitt des gesamten ungefrästen Volumens. Diese veränderte Restfestigkeit beeinflusst die Kerbzugfestigkeit. Die Streuung der Tiefe stellt einen bedeutenden Einfluss auf die Kerbzugfestigkeit dar. Je tiefer der Kerb, desto höher sind die sekundären Zugspannungen am Kerbgrund durch das Biegemoment.

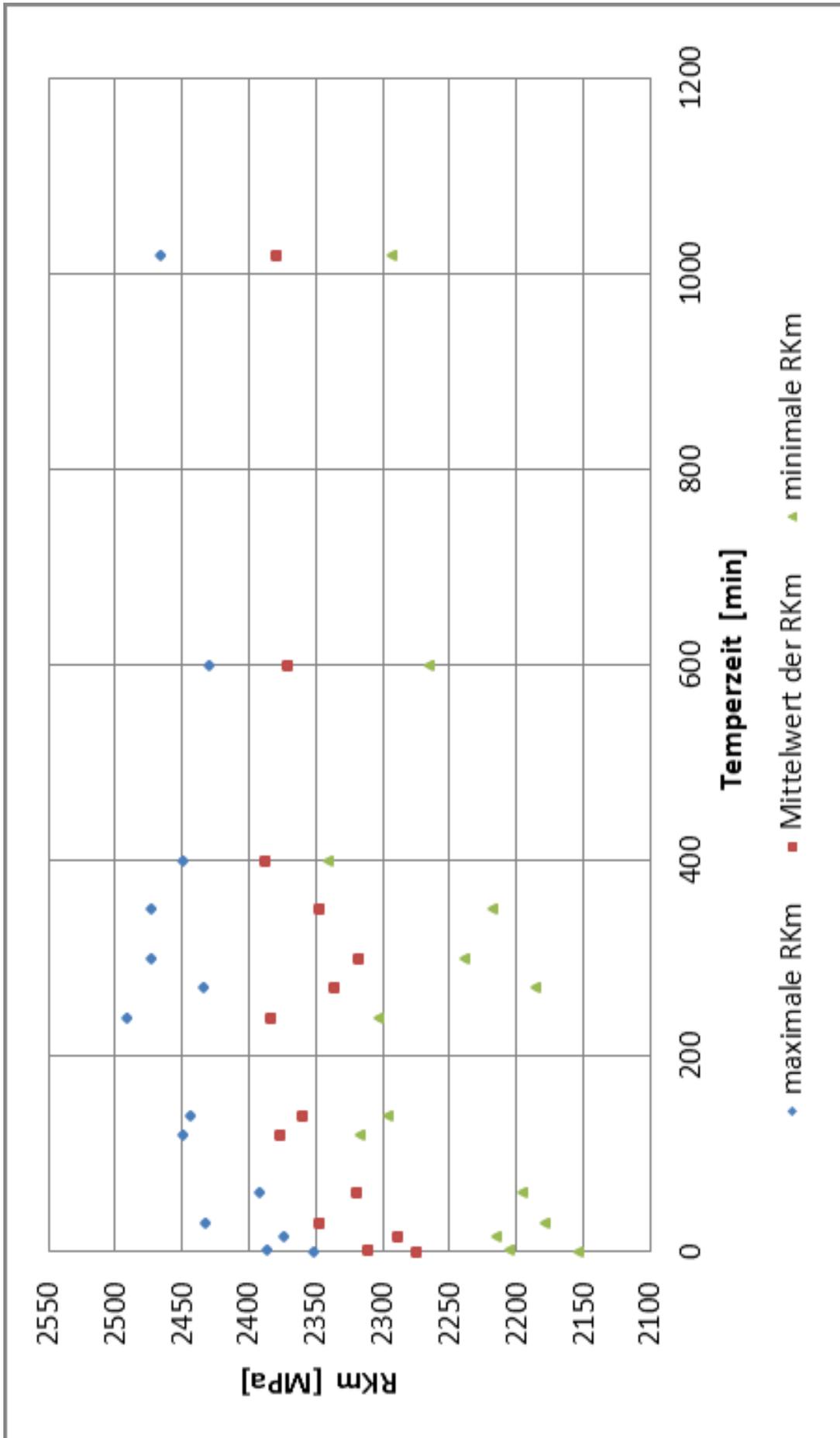


Abbildung 41: Kerbzugfestigkeit R_{Km} in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe A Wärmebehandlung bei 120°C

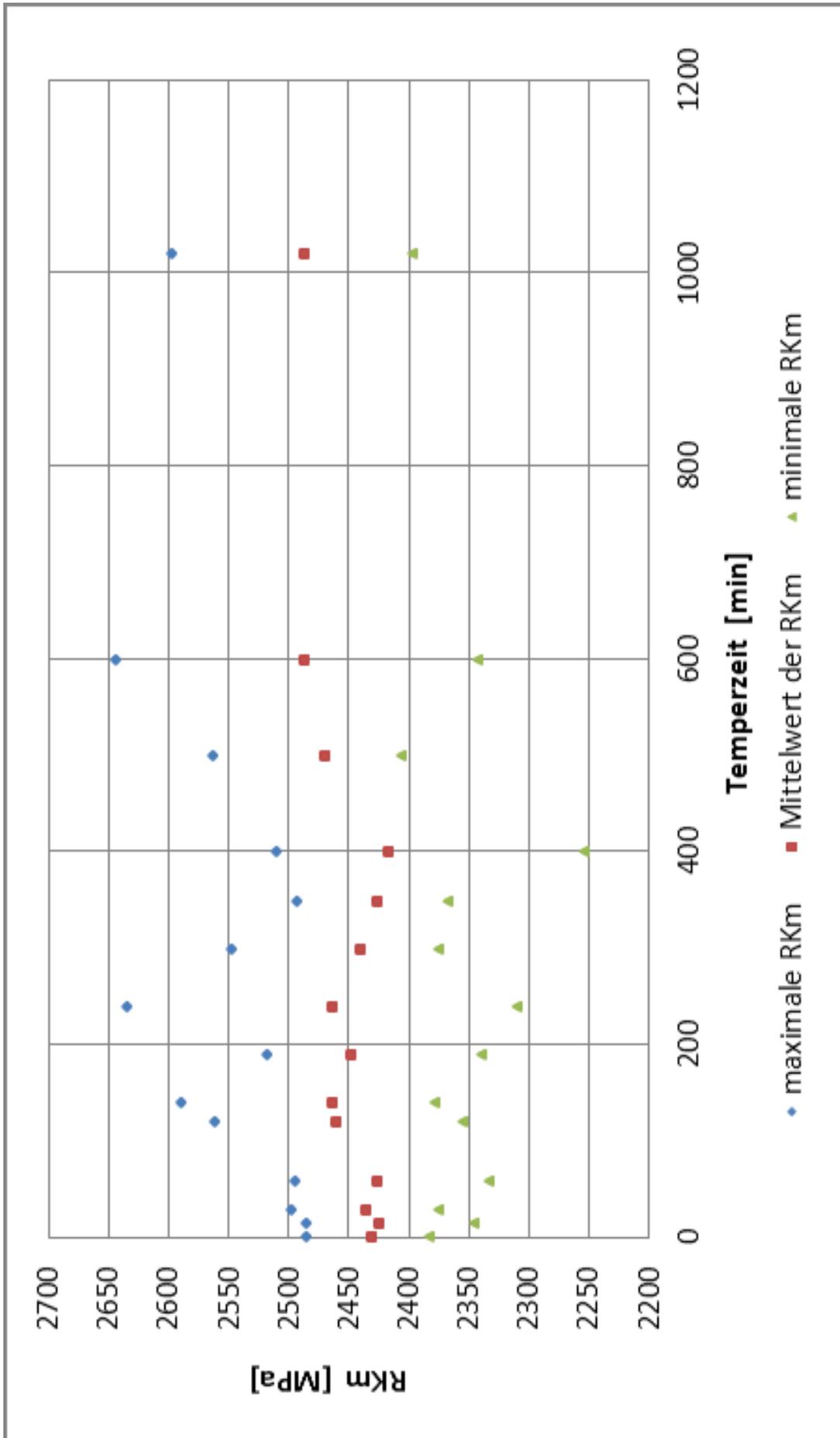


Abbildung 42: Kerbzugfestigkeit R_{Km} in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe B Wärmebehandlung bei 120°C

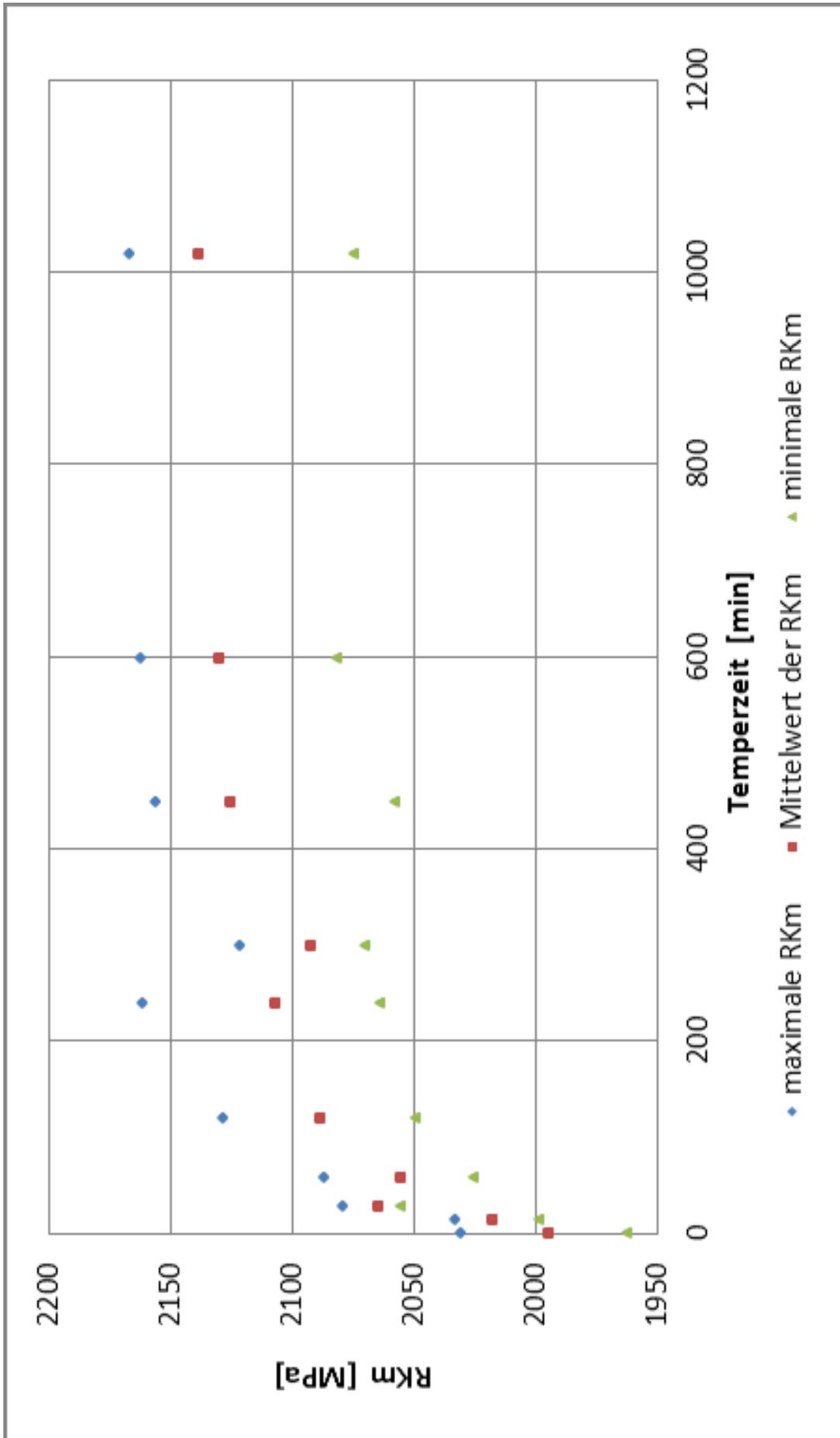


Abbildung 43: Kerbzugfestigkeit R_{K_m} in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe C Wärmebehandlung bei 120°C

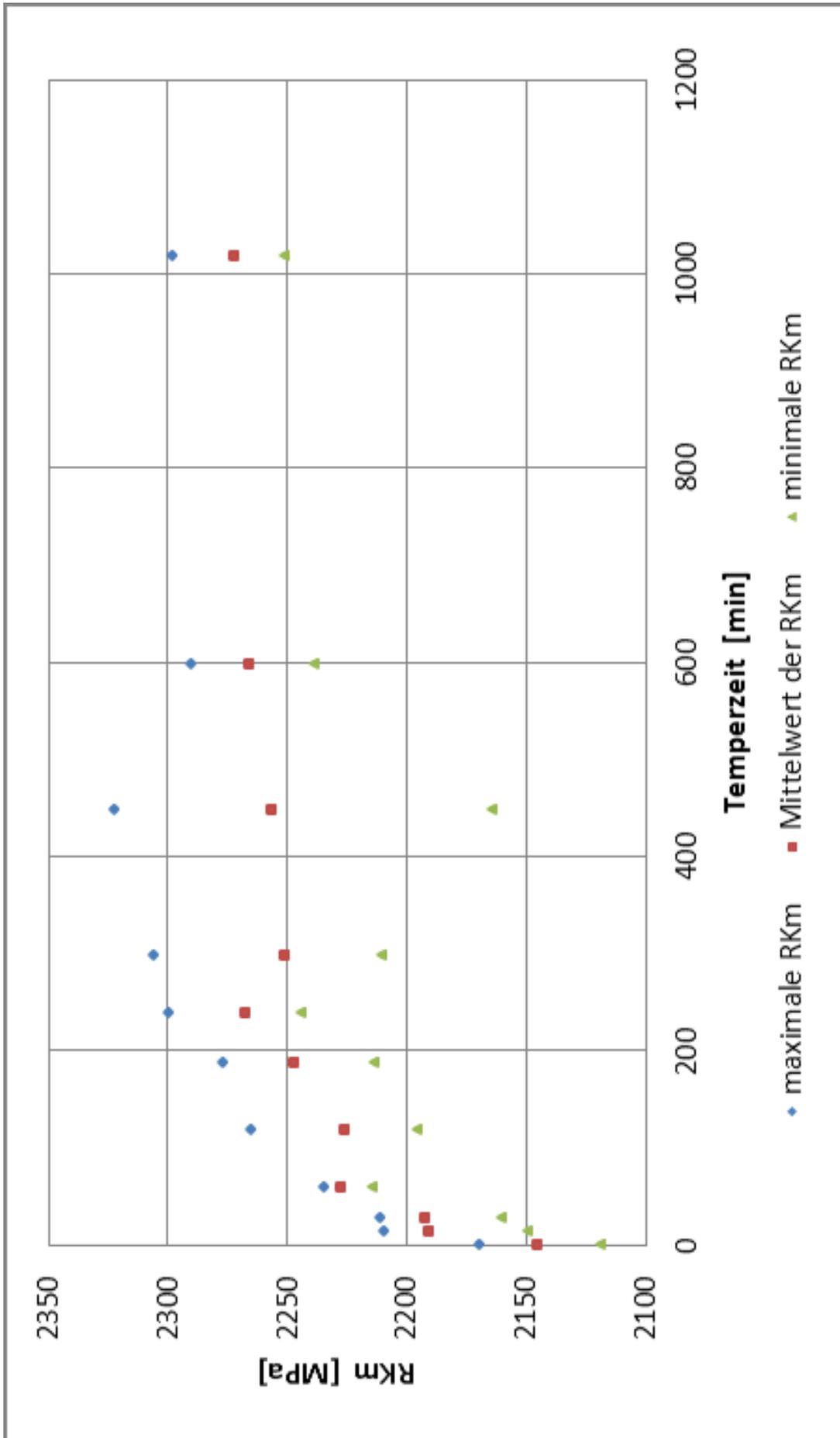


Abbildung 44: Kerbzugfestigkeit R_{K_m} in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe D Wärmebehandlung bei 120°C

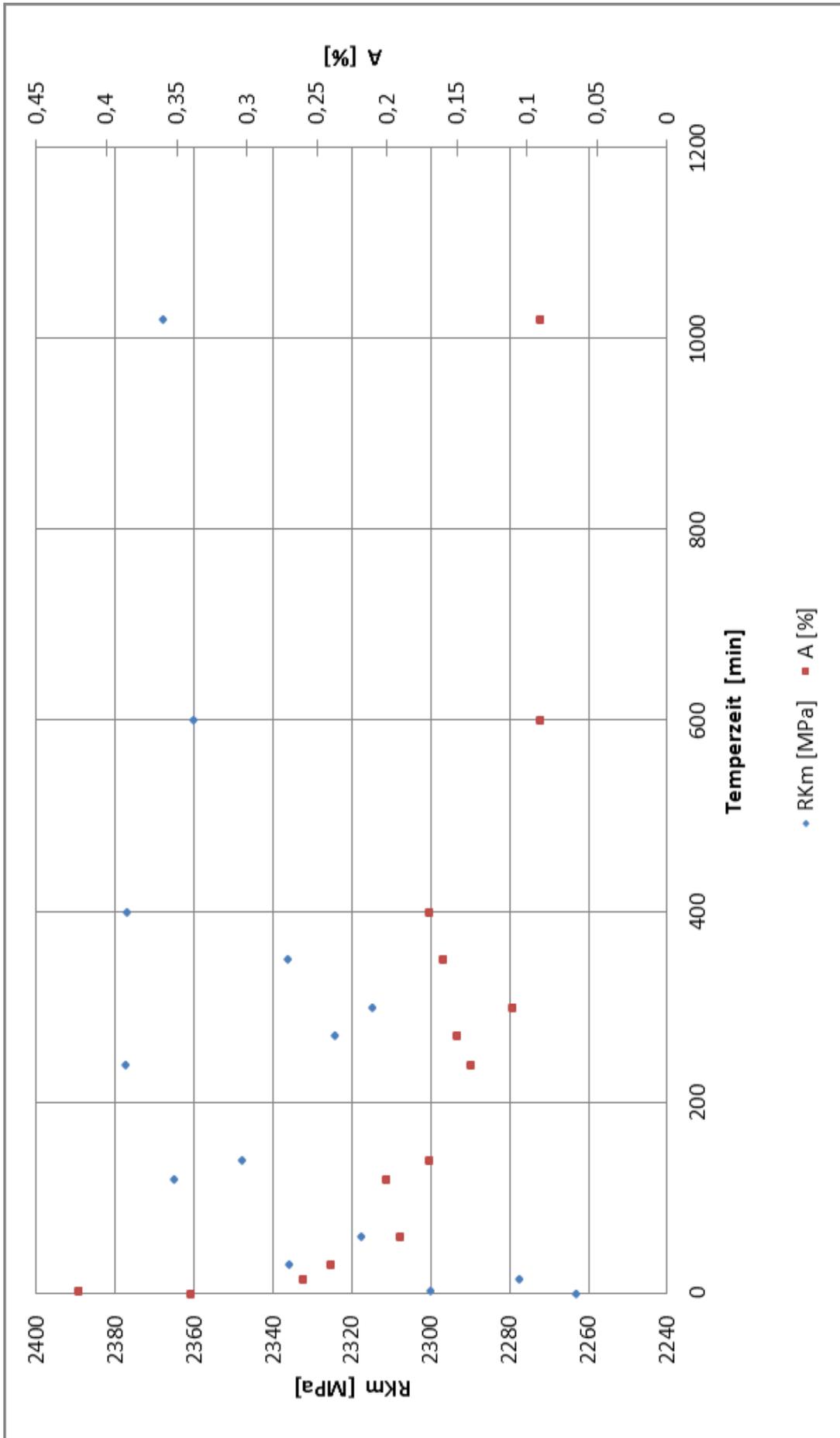


Abbildung 45: Verlauf der mittleren Kerbzugfestigkeit R_{K_m} und der mittleren Bruchdehnung A in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe A Wärmebehandlung bei 120°C

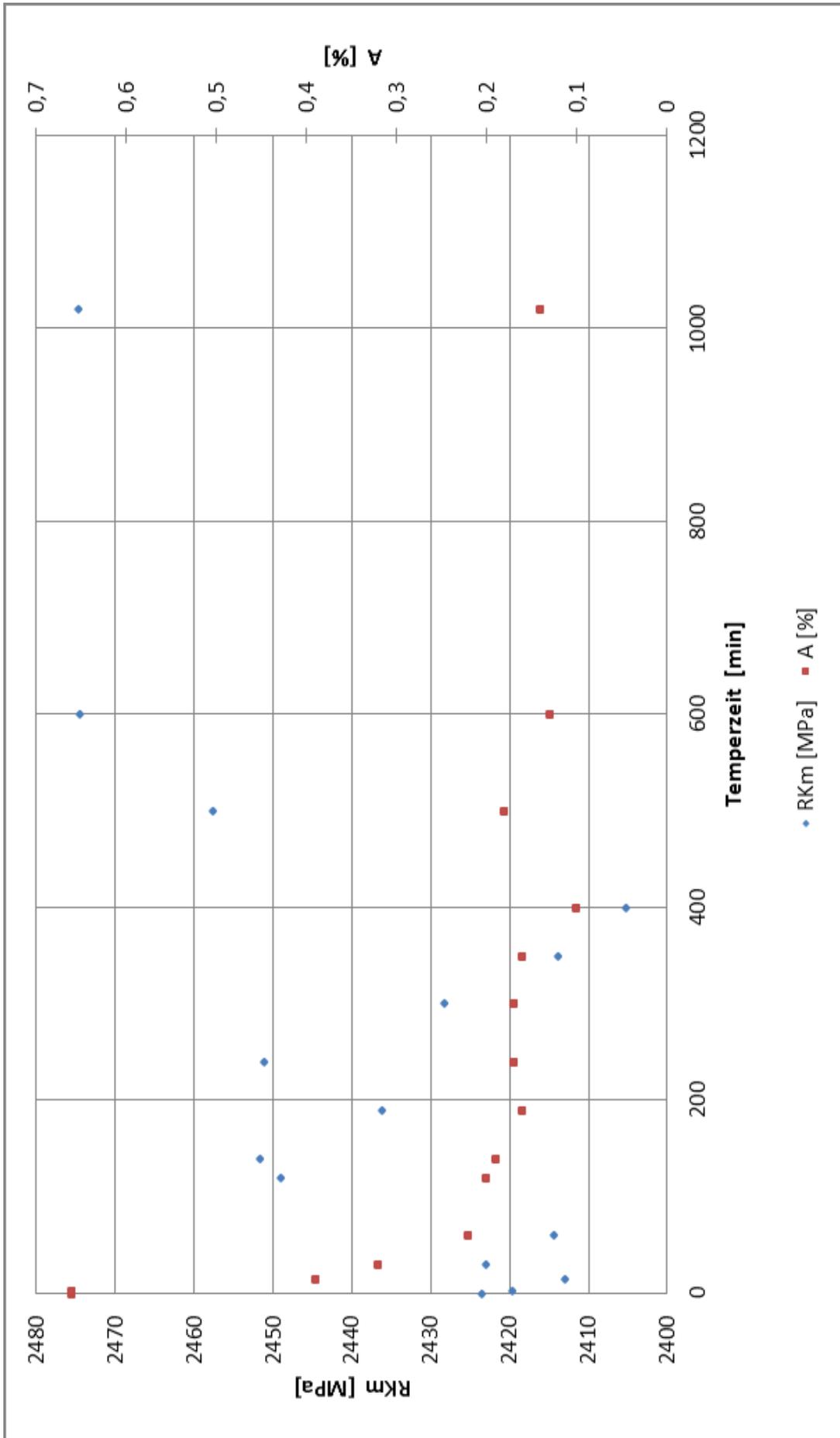


Abbildung 46: Verlauf der mittleren Kerbzugfestigkeit R_{K_m} und der mittleren Bruchdehnung A in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe B Wärmebehandlung bei 120°C

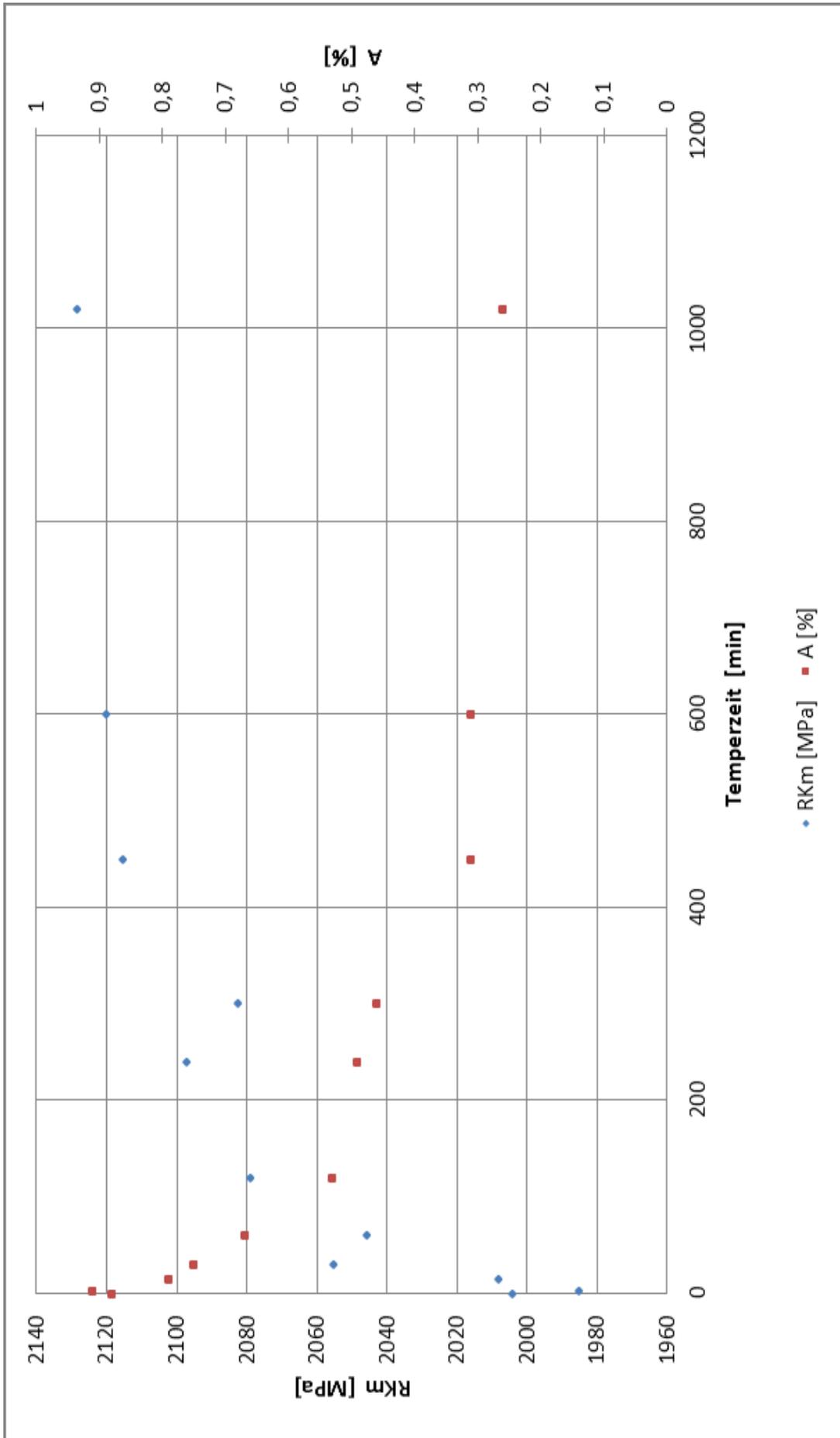


Abbildung 47: Verlauf der mittleren Kerbzugfestigkeit R_{K_m} und der mittleren Bruchdehnung A in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe C Wärmebehandlung bei 120°C

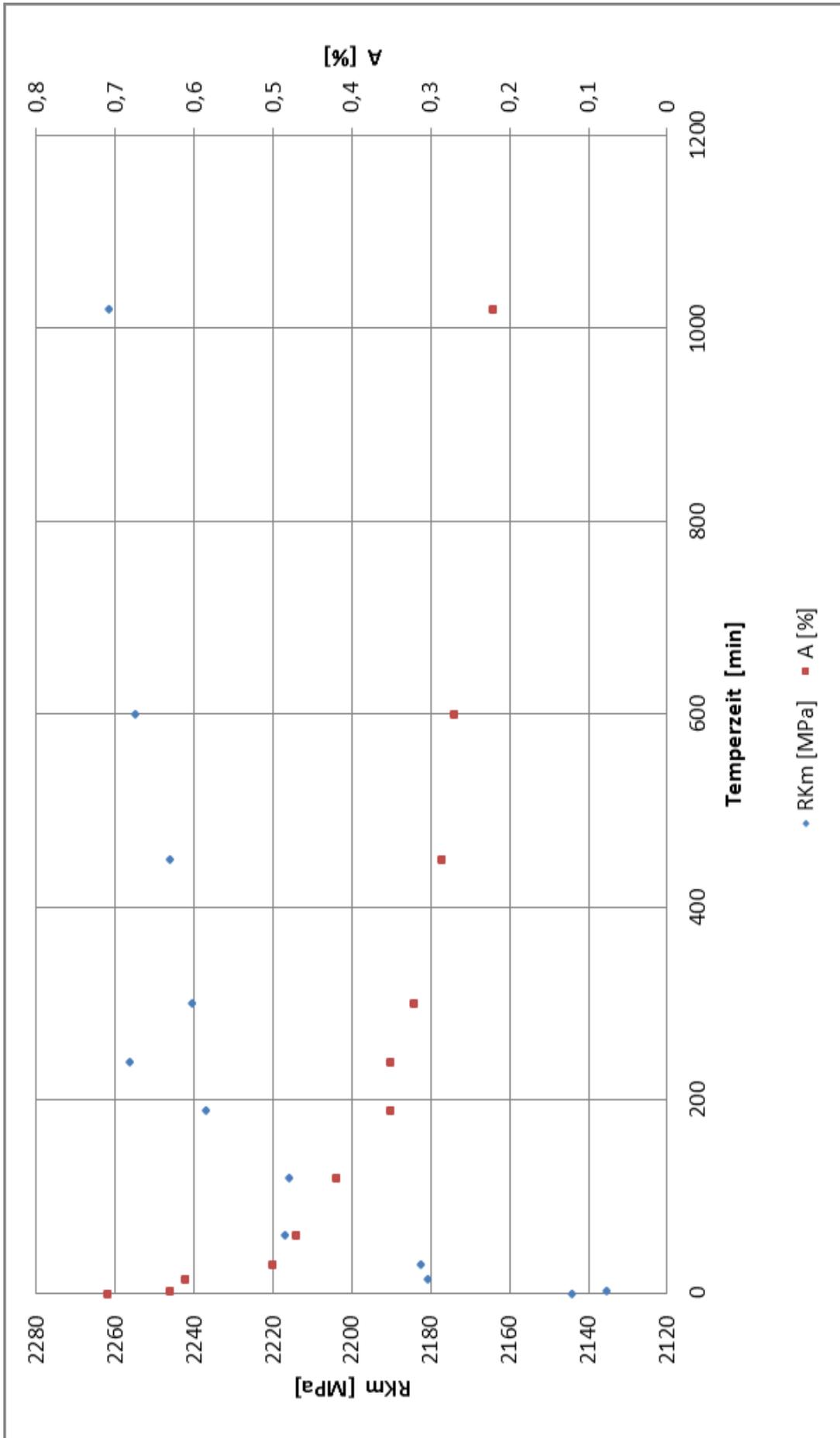


Abbildung 48: Verlauf der mittleren Kerbzugfestigkeit R_{K_m} und der mittleren Bruchdehnung A in Abhängigkeit von der Zeit bei Probe D Wärmebehandlung bei 120°C

Um die Mittelwerte besser interpretieren zu können, sind in den Abbildungen 45 bis 48 nur die Mittelwerte der Kerbzugfestigkeiten der Daten eingezeichnet. Des Weiteren findet man auch die verbundene Bruchdehnung.

Trotz der Streuung der Mittelwerte kann man ein Maximum der Kerbzugfestigkeit und somit eine geeignete Definition für die Grenze hinsichtlich Alterung erkennen. Ein Maximum scheint bei Probe B im Bereich zwischen 120 und 240 Minuten Temperzeit aufzutreten. Nach einem Anstieg der Kerbzugfestigkeit von 2420 MPa auf 2450 MPa, fällt diese wieder auf 2405 MPa bei einer Temperzeit von 400 min ab. Bei längeren Temperzeiten steigt die Kerbzugfestigkeit jedoch wieder an. Die Kerbzugfestigkeit beträgt nach 600 min 2474 MPa.

Bei Probe A tritt ein Maximum mit 2377 MPa nach 240 min Temperzeit auf. Die Kerbzugfestigkeit sinkt dann bis 300 min auf 2315 MPa ab und steigt bis 400 min Temperzeit auf 2376 MPa an.

Die Bildung von Karbiden könnte der Grund für den neuerlichen Anstieg der Kerbzugfestigkeit bei den Proben A und B sein.

Bei Probe C und D steigt die Kerbzugfestigkeit stetig an und ändert sich nach 600 Minuten kaum.

Die Mittelwerte der Kerbbruchdehnungen scheinen alle einem exponentiell abfallenden Kurvenverlauf zu folgen und erreichen einen Plateauwert. Der Abfall der Bruchdehnung läuft bei Probe B am schnellsten ab.

Um die Entwicklungen der Kerbzugfestigkeiten näher zu beleuchten, zeigt die Abbildung 49 die normierten Kerbzugfestigkeiten. Die Mittelwerte der Kerbzugfestigkeiten R_{K_m} der einzelnen Wärmebehandlungen werden auf den Mittelwert der Kerbzugfestigkeit der unbehandelten Proben $R_{K_{m0}}$ bezogen. Dies gewährt eine bessere Vergleichbarkeit. Die Verläufe der normierten Kerbzugfestigkeiten werden im Programm Microsoft Excel mit einem Polynom der vierten Reihenfolge angenähert und die jeweiligen Bestimmtheitsmaße berechnet. Das Bestimmtheitsmaß beträgt für die Probe A $R^2=0.7106$, für die Probe B $R^2=0.6638$, für die Probe C $R^2=0.9464$ und für die Probe D $R^2=0.9409$.

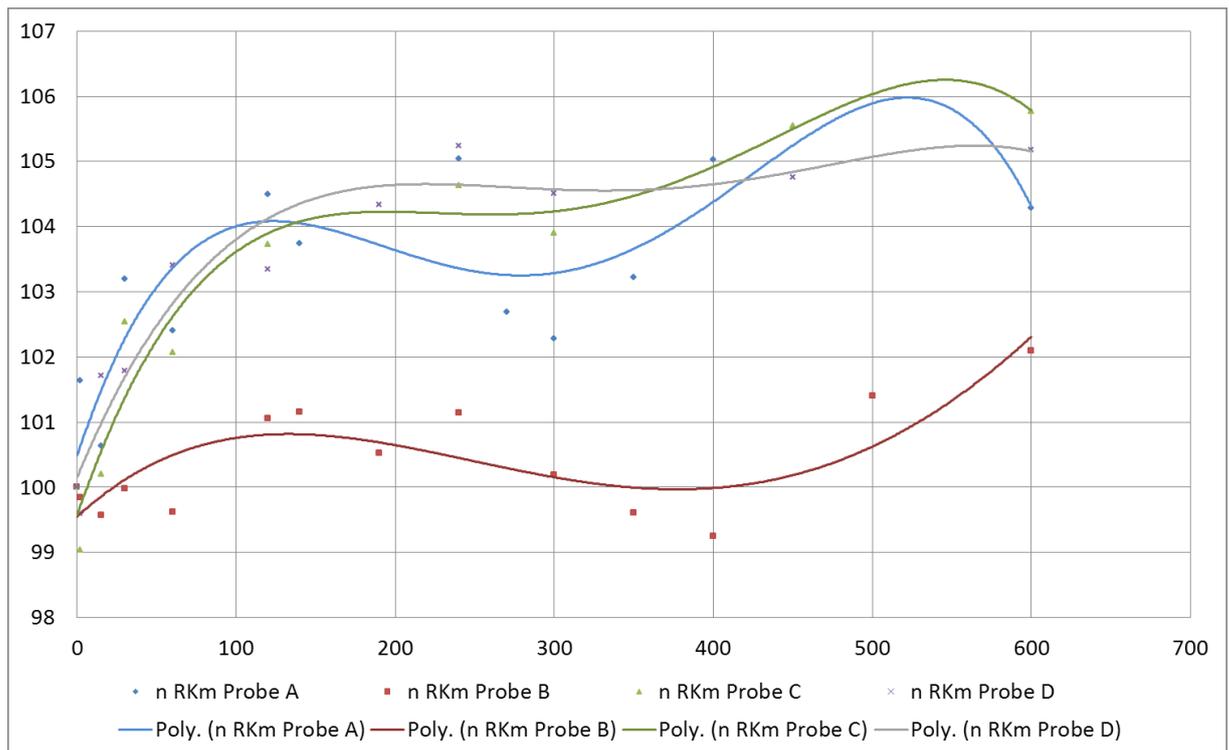


Abbildung 49: normierte Kerbzugfestigkeit $n_{R_{K_m}}$ in Abhängigkeit von der Zeit t [min] für Proben A, B, C und D, Wärmebehandlung bei 120 °C, Annäherung mit Polynom der 4. Reihenfolge

Der Verlauf der Polynome untermauert die Interpretation, dass bei den Probe A und B zwischen 120 und 240 Minuten Temperzeit ein Maximum in der Kerbzugfestigkeit besteht. Ein solches Verhalten ist bei den Drähten niedrigerer Nennzugfestigkeit nicht zu erkennen.

6.3 DSC Messung

Abbildung 50 und Abbildung 51 zeigen jeweils die beiden Wärmestromkurven, die an den Drahtproben im Temperaturbereich von 25 bis 275 °C gemessen wurden. Die unteren Kurven beschreiben den Wärmestrom von der Reverenz zur Probe im ersten Aufheizlauf. Hier führen reversible und irreversible thermische Effekte zu diesen Wärmeflüssen. Die irreversiblen Effekte werden in Verbindung mit der Alterung gebracht. Es wird angenommen, dass nach dem ersten Lauf keine irreversiblen Abläufe stattfinden. Die höher liegenden Kurven beschreiben den Wärmefluss im zweiten Aufheizlauf. Hier finden nur mehr die reversiblen Effekte statt. Der Wärmestrom während der Abkühlung wurde nicht aufgezeichnet. Die senkrecht eingezeichneten Linien kennzeichnen den Unterschied zwischen den Wärmeflüssen, wodurch ein Maximum im Wärmestrom interpretierbar wird. In den Diagrammen ist der Wärmefluss bei 200 und bei 220 °C am größten. In dieser

Arbeit wird angenommen, dass die gemessenen Maxima durch den gleichen thermisch aktivierten Vorgang verursacht werden, der das erste Maximum im Wärmestrom in den DSC Messungen von D. B. Park et al. hervorruft. Park berechnete über den Kissinger Plot eine Aktivierungsenergie von 80,0 kJ/mol. [27] Diese Aktivierungsenergie wird zur Erstellung einer Versprödungskurve herangezogen.

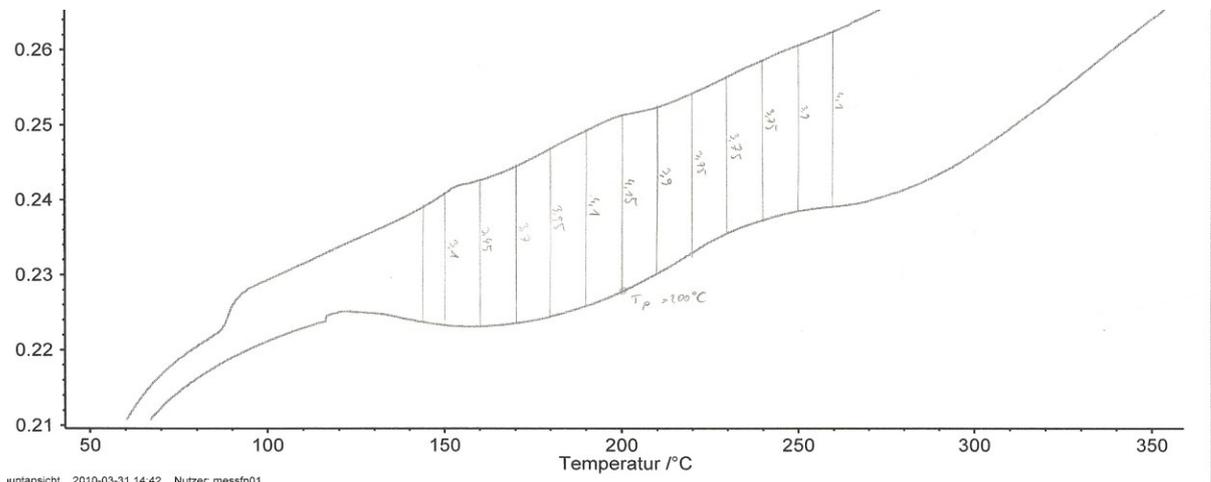


Abbildung 50: Zwei DSC-Messungen an der selben Probe B Aufheizrate 25 K/min

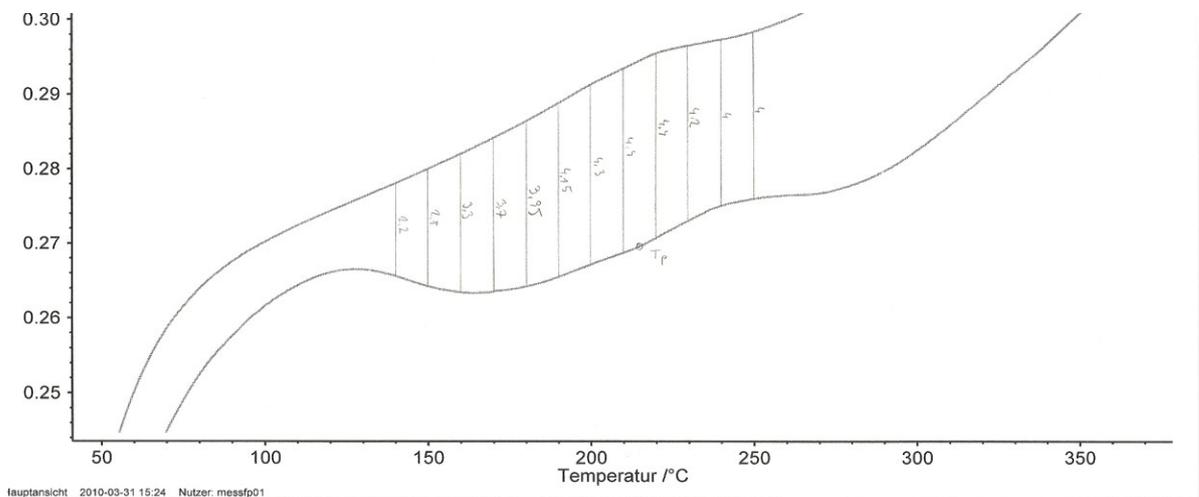


Abbildung 51: Zwei DSC-Messungen an der selben Probe B Aufheizrate 30 K/min

Aufgrund der Gleichung 4 und der angenommenen Aktivierungsenergie von 80 kJ/mol wird eine Grenzkurve berechnet. Diese Grenzkurve soll zeigen wie lang ein Draht einer Wärmeeinwirkung ausgesetzt werden kann. Diese Zeitdauer ist eine Funktion der Temperatur.

Das Separieren der Gleichung 4 ergibt die Gleichung 27.

$$\frac{1}{1-\alpha} \partial\alpha = A \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \partial t \quad (\text{Gl. 27})$$

Die Aktivierungsenergie E , der präexponentielle Faktor A und die Temperatur sind von der Zeit unabhängig. Die Integration ergibt Gleichung 28. [32] Als Anfangsbedingung wird in dieser Arbeit angenommen, dass zu Beginn der Wärmebehandlung noch keine Reaktionen umgesetzt wurden, das heißt der Reaktionsumsatzgrad α gleicht null.

$$-\ln(1 - \alpha) = A \exp\left(-\frac{E}{RT}\right)t \quad (\text{Gl.28})$$

In dieser Arbeit wird angenommen, dass der Umsatz α mit der Versprödung verbunden ist.[33] Um nun für weitere Temperaturen T_x die Zeit bis zur Versprödung t_x zu berechnen muss eine Zeit t mit einer Temperatur T , bei der Versprödung eintritt, bekannt sein.

$$\exp\left(-\frac{E}{R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_x}\right)\right)t = t_x \quad (\text{Gl.29})$$

Das Kerbzugfestigkeitsmaximum besteht bei Probe B nach einer Zeit t von zirka 240 Minuten bei einer Temperatur T von 120 °C. Werden diese Werte für die Zeit t beziehungsweise für die Temperatur T eingesetzt, ergibt sich die Grenzkurve in Abbildung 52.

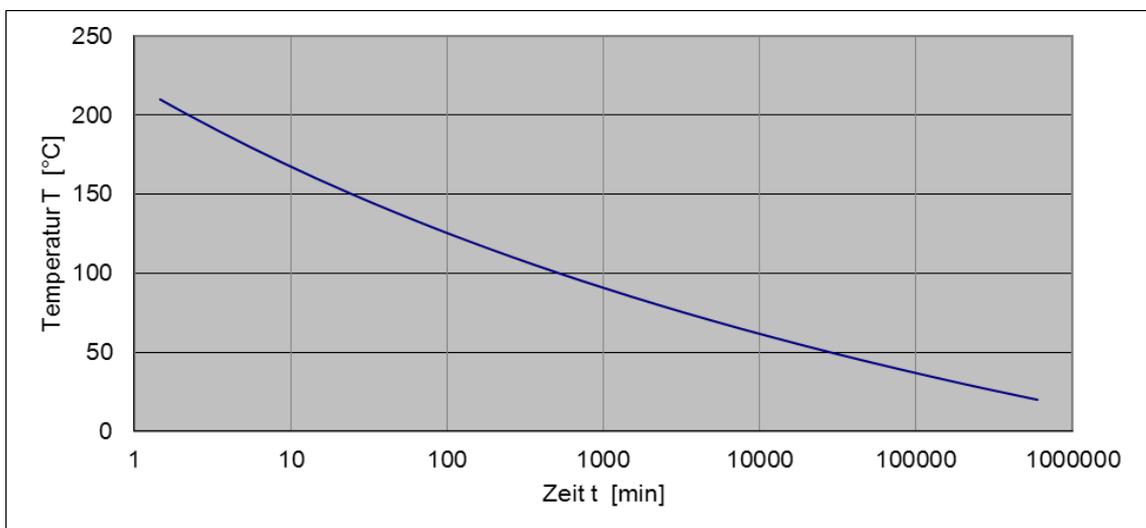


Abbildung 52: mit Gleichung 29 berechnete Grenzkurve

6.4 Mikrostruktur

In Abbildung 53 bis 60 sind die Hellfeldaufnahmen der mit Nital geätzten Drahtproben zu sehen. Die Proben in Abbildung 53 und 57 waren keiner Behandlung ausgesetzt. Die anderen Proben wurden mit 400, 600 beziehungsweise 3870 Minuten getempert.

Alle Aufnahmen zeigen das charakteristische Gefüge eines kaltgezogenen Kohlenstoffstahls. Ein feines, zelliges Gefüge, in dem nach der Temperung keine erkennbaren morphologischen Änderungen weder bei fünfzigfacher Vergrößerung noch bei 1000-facher Vergrößerung auftreten. Dies unterstützt die Annahme, dass der in der Literatur beschriebene Mechanismus der Versetzungsblockierung [22, 23] durch Kohlenstoffatome die Alterung in den untersuchten Drähten verursacht.

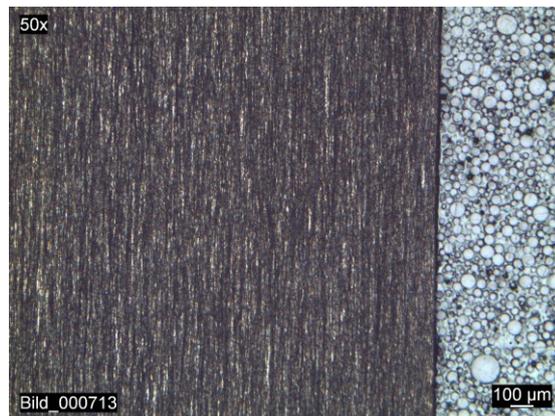


Abbildung 53: Probe B unbehandelt

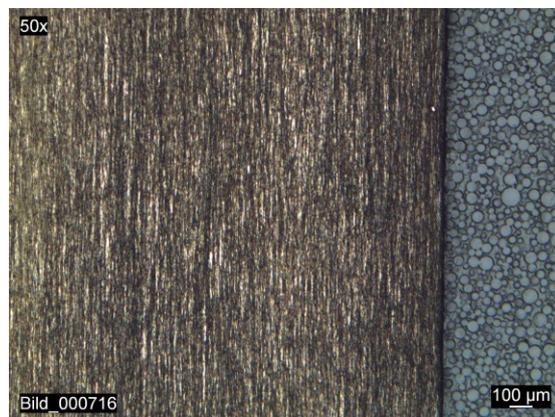


Abbildung 54: Probe B 400 min bei 120°C

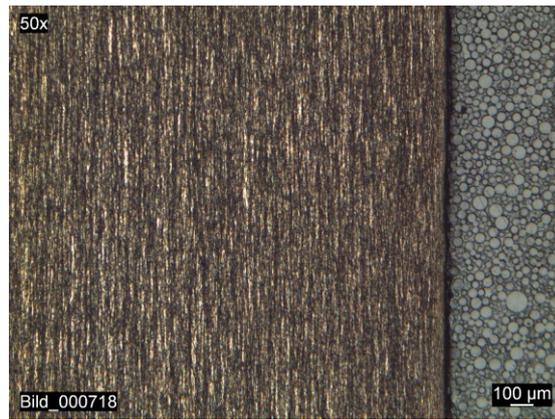


Abbildung 55: Probe B 600 min bei 120°C



Abbildung 56: Probe B 3870 min 120°C

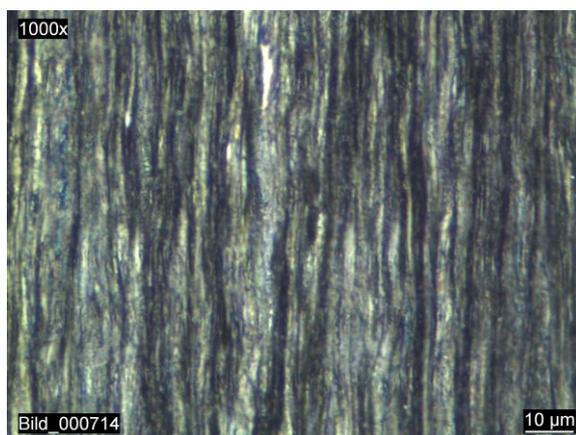


Abbildung 57: Probe B unbehandelt

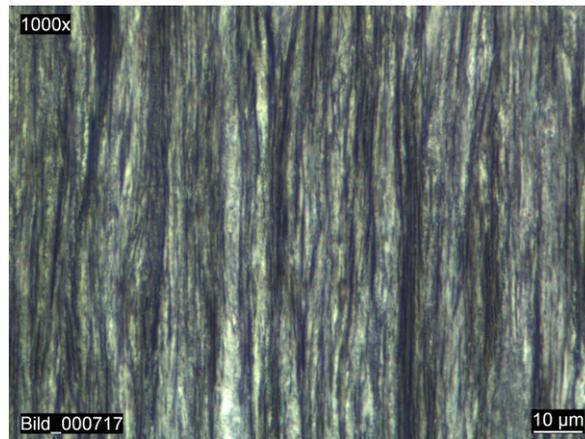


Abbildung 58: Probe B 400 min bei 120°C

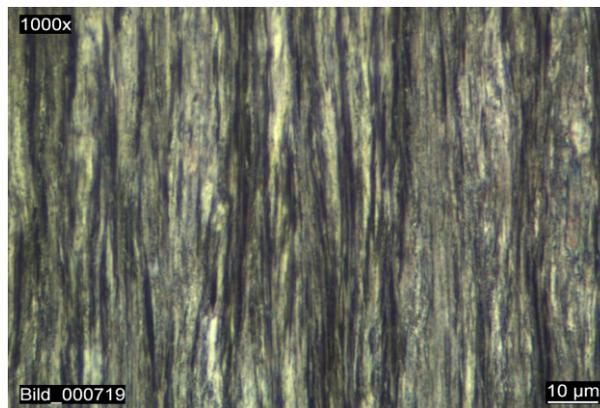


Abbildung 59: Probe B 600 min 120°C

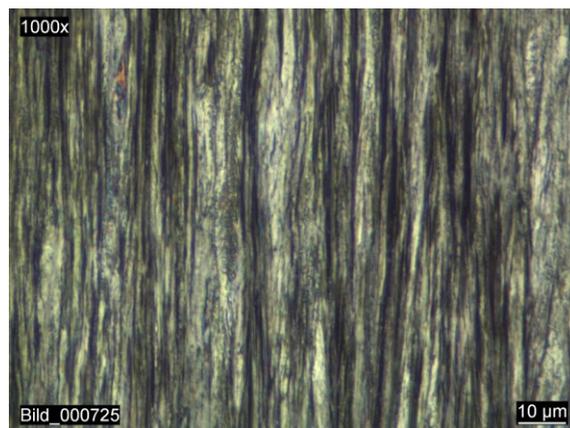


Abbildung 60: Probe B 3870 min 120°C

7 Zusammenfassung

Der grundlegende Mechanismus, der eine Verringerung der Verformbarkeit und eine höhere Festigkeit in eutektoiden, hochverformten Seildrähten verursacht, ist die Anlagerung von Kohlenstoffatomen an Versetzungen, deren Beweglichkeit dadurch verringert wird. [22, 23, 20] Im Drahtseil wirkt in einem einzelnen Draht bei Zugbeanspruchung hauptsächlich eine Zugkraft, jedoch bilden sich aufgrund der Flächenpressung zwischen den Drähten und des kleinen Biege- und Torsionsmoments mehrachsige Spannungszustände aus. Die mehrachsigen Spannungszustände und der Verlust an Verformbarkeit infolge der Alterung führen zu einem Bruchkraftverlust des Drahtseils. Bei der Prüfung von Seildrähten hinsichtlich Alterung in einer Zugprüfmaschine wird mittels Einschneiden eines Kerb in den Draht eine Schwächung erzeugt, die einerseits gewährleistet, dass keine Brüche in den Klemmbanken stattfinden, und andererseits einen mehrachsigen Zugspannungszustand in der Probe erzeugt, der bei Verringerung der Verformbarkeit durch künstliche Alterung in einem Ofen einen Abfall der Kerbzugfestigkeit bewirken soll. Probenbündel wurden einem Temperprogramm unterzogen, um Zeitgrenzen für Temperatureinwirkungen während der Produktion zu erkennen. Bei Drähten ab einer Zugfestigkeit von 2160 MPa kommt es nach einem anfänglichen Anstieg der Kerbzugfestigkeit zu einem Abfall der Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit der Temperzeit. Der Verlauf der Kerbzugfestigkeit beschreibt also ein Maximum, das als Kennzeichen für die Versprödung des Seildrahts genutzt werden kann. Die Aktivierungsenergie der Reaktion, die die Versprödung hervorruft wurde mit der dynamischen Differenzkalorimetrie und der Literatur bestimmt. Mit der Aktivierungsenergie und einem Zeit-Temperatur-Wertepaar, das Versprödung kennzeichnet, konnten Zeitgrenzen für die Einwirkdauer von Temperaturen berechnet werden. Ein Testen der Zeitgrenzen an getemperten Drahtseilen wurde in dieser Arbeit nicht durchgeführt.

8 Literaturverzeichnis

1. C.R. Chaplin, J Jiang, I.M.L. Ridge, "Degradation of galvanised multi-strand wire ropes", Health and safety executive, University of reading, 1997
2. Günther Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Springer, Berlin, 2007
3. Harald Ibach, Hans Lüth: „Festkörperphysik“, Springer, Berlin, 2008
4. Michael Zelin, Microstructure evolution in pearlitic steels during wire Drawing, Acta Materialia 50 (2002), p.4431-4447
5. Dieter Meschede: „Gerthsen Physik“, Springer, Berlin, 2004
6. Sergey Vyazovkin, Is the Kissinger equation applicable to the processes that occur on cooling?, Macromolecular Rapid Communications, 2002, 23, p. 771-775
7. Manfred Baerns, Arno Behr, Axel Brehm, Jürgen Gmehling, Hanns Hofmann, Ulfert Onken und Albert Renken: „Technische Chemie“, Wiley-VCH, Weinheim, 2006
8. Homer E. Kissinger, Variation of peak temperature with heating rate in differential thermal analysis, Journal of Research of the National Bureau of Standards Vol. 57, No. 4, 1956, Research Paper 2712, p. 217-221
9. Skriptum Metallkunde, Helmut Clemens, Montanuniversität Leoben 2004
10. Klaus Feyrer: „Drahtseile Bemessung Betrieb Sicherheit“, Springer, Berlin, 2000
11. Wolfgang Sandner: „Untersuchungen zum Einsatz einer Wasserkühlung vor dem letzten Verformungsschritt an der Donawitzer Drahtstraße“, Diplomarbeit Montanuniversität Leoben, 1998

12. Hensel Arno: „Technologie der Metallformung Eisen- und Nichteisenwerkstoffe“, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990
13. Persönliche Mitteilung Peter Baldinger (Fa. Teufelberger, Wels)
14. Winfried Dahl, Reiner Kopp, Oskar Pawelski: „Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde“, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1993
15. Skriptum Übung zu Metallkunde, Helmut Clemens, Montanuniversität Leoben 2005
16. Persönliche Mitteilung Robert Traxl (Fa. Teufelberger, Wels)
17. Konstantin O. Papailiou, „Die Seilbiegung mit einer durch die innere Reibung, die Zugkraft und die Seilkrümmung veränderlichen Biegesteifigkeit“, Dissertation Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 1995
18. A. Stephenson, P. Timiney, J.M. Walton, Strain ageing in high tensile carbon steel wire for rope purposes, Proc. Development in drawing of Metals ,Conf. Metal Society, London, May 1983, p. 219-227
19. Paul Funke: „Ziehen von Drähten, Stangen und Rohren“, Deutscher Verlag für Metallkunde, 1988
20. Xiaodan Zhang, Andrew Godfrey, Niels Hansen, Xiaoxu Huang, Wie Liu, Qing Liu, Evolution of cementite morphology in pearlitic steel wire during wet wire drawing, Materials Characterization 61 (2010), p. 65-72
21. Wong Jong Nam, Chul Min Bae, Sei J. Oh, Soon-Ju Kwon, Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires; Scripta Mater. 42 (2000), p.457-463
22. V. G. Gavriljuk, Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation, Materials Science and Engineering A345 (2003), p. 81-89

23. F. Danoix, D. Julien, X. Sauvage, J. Copreaux, Direct evidence of cementite dissolution in drawn pearlitic steels observed by tomographic atom probe, *Materials Science and Engineering A250* (1998), p. 8-13
24. N. Maruyama, T. Tarui, H. Tashiro, Atom probe study on the ductility of pearlitic steels, *Scripta Materialia* 46 (2002), p. 599-603
25. Christian Näther, Auswertung einer DSC-Kurve, http://www.uni-kiel.de/anorg/bensch/lehre/Dokumente/Versuch_7_auswertung_einer_dsc_kurve.pdf; April 2012
26. H. Delrue, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt, I. Lefever, W. Van Raemdonck, A study of ageing of hard-drawn pearlitic steel wire by Differential Scanning Calorimetry (DSC) and Thermoelectric Power (TEP), *Wire Journal International*, April 1997, p. 74-80
27. D. B. Park, J. W. Lee, Y. S. Lee, K. T. Park, W. J. Nam, Effects of the annealing temperature and time on the microstructural evolution and corresponding the mechanical properties of cold-drawn steel wires, *Metals and Materials International*, Vol. 14, No. 1 (2008), p. 59-64
28. Volker Läßle: „Einführung in die Festigkeitslehre“, Vieweg, Wiesbaden, 2006
29. Burkhard Heine: „Werkstoffprüfung“, Carl Hanser Verlag, Leipzig 2003
30. Skriptum Übungen zu Werkstoffprüfung Kerbzugprüfung, Michael Panzenböck, Montanuniversität Leoben 2005
31. Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 743-2, Tragfähigkeitsberechnung von Wellen und Achsen Teil 2: Formzahlen und Kerbwirkungszahlen, Berlin 2000
32. Bronstein I. N., Semendjajew K. A., Musiol G., Mühlig H., „Taschenbuch der Mathematik“, Verlag Harri Deutsch, Thun und Frankfurt am Main, 2001
33. Mittemeijer E. J., Analysis of the kinetics of phase transformations, *Journal of Materials science* 27 (1992), p. 3977-3987

9 Symbolliste

Lateinische Symbole

a	Atomabstand
A	Bruchdehnung, Fläche
b	Burgersvektor
d	Atomebenenabstand, Dicke, Durchmesser
D	Diffusionskoeffizient, Durchmesser
D_0	Drahtdurchmesser des unverformten Drahtes
D_i	Drahtdurchmesser bei bleibender Dehnung φ
E	Aktivierungsenergie, Elastizitätsmodul
E_p	Energiebarriere
F	Kraft
$f(\alpha)$	Reaktionsmodell
F_b	Bruchkraft
F_i	Drahtzugkraft
G	Schubmodul
h	Kerbtiefe
HV	Härte nach Vickers
k	Konstante
l	Länge
n	Reaktionsordnung
$n R_{K_m}$	normierte Kerbzugfestigkeit
N	Zahl der abgelaufenen Reaktionen
N_{ges}	Anzahl der möglichen Reaktionen
n_K	bezogene Kerbzugfestigkeit
p_i	Schnürdruck
r_L	Krümmungsradius der Schraubenlinie eines Drahtes der Lage L vor der Biegung
r	Drahtradius, Radius
R	universelle Gaskonstante, Bestimmtheitsmaß
R_{K_m}	Kerbzugfestigkeit
R_{K_m0}	Kerbzugfestigkeit einer nicht getemperten Probe
r_L	Wickelradius
R_m	Zugfestigkeit
s	Versetzungslinie
S_i	Seilzugkraft

T	Temperatur
T_x	Temperatur der Wärmeeinwirkung
t	Zeit
t_x	Zeitdauer bis zur Versprödung
T_0	Dicke der Zementitlamellen im unverformten Draht
t_0	präexponentieller Faktor
T_i	Dicke der Zementitlamellen bei bleibender Dehnung φ
T_p	Temperatur bei Wärmestrommaximum
Z_L	durch die Reibung an jeder Stelle des Drahtes maximal ertragbare (Gesamt)Zugkraft bei der Biegung abhängig vom Winkel φ

Griechische Symbole

$d\alpha$	Bogenwinkel der Schraubenlinie eines Drahtelementes, sog. Umschlingungswinkel
α	Reaktionsumsatzgrad, Schlagwinkel
α_0	Orientierungswinkel einer Perlitkolonie im unverformten Draht
α_1	Orientierungswinkel einer Perlitkolonie
α_i	Schlagwinkel der Litze i
α_K	Formzahl
α_p	Reaktionsumsatzgrad bei Wärmestrommaximum
α_σ	Formzahl
β_L	Schlagwinkel der Lage L
ε	wahre Dehnung
ν	Querkontraktionszahl
ρ_L	Krümmungsradius der Schraubenlinie eines Drahtes der Lage L vor der Biegung
σ	Zugspannung
σ_{\max}	maximale Zugspannung
σ_n	Nennspannung
τ_p	Peierlsspannung
$d\varphi$	zum (differenziellen) Drahtelement zugehöriges Winkelement
φ	wahre Dehnung
Φ	Aufheizrate