



TECHNISCHE  
UNIVERSITÄT  
WIEN  
Vienna University of Technology

## MASTERARBEIT

# Über die Zeitstandfestigkeit von niedriglegiertem Sphäroguss SiMo1000

ausgeführt am

Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie  
der Technischen Universität Wien

unter Anleitung von

Ass. Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn Guillermo Requena

durch

**Jakob Möstl BSc**

Götzenbichlweg 26b  
A-8160 Weiz

Wien, März 2013

---

Jakob Möstl BSc

# Danksagung

An dieser Stelle darf ich mich bei allen bedanken, die mich im Laufe meines Studiums begleitet haben und mich dabei unterstützt haben diesen Abschnitt meines Lebens zu Ende zu bringen.

Als Erstes darf ich mich bei meinen Betreuern Dr.techn. José Crespo Casanova und Assistant Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Guillermo Carlos Requena bedanken. Danke, dass ihr mir die Möglichkeit gegeben habt, die Kriechmaschine des Instituts kennen zu lernen. Ihr habt während der ganzen Zeit dafür gesorgt, dass ich mich im Zuge meiner Masterarbeit weiterentwickeln konnte und hattet bei Unklarheiten immer Lösungsvorschläge parat. Muchas Gracias!

Darüberhinaus bedanke ich mich bei allen Leuten am Institut für die nette und freundschaftliche Atmosphäre die ich erleben durfte. Im Speziellen seien hier Edith Asiemo und Univ.Ass. Dipl.Ing. Dr.techn Fernando Gustavo Warchomicka wegen ihrer Geduld mit mir bei manchen Geräteeinschulungen genannt.

Stellvertretend für meine Familie bedanke ich mich bei meinen Eltern Gabriella König und Michael Möstl und ihren Lebenspartnern Ingo König und Andrea Möstl Seiringer. Danke, dass ihr mir im Laufe des Studiums aufgeholfen habt, wenn es mir schlecht ging, oder Druck ausgeübt habt, wenn ich mich gehen ließ. Ich danke auch meinen beiden Schwestern Anna und Katharina Möstl dafür, dass sie mir dabei geholfen haben mich auch abseits meines Studiums weiter zu entwickeln. Ein herzliches Dankeschön auch an meine Tante Ursula Ticar für das Korrekturlesen dieser Masterarbeit.

Dankbar bin ich im Besonderen der Fachschaft Chemie, die mich als Studierenden mit Skripten und Prüfungsbögen unterstützt hat, dank der es mir möglich war parallel zum Studium meine sozialen Skills zu festigen und dank der ich in diversen Erstsemestrigentutorien jedes Jahr neue Menschen kennen lernen durfte. Im Speziellen seien hier Sebastian Kirchmayr, Daniel Laubenstein, Robert Bardolf und Thomas Stadler erwähnt. Danke für die schönen Zeiten die ich mit euch erleben durfte.

# Kurzfassung

Der technische Fortschritt verlangt Materialien, die sich über einen längeren Zeitraum bei hohen Temperaturen stabil verhalten. SiMo1000 ist eine neu entwickelte niedriglegierte Sphärogusslegierung der Firma Georg Fischer Automotive AG, welche bei höheren Temperaturen eingesetzt werden kann. Gegenüber starklegierten Stählen bietet sich SiMo1000 als eine kostengünstige Alternative an.

Wichtige Aussagen über das Verhalten von Werkstoffen bei erhöhten Temperaturen unter konstanter Belastung erhält man u.a. durch den Zeitstandversuch nach DIN EN ISO 204. Dadurch können Werkstoffeigenschaften wie z.B. die minimale Dehnrates  $\dot{\epsilon}_{min}$  oder die Kriechdehnung  $\epsilon$  bei einer bestimmten Temperatur und Belastung bestimmt werden.

Warmzugfestigkeits- und Zeitstandversuche bei den Temperaturen 600°C, 700°C und 800°C wurden am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie (TU Wien) durchgeführt. Anschließend wurde das Gefüge und die Schädigung der getesteten Proben zweidimensional mittels Lichtmikroskopie sowie Mikroradiographie und dreidimensional mittels Röntgencomputertomographie untersucht. Für die Charakterisierung und Auswertung wurden die Software *ImageJ* und *AvizoFire* angewendet. Für ähnliche Untersuchungen in Zukunft wurde der Ablauf beschrieben.

Das Ergebnis zeigt, dass die Proben den für Sphäroguss üblichen 3-teiligen Verlauf der Kriechkurve besitzen. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass im Temperaturbereich zwischen 600°C und 800°C Versetzungskriechen als Kriechmechanismus vorliegt. Des Weiteren konnten Verbesserungen gegenüber früheren Zeitstandfestigkeitsversuchen an SiMo-Sphärogusslegierungen festgestellt werden.

Bei den metallographischen Untersuchungen wurde festgestellt, dass sich im Bereich der Schädigung Hohlräume um den Graphit bilden und es zu einer Ablösung des Graphits mit der Matrix kommt. Die Hohlräume dienen im weiteren Verlauf als Ausgangspunkte für die Ausbildung von Rissen.

# Abstract

Today's engineering progress demands materials that resist high temperatures for any length of time. SiMo1000 is a newly developed spheroidal cast iron alloy of Georg Fischer Automotive AG, that can be used at high temperatures. It is an economic alternative compared to high alloyed steels.

Important information about the behaviour of materials at high temperatures under constant stress delivers the uniaxial creeping test DIN EN ISO 204. Results of creeping tests are for instance the minimum strain rate  $\dot{\epsilon}_{min}$  and the creepstrain  $\epsilon$  of a certain temperature and stress.

Experiments on the tensile strength at high temperatures and on the creeping behaviour of the material have been done at 600°C, 700°C and 800 °C at the Institute of Materials Science and Technology (Vienna University of Technology). Subsequent to these tests the texture and the damage of the samples have been analysed two dimensionally via light microscopy and microradiography and three dimensionally via x-ray-computertomography. For segmentation and analysis the software *ImageJ* and *AvizoFire* were used. For similar analysis in future the process was explained.

The results show the typical three part development of spheroidal cast iron. In addition dislocation creep was found as the creeping mechanism of the material at temperatures between 600°C und 800°C. Beyond that the results show an improvement of SiMo1000 compared to creeping tests of other spheroidal SiMo cast irons in the past.

The metallurgical analysis showed the formation of cavities around the graphite nodules near the damaged area and a dissolution of the graphite with the matrix. The formation of the cracks starts later on at these cavities.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Verformungsverhalten bei Zugbeanspruchung . . . . .	1
1.2	Versetzungen . . . . .	2
1.2.1	Nulldimensionale Gitterfehler . . . . .	3
1.2.2	Eindimensionale Gitterfehler . . . . .	4
1.3	Diffusion . . . . .	5
1.3.1	Diffusionsmechanismen . . . . .	6
1.4	Mechanismus der Verformung bei Zugbeanspruchung . . . . .	7
1.5	Kriechen und Kriechmechanismus . . . . .	8
1.5.1	Definition Kriechen . . . . .	8
1.5.2	Primäres Kriechen . . . . .	8
1.5.3	Sekundäres Kriechen . . . . .	10
1.5.4	Tertiäres Kriechen . . . . .	10
1.5.5	Mathematische Beschreibung des sekundären Kriechbereichs . . . . .	10
1.5.6	Kriechmechanismen . . . . .	12
1.5.7	Extrapolation von Zeitstandergebnissen . . . . .	15
1.6	Allgemeine Grundlagen SiMo1000 . . . . .	20
1.6.1	Der Werkstoff Gusseisen . . . . .	20
1.6.2	Gusseisen mit Kugelgraphit . . . . .	21
1.6.3	SiMo . . . . .	23
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>24</b>
2.1	SiMo 1000 Werkstoffentwicklung . . . . .	24
2.1.1	Mechanische und thermophysikalische Eigen- schaften von SiMo 1000 . . . . .	26
2.2	Warmzugfestigkeit . . . . .	26
2.3	Kriechverhalten . . . . .	29
2.3.1	Duktiles Gusseisen . . . . .	29
2.3.2	Stahl . . . . .	30
2.4	Kriechschädigung in Gusseisen . . . . .	32

## INHALTSVERZEICHNIS

<b>3</b>	<b>Hypothese</b>	<b>35</b>
3.1	Problemstellung . . . . .	35
3.2	Zielsetzung . . . . .	36
<b>4</b>	<b>Methode</b>	<b>37</b>
4.1	Werkstoff . . . . .	37
4.2	Warmzugfestigkeit . . . . .	37
4.3	Zeitstandfestigkeit . . . . .	38
4.3.1	Versuchsanlage . . . . .	38
4.3.2	Versuchsbedingungen . . . . .	39
4.3.3	Versuchsvorbereitung . . . . .	41
4.3.4	Versuchsauswertung . . . . .	48
4.4	Metallographie . . . . .	49
4.4.1	Mikroskopie . . . . .	49
4.4.2	Mikroradiographie . . . . .	50
4.4.3	Computertomographie . . . . .	51
<b>5</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>56</b>
5.1	Warmzugfestigkeit . . . . .	56
5.2	Zeitstandfestigkeit . . . . .	56
5.3	Metallographie . . . . .	58
5.3.1	Mikroskopie . . . . .	58
5.3.2	Mikroradiographie . . . . .	75
5.3.3	Computertomographie . . . . .	76
<b>6</b>	<b>Diskussion</b>	<b>79</b>
6.1	Warmzugfestigkeit . . . . .	79
6.2	Zeitstandfestigkeit . . . . .	79
6.2.1	Kriechdiagramme . . . . .	79
6.2.2	Interpretation der Zeitstandergebnisse . . . . .	80
6.3	Metallografie . . . . .	83
6.3.1	Mikroskopie . . . . .	83
<b>7</b>	<b>Schlussfolgerungen</b>	<b>88</b>

# Kapitel 1

## Einleitung

### 1.1 Verformungsverhalten bei Zugbeanspruchung

Bei einem Zugversuch erfährt ein genormter Prüfkörper durch Kraft eine Zugbeanspruchung und dehnt sich aus. Wird die dabei erfahrene Längenänderung erfasst und in einem Diagramm gegen die Spannung aufgetragen, so erhält man ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abb. 1.1). Wird die Spannung  $\sigma$  konstant gehalten, so bleibt auch die Dehnung  $\epsilon$  konstant und verändert sich nicht. Die Dehnung stellt folglich eine Funktion der Spannung dar.

$$\epsilon = f(\sigma) \quad (1.1)$$

Wird ein Zugversuch mit einer Probe bei erhöhter Temperatur durchgeführt ( $\geq 0,4 * T_s^1$ ), so erkennt man, dass die gleiche Dehnung bereits bei einer niedrigeren Spannung erreicht wird. Wird nun aber hier die Spannung konstant gehalten, so ist zu beobachten, dass sich die Dehnung auch im elastischen Bereich mit der Zeit  $t$  verändert. Dieses zeitabhängige Verhalten im elastischen Bereich bei erhöhter Temperatur wird als Kriechen bezeichnet. Wir sehen, dass die Dehnung somit nicht nur eine Funktion der Spannung  $\sigma$  ist, sondern bei erhöhter Temperatur auch von der Zeit  $t$  abhängt [1].

$$\epsilon_T = f(\sigma, t) \quad (1.2)$$

Beim Einsatz eines Werkstoffes bei erhöhten Temperaturen ist daher zu beachten, dass es zu zeitabhängigen Deformationsvorgängen aufgrund des Krie-

---

<sup>1</sup>Schmelztemperatur in Kelvin

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

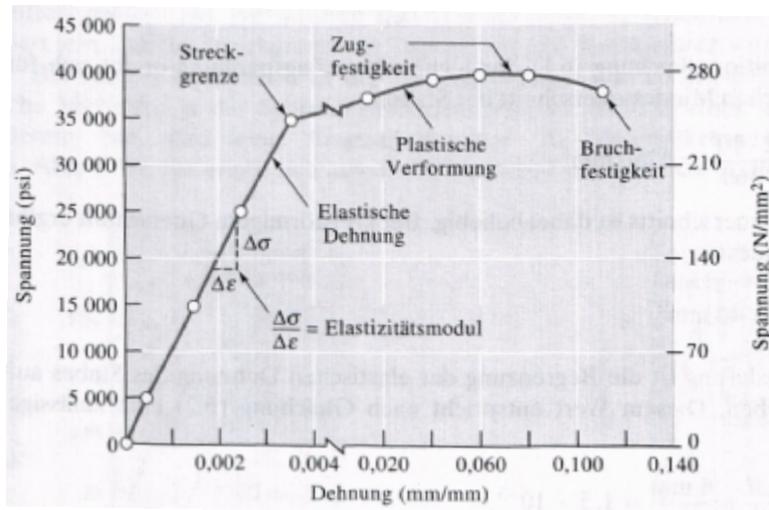


Abbildung 1.1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm schematisch [3]

chens kommen kann. Um für einen Werkstoff vergleichbare Kennwerte zu erhalten, werden Zeitstandversuche nach DIN EN ISO 204 [2] durchgeführt. Bei diesen Versuchen werden Proben, bei konstanter Temperatur, über längere Zeit einer konstanten Belastung ausgesetzt und die Dehnung wird über die Zeit aufgezeichnet. Näher auf die Art der Versuchsführung wird in Kapitel 4.2 eingegangen.

Auf die Theorie des Kriechens und den Kriechmechanismus wird im Folgenden ausführlicher eingegangen. Zunächst werden jedoch zum besseren Verständnis die wichtigen Begriffe *Versetzungen* und *Diffusion* näher erklärt.

### 1.2 Versetzungen

In einem idealen Festkörper lässt sich die Anordnung der Atome mithilfe der Bravais-Gitter (z.B. Kubisch-dichtest, Hexagonal, ...) beschreiben. Diese Elementarzellen wiederholen sich immerfort und bilden damit den Festkörper [4].

In einem idealen Festkörper ist jeder Punkt der Elementarzellen mit einem Atom besetzt. Im realen Kristall ist dies aus unterschiedlichen Gründen nicht der Fall. Man spricht in diesem Fall von Gitterfehlern. Die Summe aller unterschiedlichen Gitterfehler bildet schließlich die Fehlordnung. Die Gitterfehler werden zweckmäßig nach ihrer geometrischen Ausbildung eingeteilt in:

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

- nulldimensionale Defekte (punktförmige Defekte, Punktfehler): u.a. Leerstellen, Zwischengitteratome
- eindimensionale (linienförmige) Defekte: Versetzungen
- zweidimensionale (flächenhafte) Defekte: u.a. Stapelfehler, Grenzflächen
- dreidimensionale (räumliche) Defekte: u.a. Ausscheidungen, Poren [4]

Obwohl die Konzentration von Gitterstörungen in den Kristallen relativ gering ist, können sie deren Eigenschaften doch beträchtlich beeinflussen. Dies gilt vor allem für die mechanischen Eigenschaften, da die plastische Verformung auf Versetzungsbewegungen beruht. Im Folgenden werden die null- und eindimensionalen Defekte näher erläutert, für weitere Informationen zu zwei- und dreidimensionalen Defekten wird auf die einschlägige Fachliteratur (u.a.[4][5][6]) verwiesen.

### 1.2.1 Nulldimensionale Gitterfehler

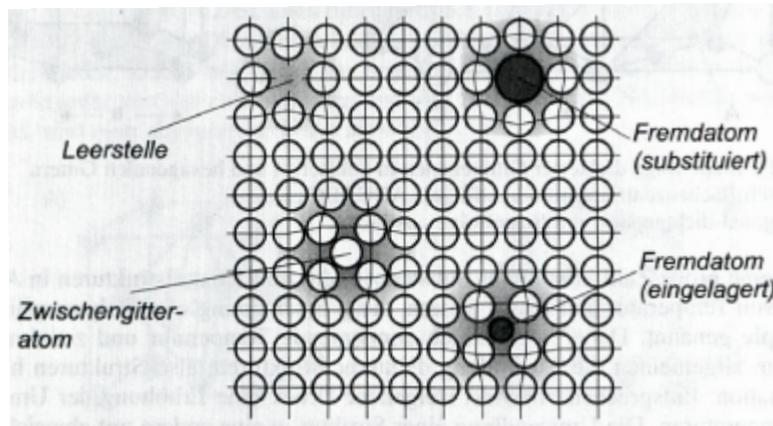


Abbildung 1.2: Nulldimensionale Gitterfehler [4]

Die Grundformen nulldimensionaler Fehler sind in Abb. 1.2 schematisch dargestellt. Jeder Kristall enthält eine Mindestanzahl unbesetzter Gitterstellen, die vom Bewegungszustand der Gitterbausteine abhängig sind. Diese temperaturabhängige Mindestanzahl von Leerstellen kann nicht unterschritten werden und bleibt auch im Gleichgewichtszustand erhalten. Die Konzentration der Leerstellen ist bei niedrigen Temperaturen sehr gering, sie steigt allerdings exponentiell mit steigender Temperatur. Überschusskonzentrationen von Leerstellen können vor allem durch drei Vorgänge erzeugt werden [4]:

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

- durch Abschrecken von hohen Temperaturen
- durch plastische Deformation und
- durch Bestrahlen mit energiereichen Teilchen, z.B. Neutronenbeschuss

Die bei höheren Temperaturen gebildeten Leerstellen heilen, bei genügend langsamer Abkühlung, wieder aus. Bei schnellen Abkühlgeschwindigkeiten wird ein Teil der Leerstellen „eingefroren“. Bei der plastischen Verformung werden sowohl Leerstellen als auch Zwischengitteratome erzeugt, allerdings liegt die zur Erzeugung von Zwischengitteratomen erforderliche Aktivierungsenergie um etwa eine Größenordnung über der für Leerstellenbildung, so dass vorzugsweise Leerstellen anstelle von Zwischengitteratomen gebildet werden. Die erzeugten Punktfehler können, bei hinreichend hoher Temperatur, durch Ausheilungsvorgänge wieder auf den Gleichgewichtswert gesenkt werden. Leerstellen sind unentbehrlich für den Ablauf von Selbst- und Fremddiffusionsvorgängen und damit für fast alle wichtigen Vorgänge in Werkstoffen von außerordentlicher Bedeutung.[4]

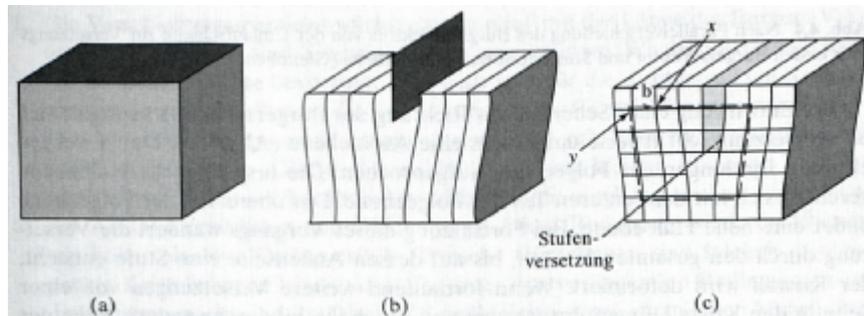
### 1.2.2 Eindimensionale Gitterfehler

Eindimensionale Gitterfehler stellen, durch Kombination mehrerer Punktdefekte, eine linienförmige Störung des Gitters dar. Sie werden als Versetzungen bezeichnet. Versetzungen sind für das plastische Verformungsverhalten und damit für die mechanischen Eigenschaften vor allem metallischer Kristalle von fundamentaler Bedeutung [4]. Sie verursachen bzw. ermöglichen bei Metallen die für diese charakteristische Plastizität. Ein versetzungsfreier Kristall bzw. ein Kristall mit unbeweglichen Versetzungen verfügt zwar über eine hohe Festigkeit, verhält sich jedoch wegen der fehlenden Plastizität spröde. Versetzungen werden auch in nichtmetallischen Kristallen gefunden, sind jedoch aufgrund der weitgehenden Unbeweglichkeit nicht sehr bedeutend. Bezüglich ihrer Einteilung werden Stufen- und Schraubenversetzungen unterschieden [4].

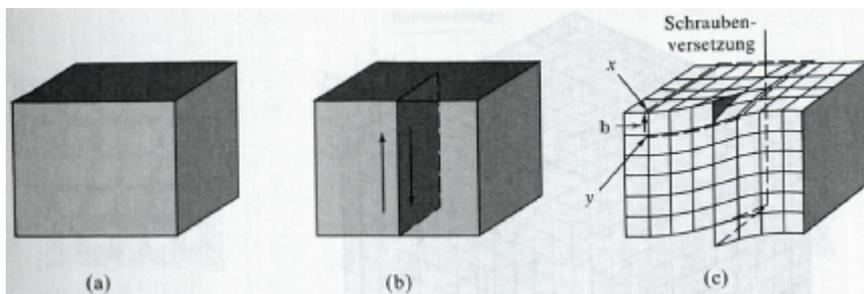
*Schraubenversetzungen* lassen sich durch eine partielle Auftrennung eines perfekten Kristalls und anschließende Scherung der durch den Einschnitt getrennten Kristallbereiche um einen Atomabstand (Abb. 1.3(a)) veranschaulichen [3].

Zur Veranschaulichung von *Stufenversetzungen* wird ähnlich verfahren, allerdings werden die aufgetrennten Kristallbereiche nicht geschert, sondern

## KAPITEL 1. EINLEITUNG



(a) Stufenversetzung schematisch



(b) Schraubenversetzung schematisch

Abbildung 1.3: Stufen- und Schraubenversetzungen schematisch [3]

gespreizt und der entstandene Spalt mit einer Halbebene aufgefüllt (Abb. 1.3(b)) [3].

### 1.3 Diffusion

„Als Diffusion bezeichnet man irreversible Platzwechselfvorgänge von Atomen, Ionen oder Molekülen in festen, flüssigen oder gasförmigen Phasen in Folge von Konzentrationsunterschieden oder als Folge des Ausgleichs der kinetischen Energie der Wärmebewegung [5]“. Dabei kommt es, aufgrund von erhöhter Temperatur, zu einem Platzwechsel von einem Atom mit einer benachbarten Leerstelle oder zum Platzwechselfvorgang eines Zwischengitteratoms (Abb. 1.4). Während es bei einem homogenen Körper zu keinen Konzentrationsverschiebungen kommt, bewirkt der Massenstrom in einem inhomogenen Festkörper einen Ausgleich des chemischen Gleichgewichts. Zur Beschreibung dient das 1. Ficksche Diffusionsgesetz:

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

$$J = -D \frac{\Delta c}{\Delta x} = -D_0 * e^{-\frac{Q}{R*T}} * \frac{dc}{dx} \quad (1.3)$$

$$D = D_0 * e^{-\frac{Q}{R*T}} \quad (1.4)$$

J	...	Materialfluss	$[\frac{Mol}{m^2*s}]$
D	...	Diffusionskoeffizient	$[m^2 * s^{-1}]$
$D_0$	...	Diffusionskonstante	$[m^2 * s^{-1}]$
Q	...	Aktivierungsenergie	$[\frac{J}{mol}]$
R	...	Allgemeine Gaskonstante	$9,81 [\frac{J}{mol*K}]$

Zur Herleitung von Gleichung 1.3 wird auf [6] verwiesen. Die Gleichung 1.4 beschreibt über die Arrhenius Beziehung die Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten. Durch Logarithmieren von Gleichung 1.4 erhält man:

$$\ln(D) = \ln(D_0 * \frac{Q}{R} * \frac{1}{T}) \quad (1.5)$$

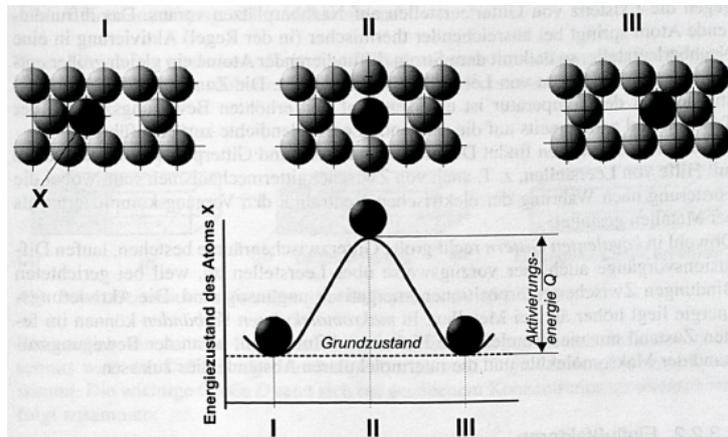


Abbildung 1.4: Diffusionsmechanismus [4]

### 1.3.1 Diffusionsmechanismen

Für den elementaren Diffusionsvorgang gibt es zwei Mechanismen, welche von tatsächlicher Bedeutung sind, nämlich die Diffusion über Zwischengitterplätze und jene über Leerstellen. Der Zwischengittermechanismus hat Bedeutung für die Bewegung von interstitiell gelösten Fremdatomen wie C, H, N

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

und O, also sehr kleinen Atomen, welche nur in geringer Konzentration vorhanden sind. Unter diesen Umständen stehen den Zwischengitteratomen für einen Diffusionssprung eine ganze Reihe unbesetzter Gitterlücken als Nachbarplätze zur Verfügung, so dass bereits bei niedrigen Temperaturen und Aktivierungsenergien diese Art der Diffusion einsetzen kann.

Selbstdiffusion und die Diffusion substituierter Fremdatome setzt dagegen die Existenz von Gitterleerstellen auf Nachbarplätzen voraus. Das diffundierende Atom springt, bei ausreichender Aktivierung, in eine Nachbarleerstelle. Mit dem Strom diffundierender Atome ist daher ein gleich großer Strom entgegengerichteter Leerstellen verbunden. Die Zunahme des Diffusionsstromes mit der Temperatur ist einerseits auf den erhöhten Bewegungszustand der Teilchen und andererseits auf die steigende Leerstellendichte zurückzuführen. Darüber hinaus kann man Diffusion nach dem Ort, wohin die Atome diffundieren unterteilen. Hier wird zwischen Volumendiffusion und Korngrenzendiffusion unterschieden, wobei die Korngrenzendiffusion aufgrund der schwächeren Bindungsverhältnisse bei niedrigeren Aktivierungsenergien als die Volumendiffusion ablaufen kann. Der Anteil der Grenzflächendiffusion ist aber wegen des im Vergleich zum Volumen geringen Diffusionsquerschnittes im Allgemeinen gering und erlangt allenfalls bei sehr feinkörnigen Gefügen eine gewisse Bedeutung.[4]

### 1.4 Mechanismus der Verformung bei Zugbeanspruchung

Man kann die plastische Verformung bei Zugbeanspruchung aus Kapitel 1.1 als ein Wandern von Versetzungen durch den Werkstoff betrachten. Versetzungen wandern durch den Werkstoff, bis sie auf Hindernisse treffen, welche sie nicht überwinden können und wo sie sich aufstauen. Dabei kann es auch zur Interaktion der Versetzungen untereinander kommen, wodurch sie sich gegenseitig auslöschen oder verstärken können. [4]

Bei homologen Temperaturen  $> 0,4 * T_s$  muss zusätzlich zur mechanischen Verformung auch mit thermisch aktivierten, zeitabhängigen Deformationsvorgängen gerechnet werden. Auch hier beruht die plastische Verformung auf Versetzungsbewegungen, allerdings kommen zusätzlich Platzwechselforgänge der Atome durch Diffusion hinzu. Dies führt insbesondere zu Kletterbewegungen, wodurch sich durch plastische Verformung gebildete Versetzungsstrukturen umordnen oder gar auflösen können. Mit der durch plastische Verformung hervorgerufenen Verfestigung steht demnach bei erhöhter Temperatur eine thermisch aktivierte Entfestigungsreaktion in Konkurrenz. *Dies*

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

*hat zur Folge, dass in einem durch konstante Last beanspruchten Werkstoff ein auf Dauer stabiler Verfestigungszustand nicht mehr erreicht werden kann und bei Beanspruchungen in diesem Temperaturbereich mit zeitabhängigen Weiterverformungen gerechnet werden muss*[4]. Diese zeitabhängige Verformung bei erhöhter Temperatur wird als Kriechen bezeichnet.

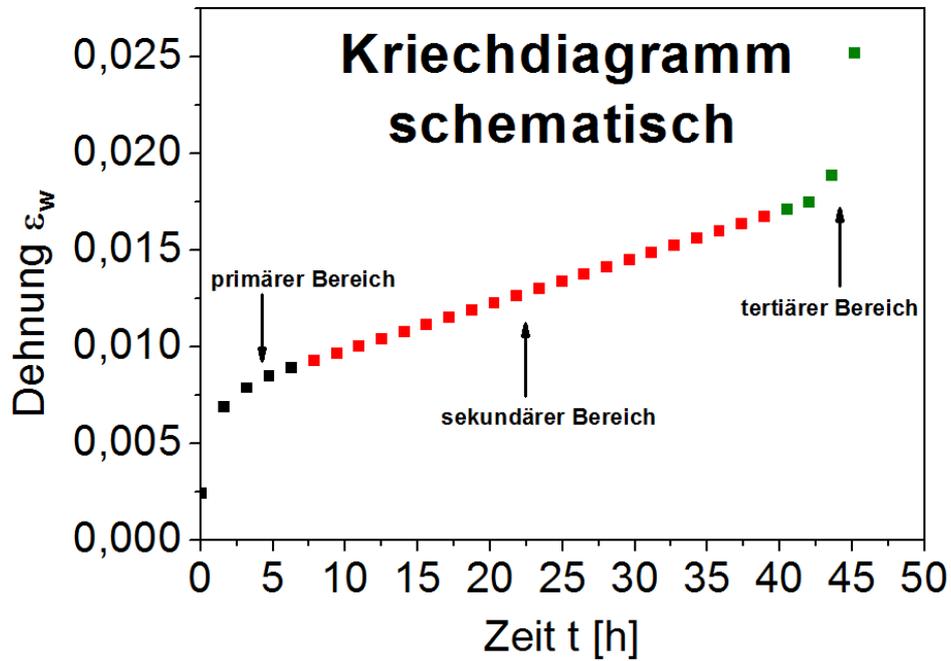
### 1.5 Kriechen und Kriechmechanismus

#### 1.5.1 Definition Kriechen

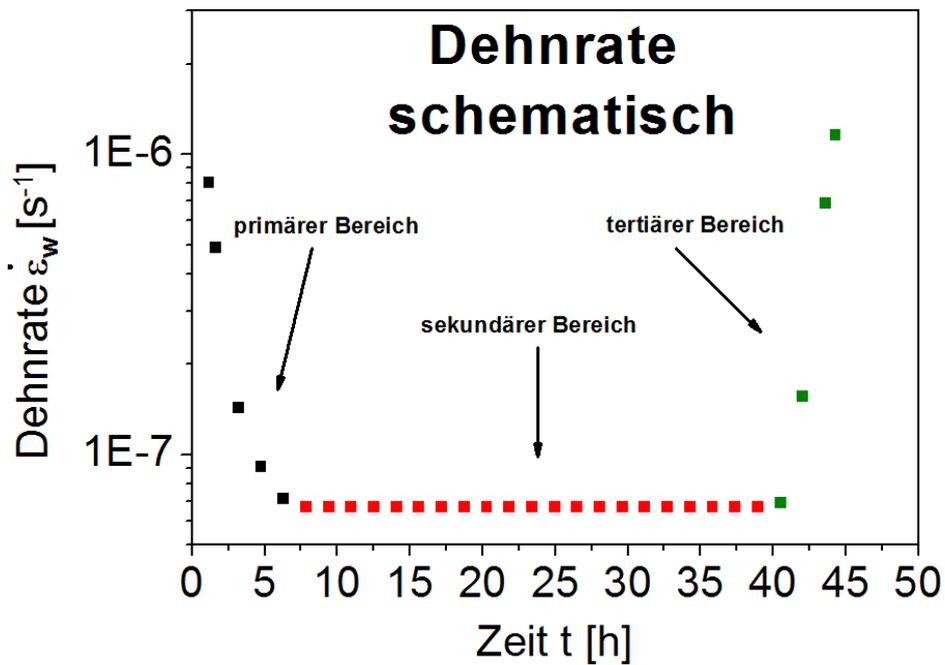
*„Unter Kriechen versteht man die zeitabhängige, fortschreitende plastische Verformung bei konstanter Belastung“*[7]. Wenn Bauteile also über Jahre hinweg bei erhöhter Temperatur und konstanter Belastung im elastischen Bereich eingesetzt werden sollen, erhält man durch Kriechversuche Informationen darüber welches Material sich am besten für den Bauteil eignet. Kriechdaten existieren für die verschiedensten Werkstoffe, die u.a. in der Automobilindustrie oder beim Bau von Kernkraftwerken eingesetzt werden. Als eine charakteristische Größe wird zum Beispiel die Spannung, die zu einem Bruch nach 10.000 Stunden führt, angegeben. Zur visuellen Veranschaulichung wird in einem Diagramm die Dehnung gegen die Zeit aufgetragen, wodurch sich ein klassisches Zeit-Dehnungsdiagramm (Abb. 1.5(a)) ergibt. Die Ableitung der Dehnung gegen die Zeit ergibt das Zeit-Dehnratediagramm (Abb. 1.5(b)). Bei Betrachtung der Änderung der Dehnrates mit der Zeit erkennt man, dass sich das Diagramm in drei Bereiche teilen lässt. Diese Bereiche werden Bereich des primären bzw. Übergangskriechens, Bereich des sekundären bzw. stationären Kriechens und Bereich des tertiären bzw. beschleunigten Kriechens genannt. Im Folgenden wird ausführlicher auf die einzelnen Bereiche eingegangen.

#### 1.5.2 Primäres Kriechen

Nach der sich am Beginn einstellenden elastischen Dehnung des Werkstoffes die nicht von größerem Interesse ist, folgt der primäre Kriechbereich bzw. der Bereich des Übergangskriechens. Die Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  nimmt in diesem Bereich mit der Zeit ab. Das bedeutet die Verfestigung durch plastische Verformung überwiegt über die Entfestigung durch Erholung. Es werden in diesem Abschnitt mehr Versetzungen gebildet als zeitgleich aufgelöst werden [1].



(a) Zeit-Dehnung



(b) Zeit-Dehnrates

Abbildung 1.5: Kriechdiagramm schematisch

### 1.5.3 Sekundäres Kriechen

Auf den primären Kriechbereich folgt der sekundäre bzw. Bereich des stationären Kriechens. Die Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  ist in diesem Bereich konstant. Das bedeutet, dass sich die durch Versetzungsbildung hervorgerufene Verfestigung mit der versetzungsaflösenden Entfestigung die Waage hält. Es werden in einem Zeitintervall gleich viele Versetzungen gebildet, wie gleichzeitig aufgelöst werden. Dieser Bereich ist in der Regel von einer längere Zeit konstanten Kriechgeschwindigkeit geprägt. Es gibt jedoch Fälle, in welchen nur ein Minimum der Kriechrate erreicht wird, auf das der tertiäre Bereich folgt [1].

### 1.5.4 Tertiäres Kriechen

Auf den Bereich des sekundären Kriechens, der von einer konstanten, minimalen Kriechgeschwindigkeit geprägt ist, folgt der tertiäre Kriechbereich bzw. Bereich des beschleunigten Kriechens. In diesem Bereich nimmt die Kriechgeschwindigkeit wieder zu. Es werden zur gleichen Zeit mehr Versetzungen ausgelöscht als gebildet werden, die Entfestigungsvorgänge überwiegen gegenüber den Verfestigungsvorgängen. Dieser Bereich führt schlussendlich zu einer Rissbildung und schließlich zum Bruch [1].

### 1.5.5 Mathematische Beschreibung des sekundären Kriechbereichs

Der sekundäre Kriechbereich mit der stationären bzw. minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  ist ein wichtiger Parameter für die Auslegung von auf längere Zeit beanspruchten Bauteilen [1].

Die Dehnrate  $\dot{\epsilon}$  ist abhängig von der Spannung  $\sigma$ , der Temperatur  $T$ , der Zeit  $t$ , dem Werkstoff und dem Werkstoffzustand ( $\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, t, \text{Werkstoff}, \text{Werkstoffzustand})$ ). Für den Stationärbereich können  $t$ , Werkstoff und Werkstoffzustand als konstant angenommen werden und die Funktion vereinfacht sich zu  $\dot{\epsilon}_{min} = f(\sigma, T)$ [1]

Da die Spannung  $\sigma$  und die Temperatur  $T$  voneinander unabhängige Größen sind, kann man sie getrennt voneinander betrachten. Für die Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}(\sigma)$  ergibt sich:

$$\dot{\epsilon}_{min} = A * \sigma^n \tag{1.6}$$

Diese Beziehung ist unter dem Nortonschen Kriechgesetz bekannt. Ihre logarithmische Darstellung ergibt:

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

$$\lg \dot{\epsilon}_{min} = B + n * \sigma \quad (1.7)$$

Durch die Auftragung der Spannung  $\sigma$  gegen die minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  in einem doppelt logarithmischen Diagramm (Abb. 1.6) erhält man demnach aus der Steigung den Spannungsexponenten  $n$ . Dieser Spannungsexponent gibt Aufschluss über den Kriechmechanismus. So bedeutet zum Beispiel ein Spannungsexponent von  $n=1$ , dass der Mechanismus Diffusionskriechen vorherrscht, bei einem Spannungsexponenten von  $n=3-8$  spricht man hingegen von Versetzungskriechen. Beim Versetzungskriechen lassen sich wiederum zwei Mechanismen unterscheiden, bei einem Spannungsexponenten von  $n=3$  spricht man vom „viscous drag“-Mechanismus, und bei einem Spannungsexponenten  $n=5$  von Versetzungsklettern [1]. Dazwischen bei z.B.  $n=2$  oder  $4$  wird von einer Kombination der einzelnen Mechanismen ausgegangen. Auf die verschiedenen Kriechmechanismen wird in Unterkapitel 1.5.6 näher eingegangen.

Für die Temperaturabhängigkeit der stationären Kriechrate  $\dot{\epsilon}_{min}(T)$  ergibt sich eine Arrhenius-Beziehung gemäß der Exponentialfunktion

$$\dot{\epsilon}_{min} = C * e^{-\frac{Q}{R*T}} \quad (1.8)$$

Logarithmiert man die Gleichung mit dem natürlichen Logarithmus und trägt  $\ln(\dot{\epsilon}_{min})$  über  $1/T$  auf, erhält man eine Gerade mit der Steigung  $-\frac{Q}{R}$

Zeichenerklärung:

- A,B ... Konstanten
- n ... Spannungsexponent
- Q ... Aktivierungsenergie
- R ... Allgemeine Gaskonstante 9,81 [ $\frac{J}{mol*K}$ ]

Die Kombination der beiden Gleichungen 1.6 und 1.8 ergibt:

$$\dot{\epsilon}_{min} = A * \sigma^n * e^{-\frac{Q}{R*T}} \quad (1.9)$$

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

Bei isothermer Kriechbeanspruchung lässt sich die Gleichung vereinfachen:

$$\dot{\epsilon}_{min} = A_k * \sigma^n \quad (1.10)$$

Der Vorfaktor  $A_k$  ist konstant und  $\sigma$  ist die angelegte Spannung. Durch die Bestimmung des Spannungsexponenten  $n$  lassen sich wie vorhin beschrieben Rückschlüsse auf den Kriechmechanismus ziehen.

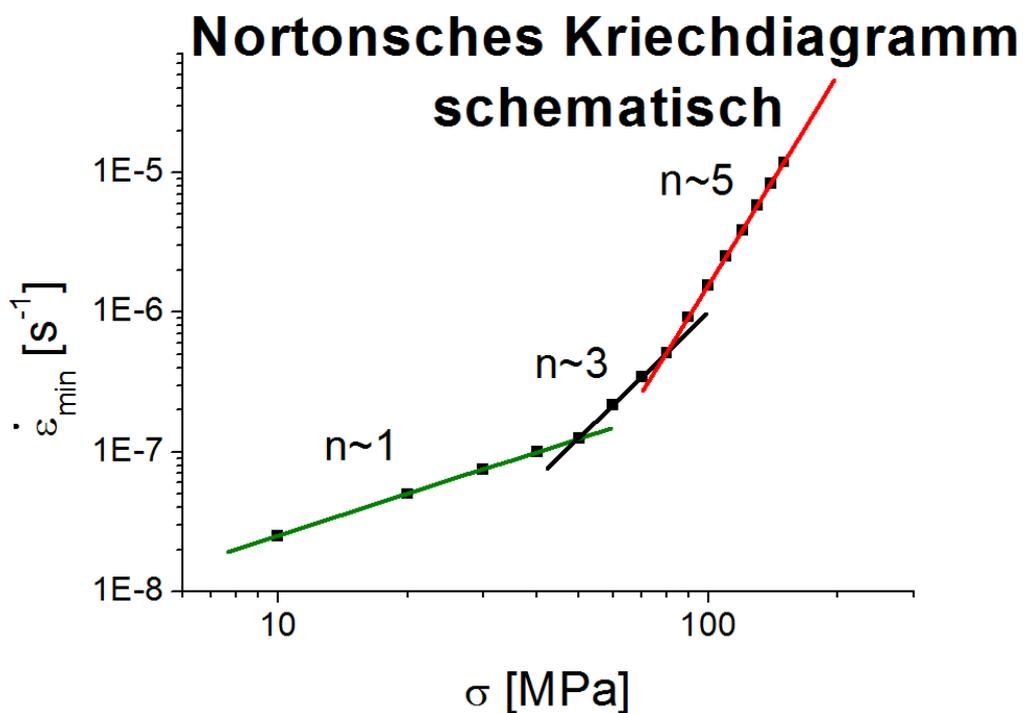


Abbildung 1.6: Norton'sches Kriechdiagramm schematisch

### 1.5.6 Kriechmechanismen

Die Geschichte des Kriechens lässt sich in eine Zeit vor und nach 1954 einteilen. In diesem Jahr wurde von Orr et al ein Konzept vorgeschlagen, welches besagte, dass die Aktivierungsenergie für Kriechen und Diffusion für eine Reihe von Metallen dieselbe sei (Abb. 1.7) [8]. Die Aktivierungsenergie der Diffusion hängt mit dem Diffusionskoeffizienten über Gleichung 1.4 zusammen.

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

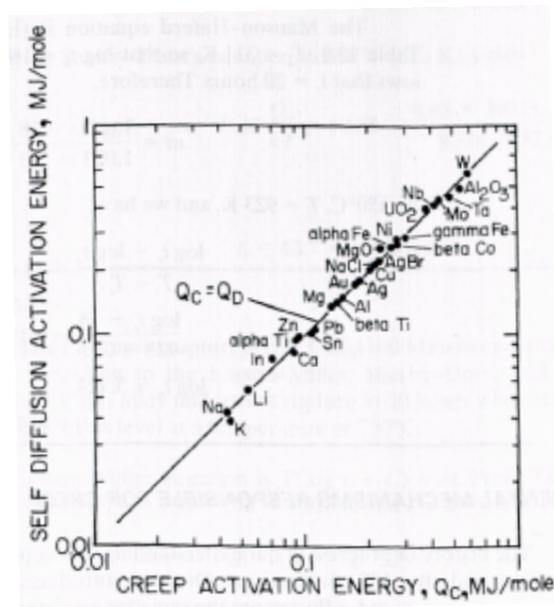


Abbildung 1.7: Kriechaktivierungsenergie vs Selbstdiffusionsaktivierungsenergie [8]

Für das Kriechen können mehrere Mechanismen verantwortlich sein, der ratenbestimmende Mechanismus ist abhängig von der Belastung und der Temperatur. Für Temperaturen  $> 0,5 * T_s$  kann Kriechen als eine Funktion der angelegten Spannung beschrieben werden. Die Kriechmechanismen können in zwei Hauptgruppen unterteilt werden, jene mit Grenzflächenmechanismen, wo Korngrenzen und Korngrößen eine große Rolle spielen, und jene mit Gittermechanismen, welche unabhängig von der Korngröße passieren. [8]

### 1.5.6.1 Diffusionskriechen: Spannungsexponent $n=1$

Das Diffusionskriechen ist der vorherrschende Mechanismus bei sehr kleinen Spannungen. Man unterscheidet in diesem Bereich zwei Mechanismen, einerseits den Nabarro-Herring Mechanismus, der den Fluss der Leerstellen innerhalb des Korns beschreibt. Die Fehlstellen bewegen sich so, dass es zu einer Verlängerung der Probe kommt. Das heißt, sie bewegen sich aus Bereichen normal zur Beanspruchungsrichtung hin zu Bereichen parallel zur Beanspruchungsrichtung (Abb. 1.8 a) Daneben existiert für diesen Bereich noch der Coble-Mechanismus. Er basiert auf der Diffusion in die Korngrenzen anstelle des Volumens. Diese Diffusion führt zu einem Gleiten der Korngrenzen. Wie der Fluss der Leerstellen entlang eine Korngrenze vonstatten geht, zeigt (Abb. 1.8 b) [9],[8]

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

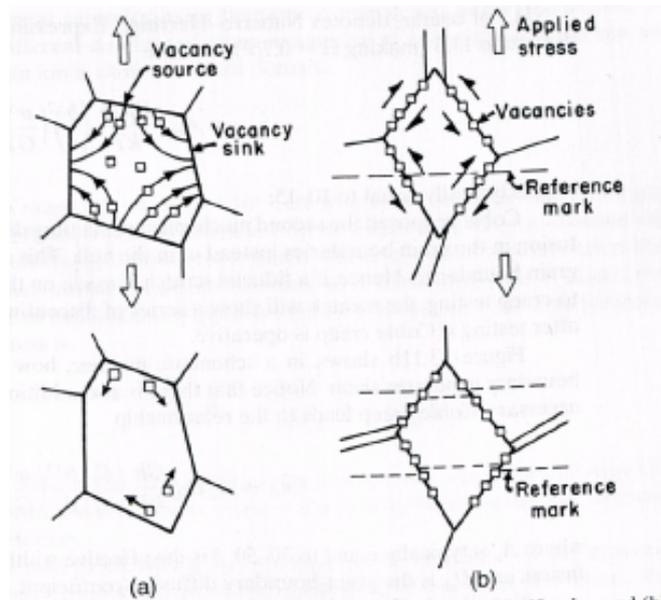


Abbildung 1.8: Leerstellenfluss für (a) Nabarro-Herring und (b) Coble-Mechanismus [8]

### 1.5.6.2 Viscous Glide Creep: Spannungsexponent $n=3$

Bei bestimmten Mischkristalllegierungen kommt es bei gewissen Belastungen und durch eine Kombination mehrerer Materialeigenschaften im Nortonschen Kriechdiagramm zu einer Ausbildung von drei Regionen, wie in (Abb. 1.9) gezeigt wird. Mit steigender Spannung verändert der Spannungsexponent  $n$  seinen Wert von 5 auf 3, um danach wieder auf einen Wert zu steigen, welcher dem Versetzungsklettern entspricht. Demnach kann man die Kurve in drei Bereiche aufteilen. Der in diesem Fall interessante Bereich ist der zweite Bereich mit dem Spannungsexponenten von  $n=3$ .

Der Verformungsmechanismus im zweiten Bereich wird als „Viscous Glide of Dislocations“ bezeichnet, was sich frei als viskoses Fließen von Versetzungen übersetzen lässt. Dies ist durch die Wechselwirkungen der Versetzungen mit den in der Legierung gelösten Atomen beschreibbar, wodurch ihre Bewegung behindert wird. Daneben findet in diesem Bereich auch ein Klettern von Versetzungen statt. Da in diesem Fall aber das viskose Gleiten der Versetzungen der langsamere Schritt ist, ist er in diesem Fall der für das Kriechen geschwindigkeitsbestimmende Schritt [10]. Zur genaueren Beschreibung der Interaktion der Versetzungen mit den gelösten Atomen gibt es verschiedene Theorien, es sei in diesem Fall auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen.

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

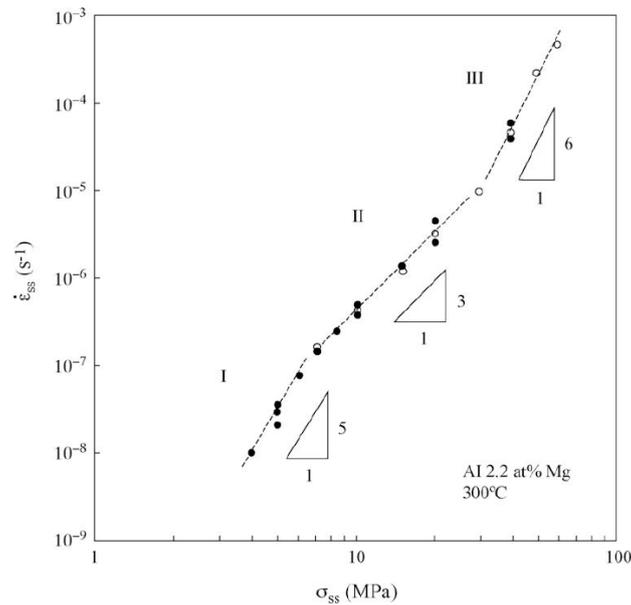


Abbildung 1.9: Nortonsches Kriechdiagramm mit Visous-Drage-Mechanismus [10]

### 1.5.6.3 Versetzungsklettern: Spannungsexponent $n=5$

Wie schon in Kapitel 1.4 erwähnt, betrachtet man den Verformungsmechanismus bei mechanischer Beanspruchung als ein Wandern von Versetzungen durch den Festkörper. Diese Wanderung geht vonstatten, bis die Versetzungen auf Hindernisse treffen und sich an jenen aufstauen. In Kapitel 1.3 wurde darauf eingegangen, dass es bei erhöhten Temperaturen zu Platzwechselfvorgängen zwischen Atomen und Leerstellen kommen kann.

Eine Kombination dieser beiden Erkenntnisse lässt darauf schließen, dass Versetzungen, welche sich an Hindernissen aufgestaut haben, diese Hindernisse mit Hilfe von Diffusion umgehen können. Es kommt nacheinander zu Platzwechselfvorgängen der Atome mit Leerstellen, wodurch es möglich ist, die Versetzung parallel in der Ebene zu verschieben. (Abb. 1.10). Versetzungen können demzufolge in ihrer Gleitebene befindliche oder gebildete Hindernisse bei höheren Temperaturen durch Klettern umgehen.

### 1.5.7 Extrapolation von Zeitstandergebnissen

Bei der Entwicklung neuer Materialien ist es wichtig, möglichst schnell Aussagen über das Festigkeitspotential treffen zu können. Darüber hinaus liegt

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

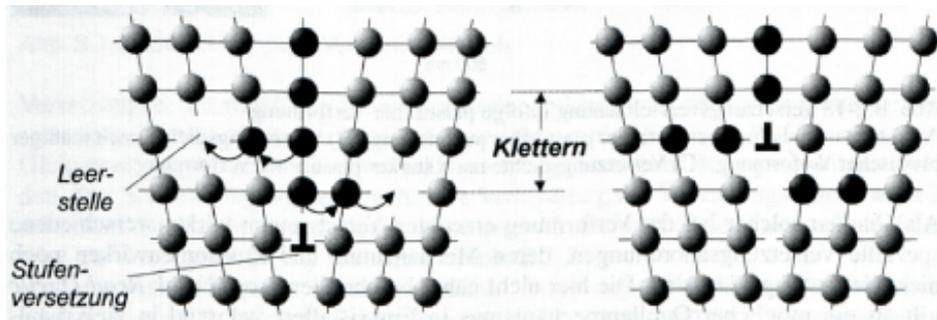


Abbildung 1.10: Klettern von Stufenversetzungen [4]

auch ein hohes Interesse daran, sagen zu können, wie lang diese Festigkeit im Einsatz erhalten bleibt. Die Langwierigkeit der Zeitstanduntersuchungen unter realitätsnahen Bedingungen (z.B.  $10^5\text{h} = 11,5$  Jahre) durchzuführen, hat zu zahlreichen Extrapolationsansätzen geführt, um von Werkstoffparametern in kurzen Laborversuchen auf die langzeitige Einsetzbarkeit schließen zu können. Die heute gängigsten Verfahren sind empirischer Natur und können mit zahlreichen Fehlerquellen behaftet sein. Strukturabhängige Modelle sind aufgrund der großen Vielzahl der Parameter sehr umständlich und daher nicht vorhanden bzw. noch recht ungenau.[1]

Im Folgenden wird auf zwei der gängigsten und verbreitetsten Extrapolationsmethoden, die auch bei den Untersuchungen im Rahmen dieser Masterarbeit eingesetzt wurden, eingegangen.

### 1.5.7.1 Monkman-Grant-Beziehung

Einen einfachen Zusammenhang zwischen der minimalen Kriechrate  $\dot{\epsilon}_{min}$  und der Zeit bis zum Bruch bei verschiedenen Belastungen stellt die Monkman-Grant-Beziehung dar. Sie verknüpft die Zeit bis zum Bruch  $t_r$  allein mit der minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  folgendermaßen:

$$t_r = \frac{K}{\dot{\epsilon}_{min}} \quad (1.11)$$

bzw.

$$\lg(t_r) = K_1 - m * \lg(\dot{\epsilon}_{min}) \quad (1.12)$$

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

Zeichenerklärung:

- K ... Konstante
- $\dot{\epsilon}_{min}$  ... minimale Kriechgeschwindigkeit
- $t_r$  ... Zeit bis zum Bruch

Wenn bei genügend Spannungen  $t_r$  und  $\dot{\epsilon}_{min}$  Wertepaare ermittelt werden, lassen sich durch den Geradenverlauf in einer doppeltlogarithmischen Auftragung schnell Lebenszeiten bei vorhandenen minimalen Kriechgeschwindigkeiten ermitteln (Abb. 1.11), vorausgesetzt dass in dem Spannungsbereich ein einheitlicher Kriechmechanismus vorherrscht.

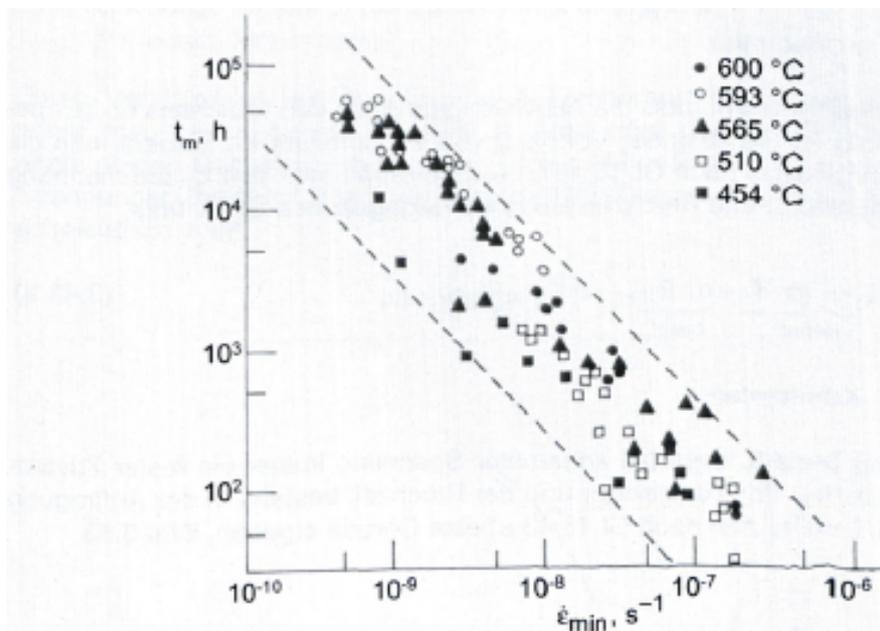


Abbildung 1.11: Monkman-Grant-Diagramm für den warmfesten Stahl 10CrMo9-10 [11]

### 1.5.7.2 Larson-Miller-Beziehung

Um bei Zeitstandversuchen Zeit zu sparen, wurde nach Möglichkeiten gesucht, um die Bruchzeit gegen die Temperatur auszutauschen. Das heißt, man wollte bei gleicher Spannung aus einem kürzeren Versuch bei höherer Temperatur auf das Langzeitverhalten bei niedrigerer, betriebsrelevanter Temperatur schließen. Die bekannteste derartige Extrapolationsmethode stellt die Extrapolation nach Larson und Miller dar. Zu ihrer Herleitung wird die Monkman-Grant-Regel (Gl. 1.12) mit der Temperaturabhängigkeit der mi-

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

nimalen Kriechgeschwindigkeit (Gl. 1.8) verknüpft.

Gleichung 1.8 lässt sich schreiben als:

$$\lg(\dot{\epsilon}_{min}) = B_1 - \frac{0,434 * Q_c}{R} * \frac{1}{T} = B_1 - B_2 * \frac{1}{T} \quad (1.13)$$

Unter der Annahme, dass die Aktivierungsenergie  $Q_c$  unabhängig von der Temperatur ist, erhalten wir aus den beiden Gleichungen:

$$\lg(t_r) = K_1 - m * B_1 + m * B_2 * \frac{1}{T} = K + P * \frac{1}{T} \quad (1.14)$$

Die Beziehung besagt, dass bei konstanter Spannung immer ein fester Zusammenhang zwischen der Temperatur und der Bruchzeit besteht. In der logarithmischen Auftragung der Bruchzeiten  $t_r$  gegen  $\frac{1}{T}$  (Abb. 1.12(a)) ergeben sich Geraden. Aus dem negativen Schnittpunkt der Geraden ergibt sich die Konstante K, aus den Steigungen der Geraden bei unterschiedlichen Spannungen ergeben sich die Larson-Miller-Parameter P der jeweiligen Spannung.

In anderer Schreibweise ergibt sich das Gesetz nach Larson und Miller:

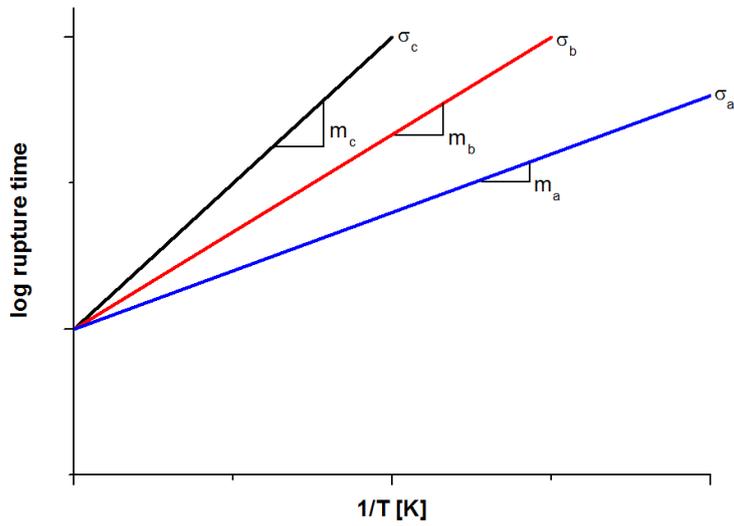
$$T * (C + \lg(t_r)) = P \quad (1.15)$$

Durch die Auftragung der Larson-Miller-Parameter gegen die Spannung in einem logarithmischen Diagramm ergibt sich eine Gerade (Abb. 1.12(b)), über die sich Larson-Miller-Parameter bei unterschiedlichen Spannungen abschätzen lassen.

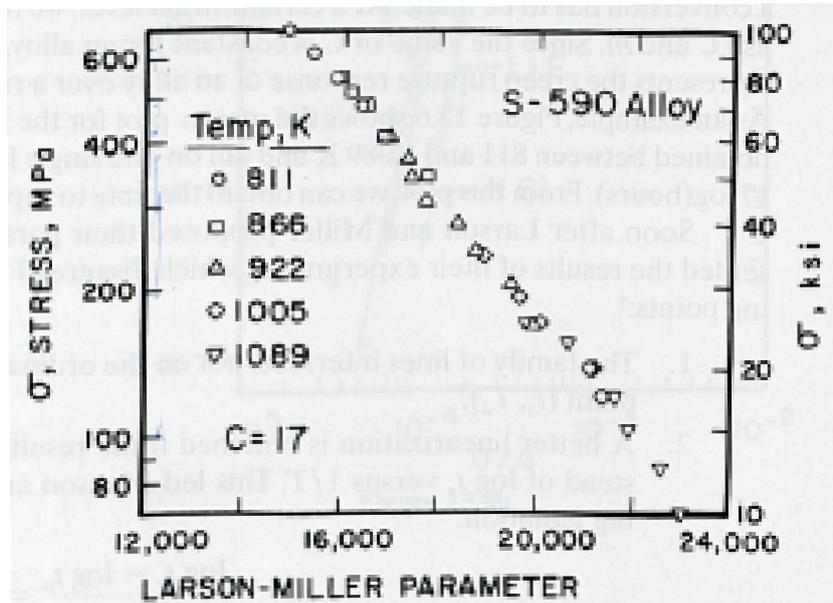
Dadurch ist es möglich, experimentell bei einer bestimmten Spannung kürzere Zeitstandversuche bei höherer Temperatur durchzuführen und daraus die Lebensdauer bei niedrigerer, betriebsrelevanter Temperatur abzuleiten.

Es sei an diesem Punkt noch darauf hingewiesen, dass z.B. eine Änderung des Larson-Miller-Parameters um 1 bei einer 100.000h Bruchzeit eine Änderung der Temperatur um 40°C bedeutet. ([12])

KAPITEL 1. EINLEITUNG



(a) Bestimmung des Larson-Miller-Parameters P



(b) Auftragung des Larson-Miller-Parameters P [8]

Abbildung 1.12: Larson-Miller-Diagramm [8]

## 1.6 Allgemeine Grundlagen SiMo1000

### 1.6.1 Der Werkstoff Gusseisen

Gusseisen ist eine gießbare Eisenkohlenstofflegierung mit über 2 bis 4 wt% Kohlenstoffgehalt. [13] Neben Kohlenstoff bzw. Gusseisen enthält unlegiertes Gusseisen noch etwa 3 bis 6 wt% andere normale Aufbauelemente, wie Silizium, Mangan und Phosphor.

Historisch wurde Gusseisen nach der Farbe des Bruches unterteilt. Weißes Gusseisen, das entlang der Eisenkarbidplatten bricht, und graues Gusseisen, welches entlang der Graphitplatten bricht. Die zweite Form bildet sich bei einem höheren Graphitanteil (0,8-1% im Allgemeinen etwa 1,5-2,5 wt%) aus. [14]

Mit der Weiterentwicklung der Metallografie waren auch andere Unterteilungen möglich, einerseits nach der Art der Matrix in ferritisches, perlitisches, austenitisches, martensistisches und bainitisches Gusseisen, andererseits nach der Form des Graphits in lamellaren, kugeligen, vermikularen und Tempergraphit. [14]

Eine weitere übliche Form der Unterteilung des Graphits besteht darin, ihn in vier Typen zu unterteilen: weißes Gusseisen, Grauguss, duktiles Gusseisen und schmiedbares Gusseisen. Neben diesen vier Basistypen gibt es noch spezielle Formen des Gusseisens mit Spezialnamen: Hartguss, meliertes Gusseisen, vermikulares Gusseisen und hochlegiertes Gusseisen. [14]

Der Vergleich von Gusseisen mit Stahl zeigt viele Gemeinsamkeiten, das Interesse des Metallurgen, der mit Gusseisen arbeitet, liegt aber in den Unterschieden. Der Legierungsanteil in den meisten Stahlsorten ist sehr gering, daher kann man mit ausreichender Genauigkeit von einem binären Fe-C System ausgehen. Folglich reicht das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abb. 1.13) aus, um die Struktur des Stahls im Gleichgewicht zu interpretieren. Anders bei den Gusseisen, welche zusätzlich noch einen beachtlichen Anteil an Silizium besitzen, weshalb man sie als ternäre Systeme betrachten muss. Für einen Vergleich wird ein pseudobinäres Diagramm mit einem Siliziumanteil von 2% herangezogen (Abb. 1.14)

Beim Verleichen der Diagramme zeigt sich, dass durch Zugabe von Silizium zum binären System die Stabilität des metastabilen  $\text{Fe}_3\text{C}$  noch weiter fällt und die Stabilität des Ferrits steigt. Die Gleichgewichtsdiagramme zeigen, dass ein steigender Siliziumgehalt einen fallenden Kohlenstoffgehalt in der eutektischen und eutektoiden Phase führt, während die eutektischen und eutektoiden Temperaturen steigen. [14]

1938 kam es zur ersten Anmeldung von C. Adey auf die Herstellung eines Gusseisens mit sphärolitischer Graphitbildung [15]. Aber erst 1948 ge-

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

lang es durch Zugabe von Magnesium und Cer, die Kristallisation so sicher zu beeinflussen, dass der Graphit in nahezu idealer, fein verteilter Kugelform vorlag [16][17]

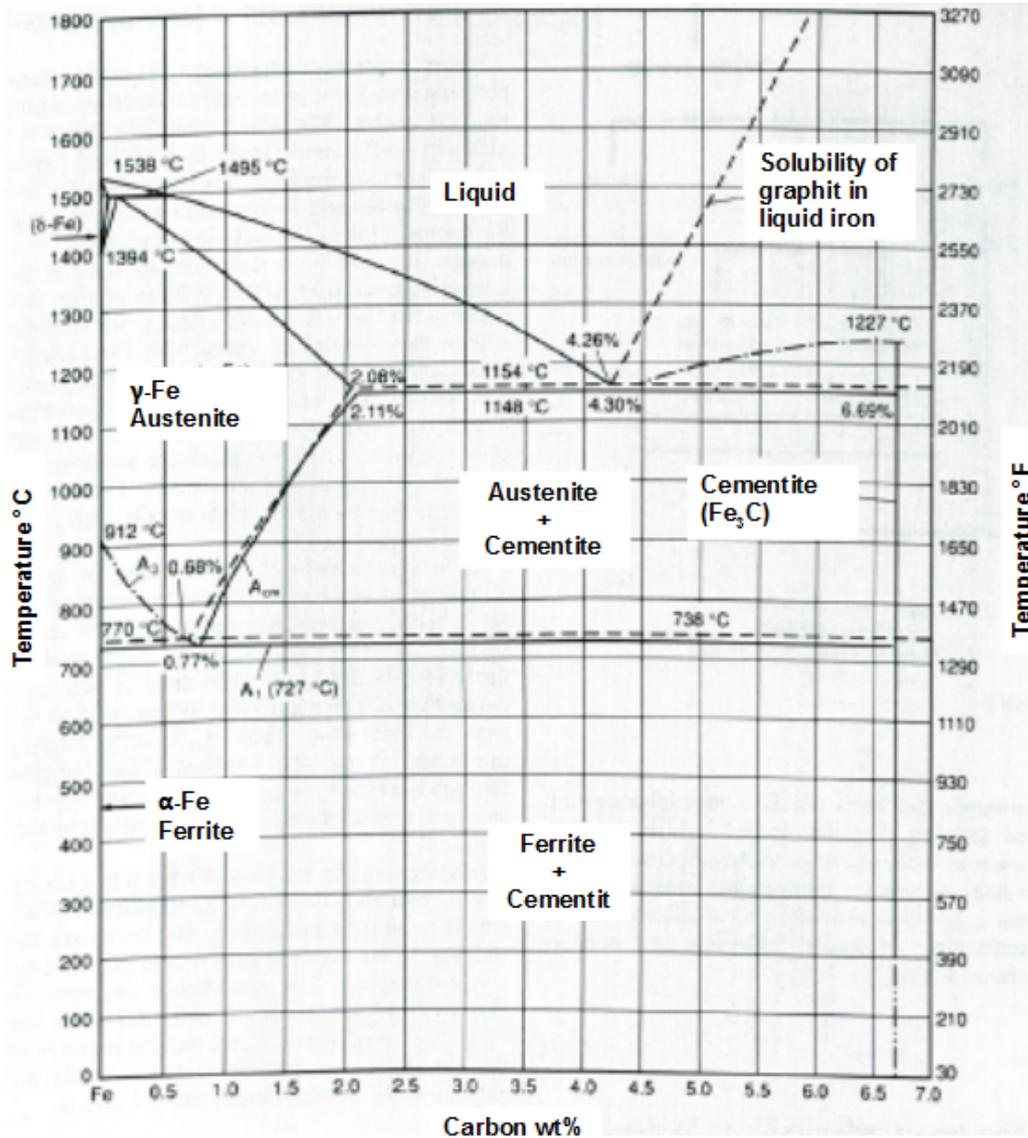


Abbildung 1.13: binäres Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [14]

### 1.6.2 Gusseisen mit Kugelgraphit

Nach DIN EN 1563 [18] ist Gusseisen mit Kugelgraphit eine Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Legierung, deren als Graphit vorliegender Kohlenstoffanteil nahezu

KAPITEL 1. EINLEITUNG

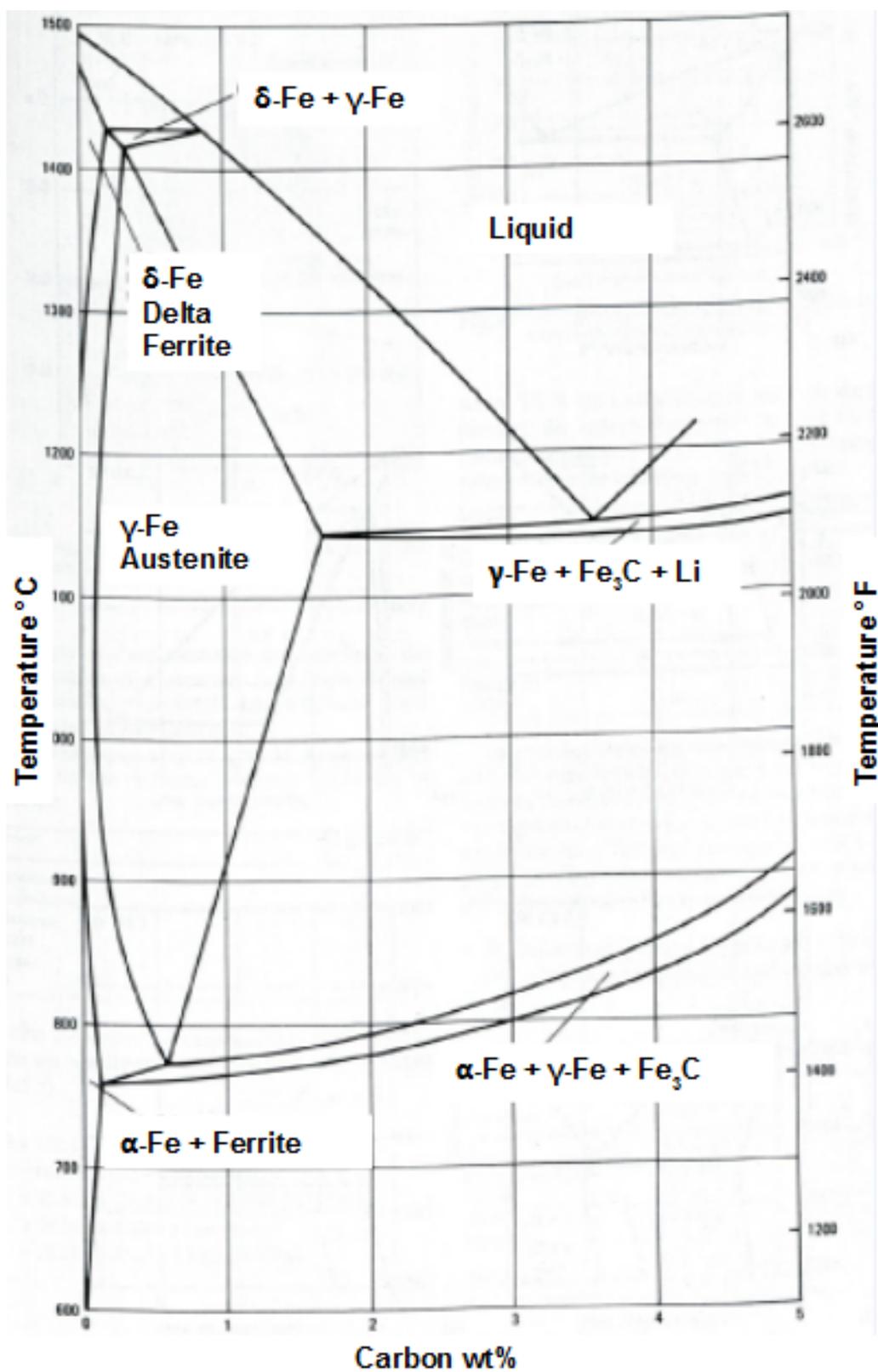


Abbildung 1.14: pseudobinäres Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Diagramm [14]

## KAPITEL 1. EINLEITUNG

*vollständig in weitgehend kugeliger Form auftritt* [19]. Im Gegensatz zu dem sich in Lamellenform ausbildenden Graphits besitzt der kugelige Graphit eine geringere Kerbwirkung.

Daher kann die Meinung vertreten werden, dass sich im Gusseisen mit Kugelgraphit die Vorzüge des Stahlgusses mit jenen des Graugusses vereinigen lassen. Hierbei besitzt es eine dem Stahl ähnliche Streck- bzw. Dehngrenze und Bruchdehnung, verbunden mit hoher Zugfestigkeit, gutem Dämpfungsvermögen und außergewöhnlich guter Bearbeitbarkeit. Im Gegensatz dazu besitzt „normales Gusseisen“ mit Lamellengraphit praktisch keine Dehnung [19].

Neben der offiziellen Bezeichnung duktiles Gusseisen existieren noch die alte Bezeichnung GGG (Globulärer Grauguss) und eine Reihe weiterer Namen wie z.B. Kugelgraphitguss oder sphärolitisches Gusseisen. Im angelsächsischen Raum ist die aktuellste Bezeichnungen Ductile Cast Iron daneben existieren noch die Bezeichnungen Nodular Cast Iron oder SG (Spheroidal Graphite) Cast Iron [19].

Durch den Einsatz von Legierungselementen lassen sich gezielt günstigere Kombinationen von Festigkeit, Zähigkeit und vor allem sehr gute Werte für die 0,2%-Dehngrenze erzielen. Das heißt, man kann die Anwendung des Gusseisens für bestimmte Anwendungen optimieren [19].

Die hauptsächliche Wirkung von Legierungselementen auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit beruht auf ihrem Einfluss auf das Ferrit-Perlit-Verhältnis in der Grundmasse und ihrem Einfluss auf die Verfestigung von Ferrit und Perlit [19].

Die wichtigsten Legierungselemente sind Kupfer und Nickel, welche austenitstabilisierend wirken, Molybdän, welches vor allem die Warmfestigkeit steigert, Chrom als bereits in kleinen Mengen karbidstabilisierendes Element und Zinn, welches ein starker Perlitbildner ist [19].

### 1.6.3 SiMo

SiMo-Gusseisen sind mit 4% Si und 0,6-1% Mo legierte Gusseisen mit einem hohen Anteil an Kugelgraphit und Vermiculargraphit nach [20]. Die SiMo-Legierung wird für wärmebeanspruchte Gussstücke wie Auspuffkrümmer, Turboladegerhäuse oder ähnliche Anwendungen verwendet. Ihr Manko liegt in einem Einsatzbereich von nur bis zu rund 820°C, welcher den modernen Entwicklungen nicht mehr gerecht wird. [21]

# Kapitel 2

## Stand der Technik

Der technische Fortschritt verlangt Materialien, welche sich bei erhöhter Temperatur über einen längeren Zeitraum stabil verhalten. Den aktuellen Stand der Dinge stellt dabei das austenitische Gusseisen GJSA-XNiSiCr35-5-2 ( $D_5S$ ) mit einer Einssatztemperatur zwischen  $820^\circ$  und  $930^\circ\text{C}$  dar [21]. Daher entschloss sich die Firma Georg Fischer Automotive AG, einen SiMo-Gusseisenwerkstoff zu entwickeln, welcher auch bei vergleichbaren Temperaturen einsetzbar ist.

Neben der Entwicklung, niedriglegierte Gusseisen in einem höheren Temperaturbereich einzusetzen, gibt es z.B. auch Entwicklungen, den austenitischen Gussstahl CF8C in einem höheren Temperaturbereich einzusetzen, wodurch es zu der Entwicklung von CF8C-Plus kam. [12]

Daher wird im folgenden Kapitel der aktuelle Stand der Dinge für Werkstoffe im entsprechenden Einsatzgebiet dargestellt.

### 2.1 SiMo 1000 Werkstoffentwicklung

Die Firma Georg Fischer entwickelte den Werkstoff SiMo weiter um ihn auch bei höheren Temperaturen einsetzen zu können, als Vergleichsmaterial diente der Werkstoff  $D_5S$  mit Einsatztemperaturen von  $820$  bis  $930^\circ\text{C}$ . Dies führte zur Entwicklung des Werkstoffs SiMo1000, welcher durch einen Siliziumanteil von  $2,5\%$  in Kombination mit einem Aluminiumgehalt von  $3-3,5\%$  zu einem Werkstoff mit einem sehr ausgewogenen Eigenschaftsprofil führte. Als weitere Bestandteile befinden sich Nickel und Molybdän mit Anteilen von jeweils knapp  $1\%$  im Werkstoff. [21]

Neben Vermicular- und Kugelgraphit sowie Ferrit befinden sich im Gefüge von SiMo1000 noch drei weitere Phasen (Abb. 2.1:

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

- Molybdän-Sonderkarbide (eutektische Karbide)
- Perlitsaum (sehr feine, körnige Ausscheidungen um die Karbide)
- Pseudoperlit (perlitähnliche Bereiche mit teils lamellarer, teils körniger Struktur)

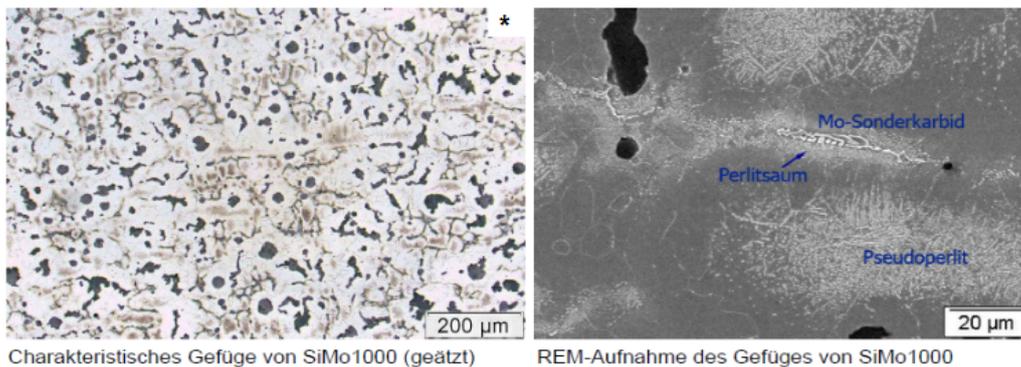


Abbildung 2.1: Charakteristisches Gefüge (geätzt) von SiMo1000; Lichtmikroskopie (links) und REM-Bild (rechts) [21]

Die von einem Saum umgebenen Sonderkarbide treten auch in klassischen SiMo-Gusseisen auf, der Pseudoperlit ist hingegen eine mikrostrukturelle Eigenheit von SiMo1000 und steht im Zusammenhang mit dem Aluminiumgehalt dieser Legierung. Ein Vergleich der Elementarzusammensetzung der drei Bereiche zeigt, dass der Pseudoperlit stark mit Aluminium angereichert ist. Silizium ist hingegen in geringeren Gehalten vorhanden als in der Matrix. Daher kann vermutet werden, dass es sich bei der karbidischen Phase im Pseudoperlit um ein Eisen-Aluminium-Karbid  $Fe_3AlC_x$  ( $x=0,5-0,7$ ) handelt. Gemäß Literatur [22] bildet diese Phase lamellare Strukturen ähnlich dem Perlit und tritt bei einem Aluminiumgehalt größer 3% auf. Eine dem Perlitsaum ähnliche Erscheinung tritt auch bei handelsüblichem SiMo auf und wird dort üblicherweise dem Perlit zugerechnet, obwohl es sich bei den feinen Ausscheidungen nicht um  $Fe_3C$  handelt, sondern wahrscheinlich um  $Fe_2MoC$  und  $M_6C$ . Diese Ausscheidungen sind deutlich temperaturstabiler als Perlit. [21]

Für eine etwas bessere Zunderbeständigkeit existieren neben den Standardvarianten auch Werkstoffe mit zusätzlichem Chrom- und Nickelanteil von 0,5-1% (SiMoCr und SiMoNi). Bei höheren Temperaturen bis maximal 930-950° werden heute entweder hochlegierte chromhaltige, ferritische Stähle oder austenitische Gusseisen wie GJSA-XNiSiCr35-5-2 (Ni-Resist D5S) eingesetzt.

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

Im Bereich bis 1000°C und leicht darüber werden die gewünschten Anforderungen nur noch von hochlegierten, austenitischen Stählen erfüllt und bei noch höheren Temperaturen muss schließlich auf Nickelbasislegierungen zurückgegriffen werden. [21]

### 2.1.1 Mechanische und thermophysikalische Eigenschaften von SiMo 1000

In Abb. 2.2 werden typische mechanische Eigenschaften von Raumtemperatur bis 900°C dargestellt [23]. Der Werkstoff zeigt bis rund 500°C ein verfestigendes Verhalten bei plastischer Deformation. Ab 600°C ändert sich das Deformationsverhalten deutlich und das Spannungsmaximum wird deutlich früher durchlaufen [21]. Die technische Spannungs-Dehnungskurve ist in Abb. 2.3 dargestellt. Das Deformationsverhalten ähnelt jenem des klassischen SiMo Gusseisens. Es erreicht jedoch über den gesamten Temperaturbereich nicht die Festigkeit von SiMo1000. Die Warmzugfestigkeitswerte des austenitischen GJSA-XNiSiCr35-5-2 (Abb. 2.4) liegen jedoch über denjenigen des SiMo1000 [21].

Bei den thermophysikalischen Eigenschaften zeigen die ferritischen SiMo-Gusseisen klare Vorteile gegenüber dem GJSA-XNiSiCr35-5-2 (Abb. 2.5-2.6). Sie weisen sowohl höhere Wärmeleitfähigkeit als auch eine geringere Wärmeausdehnung auf, was den Aufbau von thermisch induzierten Spannungen bei zyklischer Temperaturbelastung reduziert [21]. Aufgrund seines erhöhten Legierungselementanteils erreicht SiMo1000 nicht ganz die Wärmeleitfähigkeitseigenschaften des normalen GJS-SiMo, obwohl die teilweise vermiculare Ausbildung des Graphits eigentlich eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit mit sich bringen sollte. Der positive Effekt der Graphitform wird offenbar durch die Verminderung der Leitfähigkeit der ferritischen Matrix infolge der erhöhten Menge der im Mischkristall gelösten Legierungselemente zunichte gemacht [21].

## 2.2 Warmzugfestigkeit

In [24] wurde das thermomechanische Verhalten von verschiedenen Gusseisensorten untersucht. Dazu wurden Zugfestigkeitsversuche bei verschiedenen Temperaturen zwischen Raumtemperatur (Abb. 2.7(a)) und 800°C durchgeführt (Abb. 2.7(b)). Hug et al. erkannten eine starke nichtlineare Abhängigkeit von Spannung und Dehnung im elastischen Bereich. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass sich ferritisches Gusseisen ab Temperaturen von 650°C kriechähnlich („creep like“) verhält, während sich austenitisches Gusseisen

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

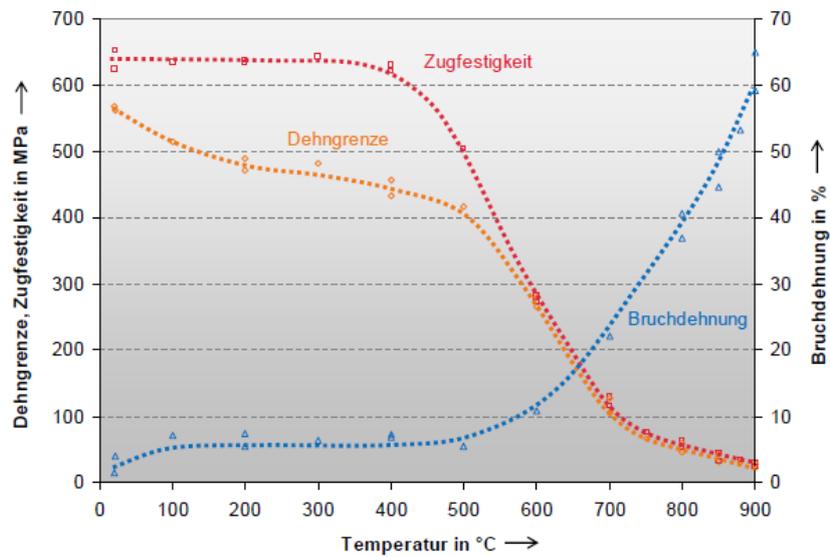


Abbildung 2.2: Mechanische Eigenschaften für SiMo1000 von Raumtemperatur bis 900°C [23]

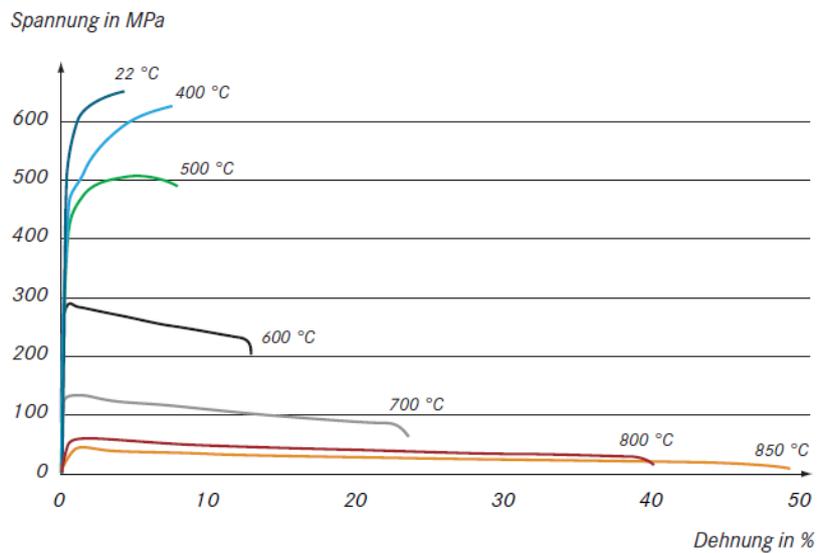


Abbildung 2.3: Technische Spannungs-Dehnungskurve von SiMo1000 von Raumtemperatur bis 850°C [21]

erst bei Temperaturen über 750°C kriechähnlich verhielt.

Das nichtlineare Verhalten von duktilem Gusseisen wurde zuvor bereits von J. Kohout erkannt. Die Abweichung vom klassischen Hookeschen Gesetz erklärt Kohout mit der Form des Graphits und der Metallurgie der Matrix

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

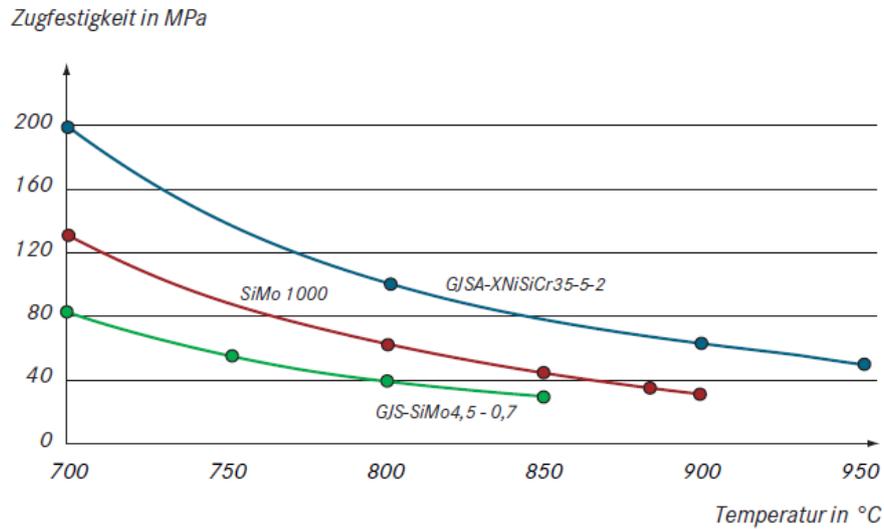


Abbildung 2.4: Warmzugfestigkeit in Abhängigkeit der Teemperatur für Si-Mo1000, GJS-SiMo und GJSA-XNiSiCr35-5-2 [21]

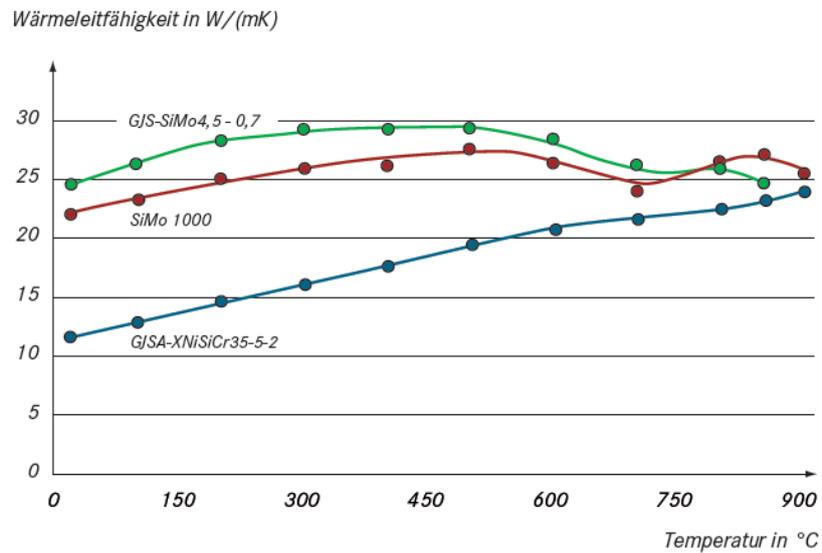


Abbildung 2.5: Wärmeleitfähigkeit von SiMo1000, GJS-SiMo und GJSA-XNiSiCr-25-5-2 [21]

[25].

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

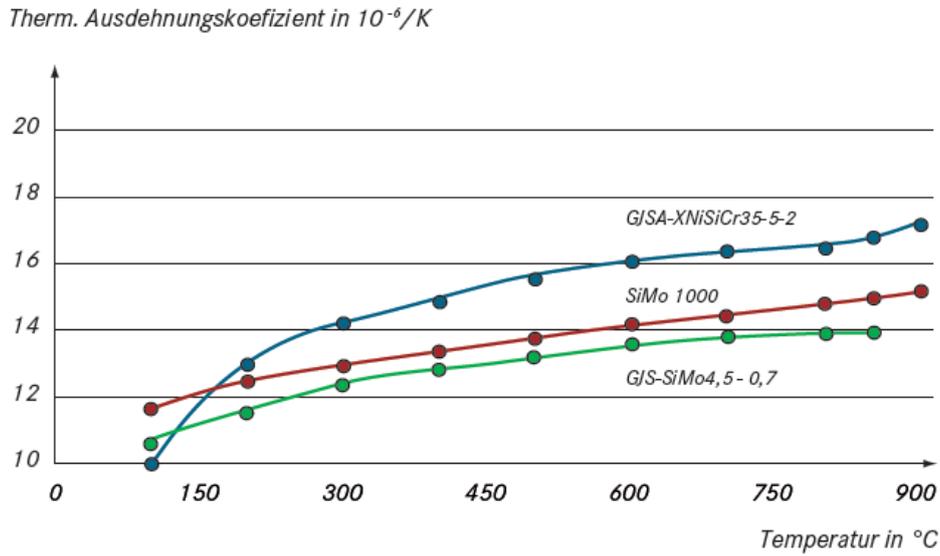


Abbildung 2.6: Wärmeausdehnungskoeffizient von SiMo1000, GJS-SiMo und GJSA-XNiSiCr-25-5-2 [21]

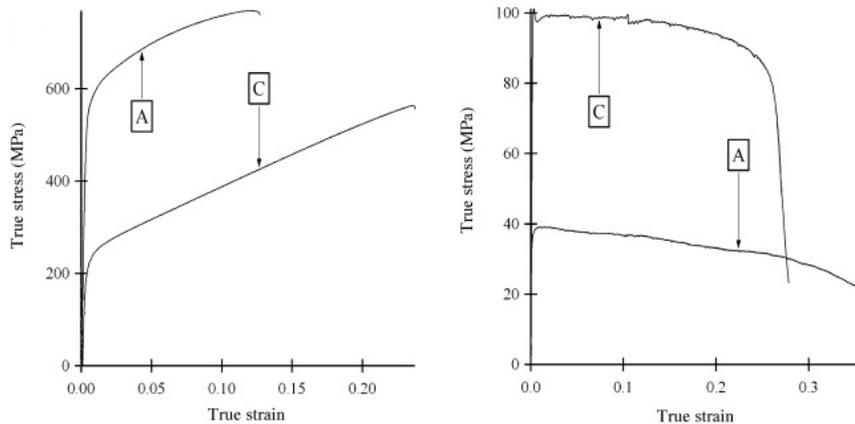


Abbildung 2.7: Zugversuche von ferritischem (A) und austenitischem (C) duktilen Gusseisen [24]

## 2.3 Kriechverhalten

### 2.3.1 Duktiles Gusseisen

In [26] wurde u.a. das Kriechverhalten verschiedener Arten duktilen Gusseisens bei Temperaturen über 400°C bis hinauf zu 550° untersucht (Abb. 2.8).

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

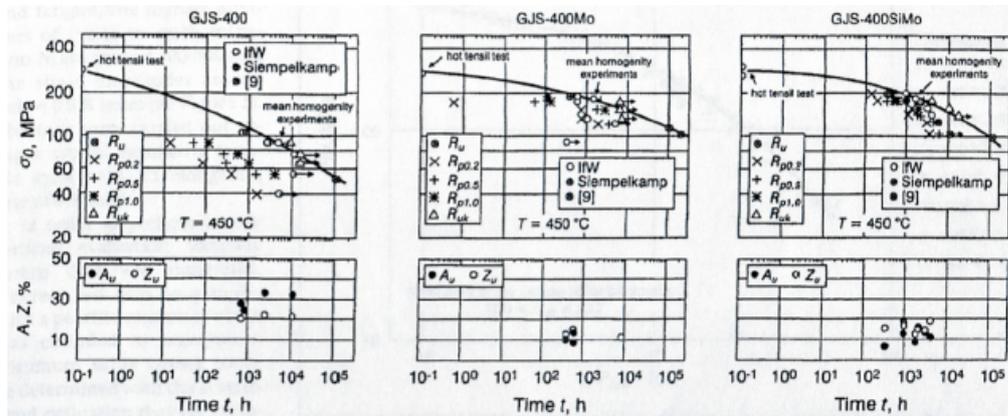


Abbildung 2.8: Kriechverhalten verschiedener Gusseisen bei 400°C

Dabei wurde festgestellt, dass Molybdän legiertes Gusseisen eine höhere Zeitstandfestigkeit besitzt als unlegiertes Gusseisen. Die höchste Zeitstandfestigkeit weist jedoch mit Silizium und Molybdän legiertes duktiles Gusseisen auf.

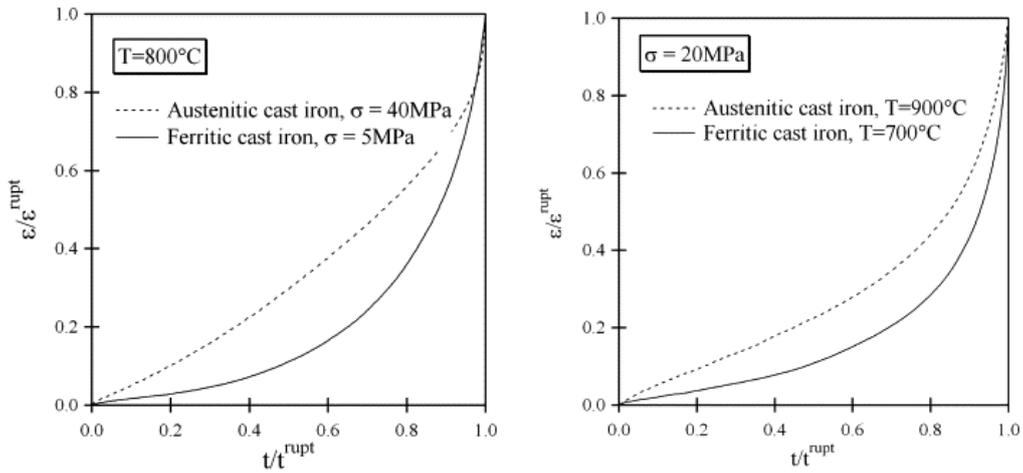
In [24] wird das Kriechverhalten von verschiedenen ferritischen und austenitischen, duktilen Gusseisensorten untersucht. Kriechversuche wurden zwischen 650°C und 900°C bei verschiedenen Spannungen durchgeführt (Abb. 2.9(a) und Abb. 2.9(b)) und anschließend das Gesetz von Monkman und Grant überprüft (Abb. 2.9(c)). Durch die Einheitlichkeit des Gesetzes von Monkman und Grant schlossen Hug et al. auf einen einheitlichen Kriechmechanismus über den gesamten Temperaturbereich hinweg.

Des Weiteren wurde festgestellt, dass für die untersuchten Materialien kein stationärer Kriechbereich existiert. Stattdessen folgt auf eine kurze primäre Phase ein Minimum der Kriechrate, auf welche eine lange tertiäre Phase folgt. Das Minimum der Kriechrate wird dabei abhängig von der Spannung zwischen 0,01 mal der Bruchzeit und 0,3 mal der Bruchzeit erreicht. Damit wurden Erkenntnisse aus früheren Arbeiten [27, 28, 29] bestätigt.

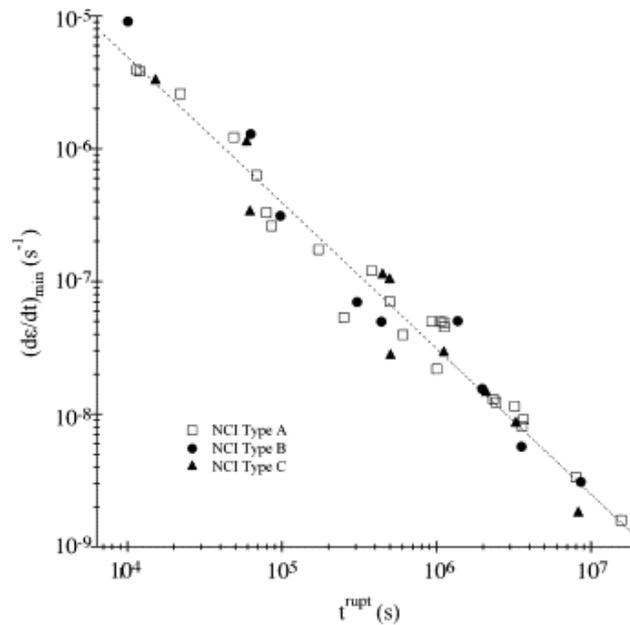
### 2.3.2 Stahl

In [12] werden die Stähle CF8C (Fe-19Cr-10Ni-0.07C-1.0Nb-0.7Mn-1Si) und CF8C-Plus (Fe-19Cr-12Ni-0.07C-0.07Nb-0.4Si-Mn+N) untersucht. Diese Werkstoffe sollen den vorhandenen Werkstoff SiMo Gusseisen ersetzen, da sie kostengünstiger und bei höheren Temperaturen einsetzbar sind. Für die Untersuchungen wurden Kriechversuche mit den Werkstoffen durchgeführt und in einem Larson-Miller-Diagramm vorhandenen Daten von SiMo und einem

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK



(a) Normalisierte Kriechkurven bei  $800^{\circ}\text{C}$  [24] (b) Normalisierte Kriechkurven bei  $20\text{MPa}$  [24]



(c) Monkman-Grant-Diagramm von ferritischem (A), ferritischem SiMO (B) und austenitischem (C) Gusseisen [24]

Abbildung 2.9: Zusammengefasste Ergebnisse der Kriechversuche von Hug et al.

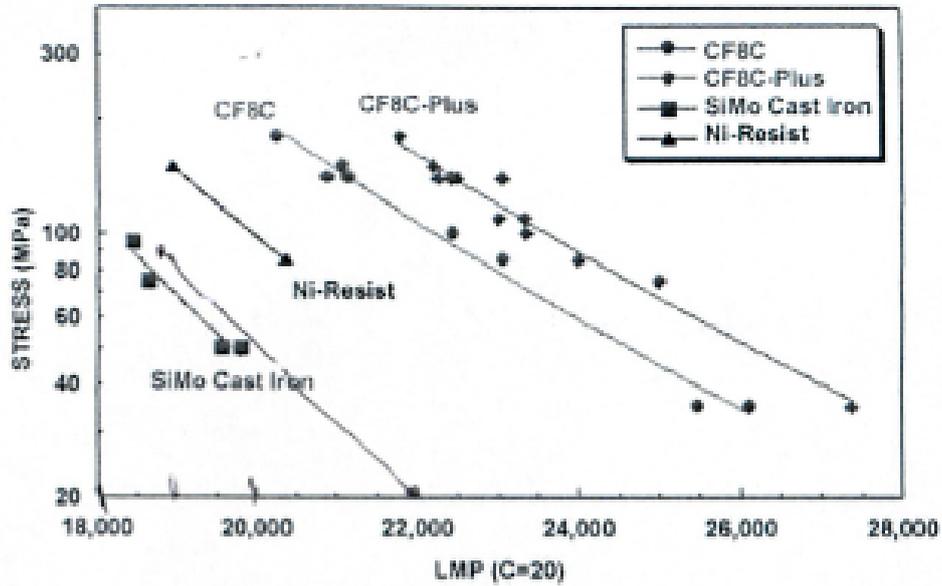
## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

herkömmlichen Nickelstahl gegenübergestellt. (Abb. 2.10(a)) Dabei stellte sich heraus, dass die Eigenschaften des Werkstoffes CF8C-Plus in Bezug auf die Warmzugfestigkeit und Kriechfestigkeit jene von CF8C und SiMo-Gusseisen über einen weiten Temperaturbereich überstiegen. Des Weiteren wurden noch Versuche mit verbesserten CF8C-Plus Werkstoffen (Zusatz von Cu und W) durchgeführt. Hierbei zeigte sich eine weitere Verbesserung der Zeitstandfestigkeitseigenschaften durch die Zusätze (Abb. 2.10(b))

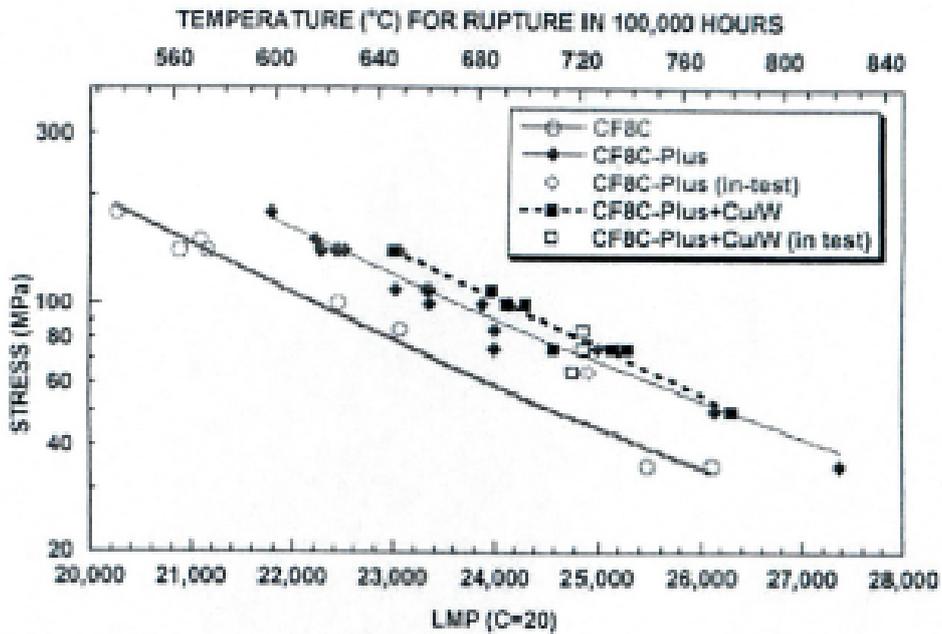
### 2.4 Kriechschädigung in Gusseisen

In [24] behaupten Hug et al., dass sich bei hohen Belastungen die Kohlenstoffanhäufungen in den ferritischen Gusseisensorten beträchtlich strecken und sich Poren am Übergang zwischen Graphit und Matrix bilden (Abb. 2.11). Entlang des Graphits der sich normal zu Belastungsrichtung befindet, kommt es zur Ausbildung von Mikrorissen. Der Mechanismus der Kriechschädigung wird vom plastischen Fließen kontrolliert, ähnlich dem Verhalten bei Zugversuchen bei höheren Temperaturen („creep like behavior“) Für niedrige Belastungen kommt es zu einer Ablöseerscheinung zwischen den Karbiden und der Matrix und Mikrorisse bilden sich entlang der Korngrenzen oder entlang der verbleibenden Karbide (Abb. 2.12). Das Zusammenwachsen dieser Mikrorisse führt zur Riss- und Schadensausbildung normal zur Beanspruchungsrichtung.

KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK



(a) Larson-Miller-Diagramm CF8C vs. SiMo [12]



(b) Larson-Miller-Diagramm verbesserter CF8C Werkstoffe [12]

Abbildung 2.10: Vergleich von CF8C-Stahl mit SiMo-Gusseisen im Larson-Miller Diagramm [12]

## KAPITEL 2. STAND DER TECHNIK

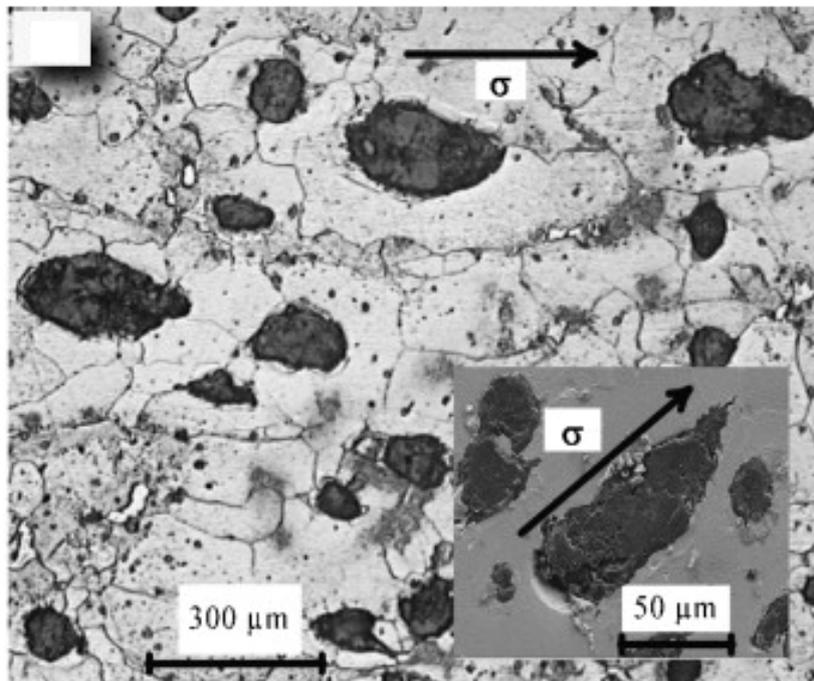


Abbildung 2.11: Mikrostruktur von ferritischem Gusseisen nach Kriechbruch (schneller Bruch)  $t_r=13,6h$  [24]

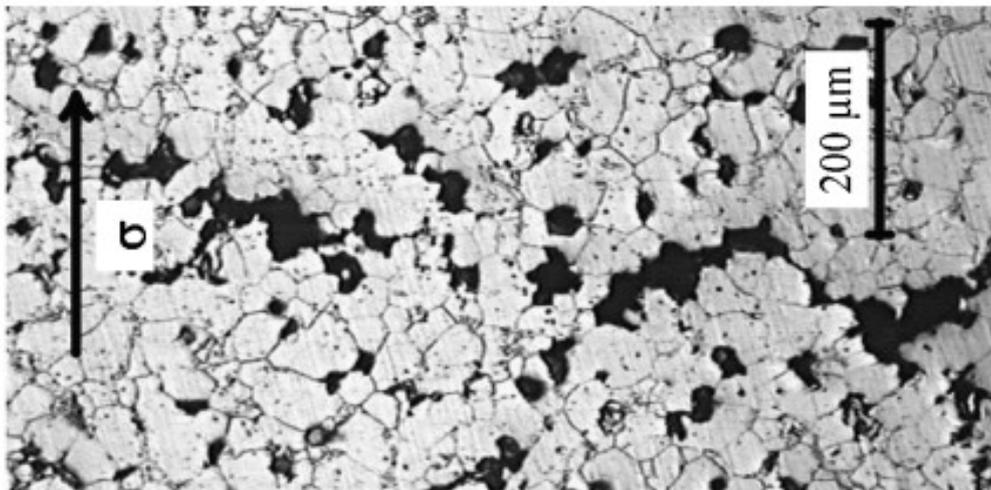


Abbildung 2.12: Mikrostruktur von ferritischem Gusseisen nach Kriechbruch (langsamer Bruch)  $t_r=995,6h$  [24]

# Kapitel 3

## Hypothese

### 3.1 Problemstellung

Durch die öffentliche Entwicklung, welche einen umfassenden Umweltschutz und damit eine Reduktion des CO<sub>2</sub>-Ausstoßes von Automobilen verlangt, sehen sich Automobilhersteller dazu gezwungen, verbrauchsgünstigere und emissionsärmere Fahrzeuge auf den Markt zu bringen. Die Optimierung konventioneller Verbrennungsmotoren führte dabei zu einer Steigerung der spezifischen Leistung und des Mitteldruckniveaus, was aber mit einer Erhöhung der maximalen Abgastemperatur einherging, was zu einer zunehmenden thermischen Beanspruchung der abgasführenden Motorkomponenten wie Abgaskrümmer oder Turbolader führte. Dadurch stoßen die bisher eingesetzten Werkstoffe an ihre Belastungsgrenze und es müssen verbesserte Werkstoffe gefunden werden. [21]

Ferritische SiMo-Gusseisen mit einem Anteil von 4-5% Silizium und 0,5-1% Molybdän finden in ihren Ausführungen als Vermicluargraphit- und als Kugelgraphitvarianten Einsatz bei Bauteiltemperaturen bis zu rund 820°C. Durch Legierung mit Chrom und Nickel (0,5-1%) lässt sich eine verbesserte Zunderbeständigkeit herstellen. Bei höheren Temperaturen bis maximal 930-950°C werden entweder austenitische Gusseisen wie GJSA-XNiSiCr35-5-2 (D5S) oder hoch chromhaltige ferritische Stähle eingesetzt. Im Bereich bis 1000°C und leicht darüber erfüllen nur noch hoch legierte, austenitische Stähle die Anforderungen, bei noch höheren Temperaturen sind Nickelbasislegierungen die einzige Möglichkeit. [21]

Da höherwertige Werkstoffe einen höheren Legierungselementanteil besitzen, steigen die Werkstoffgrenzen mit zunehmender Einsatzgrenze kontinuierlich an. Aus ökonomischer Sicht besteht daher der klare Wunsch, niedrig legierte und damit kostengünstigere Werkstoffe auch bei höheren Temperaturen ein-

## KAPITEL 3. HYPOTHESE

zusetzen und die teureren hoch legierten Varianten zu substituieren. [21]  
Aufgrund dieser Tatsache hat sich die Firma Georg Fischer Automotive AG, Schaffhausen, Schweiz dazu entschlossen, die Weiterentwicklung von ferritischen SiMo-Gusseisen zu forcieren und deren Einsatzgebiet für höhere (vergleichbar mit den Einsatztemperaturen des Werkstoffs D5S) Temperaturen zu erweitern. [21]

Durch die Entwicklung des ferritischen Werkstoffes SiMo1000 mit einem Siliziumanteil von rund 2,5% in Kombination mit einem Aluminiumanteil von 3-3,5% und Nickel und Molybdängehalten von jeweils rund 1%, ist es gelungen, das Einsatzgebiet der ferritischen Gusseisen im höheren Temperaturbereich zu erweitern, wobei es gegenüber dem klassischen Gusseisen ein deutlich verbessertes Eigenschaftsprofil im Bereich der Zunderbeständigkeit, Warmfestigkeit und eine höhere Umwandlungstemperatur aufweist. Damit ist es möglich, mit SiMo1000 bis zu einer Temperatur von 860°C den teureren austenitischen Werkstoff GJSA-XNiSiCr35-5-2 (D5S) zu substituieren. [21]

### 3.2 Zielsetzung

Auch wenn bisher bekannt ist, dass der entwickelte Werkstoff SiMo1000 wesentlich bessere Eigenschaften im Bezug auf die Zunderbeständigkeit und die Warmfestigkeit besitzt, so sind seine Eigenschaften im Bezug auf andere Eigenschaften wie z.B. Zeitstandfestigkeit und Ermüdungsverhalten noch nicht ausreichend untersucht. Das Ziel dieser Arbeit besteht daher darin, das Kriechverhalten des Werkstoffes SiMo1000 bei verschiedenen Temperaturen zwischen 600°C und 800°C zu untersuchen und danach durch metallografische Untersuchungen den Schädigungsmechanismus zu erkunden, um eine Antwort auf die Frage nach der Zeitstandfestigkeit zu erhalten. Dabei gilt es zu überprüfen, ob sich die Vorhersagen von Hug et al. [24] für ferritisches Gusseisen auch für den Werkstoff SiMo1000 bewahrheiten. Des Weiteren gilt es zu beantworten, ob der Werkstoff SiMo1000 mit anderen in diesem Temperaturbereich eingesetzten Werkstoffen (z.B. CFC8C-Plus) konkurrieren kann.

# Kapitel 4

## Methode

### 4.1 Werkstoff

Als der zu untersuchender Werkstoff diente für diese Arbeit der in Kapitel 2.1 beschriebene Werkstoff SiMo 1000. Bei der Firma Georg Fischer Automotive AG wurden, um eine Homogenität des Gefüges zu gewährleisten, Y-Proben nach Abb. 4.1 hergestellt welche Metallographisch untersucht oder am Institut weiterverarbeitet wurden.

### 4.2 Warmzugfestigkeit

Die Warmzugfestigkeit wurde nach DIN EN ISO 6892-2 [30] überprüft. Dazu wurden an Proben mit einem Querschnitt nach Abb. 4.2, welche am Institut, aus den Y-Proben der Firma Georg Fischer Automotive AG, mit einer Drehmaschine hergestellt wurden, Thermolemente nebeneinander in der Mitte der Probe aufgebracht. In die Probenstäbe wurden mit einem Metallstift Löcher im Abstand von 21mm eingraviert, in welche die zur Längenmessung benötigten SiC-Stäbe einrasten konnten. Der Zugversuch wurde in einer beheizbaren Zugprüfanlage (Gleeble 1500) durchgeführt. Bei der Versuchsdurchführung wurden die Proben zunächst mit einer Aufheizrate von  $2 \frac{K}{s}$  bis zur jeweiligen Endtemperatur erhitzt. Im Anschluss daran wurden die Proben für 3 Minuten bei der jeweiligen Versuchstemperatur gehalten. Danach wurden die Proben bis zum Bruch belastet, wobei alle 0,5 s die Längenänderung, die Last und die Temperatur aufgezeichnet wurden. Es wurden Versuche bei den Temperaturen 600°C, 700°C und 800°C durchgeführt.

## KAPITEL 4. METHODE

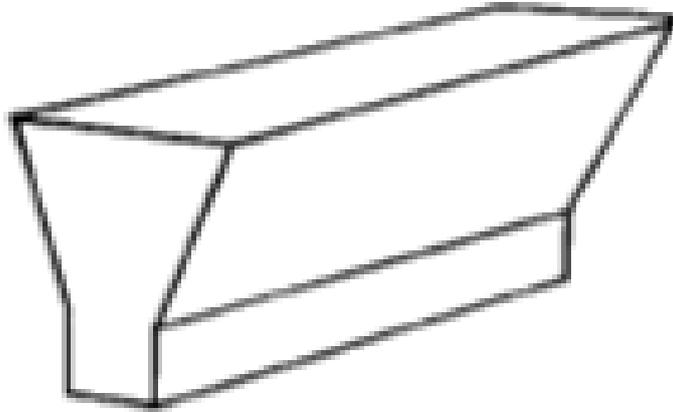


Abbildung 4.1: Y-Probe schematisch

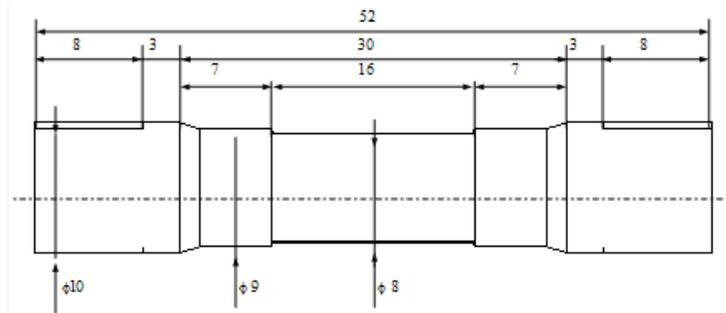


Abbildung 4.2: Dimensionen einer Zugversuchsprobe [mm]

## 4.3 Zeitstandfestigkeit

### 4.3.1 Versuchsanlage

Bei der Zeitstandprüfanlage handelt es sich um einen Prüfstand (Losenhausen), welchen das Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie 1977 als Geschenk der Firma Schoeller Bleckmann Edelstahl GmbH Ternitz erhielt. [31] Der Prüfstand ist mit zylinderförmigen Klapprohröfen ausgerüstet. Um für eine konstante Temperatur über den gesamten Ofen zu sorgen befinden sich am oberen und unteren Ende des Ofens Dichtungsscheiben, welche aus einer Isolrath 1000-Platte hergestellt wurden. Zur Regelung der Prüftemperatur werden kompakte Mikroprozessorregler vom Typ dTRON 04.1 und Typ dTRON 304 eingesetzt. Die Temperaturregelung er-

## KAPITEL 4. METHODE

folgt durch Freigabe oder Sperre der Stromversorgung. Der Istwert für den Regler wird über Thermoelemente an der Probe und über eine Ausgleichsleitung an den jeweiligen Regler herangeführt. Für die Aufzeichnung der Längenänderung der Probe werden induktive Wegaufnehmer, die fix mit einem Extensometer verbunden sind, verwendet. Die Längenänderung sowie auch die Prüftemperatur werden mit einer Messelektronik Spider8 ausgewertet und an einen PC für Datensicherung weitergegeben. Die Versuchsanlage wurde über das Programm Catman angesteuert.

### 4.3.2 Versuchsbedingungen

Die Kriechversuche wurden nach DIN EN ISO 204 [2] durchgeführt. Die Versuche wurden unter konstanten Temperaturen (600, 700 und 800°C) und bei verschiedenen Belastungen (0,1, 0,2, 0,3, und  $0,5 \cdot R_{p0,2}(T)$ ) durchgeführt. Eine genaue Darstellung der durchgeführten Versuche findet sich in Tabelle 4.1. Dazu wurden Proben nach Abb. 4.3 verwendet, welche, am Institut mit einer Drehmaschine, aus den zur Verfügung gestellten Y-Proben hergestellt wurden. Zur Temperaturmessung wurde ein Ring am oberen Ende der Probe angebracht, an welchem die Temperaturfühler eines Thermoelements befestigt wurden. Eine Temperaturmessung an einem Ende der Probe war möglich da in [31] nachgewiesen wurde, dass Ofen und Probe so beschaffen sind, dass die Temperaturabweichungen der Probe die in der Norm festgelegten Werte nicht überschreiten (Keine Abweichungen größer als 3-4°C).

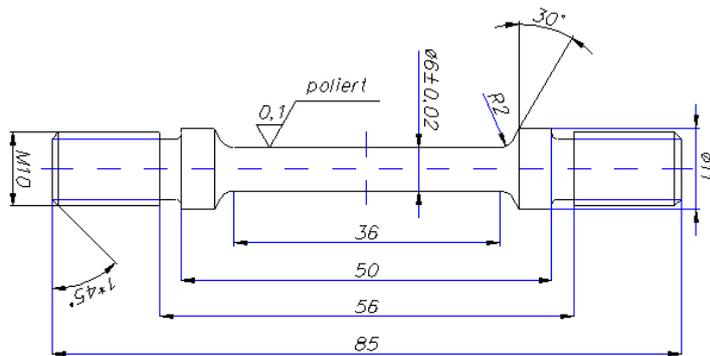


Abbildung 4.3: Dimensionen einer Kriechprobe [mm] [31]

## KAPITEL 4. METHODE



Abbildung 4.4: Kriechmaschine Vorderansicht [31]



Abbildung 4.5: Kriechmaschine Rückansicht [31]

## KAPITEL 4. METHODE

Probe	Temperatur	Belastung	Rp <sub>0,2</sub> -Belastung	Anzahl
1	600°C	192,6 MPa	0,7	1
2+3	600°C	137,6 MPa	0,5	1
4	600°C	82,5 MPa	0,3	1
5	600°C	55,5 MPa	0,2	1
6+7	600°C	27,5 MPa	0,1	2
8	700°C	70 MPa	0,5	1
9+10+11	700°C	50 MPa	0,3	3
12	700°C	30 MPa	0,2	1
13	700°C	10 MPa	0,1	1
14	800°C	20 MPa	0,3	1
15+16	800°C	12 MPa	0,2	2
17	800°C	4,7 MPa	0,1	1

Tabelle 4.1: Versuchsbedingungen Zeitstandfestigkeit

### 4.3.3 Versuchsvorbereitung

#### 4.3.3.1 Belastung

Die Belastung der Probe wurde durch zwei unterschiedliche Methoden eingestellt:

##### - Gewicht an der Aufhängung:

Auf der Hinterseite des Belastungsbalken befindet sich eine Stange mit Auflage (Abb. 4.5). Aufgrund der unterschiedlichen Abstände zum Auflager kommt es zu einem Verhältnis von Belastung an der Aufhängung zu Belastung an der Probe von 1:10. Das bedeutet, wird die Aufhängung mit einem 5kg Gewicht belastet, so wirkt auf die Probe eine Belastung von 50kg. Durch diese Aufhängung war es möglich, das Belastungsgewicht auf der Probe in 50kg-Schritten einzustellen.

##### - Schiebegewicht am Balken:

Auf dem Belastungsbalken ist ein verschiebbares Gewicht, welches entlang einer Messskala verschoben werden kann. Die Messskala entspricht einer Gewichtsskala von 0-50kg mit Messpunkten im Abstand von 0,5kg. Die Skalierung am Messbalken entspricht 1:1 einer Belastung der Probe. Das bedeutet eine Belastung von z.B. 10kg auf dem Balken entspricht einer Belastung der

## KAPITEL 4. METHODE

Probe mit 10kg. Daher war über die Einstellung des Gewichts am Balken eine Feineinstellung des Belastungsgewichts auf 0,5kg möglich.

Selbst im unbelasteten Zustand wirken Kräfte auf die Proben, die jedoch verschwindend gering sind ( $<1\text{kg}=0,34\text{MPa}$ ) und daher vernachlässigt werden können.

Wie von der für den Kriechversuch geforderten Belastung auf das einstellbare Gewicht geschlossen werden kann, wird am folgenden Beispiel illustriert, wo die Gewichte für eine Probe mit einem Durchmesser von 6mm bei einer vorgegebenen Belastung von 50MPa berechnet werden.

$$F = \sigma * A \quad (4.1)$$

$$A = \frac{d^2 * \pi}{4} \quad (4.2)$$

Mit  $1\text{Pa} = 1 \frac{\text{N}}{\text{m}^2}$ :  $50\text{MPa} = 50 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$

$$F = \frac{50 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} * (6 * \text{mm})^2 * \pi}{4} = 1413,72\text{N}$$

mit  $N = \text{kg} * \frac{\text{m}}{\text{s}^2}$

$$M = \frac{1413,72\text{N}}{9,81 \frac{\text{m}}{\text{s}^2}} = 144\text{kg}$$

F ... Kraft [N]

$\sigma$  ... Spannung [MPa]

A ... Oberfläche [ $\text{mm}^2$ ]

d ... Durchmesser [mm]

M ... Masse [kg]

### 4.3.3.2 Parametrisierung der Ofenregler

Um das thermische Verhalten von Ofen, Belastungseinheit und Kriechprobe an den Ofenregler anzupassen, wurde vor jedem Versuch wie in [31] beschrieben, die Selbstoptimierung des Ofenreglers durchgeführt.

## KAPITEL 4. METHODE



(a) Einzelteile der mittleren Baugruppe [31]



(b) mittlere Baugruppe zusammengebaut [31]

Abbildung 4.6: Kriechmaschine: Mittlere Baugruppe

### 4.3.3.3 Zusammenbau der Zugvorrichtung

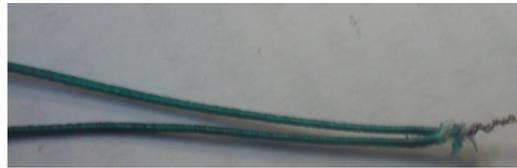
Die mittlere Baugruppe (Abb. 4.6) wurde zunächst zusammengebaut. Dazu wurde die Probe zunächst von einer wärmeleitenden Ummantelung umgeben. An den beiden Enden wurden Ringe aus Messing bzw. Kupfer aufgeschraubt, welche als Befestigung des Thermoelements dienten. Davor wurden die Gewinde an den beiden Enden der Proben mit Graphit geschmiert, um die Verschraubungen nach dem Versuch wieder lösen zu können. Danach wurden die Auflagescheibe und die Führungsscheibe für das Extensiometer montiert. Damit war der Zusammenbau der mittleren Baugruppe abgeschlossen (Abb. 4.6(b)).

Nun wurden die Thermoelemente (Typ K) an der Probe verklemmt. Dazu wurden an den oberen Thermoelementführungsring die Thermoelemente für den Ofenregler und für die Messelektronik Spider8 angeschlossen. Die Drähte der Thermoleitungen wurden ca. 4 mm abisoliert (Abb. 4.7(a)) und miteinander verdreht (Abb. 4.7(b)) und durch die Bohrungen des Halterings an die Probe herangeführt und mit Schrauben fixiert. Die Funktionstüchtigkeit der Thermoelemente wurde mit einem Hand-Temperaturmessgerät sichergestellt.

## KAPITEL 4. METHODE



(a) Thermoelemente Typ K abisoliert und verdrillt [31]



(b) Thermoelemente Typ K verdrillt[31]

Abbildung 4.7: Kriechmaschine: Vorbereitung der Thermoelemente

Zur oberen Baugruppe gehören die Übertragungsbühne, das Extensometer (Messstangen mit Führungshülsen) und ein Spannbolzen. Diese Versuchsgruppe war vor jedem Versuch auf korrekten Zusammenhalt zu prüfen. (Abb. 4.8(a))

Die obere Dichtungsscheibe wurde über die Führungshülsen der Messstangen des Extensometers geschoben um den Ofeninnenraum abzudichten (Abb. 4.8(b)).

Durch die Kupplung über ein Gewinde wurde die mittlere Baugruppe mit der oberen Baugruppe der Zugvorrichtung verbunden.

Die untere Dichtungsscheibe wurde zusammen mit der unteren Baugruppe (Abb. 4.9) ebenfalls über eine Gewindekupplung verbunden.

Die Zugvorrichtung wurde vorsichtig in den Ofen eingeführt und mit der oberen Zugstange befestigt (Abb. 4.10(a)). Die Dichtungsscheiben mussten bis zum Anschlag nach oben gehalten werden, um einer Beschädigung der Ofenisolation vorzubeugen (Abb. 4.10(b)). Nach dem Einbau liegt die obere

## KAPITEL 4. METHODE



(a) obere Baugruppe [31]



(b) obere Baugruppe mit Dichtungsscheibe [31]

Abbildung 4.8: Kriechmaschine: Obere Baugruppe

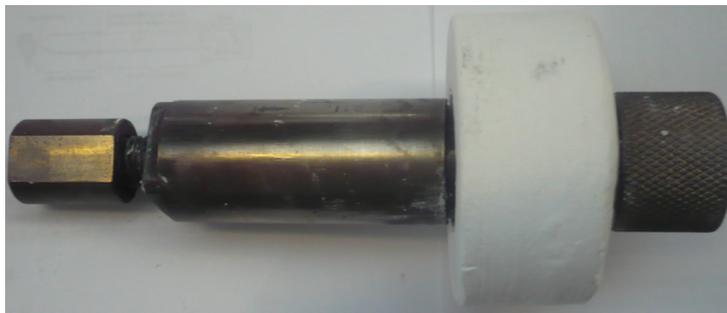


Abbildung 4.9: Kriechmaschine: Untere Baugruppe mit Dichtungsscheibe [31]

## KAPITEL 4. METHODE

Dichtungsscheibe auf der Oberseite der Ofenisolation, die untere Dichtungsscheibe befindet sich im Inneren der Ofenisolation.

Der Klappofen wurde mit zwei Verschlussklemmen geschlossen. Die oberen Isolationsschichten des Ofens bildeten dabei eine glatte Auflagefläche für die Dichtungsscheibe, was eine gute Dichtung gewährleistet.

Über Steckverbindungen werden die Thermoelemente mit der Ausgleichsleitung verbunden, welche mit der Messelektronik verbunden sind.

Nach der Catman Kurzanleitung in [31] wird das Messprogramm Catman gestartet und eingerichtet.

Der Wegaufnehmer mit dem dazugehörigen Stößel wurde mit dem Extensometer verbunden. Der Nullpunkt des Wegaufnehmers wurde durch händisches Bewegen des Wegaufnehmers erreicht. Dazu wurde er bewegt bis das Messprogramm einen Wert nahe Null und größer Null anzeigte. In dieser Position wurde der Wegaufnehmer mit dem Extensometer fixiert. Der exakte Nullabgleich fand nach Einstellung der Versuchstemperatur softwaremäßig statt.

Die für die Versuche benötigten Öfen wurden eingeschaltet und die Versuchstemperaturen ( $600^\circ$  -  $800^\circ$ ) eingestellt.

Nachdem sich die gewünschte Temperatur nach ca. 30 Minuten einstellte, wurde die Probe für eine Stunde bei konstanter Temperatur gehalten, bevor die Versuche gestartet wurden.

Der Nullabgleich des Wegaufnehmers wurde softwaremäßig durchgeführt und die Aufnahme von Temperatur und Längenausdehnung gestartet.

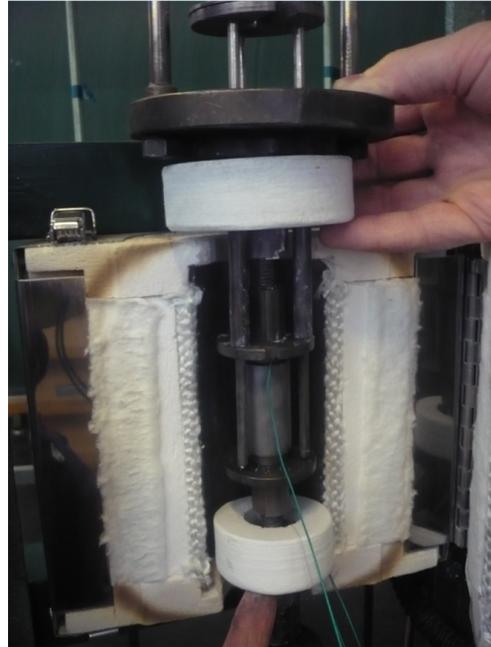
Im Anschluss daran wurde die Nennlast zügig, aber stoßfrei durch Drehen der Handkurbel (Abb. 4.10(c)), bis sich der Balken weit genug neigte aufgebracht und damit der Versuch gestartet.

Nach dem Bruch oder einem vorzeitigen Abbrechen des Versuchs wurde manuell die Solltemperatur des Ofenreglers auf  $20^\circ\text{C}$  gestellt und der jeweilige Schalter für den entsprechenden Ofen abgeschaltet. Nach Abkühlen des Ofens konnte die Probe entnommen und metallografisch ausgewertet werden.

## KAPITEL 4. METHODE



(a) Einführung der Zugvorrichtung [31]



(b) Anhebung der Dichtungsscheiben zum Schutz der Ofenisolation [31]



(c) Bettigung des Handrads

Abbildung 4.10: Kriechmaschine: Start des Versuchs

### 4.3.4 Versuchsauswertung

Die Messelektronik Spider8 nimmt die Ofentemperatur und die Längenänderung mit Hilfe des Messprogramms Catman auf. Catman speichert eine Datei des Formates ASCII mit Header. In dieser Datei sind folgende Informationen enthalten: Datum und Uhrzeit des Versuchsstarts; Ofentemperatur [ $^{\circ}\text{C}$ ]; Längenänderung [ $\mu\text{m}$ ] mit Zeitangabe [s]. Diese Datei enthält auch Fehler und unbrauchbare Messwerte, die zuvor mit Hilfe eines Programmes, z.B. OriginPro oder Excell, ausgebessert und danach ausgewertet werden.

#### 4.3.4.1 Unbrauchbare Messwerte löschen

Alle Messwerte die außerhalb der Versuchszeit aufgenommen wurden sind unbrauchbar und werden daher gelöscht.

#### 4.3.4.2 Korrigieren der Messwerte

Der induktive Messaufnehmer reagiert empfindlich gegen elektromagnetische Störeinflüsse und Erschütterungen. Elektromagnetische Störeinflüsse können durch andere Maschinen hervorgerufen werden. Dies kann eine Messbereichsüberschreitung bewirken und in dem Messprotokoll dokumentiert werden. Erschütterungen entstehen durch Arbeiten an der Anlage (z.B. Nachstellen des Belastungsbalkens) oder Stöße unbekannter Herkunft. Sie erzeugen einen Wertesprung in der Längenänderung und resultieren aus der Verschiebung des Referenzpunktes des Messaufnehmers. Durch Subtraktion oder Addition einer Konstanten für alle nachfolgenden Messwerte kann dieser Wertesprung ausgebessert werden.

Bei Ausfall der Aufnahme der Werte war es möglich die nicht vorhandenen Daten durch spätere Interpolation zu erhalten. Dabei war nur wichtig dass während des Ausfalls es zu keinem Übergang in den einzelnen Bereichen der Kriechkurve kam. Kam es während des Ausfalls zu einem Übergang so waren die Messwerte dieser Probe zu verwerfen.

Bei Ausfall des Ofens war nach kurzer Zeit die für das Kriechen benötigte Temperatur nicht mehr gegeben. Die Daten konnten aber durch Subtraktion einer Konstanten für die Zeit nach der Wiederherstellung der Kriechtemperatur wieder an die ursprünglichen Werte angepasst werden.

Wurden die unbrauchbaren Messwerte gelöscht und die Störeinflüsse korrigiert, erhält man die Längenänderung [ $\mu\text{m}$ ] in Abhängigkeit von der Zeit [s]. Diese kann in OriginPro grafisch dargestellt werden. Durch Interpolation der Daten auf 30-50 Datenpunkte und anschließenden Glättung (Smoothing) dieser Kurve erhält man eine Datenbasis und Graphen mit wenigen Datenpunkten, die die originale Datenbasis wiedergibt. Der Vorteil der Interpolation

## KAPITEL 4. METHODE

und Glättung ist, dass die feinen Unebenheiten eliminiert werden. Wird die Interpolation und Glättung nicht durchgeführt, würde dies bei der Ableitung der Dehnung kein gewünschtes Ergebnis erzielen. Mit den neu erhaltenen und reduzierten Datensätzen von der Längenänderung wird die wahre Dehnung  $\epsilon$  ermittelt

$$\epsilon = \ln\left(\frac{\Delta l + l_0}{l_0}\right) \quad (4.3)$$

Die Bezugslänge  $L_r$  (Länge zur Berechnung der Dehnung) ist gleich der Anfangsmesslänge  $L_0$  (Länge zwischen Messmarken auf der Probe) und ist bei den Kriechproben dieser Arbeit 35mm. Die Parallellänge  $L_C$  ist in unserem Fall größer. Wird die Dehnung  $\epsilon$  nach der Zeit abgeleitet, so erhält man die Dehnrate  $\dot{\epsilon}$

## 4.4 Metallographie

### 4.4.1 Mikroskopie

#### 4.4.1.1 Zerkleinern

Für die mikroskopischen Untersuchungen wurden die von der Firma Georg Fischer Automotive AG zur Verfügung gestellten Y-Proben bzw. die getesteten Kriechproben zunächst mittels einer Struers-Discotom (Sägeblatt Struers 40A25) auf einen Bereich zwischen 1 und 2 cm verkleinert. Im Anschluss daran wurden die Teilstücke mit einer Struers-Accutom-5-Präzisionsschneidemaschine (Sägeblatt Struers 455CA) entlang der Längsachse halbiert, um in weiterer Folge die Bruchstellen bzw. die Schädigungsbereiche untersuchen zu können. Bei den gebrochenen Proben wurden die Proben an den Bruchstellen untersucht, bei den Proben, die sich im fortgeschrittenen tertiären Bereich befanden, aber noch nicht gebrochen waren, wurde zunächst über mikroradiographische Untersuchungen der Schädigungsbereich bestimmt und die Probe dann in diesem Bereich entzweit.

#### 4.4.1.2 Einbetten

Ein Teilstück der zerkleinerten Proben wurde mit der Warmeinbettmaschine Struers-Predopress mit dem Warmeinbettmittel WEM REM eingebettet. Das Programm belief sich hierbei auf zwölf Minuten Aufheizen, acht Minuten Pressen bei einem Druck von ca. 50 kN und zehn Minuten abkühlen unter Wasserkühlung. Falls die eingebetteten Proben zu unterschiedliche Höhen

## KAPITEL 4. METHODE

aufwiesen, so wurden sie mit der Struers-Discotom Zerkleinerungsmaschine auf die gleiche Höhe gebracht. Die zweiten Teilstücke wurden als Reserve gelagert.

### 4.4.1.3 Schleifen und Polieren

Die nun eingebetteten Proben, welche sich auf gleicher Höhe befanden, wurden nun mit der Schleif- und Polierkombination Struers Tegra-Pol 31, Struers Tegra-Force 5 und Struers Tegra Doser 5 nach einem für Sphäroguss empfohlenen Programm geschliffen und poliert. Das Programm ist in Tabelle 4.2 dargestellt. Um die Polierscheiben nicht zu beschädigen, wurden die Proben nach jedem Vorgang zunächst unter fließendem Wasser abgespült und danach für ca 30 Sekunden im Ultraschallbad gereinigt. Danach wurden sie mit Ethanol gewaschen und mit einem Fön getrocknet, bevor es mit dem Folgeschritt weiterging.

Polierscheibe	Suspension	Zeit
Piano 220	Wasser	2 Minuten
Largo DP-P 9 $\mu m$	Suspension Blau	5 Minuten
Mol DP-P 3 $\mu m$	Suspension Blau	5 Minuten
Nap DP-P 1 $\mu m$	Suspension Blau	2 Minuten

Tabelle 4.2: Schleif- und Polierprogramm für Sphäroguss Legierungen [32]

### 4.4.1.4 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie

Für die Mikroskopie wurde ein Zeiss Axioplan Mikroskop verwendet. Die Proben wurden zunächst auf Kratzer untersucht, falls sich noch Kratzer auf der Probe befanden, mussten die Poliervorgänge teilweise wiederholt werden. Wurden keine Kratzer mehr auf der Probe festgestellt, so wurde ein geeigneter Platz auf der Probe gesucht, scharf gestellt und es wurden Aufnahmen bei verschiedenen Vergrößerungsstufen gemacht.

Die Rasterelektronenmikroskopie wurde bei einer Spannung von 20kV, einem Kontrast von 20-25 und einer Brightness von 45 durchgeführt.

## 4.4.2 Mikroradiographie

Die Proben, bei denen noch kein entstehender Rissbereich zu erkennen war, welche sich aber bereits in einem fortgeschrittenen Stadium des tertiären

## KAPITEL 4. METHODE

Kriechbereichs befanden, wurden an der TU-Wien mittels einer 225kv Mikrofokus Röntgenröhre der Fa. Phoenix durchstrahlt und die nicht absorbierte Strahlung mit einem 1024 x 1024 Flächendetektor RID 1640 der Fa. PerkinElmer registriert. Dabei konnte durch Drehen der Probe ein örtliches Auflösungsvermögen von ca 20  $\mu m$  erzielt werden. Durch die  $\mu$ -Röntgenaufnahmen konnten Schädigungsbereiche  $>0,1mm$  in den Proben erkannt werden, was eine weitere Untersuchung dieser Bereiche mittels Mikrofokus Röntgencomputertomographie zuließ.

### 4.4.3 Computertomographie

Bei der Röntgen-Computertomographie wurde der Absorptionskoeffizient eines sich drehenden Körpers, der mit Röntgenstrahlen durchstrahlt wurde, gemessen. Dadurch war es möglich, die Dichteverteilung des Körpers 3-dimensional abzubilden.

#### 4.4.3.1 Durchführung

Die CT-Untersuchungen an den Kriechproben wurden an der FH-O Wels mit einer RayScan 250E Anlage der Firma RayScan Technologies durchgeführt. Diese Anlage besteht aus einer 225 kV Mikrofokusröntgenröhre der Firma Viscom, einer 450 kV Minifokusröntgenröhre der Firma Comet und einem 2048 x 2048 Pixel Flachbettdetektor der Firma Perkin-Elmer. Die Voxelgröße betrug  $(10\mu m)^3$

#### 4.4.3.2 Auswertung

Die Auswertung und Darstellung der computertomographischen Röntgenuntersuchungen erfolgte mittels zweier bildverarbeitender Programme, einerseits durch das Bildverarbeitungsprogramm *ImageJ*, ergänzt durch einige zusätzliche Plugins wie zum Beispiel *RegionRemoval*, und andererseits *Avizo Fire*. Die genaue Vorgehensweise zur grafischen Darstellung der CT-Untersuchung wird im Folgenden näher erläutert.

- Die durch Röntgentomographie ermittelten Datensätze wurden zunächst als RAW-Datei in *ImageJ* importiert (Abb. 4.11). Dabei wurde der Little-endian byte order aktiviert. Die für die Darstellung einzustellenden Parameter waren aus der Versuchsdurchführung bekannt (Abb. 4.12).
- Dadurch kam es zur Abbildung der Probe entlang der Z-Achse durch Einzelbilder. Mit dem Befehl Crop wurde der Bereich eingengt sodass

## KAPITEL 4. METHODE

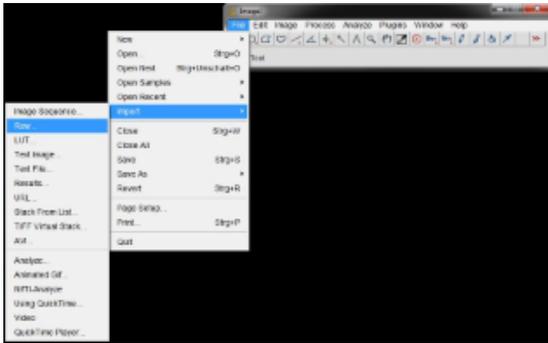


Abbildung 4.11: ImageJ: Importieren einer RAW-Datei

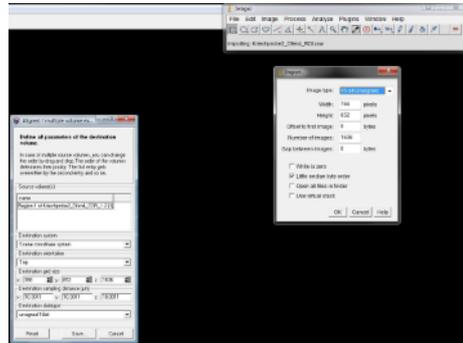


Abbildung 4.12: ImageJ: Parametereinstellung für das Importieren

die Probe auf allen Bildern zu sehen war (Abb. 4.13).

- Zur einfacheren Feststellung der Risse und der besseren Unterscheidung von Rissen und Kugelgraphit wurde mit dem Befehl Reslice (Abb. 4.14) ein Bild entlang der X-Achse erzeugt.
- Durch das Scrollen durch die Bildfolge waren bereits Risse in einigen Bereichen zu erkennen. Mithilfe der Befehle Brightness/Contrast und Threshold wurden die Risse segmentiert (Abb. 4.15).
- Das bearbeitete Bild wurde im RAW-Format abgespeichert und zur Weiterverarbeitung in *AvizoFire* importiert.
- Zunächst wurde das Bild mit dem Befehl LabelField in *AvizoFire* geladen, danach wurde mit dem Befehl Threshold der Probenrand ausgewählt (Abb. 4.16).
- Mit dem Befehl FillAllSlices wurde das gesamte Material innerhalb des definierten Bereichs ausgewählt
- Über den Button + wurde der ausgewählte Bereich als Material ausgewählt. Dadurch war eine Probenmatrix definiert.
- Mit dem Befehl SameMaterialOnly konnte danach der Bereich innerhalb der Probenmatrix untersucht werden. Wie schon vorhin wurde über den Befehl Threshold ein Bereich ausgewählt und durch den Button + einem Material zugeordnet. Dadurch wurde die Gesamtschädigung erhalten.

## KAPITEL 4. METHODE

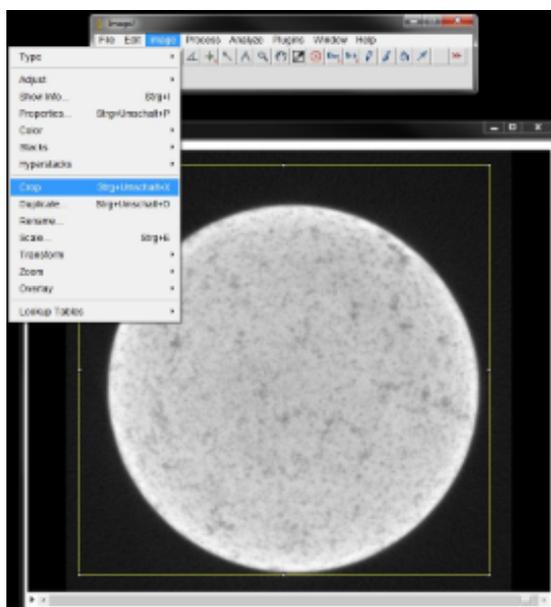


Abbildung 4.13: ImageJ: Verkleinerung des Bildausschnitts

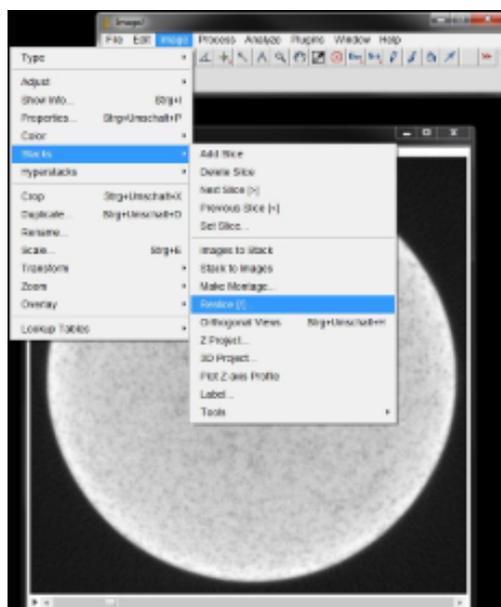


Abbildung 4.14: ImageJ: Reslice in x-Richtung

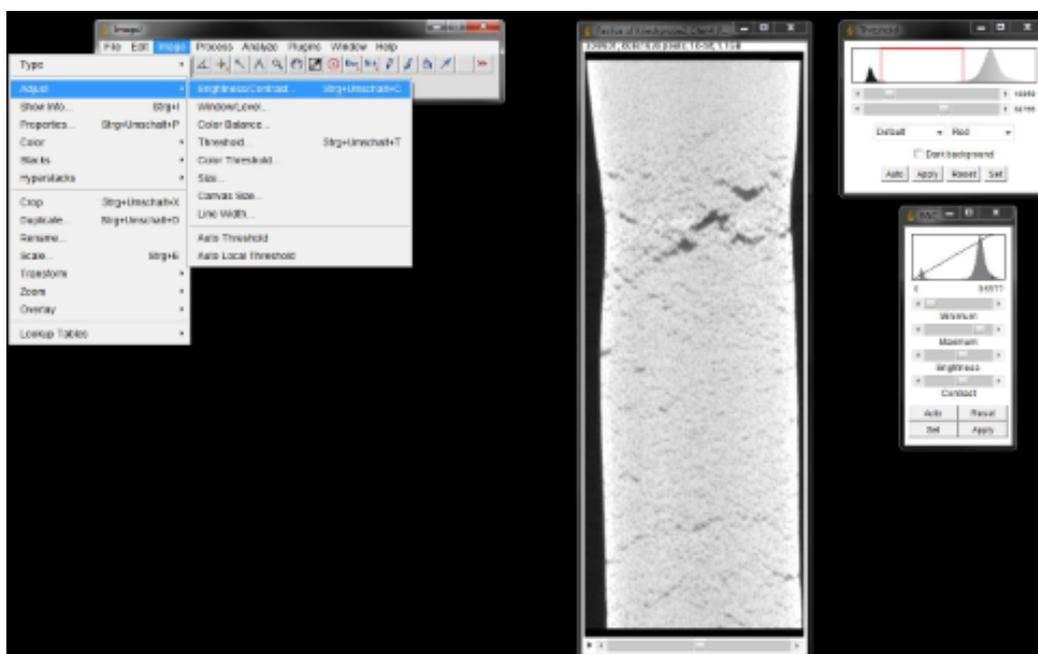


Abbildung 4.15: ImageJ: Segmentierung der Risse

## KAPITEL 4. METHODE

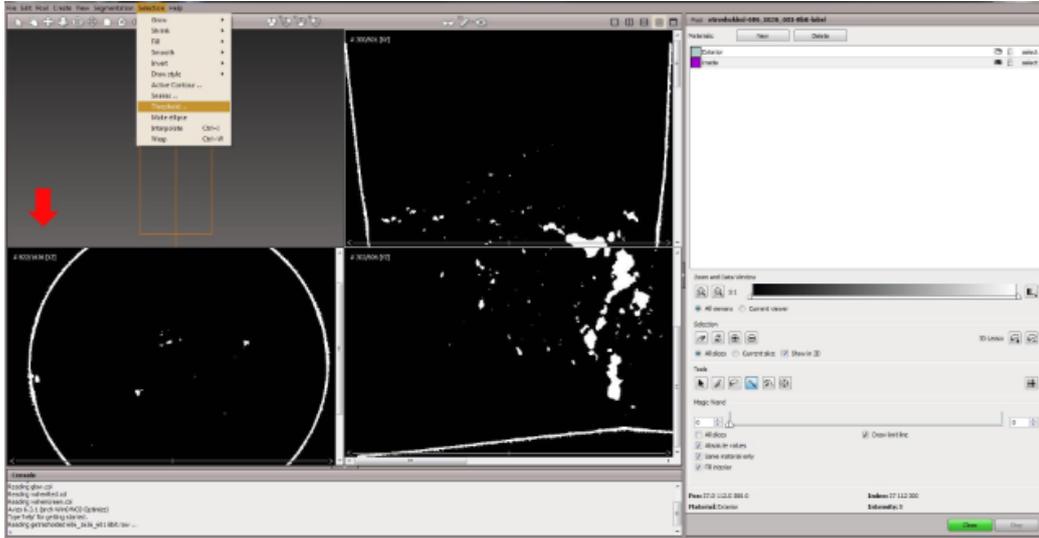


Abbildung 4.16: AvizoFiure: Auswahl der Probe

- Die Datei wurde als RAW-Datei abgespeichert und zur weiteren Analyse wurde sie wieder in das Programm ImageJ importiert. Im Programm ImageJ konnten die Risse über das Plugin *RegionRemoval* nach ihrer Größe eingeordnet werden.

Dazu wurde angenommen, dass die Schädigungen in der Probe die Form einer Kugel hätten und somit über das Kugelvolumen Radius bzw. Durchmesser der Schädigung berechnet werden konnten. Dies geschah über die Kugelvolumensformel:

$$V = \frac{4}{3} * \pi * r^3 \quad (4.4)$$

Die Voxelgröße entsprach dabei  $1 \text{ Voxel} = (10\mu\text{m})^3$

Für die minimale feststellbare Porosität wurde ein Radius von  $r=50\mu\text{m}$  angenommen. Das entsprach einem Volumen von  $524 * 10^3 \mu\text{m}^3$  bzw. einer Auflösung von 524 Voxel.

Über das Plugin *RegionRemoval* wurden daher alle Gebiete entfernt welche kleiner als 524 Voxel waren. Im Anschluss daran wurden über das Plugin weitere Gebiete nach Tabelle 4.3 entfernt.

- Durch das Plugin wurden Regionen mit einem kleineren Voxelvolumen als einer bestimmte Größe entfernt. Nach jedem Removal wurden die Bil-

## KAPITEL 4. METHODE

Radius [ $\mu m$ ]	Volumen [ $1 \cdot 10^3 \mu m^3$ ]
50	524
100	4189
150	14137

Tabelle 4.3: Radius und Volumen für die Auswertung der Kriechschädigung

der mit der Option Math-Divide durch 255 dividiert und gespeichert. Dadurch entstanden Bilder mit den Werten 0 (keine Schädigung) und 1 (Schädigung). Mit der Option add unter Analyze-ImageCalculator wurden die einzelnen Bilder zu einem Gesamtbild addiert. Dadurch entstand ein Bild mit den Werten von 0 (keine Schädigung) und 4 (große Schädigung). Die großen Schädigungen hatten deshalb den höchsten Wert, weil sie in jedem Bild mit dem Wert 1 vorhanden waren. Die erhaltene Datei wurde als RAW-Datei abgespeichert, die kleinsten Schädigungen kamen hingegen nur in einem Bild vor, sie hatten daher den Wert 1.

- Die graphische Veranschaulichung der Schädigungen erfolgte wieder im Programm *AvizoFire*. Hierzu wurde die vorhin erhaltene RAW-Datei importiert und im LabelField die Werte 2, 3 und 4 unterschiedlichen Materialien mit unterschiedlichen Farben zugeordnet.
- Die Grafische Veranschaulichung erfolgte schließlich in *AvizoFire* mit der Option SurfaceGeneration bzw SurfaceView.
- Die dadurch erhaltenen Ergebnisse befinden sich im Kapitel Ergebnisse (Abb. 5.35 - Abb. 5.40).

# Kapitel 5

## Ergebnisse

### 5.1 Warmzugfestigkeit

In Abb. 5.1(a) - 5.1(c) befinden sich die Ergebnisse der Warmzugfestigkeitsuntersuchungen der Proben bei 600, 700 und 800°C. Die dadurch ermittelten  $R_{p0,2}$  Werte befinden sich in Tabelle 5.1.

In den Diagrammen ist das klassische Spannungs-Dehnungsverhalten zu erkennen. Auf die elastische Dehnung mit der Hookeschen Gerade folgt die plastische Dehnung, welche schließlich im Bruch endet. Die Bruchdehnungswerte sind in Tabelle 5.2 dargestellt. Mit steigender Temperatur ist ein Anstieg der Bruchdehnung und ein Fallen der  $R_{p0,2}$ -Werte zu erkennen. Es ist mit steigender Temperatur eine Steigerung der Duktilität zu erkennen.

### 5.2 Zeitstandfestigkeit

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche befinden sich in Abb. 5.2- 5.13. Die Versuche, welche noch am Laufen, sind werden mit dem Zusatz „in progress“ gekennzeichnet. Es werden von jedem Versuch die Zeit gegen die Dehnung sowie die Ableitung der Dehnung über die Zeit, die sogenannte Dehnraten

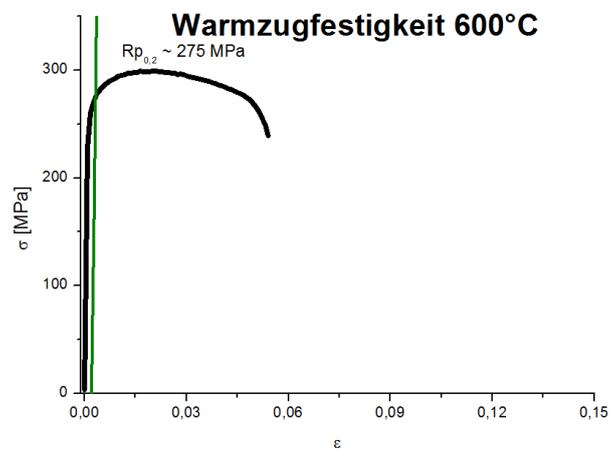
Temperatur	$R_{p0,2}$
600°C	275 MPa
700°C	150 MPa
800°C	75 MPa

Tabelle 5.1:  $R_{p0,2}$ -Werte bei unterschiedlichen Temperaturen

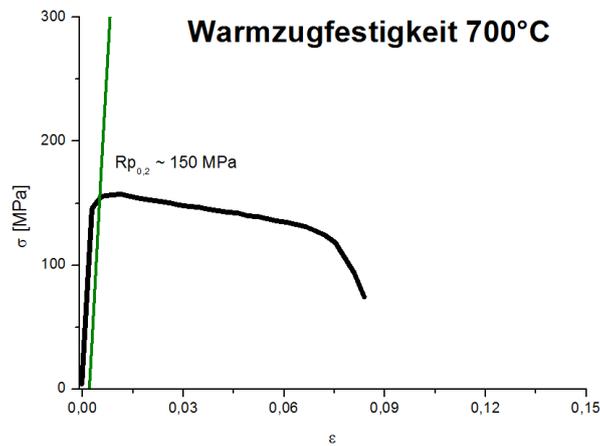
Temperatur	Bruchdehnung
600°C	5,5%
700°C	8,5%
800°C	14%

Tabelle 5.2: Bruchfestigkeit bei unterschiedlichen Temperaturen

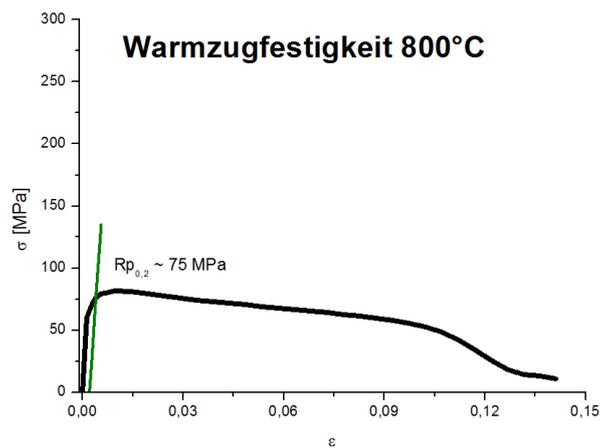
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Warmzugfestigkeit 600°C



(b) Warmzugfestigkeit 700°C



(c) Warmzugfestigkeit 800°C

Abbildung 5.1: Warmzugfestigkeitsversuche 600-800°C

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE

die Zeit und die Dehnung dargestellt. Zum Vergleichen der Proben wurden für die Dehnung und die Dehnrates einheitliche Grenzen gewählt.

Die Kriechdiagramme von Probe 1 ( $600^{\circ}\text{C}$ ,  $0,7 \cdot R_{p0,2}$ ), Probe 4 ( $600^{\circ}\text{C}$ ,  $0,3 \cdot R_{p0,2}$ ) und Probe 6 ( $600^{\circ}\text{C}$ ,  $0,1 \cdot R_{p0,2}$ ) (Abb. 5.2, 5.4 und 5.6) weichen beim Vergleich mit den anderen Kriechdiagrammen vom typischen Kriechverhalten ab. Bei Probe 6 wird dies vor Allem bei dem Vergleich mit der Probe 7, welche unter denselben Versuchsbedingungen durchgeführt wurde, verdeutlicht. Ein unterschiedlicher Verlauf verschiedener Proben, die unter den selben Versuchsbedingungen durchgeführt wurden, ist in Abb. 5.8 zu erkennen. So braucht eine Probe unter denselben Bedingungen wesentlich kürzer als die anderen beiden Proben, bis sie bricht.

Des weiteren ist zu erkennen, dass Versuche bei  $600^{\circ}\text{C}$  bei einer auf den jeweiligen  $R_{p0,2}$  Wert normierten Belastung länger dauern als Versuche bei höheren Temperaturen ( $700^{\circ}\text{C}$  und  $800^{\circ}\text{C}$ ), dies wird zum Beispiel durch den Vergleich der Versuche bei 20%iger  $R_{p0,2}$ -Belastung (Abb. 5.5, 5.9 und 5.12) verdeutlicht.

Die Betrachtung der Kriechdiagramme (Abb. 5.3, 5.5, 5.7 - 5.13) liefert für den Werkstoff repräsentative und vergleichbare Ergebnisse. Es wurden Kriechversuche zwischen zwei Stunden und elf Monaten durchgeführt, wobei die Versuche teilweise noch immer andauern. Dabei wurde bei allen genannten abgeschlossenen Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Belastungen der typische 3-teilige Verlauf der Kriechkurven von Sphäroguss, wie in [24] beschrieben, erkannt. Statt eines stationären sekundären Kriechbereiches schloss an einen mäßig langen primären Kriechbereich ein Minimum der Dehnrates an, welches umgehend in einen längeren tertiären Bereich überging. Ein ähnliches Verhalten wird auch bei anderen Gusseisensorten und holchlegierten Stählen festgestellt. [14, 16-19]

Bei Betrachtung der Kriechversuche bei der gleichen normierten  $R_{p0,2}$ -Belastung ist zu beobachten, dass Versuche bei tiefen Temperaturen ( $600^{\circ}\text{C}$ ) länger dauern als Versuche bei höheren Temperaturen ( $700^{\circ}\text{C}$  und  $800^{\circ}\text{C}$ ). Dies ist zum Beispiel bei der Betrachtung der Kriechergebnisse bei einer normierten Belastung von 20% des  $R_{p0,2}$ -Wertes (Abb. 5.5, 5.9 und 5.12) zu beobachten.

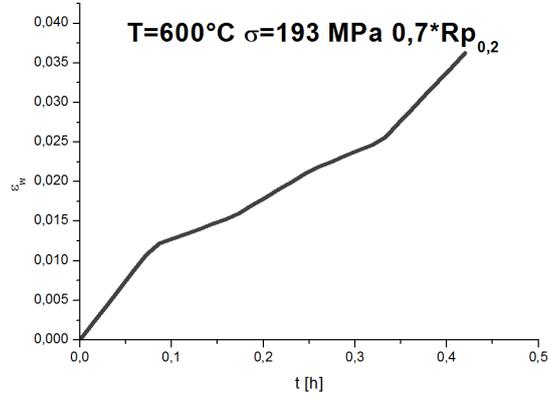
## 5.3 Metallographie

### 5.3.1 Mikroskopie

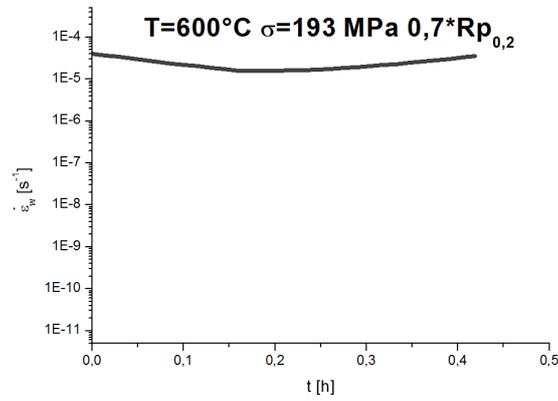
Nach der in Kapitel 4.3.1 beschriebenen Probenpräparation wurde das Gefüge der in Tabelle 4.3 gelisteten Schiffe ausgewertet.

Abb. 5.14-5.19 zeigen die metallographischen Abbildungen des Rohmaterials.

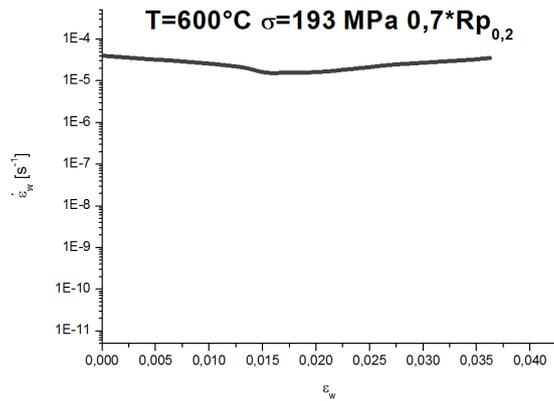
KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung 600°C 192,6 MPa 0,7\*Rp<sub>0,2</sub>



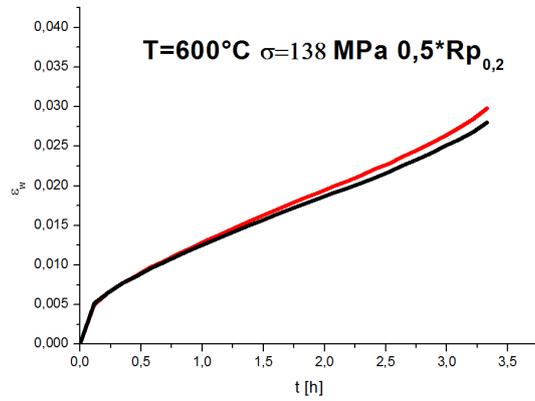
(b) Zeit-Dehnrates 600°C 192,6 MPa 0,7\*Rp<sub>0,2</sub>



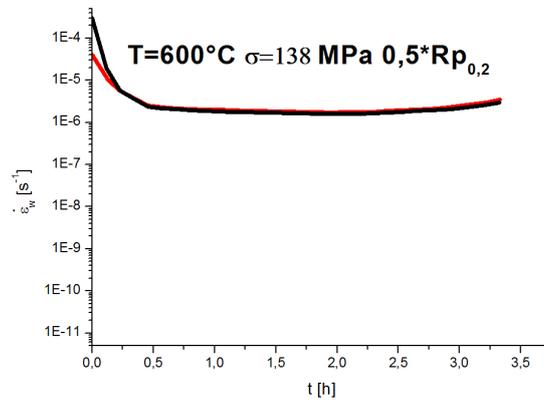
(c) Dehnung-Dehnrates 600°C 192,6 MPa 0,7\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.2: Kriechdiagramme Probe 1 600°C 192,6 MPa 0,7\*rp<sub>0,2</sub>

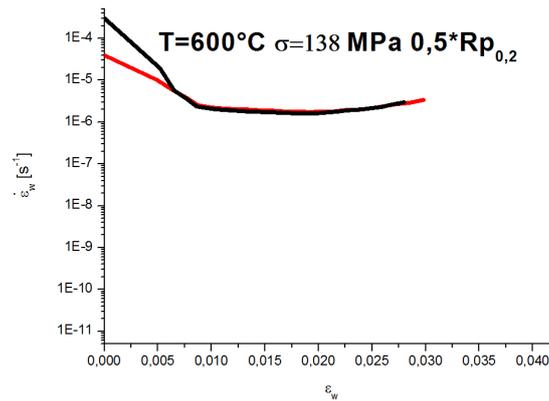
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 2+3 600°C 137,6 MPa  $0,5 \cdot R_{p0,2}$



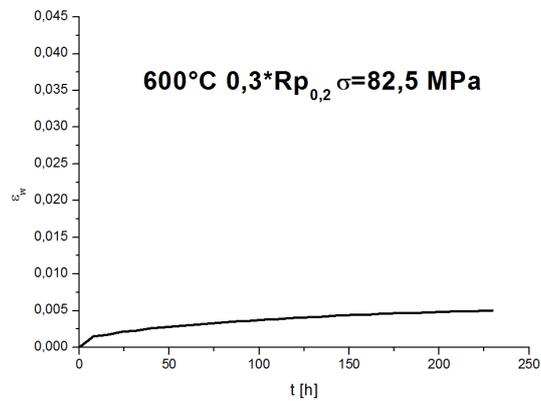
(b) Zeit-Dehnrates Probe 2+3 600°C 137,6 MPa  $0,5 \cdot R_{p0,2}$



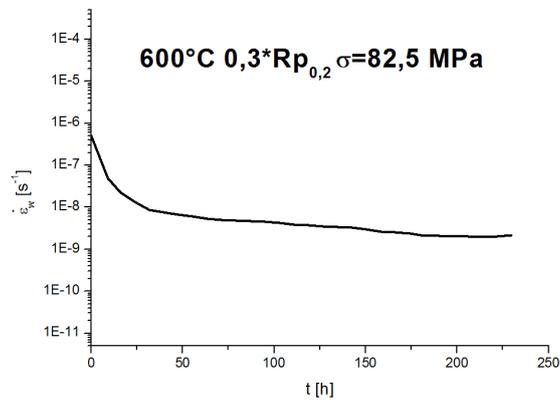
(c) Dehnung-Dehnrates Probe 2+3 600°C 137,6 MPa  $0,5 \cdot R_{p0,2}$

Abbildung 5.3: Kriechdiagramme Probe 2+3 600°C 137,6 MPa  $0,5 \cdot R_{p0,2}$

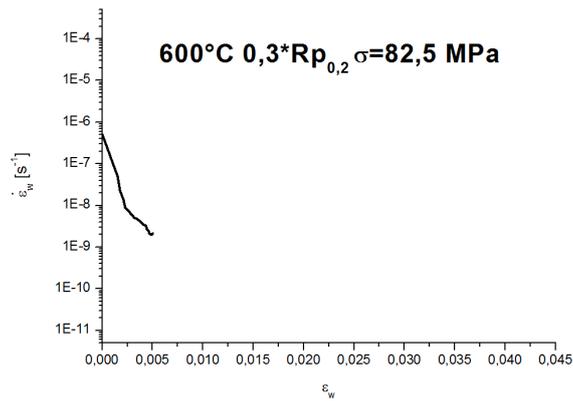
KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 4 600°C 82,5 MPa  
0,3\*Rp<sub>0,2</sub>



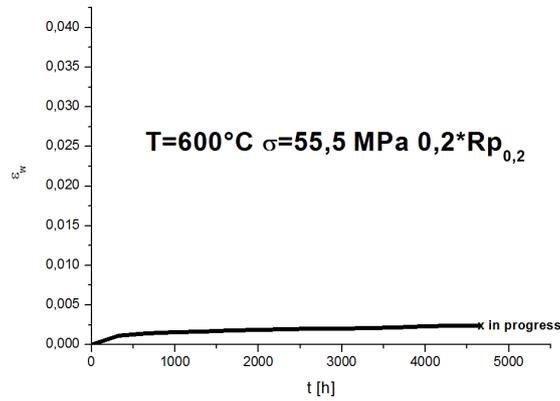
(b) Zeit-Dehnrade Probe 4 600°C 82,5 MPa  
0,3\*Rp<sub>0,2</sub>



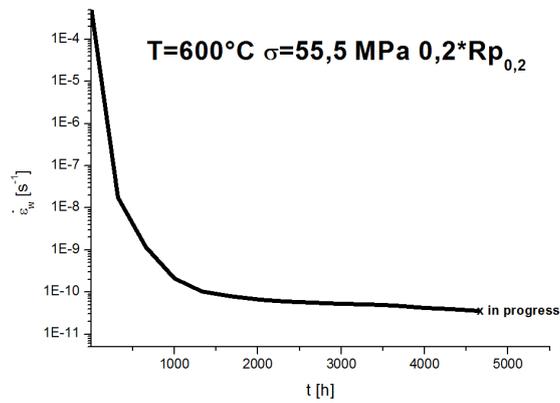
(c) Dehnung-Dehnrade Probe 4 600°C 82,5 MPa  
0,3\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.4: Kriechdiagramme Probe 4 600°C 82,5 MPa 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>

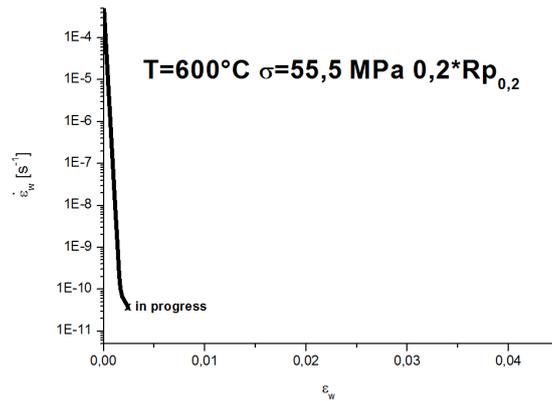
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 5 600°C 55,5 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$



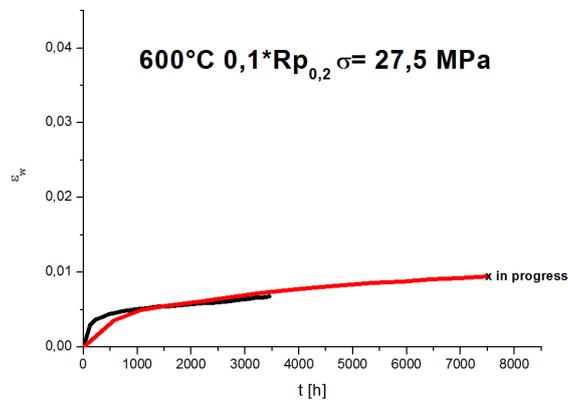
(b) Zeit-Dehnrade Probe 5 600°C 55,5 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$



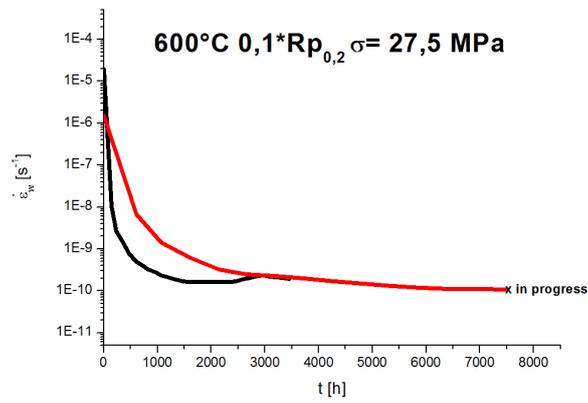
(c) Dehnung-Dehnrade Probe 5 600°C 55,5 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$

Abbildung 5.5: Kriechdiagramme Probe 5 600°C 55,5 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$

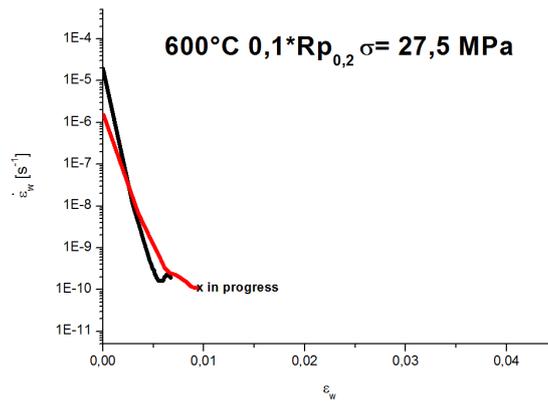
KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 6+7 600°C 27,5 MPa  
0,1\*Rp<sub>0,2</sub>



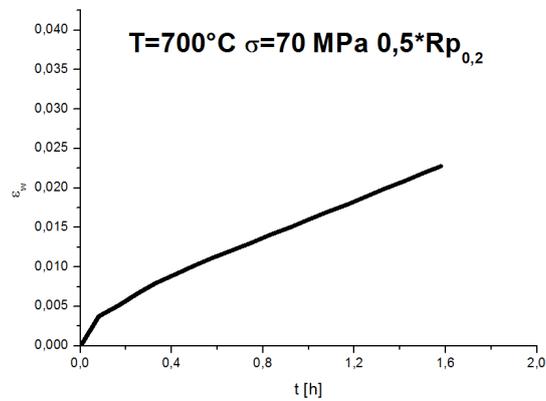
(b) Zeit-Dehnrage Probe 6+7 600°C 27,5 MPa  
0,1\*Rp<sub>0,2</sub>



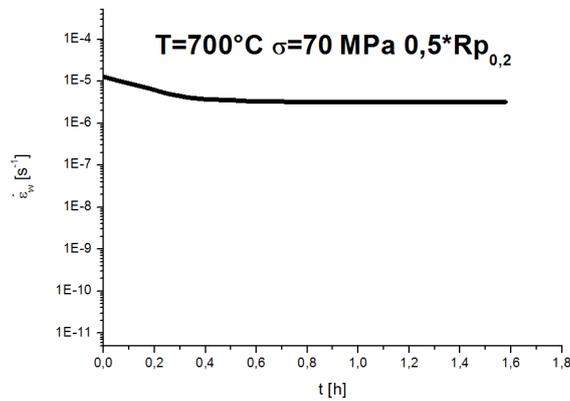
(c) Dehnung-Dehnrage Probe 6+7 600°C 27,5  
MPa 0,1\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.6: Kriechdiagramm Probe 6+7 600°C 27,5 MPa 0,1\*Rp<sub>0,2</sub>

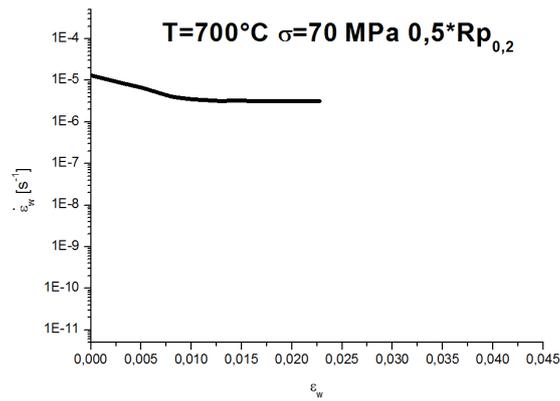
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 8 700°C 70 MPa 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>



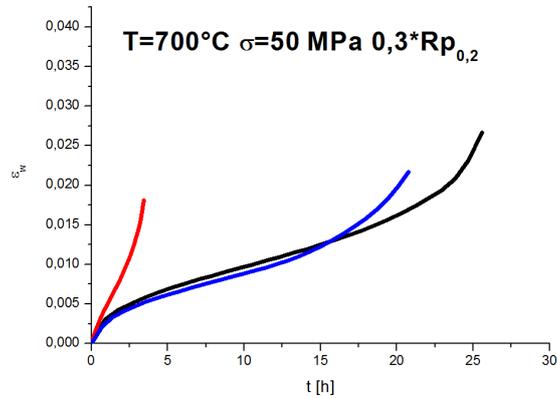
(b) Zeit-Dehnrage Probe 8 700°C 70 MPa 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>



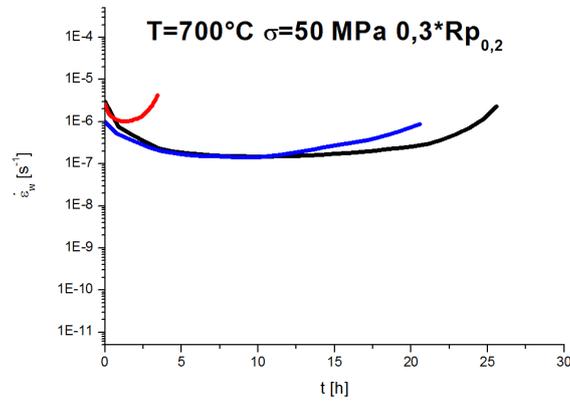
(c) Dehnung-Dehnrage Probe 8 700°C 70 MPa 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.7: Kriechdiagramme Probe 8 700°C 70 MPa 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>

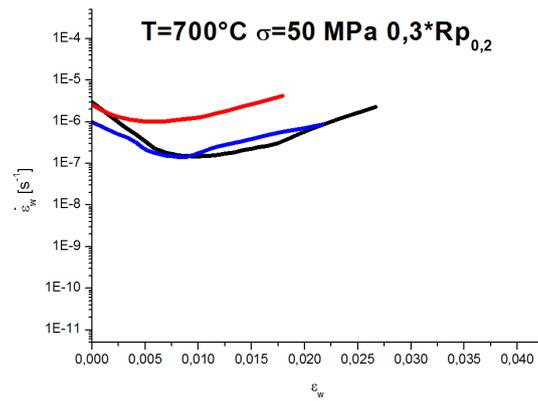
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 9+10+11 700°C 50 MPa  $0,3 \cdot R_{p0,2}$



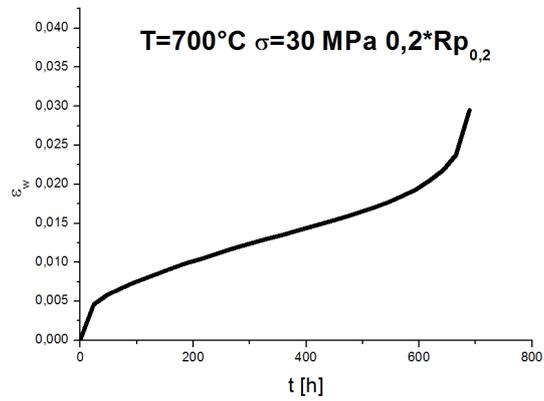
(b) Zeit-Dehnrates Probe 9+10+11 700°C 50 MPa  $0,3 \cdot R_{p0,2}$



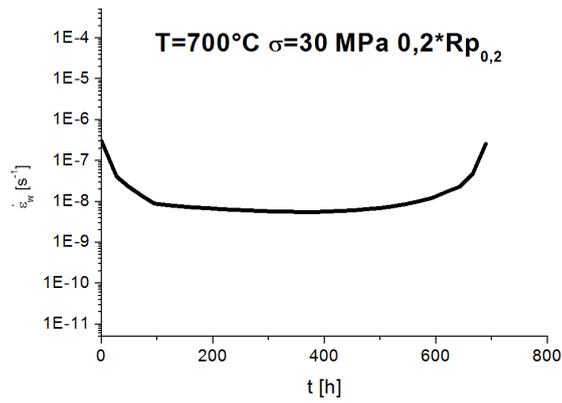
(c) Dehnung-Dehnrates Probe 9+10+11 700°C 50 MPa  $0,3 \cdot R_{p0,2}$

Abbildung 5.8: Kriechdiagramme Probe 9+10+11 700°C 50 MPa  $0,3 \cdot R_{p0,2}$

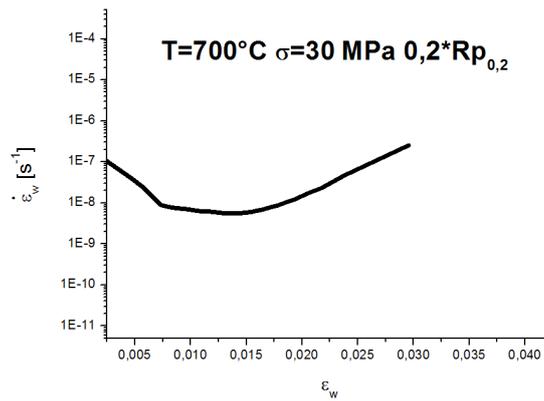
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 12 700°C 30 MPa 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>



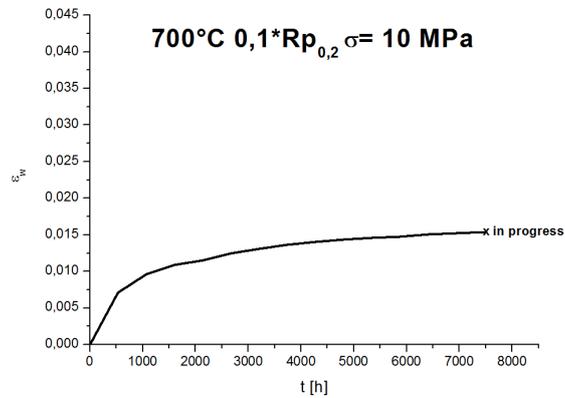
(b) Zeit-Dehnrates Probe 12 700°C 30 MPa 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>



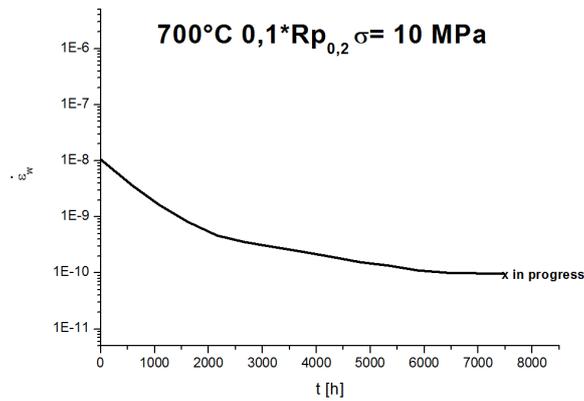
(c) Dehnung-Dehnrates Probe 12 700°C 30 MPa 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.9: Kriechdiagramme Probe 12 700°C 30 MPa 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>

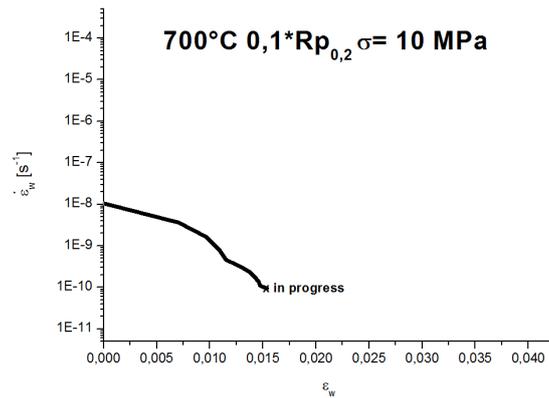
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 13 700°C 10 MPa  
0,1\*Rp<sub>0,2</sub>



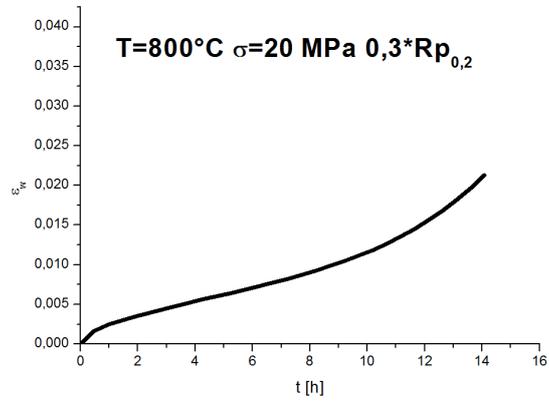
(b) Zeit-Dehnrate Probe 13 700°C 10 MPa  
0,1\*Rp<sub>0,2</sub>



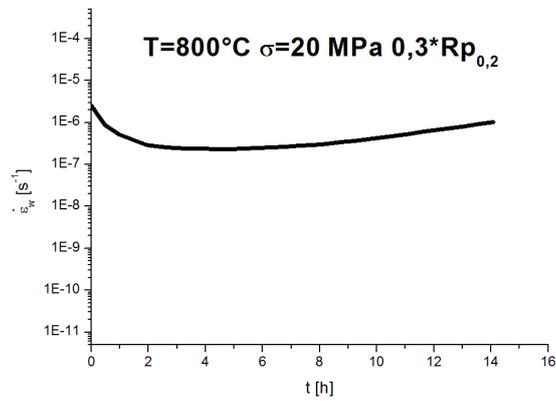
(c) Dehnung-Dehnrate Probe 13 700°C 10 MPa  
0,1\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.10: Kriechdiagramme Probe 13 700°C 10 MPa 0,1\*Rp<sub>0,2</sub>

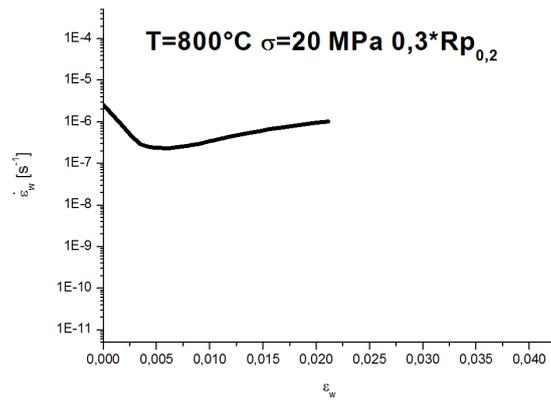
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 14 800°C 20 MPa 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>



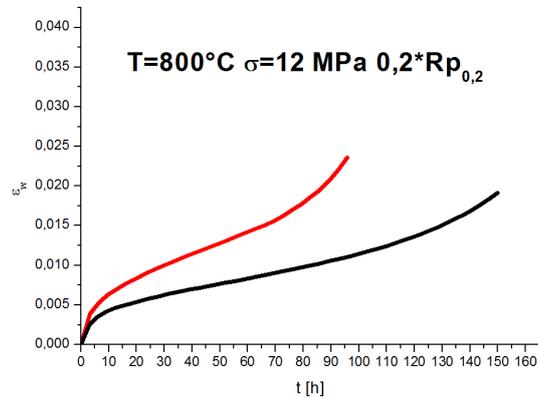
(b) Zeit-Dehnrade Probe 14 800°C 20 MPa 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>



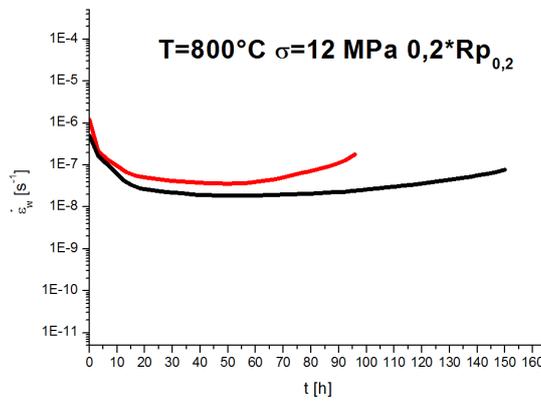
(c) Dehnung-Dehnrade Probe 14 800°C 20 MPa 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>

Abbildung 5.11: Kriechdiagramme Probe 14 800°C 20 MPa 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>

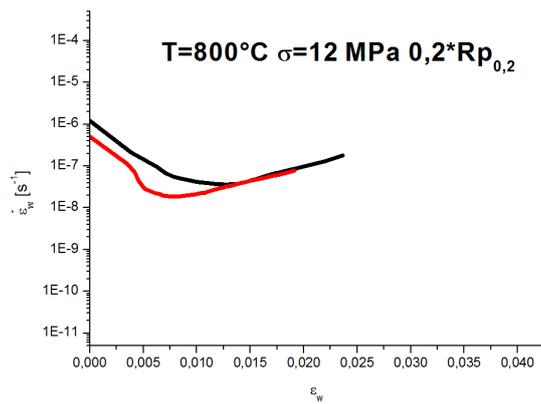
## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 15+16 800°C 12 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$



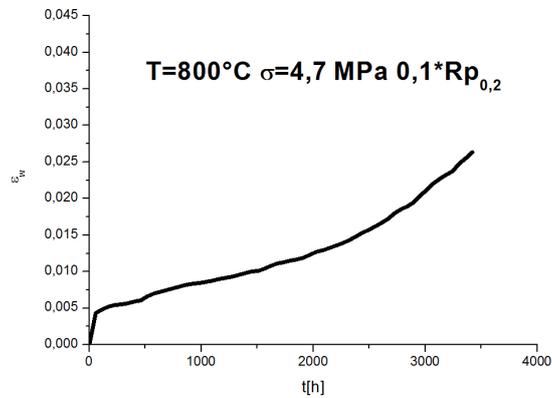
(b) Zeit-Dehnrade Probe 15+16 800°C 12 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$



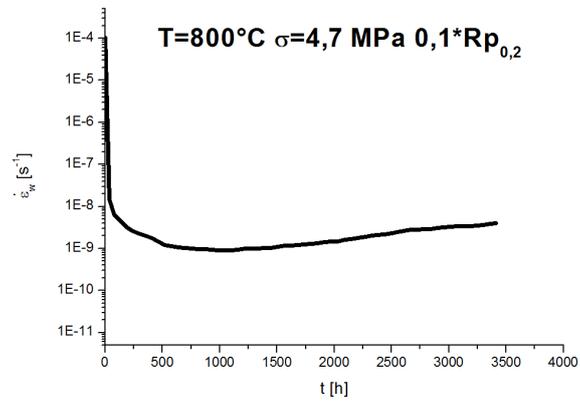
(c) Dehnung-Dehnrade Probe 15+16 800°C 12 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$

Abbildung 5.12: Kriechdiagramme Probe 15+16 800°C 12 MPa  $0,2 \cdot R_{p0,2}$

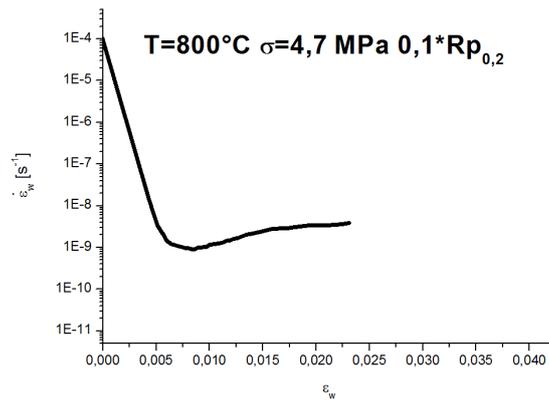
KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Zeit-Dehnung Probe 17 800°C 4,7 MPa  $0,1 \cdot R_{p0,2}$



(b) Zeit-Dehnrage Probe 17 800°C 4,7 MPa  $0,1 \cdot R_{p0,2}$



(c) Dehnung-Dehnrage Probe 17 800°C 4,7 MPa  $0,1 \cdot R_{p0,2}$

Abbildung 5.13: Kriechdiagramme Probe 17 800°C 4,7 MPa  $0,1 \cdot R_{p0,2}$

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE

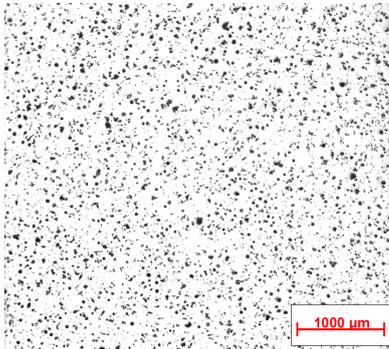


Abbildung 5.14: Metallographie Rohmaterial 1

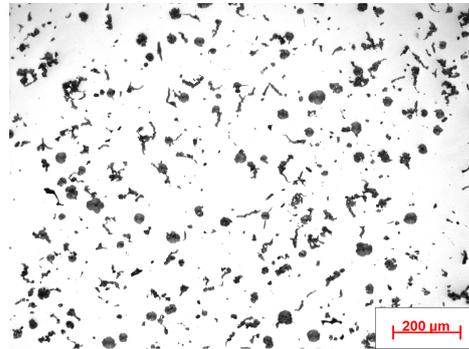


Abbildung 5.15: Metallographie Rohmaterial 1

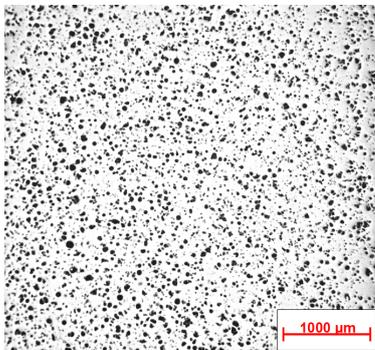


Abbildung 5.16: Metallographie Rohmaterial 2

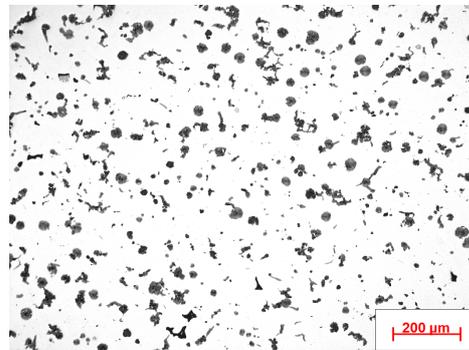


Abbildung 5.17: Metallographie Rohmaterial 2

Bei der Betrachtung des Rohmaterials ist der Kugel- bzw. Vermiculargraphit zu erkennen, der in allen Bereichen ein vergleichbares Gefüge besitzt. In Abb.5.20 - 5.29 sind die mikroskopischen Untersuchungen der Proben abgebildet. Die Beanspruchungsrichtung ist mit einem Pfeil angegeben. Die Aufnahmen des Rasterelektronenmikroskops finden sich in Abb. 5.30 und 5.31. Bei Abb. 5.31 handelt es sich dabei um eine Vergrößerung des Bereichs der in Abb. 5.30 rot markiert ist. Dabei ist zu beobachten dass sich zwischen Kugelgraphit und der Matrix eine Phase auszubilden scheint. Diese Phase ist in Abb. 5.31 orange markiert und wurde mittels EDX analysiert. Die EDX-Auswertung befindet sich in Abb. 5.32. Zum Vergleich wurde die Analyse von einem Teil des Graphitteilchens mittels EDX durchgeführt (blau markierter Bereich) das Ergebnis findet sich in Abb. 5.33.

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE

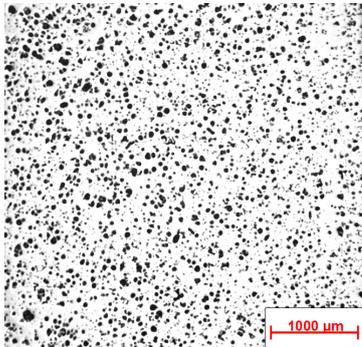


Abbildung 5.18: Metallographie Rohmaterial 3

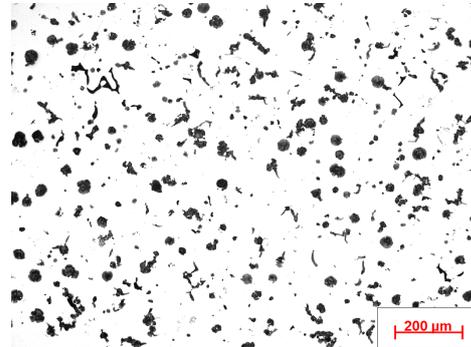


Abbildung 5.19: Metallographie Rohmaterial 3

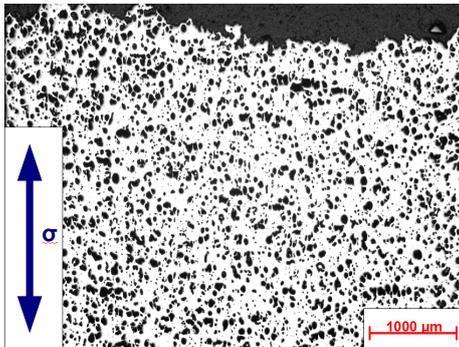


Abbildung 5.20: Probe 1: 600°C; 192,6MPa; 0,7\* $R_{p0,2}$ ; 3,5h;  $\epsilon = 3\%$

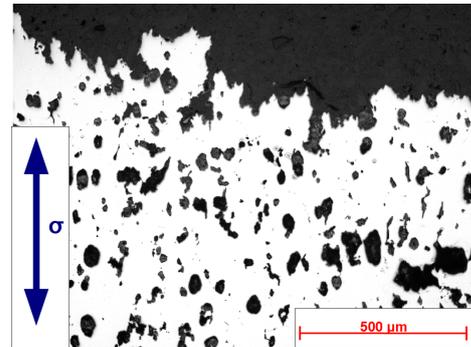


Abbildung 5.21: Probe 1: 600°C; 192,6MPa; 0,7\* $R_{p0,2}$ ; 3,5h;  $\epsilon = 3\%$

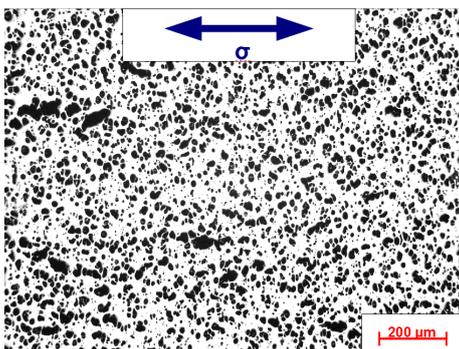


Abbildung 5.22: Probe 2: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\* $R_{p0,2}$ ; 0,3h;  $\epsilon = 3,3\%$

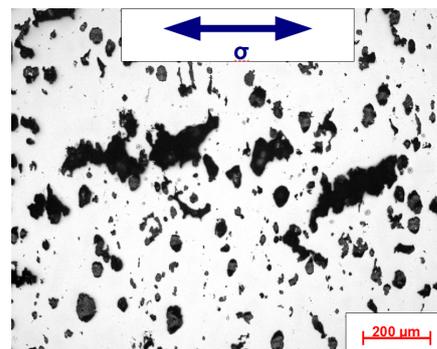


Abbildung 5.23: Probe 2: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\* $R_{p0,2}$ ; 0,3h;  $\epsilon = 3,3\%$

KAPITEL 5. ERGEBNISSE

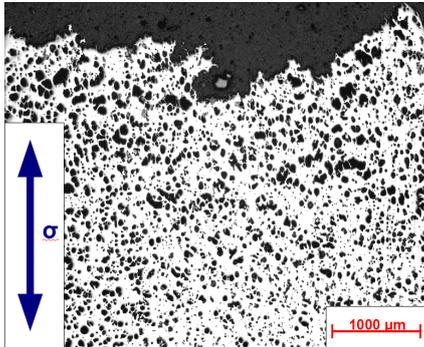


Abbildung 5.24: Probe 6: 700°C; 50 MPa; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 25,6h;  $\epsilon = 2,7\%$

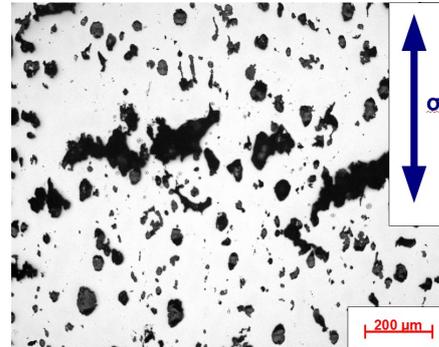


Abbildung 5.25: Probe 6: 700°C; 50 MPa; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 25,6h;  $\epsilon = 2,7\%$

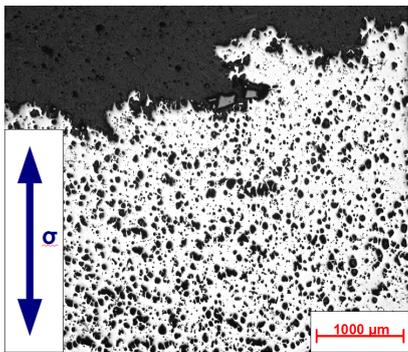


Abbildung 5.26: Probe 11: 700°C; 30 MPa; 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>; 689,4h;  $\epsilon = 3\%$

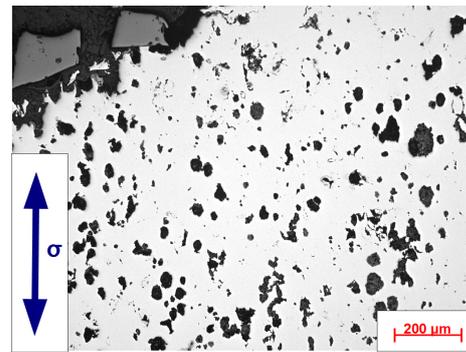


Abbildung 5.27: Probe 11: 700°C; 30 MPa; 0,2\*Rp<sub>0,2</sub>; 689,4h;  $\epsilon = 3\%$

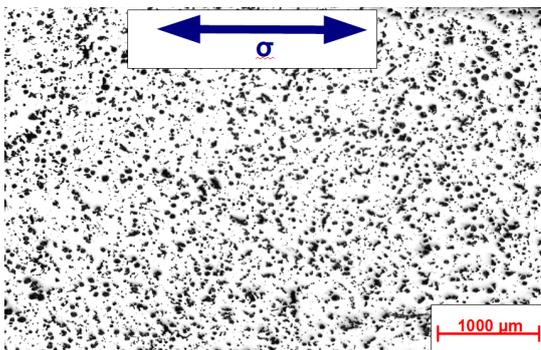


Abbildung 5.28: Probe 9: 800°C; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 14,08h;  $\epsilon = 2,1\%$

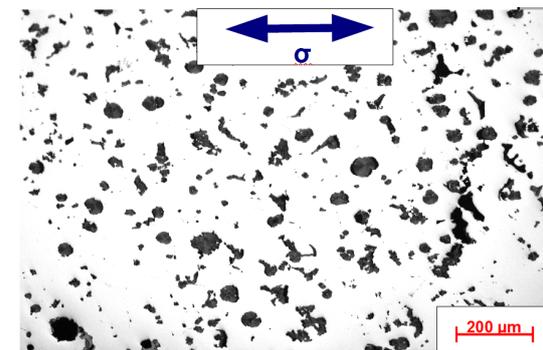


Abbildung 5.29: Probe 9: 800°C; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 14,08h;  $\epsilon = 2,1\%$

KAPITEL 5. ERGEBNISSE

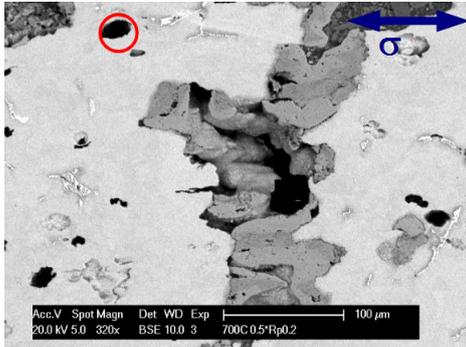


Abbildung 5.30: Probe 4: 700°C; 70 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 1,58h;  $\epsilon = 2,3\%$

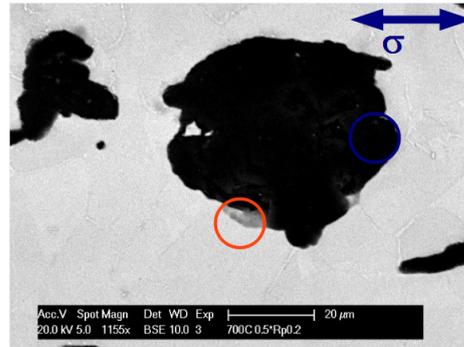


Abbildung 5.31: Probe 4: 700°C; 70MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 1,58h;  $\epsilon = 2,3\%$

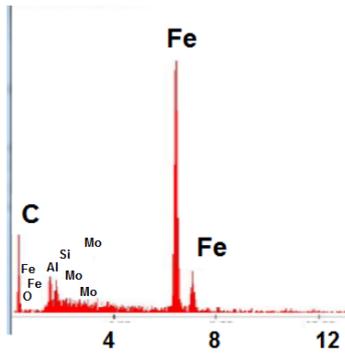


Abbildung 5.32: EDX-Analyse Probe 4, 700°C; 70 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 1,58h;  $\epsilon = 2,3\%$ , orange markierter Bereich

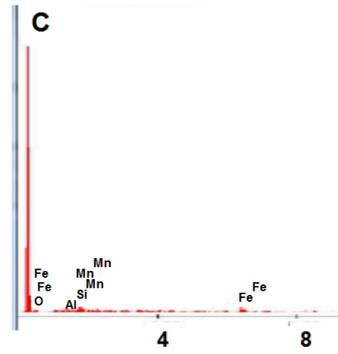
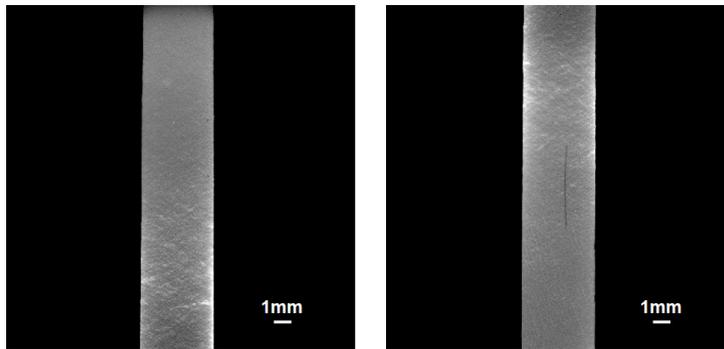
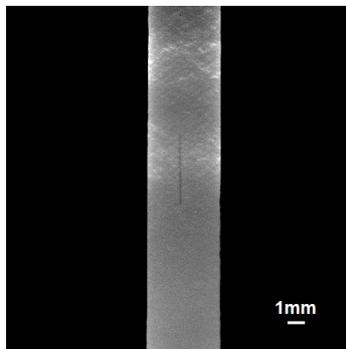


Abbildung 5.33: EDX-Analyse Probe 4, 700°C; 70 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 1,58h;  $\epsilon = 2,3\%$ , blau markierter Bereich

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE



(a) Mikroradiographie Probe 2: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 3,33h;  $\epsilon = 3\%$   
(b) Mikroradiographie Probe 3: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 3,33h;  $\epsilon = 2,8\%$



(c) Mikroradiographie Probe 14: 800°C; 20 MPa; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 14,08h;  $\epsilon = 2,1\%$

Abbildung 5.34: Mikroradiographische Untersuchungen

### 5.3.2 Mikroradiographie

Die nach 4.3.2 ermittelten Ergebnisse der Mikroradiographie werden in Abb. 5.34(a)-5.34(c) dargestellt. Mikroradiographische Untersuchungen wurden dabei von Probe 2 (600°C, 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>) Probe 3 (700°C, 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>) und Probe 14 (800°C, 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>) durchgeführt. Die dazugehörigen Kriechdiagramme befinden sich in Abb. 5.3 (Probe 2 schwarze Kurve, Probe 3 rote Kurve), Abb. 5.8 (schwarze Kurve) und Abb. 5.11. Die hellen Bereiche stellen in den Abbildungen Schädigungsbereiche dar.

In Abb. 5.34(a) und 5.34(b) lassen sich Schädigungsbereiche erkennen, welche über mehrere Millimeter verlaufen. In Abb. 5.34(c) werden hingegen zwei Schädigungsbereiche festgestellt.

### 5.3.3 Computertomographie

Die nach 4.3.3 beschriebenen über Computertomographie ermittelten und mit *ImageJ* und *AvizoFire* erfassten Schädigungsbereich der Proben werden in den Abb 5.35 bis 5.39 dargestellt. Computertomographische Untersuchungen wurden dabei von Probe 3 (600°C, 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>), Probe 9 (700°C, 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>) und Probe 14 (800°C, 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>C) durchgeführt. Die dazugehörigen Kriechdiagramme befinden sich in Abb. 5.3 (rote Kurve), Abb. 5.8 (schwarze Kurve) und Abb. 5.11. In den computertomographischen Abbildungen sind Schädigungsbereiche mit unterschiedlich großen Volumina unterschiedlich gekennzeichnet. Volumina deren berechneter Kugelradius dabei 50-100 $\mu\text{m}$  beträgt werden blau, Schädigungen mit einem berechneten Radius von 100-150 $\mu\text{m}$  rot und größere Schädigungsbereiche schwarz dargestellt.

In Abb. 5.35 und 5.38 sind einzelne Bereiche zu erkennen, in denen sich die Risse anhäufen und wo es zur Bruchausbildung kommen wird. In Abb. 5.39 sind hingegen zwei solche Rissansammlungsbereiche zu erkennen, wovon einer ausgeprägter ist als der andere.

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE

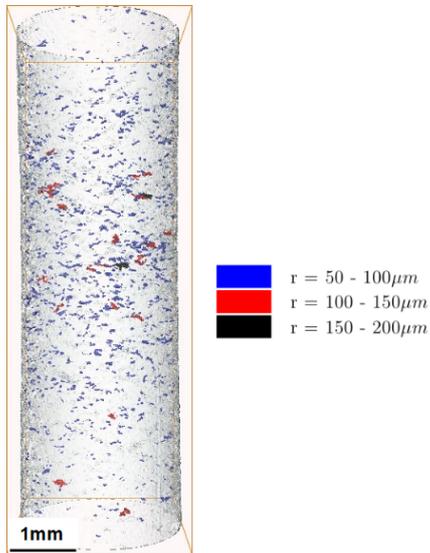


Abbildung 5.35: Computertomographie Probe 3: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 3,33h;  $\epsilon = 2,8\%$ ; Schädigung  $r \geq 50\mu m$

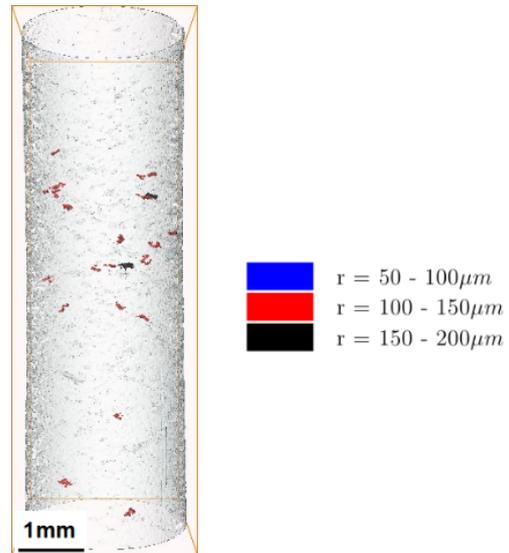


Abbildung 5.36: Computertomographie Probe 3: 600°C; 137,6 MPa; 0,5\*Rp<sub>0,2</sub>; 3,33h;  $\epsilon = 2,8\%$ ; Schädigung  $r \geq 100\mu m$

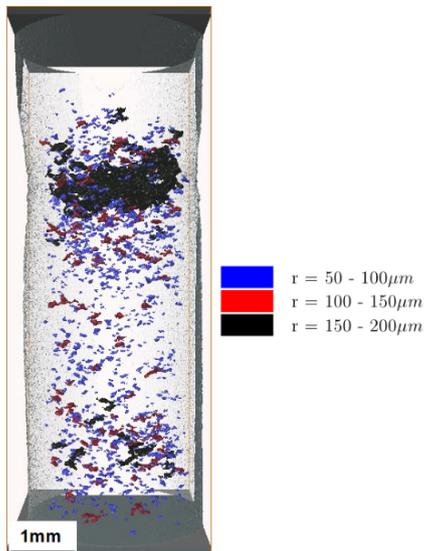


Abbildung 5.37: Computertomographie Probe 7: 700°C; 50 MPa; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 25,6h;  $\epsilon = 2,6\%$ ; Schädigung  $r \geq 50\mu m$

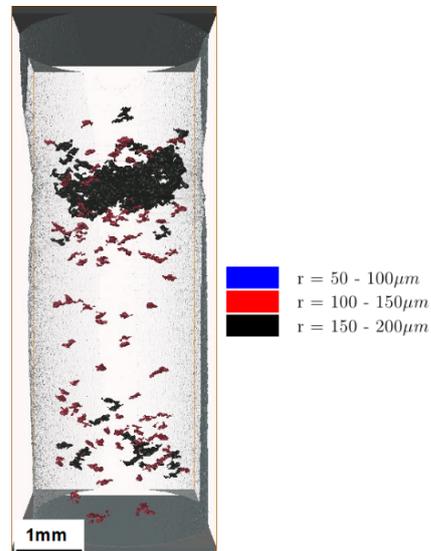


Abbildung 5.38: Computertomographie Probe 7: 700°C; 50 MPa; 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>; 25,6h;  $\epsilon = 2,6\%$ ; Schädigung  $r \geq 100\mu m$

## KAPITEL 5. ERGEBNISSE

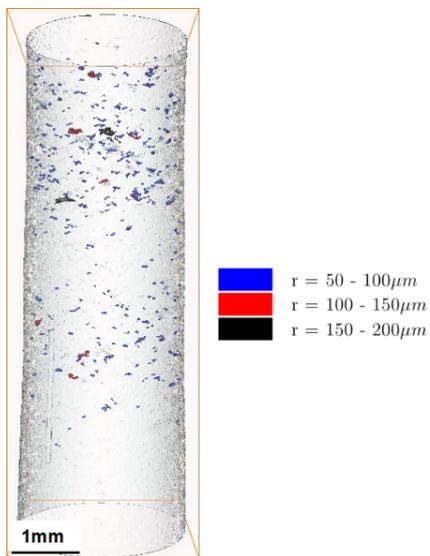


Abbildung 5.39: Computertomographie Probe 9:  $800^{\circ}C$ ; 20 MPa;  $0,3 \cdot R_{p0,2}$ ; 14,08h;  $\epsilon = 2,1\%$ ; Schädigung  $r \geq 50 \mu m$

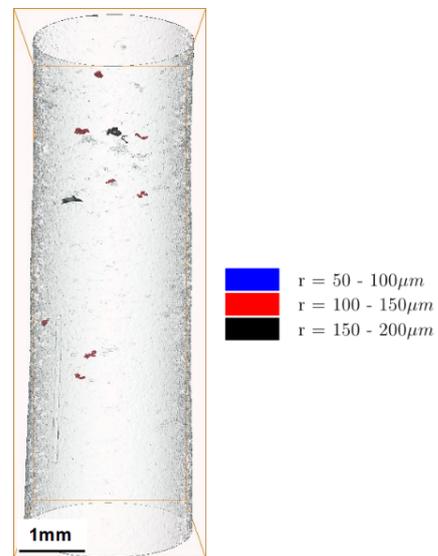


Abbildung 5.40: Computertomographie Probe 9:  $800^{\circ}C$ ; 20 MPa;  $0,3 \cdot R_{p0,2}$ ; 14,08h;  $\epsilon = 2,1\%$ ; Schädigung  $r \geq 100 \mu m$

# Kapitel 6

## Diskussion

### 6.1 Warmzugfestigkeit

Bei Betrachtung der Ergebnisse der Warmzugfestigkeitsuntersuchungen (Tab. 5.1) ist zu erkennen, dass ihre Werte mit den Warmzugfestigkeitswerten der Firma Georg Fischer Automotive AG (Abb. 2.2) übereinstimmen. Die Warmzugfestigkeitswerte der Firma Georg Fischer Automotive AG können daher bestätigt werden. Ein deutlicher Unterschied lässt sich beim Vergleich der ermittelten Bruchfestigkeitswerte (Tab. 5.2) mit den von der Firma Georg Fischer Automotive AG ermittelten Werten (Abb.2.2) erkennen. Dies liegt wahrscheinlich an Materialien aus unterschiedlichen Chargen. Der Verlauf der Kurve, welche im Anschluss an die  $R_{p0,2}$ -Dehngrenze fällt, lässt sich dadurch erklären, dass Graphit im Werkstoff keine Erhöhung der Festigkeit mit sich bringt. Das Werkstoffvolumen müsste daher in Hinblick auf Gehalt und Form des Graphits korrigiert werden. Eine vorgeschlagene Korrektur nach Kohout in [25] ist mit der verwendeten Zugfestigkeitsprüfanlage (Gleeble 1500) nicht möglich, da die Ergebnisse am Beginn der Dehnung nicht verwertbar sind. Es wird empfohlen, Warmzugfestigkeits- und Biegebruchfestigkeitsuntersuchungen mit präziseren Prüfanlagen durchzuführen, um die von Kohout vorgeschlagene Korrektur vornehmen zu können.

### 6.2 Zeitstandfestigkeit

#### 6.2.1 Kriechdiagramme

Das von den anderen Kriechkurven abweichende Verhalten der Probe bei  $600^{\circ}\text{C}$  und 70% des  $R_{p0,2}$ -Wertes (Abb. 5.2) ist darauf zurückzuführen, dass aufgrund der kurzen Zeit des Kriechversuches nur wenige Datenpunkte auf-

## KAPITEL 6. DISKUSSION

genommen wurden und ein Ausreißer daher eher ins Gewicht fällt.

Das auffällige unterschiedliche Verhalten unterschiedlicher Proben bei 600°C und 10% des  $R_{p0,2}$ -Wertes sowie bei 700°C und 30% des  $R_{p0,2}$ -Wertes (Abb. 5.6 und 5.8) wurde angenommen dass es sich damit erklären lässt dass einige Proben keine Homogene Zusammensetzung besitzen. Dies wurde versucht durch Metallographische Untersuchungen zu bekräftigen was jedoch nicht gelang.

Dass Versuche bei tieferen Temperaturen (600°C) bei einer auf den jeweiligen  $R_{p0,2}$ -Wert normierten Belastung länger dauern als Versuche bei höheren Temperaturen (700°C und 800°C), lässt sich durch das unterschiedliche Verhalten des Werkstoffes bei unterschiedlichen Temperaturen erklären, bei höheren Temperaturen besitzt der Werkstoff demnach eine höhere Duktilität als bei tieferen Temperaturen, dies wurde auch schon in den Warmzugfestigkeitsversuchen erkannt.

### 6.2.2 Interpretation der Zeitstandergebnisse

#### 6.2.2.1 Nortonsches Kriechgesetz

Wie unter Punkt 1.1.5.4 beschrieben, wurde zur Bestimmung des Kriechmechanismus die Spannung  $\sigma$  gegen die minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  in einem doppelt logarithmischen Diagramm aufgetragen (Abb. 6.1).

Durch die Steigung bei den unterschiedlichen Temperaturen konnte, wie unter Punkt 1.1.6 beschrieben, auf den Spannungsexponenten geschlossen werden. Der Nortonsche Spannungsexponent, welcher bei den Versuchen zwischen 4 und 7 liegt, lässt auf Versetzungskriechen schließen. Es ist anzumerken, dass einige Versuche bei 0,1 bzw 0,2\* $R_{p0,2}$ -Belastung noch nicht abgeschlossen sind, diese sind im Diagramm gekennzeichnet. Für eine genaue Betrachtung wird empfohlen, das Ende der Kriechversuche abzuwarten.

Die Auftragung der Zeitpunkte des Erreichens der minimalen Kriechgeschwindigkeit  $t_{\epsilon_{min}}$  (Abb. 6.2(a)) bzw. des Erreichens der 1%-Dehnung  $t_{1\%}$  (Abb. 6.2(b)) gegen die Spannung  $\sigma$  in einem doppelt logarithmischen Diagramm lässt erkennen, dass die Zeit des Erreichens der jeweiligen Dehnung mit steigender Temperatur fällt und dass die Zeit ebenfalls fällt, wenn die Spannung bei konstanter Temperatur zunimmt. Dies entspricht den Erwartungen, dass Proben bei höherer Temperatur und höherer Spannung schneller kriechen als Proben bei niedriger Temperatur und niedrigeren Spannungen. Ein Problem stellt dar, dass viele Versuche bei 600°C die 1%-Dehnung noch nicht erreicht haben bzw. die Versuche endeten, bevor die 1%-Dehnung erreicht wurde. Es wird daher empfohlen, das Ende der noch laufenden Versuche bei 600° abzuwarten, um auch diese Versuche mit den anderen Versuchen vergleichen

## KAPITEL 6. DISKUSSION

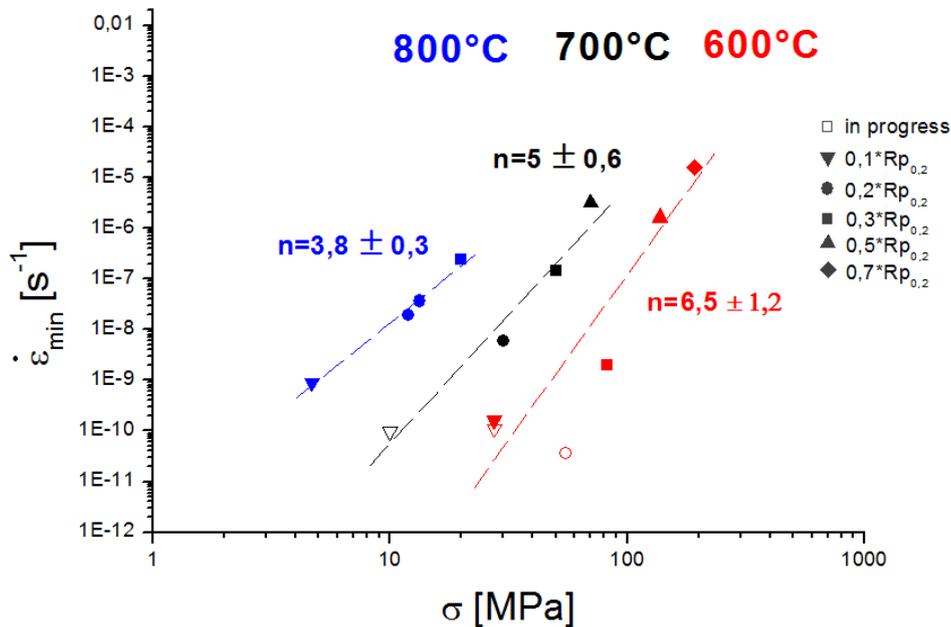


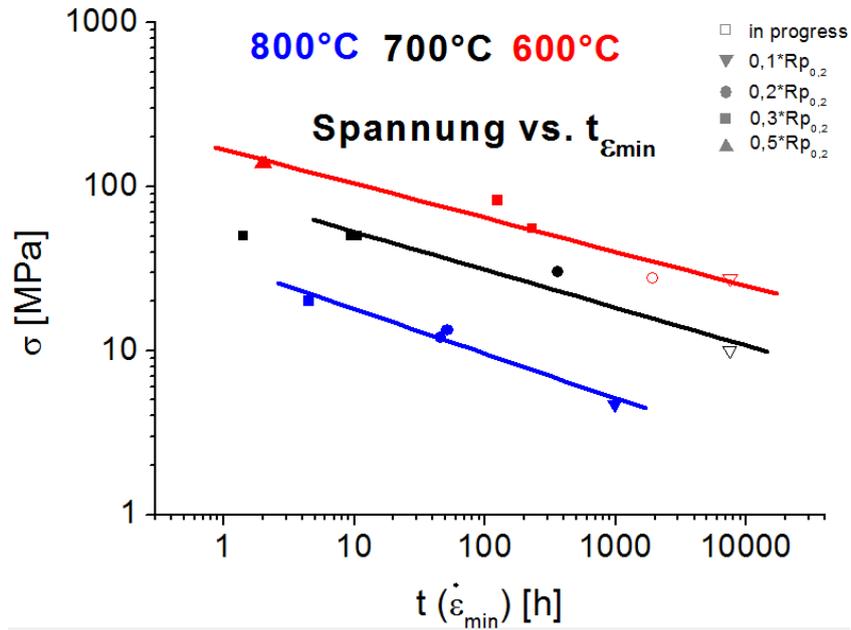
Abbildung 6.1: Nortonsches Kriechdiagramm bei verschiedenen Belastungen und Temperaturen

zu können. Ein Vergleich der 0,05%-Dehnung oder der 0,01-Dehnung erweist sich nicht als sinnvoll, da diese Dehnungen bei höheren Temperaturen und Belastungen zu schnell erreicht werden.

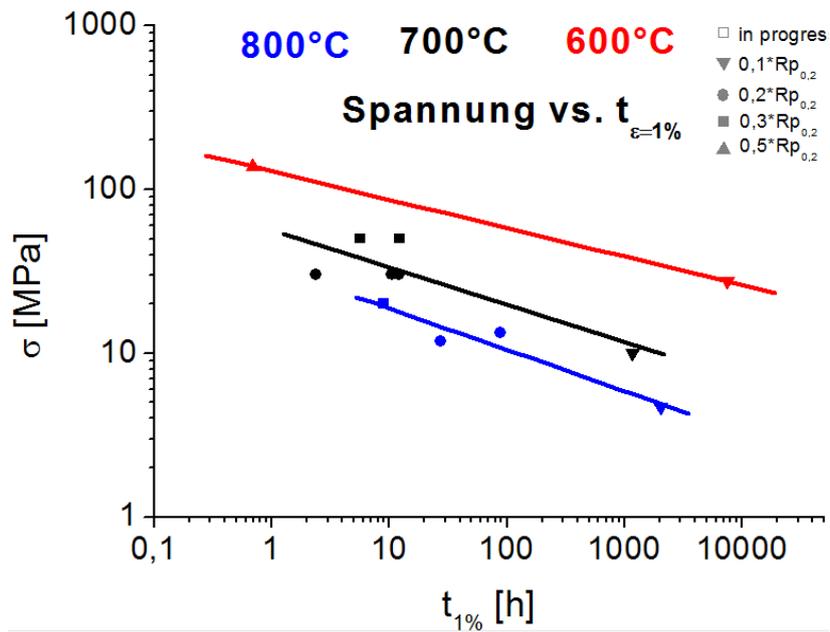
### 6.2.2.2 Gesetz von Monkman und Grant

Die Auftragung der minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  gegen die Bruchzeit  $t_r$  (Abb. 6.3(a)), sowie der minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$  (Abb. 6.3(b)) gegen die 1%-Dehnungszeit in doppelt logarithmischen Diagrammen liefern Steigungen mit 95%iger Genauigkeit. Probe 4 (600°C 0,3\*Rp<sub>0,2</sub>) wurde hierbei nicht herangezogen, da es sich in diesem Fall um einen Ausreißer handelt, dies bestätigt auch die Betrachtung der Kriechkurve (Abb. 5.4(a)) in welcher kein ausgeprägter tertiärer Bereich festgestellt werden kann, die Probe zerbrach wahrscheinlich durch externe Einflüsse verfrüht. Es kann davon ausgegangen werden, dass in den getesteten Temperatur- und Spannungsbereichen ein einheitlicher Kriechmechanismus vorherrscht. Es ist jedoch zu beachten dass für einige Versuche bei 0,1\*Rp<sub>0,2</sub>-Belastungen bisher die Bruchzeit noch nicht erreicht wurde. Daher können diese Ergebnisse (Probe 6+7) nicht in den Vergleich einbezogen werden. Es wird daher vorgeschlagen, die

KAPITEL 6. DISKUSSION



(a) Zeitpunkt des Erreichens der minimalen Kriechgeschwindigkeit bei unterschiedlichen Belastungen und Temperaturen



(b) Zeitpunkt des Erreichens der 1%-Dehnung bei unterschiedlichen Belastungen und Temperaturen

Abbildung 6.2: Nortonsches Kriechgesetz

## KAPITEL 6. DISKUSSION

laufenden Kriechversuche weiterlaufen zu lassen, bis sie abgeschlossen sind.

### 6.2.2.3 Gesetz von Larson und Miller

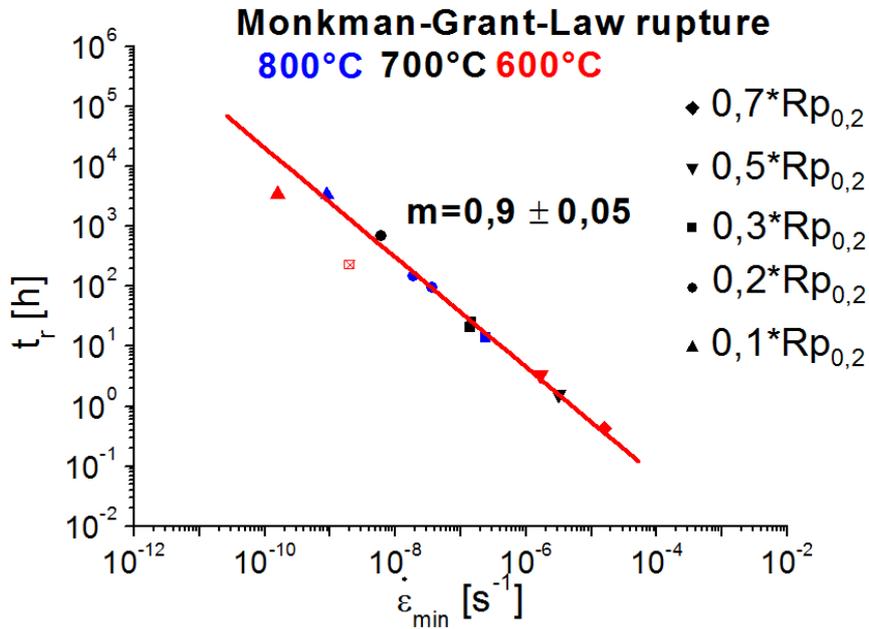
Zur Bestimmung des Larson-Miller-Parameters wurden der reziproke Wert der Temperatur  $\frac{1}{T}$  gegen die Bruchzeit  $t_r$  (Abb. 6.4(a)) bzw. die Zeit der 1%-Dehnung  $t_{1\%}$  (Abb. 6.4(b)) in einem logarithmischen Diagramm bei unterschiedlichen Temperaturen aber konstanter Spannung aufgetragen. Aus der Steigung war der Larson-Miller-Parameter P aus Kapitel 1.5.7.2 abzulesen. Aus dem negativen Schnittpunkt der Geraden erhielt man die Konstante C. Der Larson-Miller Parameter wurde bei der berechneten Konstante (Abb. 6.5(a)) und mit zum Vergleich mit anderen Werkstoffen bei einer Konstante  $C=20$  (Abb. 6.5(b)) gegen die Spannung in einem logarithmischen Diagramm aufgetragen. Die Darstellung ergibt in beiden Fällen eine einheitliche Gerade. Ein Vergleich mit den Werkstoffen CFC8 und CFC8-Plus aus [12] (Abb. 6.5(c)) ergab zwar eine geringfügige Verbesserung gegenüber dem von ihm getesteten getesteten SiMo-Werkstoff er scheint jedoch nicht mit den anderen von Maziasz et al. getesteten Werkstoffen vergleichbar zu sein.

## 6.3 Metallografie

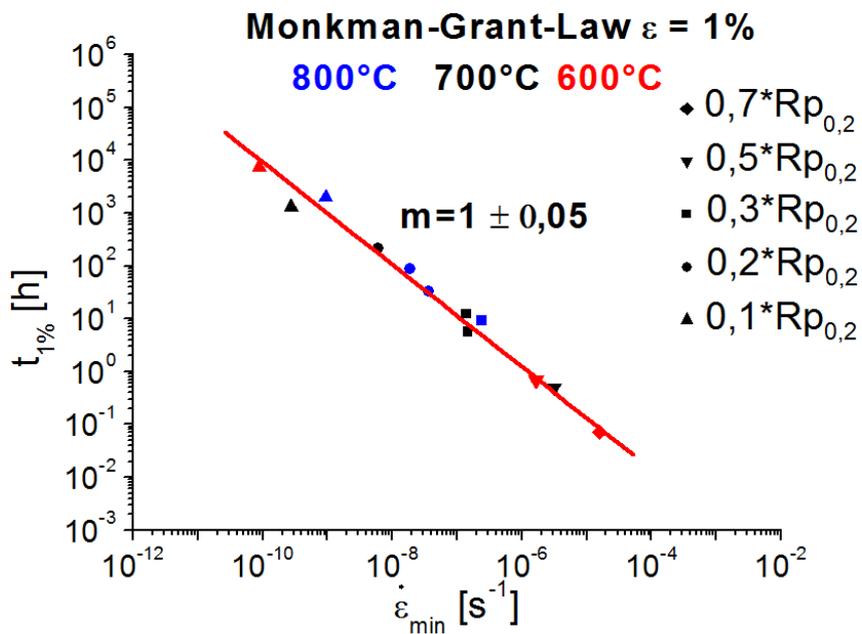
### 6.3.1 Mikroskopie

Die Untersuchungen der gebrochenen bzw. sich im vorgeschrittenen tertiären Bereich befindlichen Proben im Lichtmikroskop bzw. Elektronenmikroskop (Abb. 5.20 - 5.31) zeigen im Schädigungsbereich Graphitteilchen, welche aufgrund des selben Kontrasts zwischen Poren und Graphit von der kugeligen bzw. vermicularen Form des Rohmaterials abzuweichen scheinen. Dies ist damit zu erklären, dass es während der Belastung zur Ablösung des Graphits mit der Matrix kommt und sich an den Poren des Graphits Hohlräume bilden. Diese Poren wachsen mit der Zeit und stellen im späteren Verlauf der Rissausbildung auch die Ausgangspunkte für die Bildung von Mikrorissen dar, welche sich anschließend normal zur Zugachse ausbreiten. Durch das Zusammenwachsen mehrerer Mikrorisse kommt es zur Entstehung von Rissen, welche in weiterer Folge zum Bruch führen. Der Schädigungsbereich erstreckt sich über wenige mm bevor er eine dem Ausgangszustand ähnliche Form des Graphits annimmt. Dies wurde bereits von Hug et al. in [24] postuliert. Die Aussage, dass bei niedrigen Belastungen die kugelige Form erhalten bleibt, konnte im Rahmen der Untersuchungen nicht bestätigt werden. Es wird empfohlen abzuwarten, bis es zum Bruch der Proben bei 10%iger  $R_{p0,2}$ -Belastung

KAPITEL 6. DISKUSSION

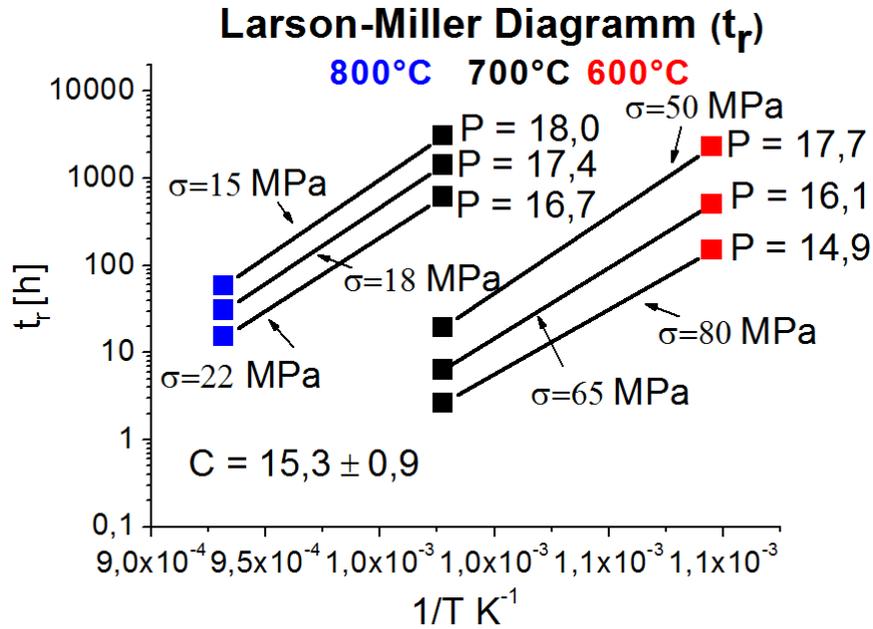


(a) Gesetz von Monkman und Grant (Bruchzeit)

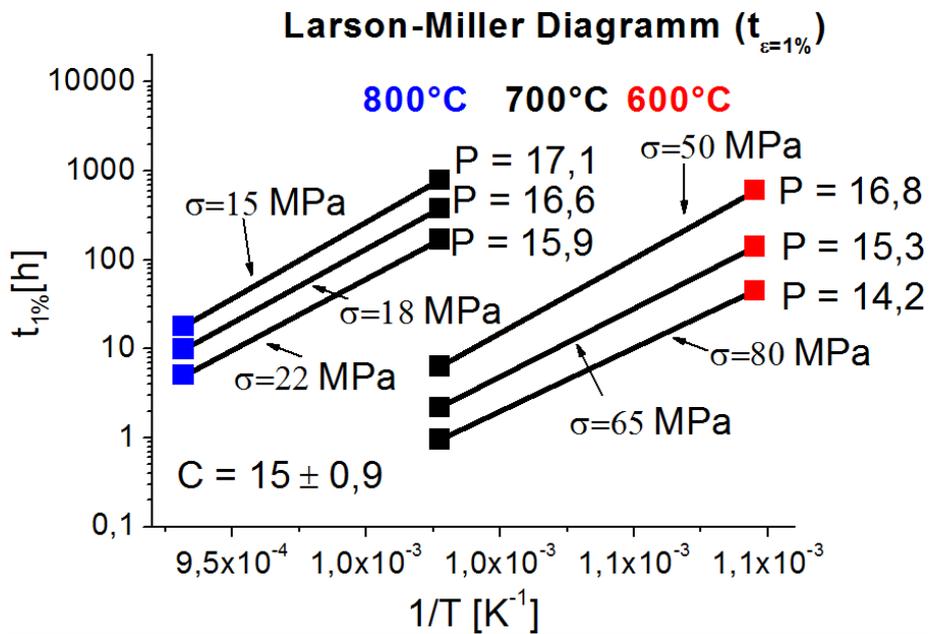


(b) Gesetz von Monkman und Grant (1%-Dehnungszeit)

Abbildung 6.3: Gesetz von Monkman und Grant



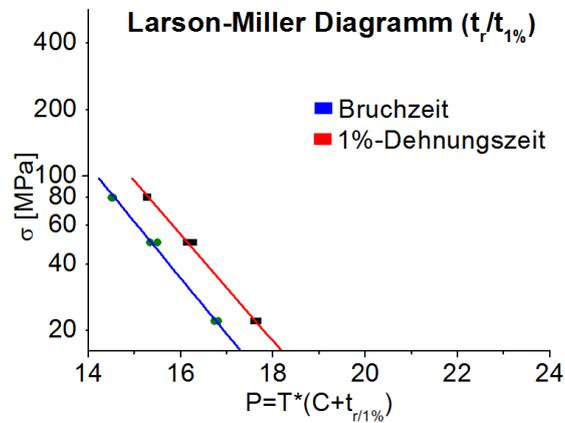
(a) Gesetz von Larson und Miller (Bruchzeit)



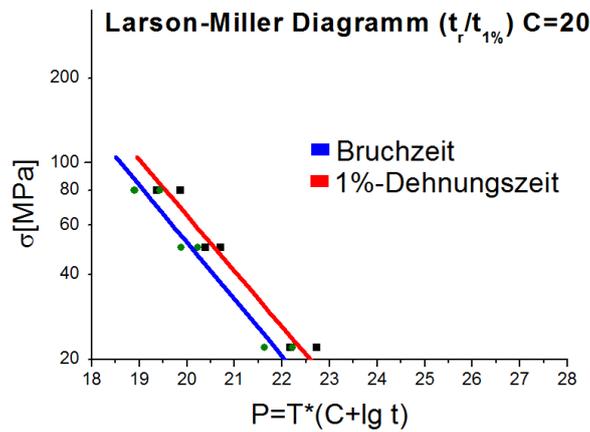
(b) Gesetz von Larson und Miller (1%-Dehnungszeit)

Abbildung 6.4: Gesetz von Larson und Miller

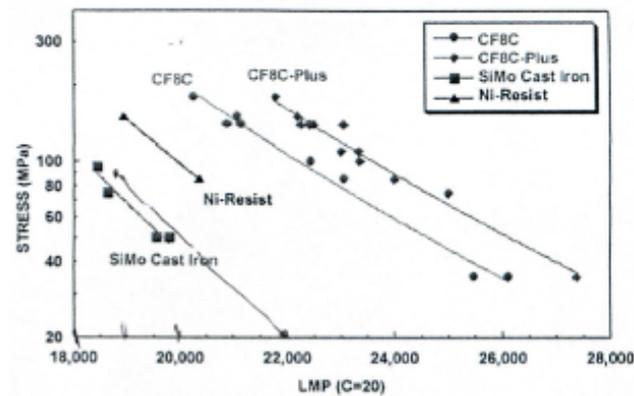
KAPITEL 6. DISKUSSION



(a) Darstellung des Larson-Miller-Parameters  $P$  gegen die Spannung bei der berechneten Konstante  $C$



(b) Darstellung des Larson-Miller-Parameters  $P$  gegen die Spannung bei einer Konstante  $C=20$



(c) Larson-Miller-Diagramm CF8C vs. SiMo [12]

Abbildung 6.5: Larsonmillerparameter bei verschiedenen Belastungen

## KAPITEL 6. DISKUSSION

kommt, um auch diese mikroskopisch auswerten zu können und die Hypothese von Hug et al. aus [24] zu überprüfen. Dies war leider im zeitlichen Rahmen der Masterarbeit nicht möglich.

# Kapitel 7

## Schlussfolgerungen

Durch die Untersuchungen im Zuge dieser Masterarbeit konnte das Zeitstandfestigkeitsverhalten des Werkstoffes SiMo 1000 der Firma Georg Fischer Automotive AG genauer erforscht werden. Die Kriechkurven zeigen den typischen Verlauf einer Kriechkurve. Dabei ist anzumerken, dass der Werkstoff keinen stationären Kriechbereich besitzt, sondern ein Minimum der Dehnrate, wie dies bereits bei anderen Kriechversuchen mit Gusseisen und hochlegierten Stahlsorten festgestellt wurde.

Die Auftragung der Spannungen gegen die minimalen Kriechgeschwindigkeiten im doppelt logarithmischen Nortonschen Kriechdiagramm ergaben einen Nortonschen Spannungsexponenten von  $n=4-6$ ; aufgrund dieses Spannungsexponenten kann im betrachteten Bereich zwischen  $600^{\circ}\text{C}$  und  $800^{\circ}\text{C}$  von Versetzungskriechen als vorherrschendem Kriechmechanismus ausgegangen werden. Dass es sich um einen einheitlichen Kriechmechanismus im besagten Temperaturbereich handelt, wurde durch die Auftragung der Bruchzeit gegen die minimale Kriechgeschwindigkeit im doppelt logarithmischen Monkman-Grant-Diagramm bestätigt, da eine Gerade mit geringer Abweichung entstand.

Bei Auftragung der Bruchzeit gegen den Kehrwert der Temperatur in Kelvin im einfach logarithmischen Larson-Miller-Diagramm wurden eine Konstante  $C$  von ca.  $\sim 15$  und ein Larson-Miller-Parameter  $P$  von  $\sim 16,5$  erhalten. Ein Vergleich des Werkstoffes SiMo 1000 gegenüber SiMo und hochtemperaturfesten Stählen im Larson-Miller-Diagramm zeigte eine geringere Verbesserung gegenüber SiMo, jedoch wurden die Werte der hochtemperaturfesten Stähle nicht erreicht.

Bei der mikroskopischen Untersuchung der belasteten Proben konnte festgestellt werden, dass sich im Bereich wenige mm um den Schädigungsbereich die Form der den Graphit umgebenden Hohlräume ändert und es zu einer Ablösereaktion des Graphits mit der Matrix kommt. Es entstehen Hohlräume

## KAPITEL 7. SCHLUSSFOLGERUNGEN

an den Polen des Graphits normal zur Beanspruchungsrichtung. Diese Hohlräume dienen im weiteren Verlauf als Ausgangspunkte für die Ausbildung von Mikrorissen und Rissen.

# Literaturverzeichnis

- [1] R. Bürgel. *Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik*. Vieweg + Teubner, 2011.
- [2] DIN EN ISO 204: *Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung - Prüfverfahren*, 10 2009.
- [3] D. R. Askeland. *Materialwissenschaften*. Spektrum, 1994.
- [4] W. Bergmann. *Werkstofftechnik 1*. HANSER, 2003.
- [5] J. Reissner. *Werkstoffkunde für Bachelors*. Hanser, 2010.
- [6] M. F. Ashby; D.R. H. Jones. *Engineering Materials 1*. Pergamon Pr., 1997.
- [7] H.J. Bargel; G. Schulze. *Werkstoffkunde*. Springer, 2003.
- [8] M.A. Meyers; K.K. Chawla. *Mechanical Behavior of Materials*. Prentice Hall, 1999.
- [9] W. Schatt; H. Worch. *Werkstoffwissenschaft*. WILEY-VCH, 2002.
- [10] M.E. Kassner. *Fundamentals Of Creep In Metals And Alloys*. Elsevier, 2009.
- [11] D. Lonsdale; P.E.J. Flewitt. Relationship between rupture life and minimum creep rate and time to fracture for  $2\frac{1}{4}\%$  cr-1% mo steel. *Metal Science*, 12:264–265, 1978.
- [12] P.J. Maziasz; J.P. Shingledecke; N.D. Evans; M. J. Pollard. Developing new cast austenitic stainless steels with improved hig-temperatur creep resistance. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 131:051404–(1–7), 2009.
- [13] H. Berns; W. Theisen. *Eisenwerkstoffe*. Springer, 2008.

## LITERATURVERZEICHNIS

- [14] J.R. Davis, editor. *Cast Irons*. ASM International, 1999.
- [15] E. Piwowarsky. *Guß Eisen*. Springer, 1951.
- [16] A.P. Gagnebin; K. Millis; N.B. Pilling. *The Iron Age*, pages 77–84, 1949.
- [17] H.J. Morrogh; W.J. William. *Modern Castings*, 63:11, 1973.
- [18] DIN EN 1563: *Gießereiwesen - Gusseisen mit Kugelgraphit*, 03 2012.
- [19] S. Hasse. *Duktiles Gusseisen*. Schiele & Schön, 1996.
- [20] DIN EN ISO 945-1: *Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung*, 09 2010.
- [21] S. Kleiner; K. Track. Simo1000 - ein aluminiumlegiertes gusseisen für hochtemperaturanwendungen. *Giesserei*, 10:97, 2010.
- [22] H. Ishii; K. Ohkubo; S. Miura; T. Mohri. Mechanical properties of  $\alpha + \kappa$  two-phase lamellar structure in fe-mn-al-c alloy. *Materials Transactions*, 44:1679–1681, 2003.
- [23] GF Automotive. Werkstoffmerkblatt simo 1000, Mai 2010.
- [24] E. Hug; C. Keller; J. Favergoen; K. Dawi. Application of the Monkman-Grant law to the creep fracture of nodular cast irons with various matrix compositions and structures. *Materials Science & Engineering A*, 518:65–75, 2009.
- [25] J. Kohout. A simple relation for deviation of grey and nodular cast irons from Hooke's law. *Materials Science and Engineering A*, 313 (1-2):16–23, 2001.
- [26] C. Berger; E. Roos; T. Mao; A. Udoh; A. Scholz; A. Klenk. Behaviour of ductile cast iron at high temperatures. *Giessereiforschung*, 58, 2006.
- [27] S.M. Zhu; S.C. Tjong. Creep and rupture properties of an austenitic Fe-30Mn-9Al-1C alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 29 (1):299–306, 1998.
- [28] B. Wilshire; H. Burt. Yield stress rationalization of creep and creep fracture properties. *Scripta Materialia*, 53 (8):909–914, 2005.
- [29] M. Maldini; G. Angella; V. Lupinc. Analysis of creep curves of a nickel base superalloy in a wide stress/temperature range. *Materials Science & Engineering, A*, 462 (1-2):436–440, 2007.

## LITERATURVERZEICHNIS

- [30] DIN EN ISO: 6892-2: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhhter Temperatur*, 05 2011.
- [31] D. Piermayr. *Langzeitkriechprüfanlage*. Master's thesis, TU Wien, 2011.
- [32] J.C. Casanova. *Geügeprognose für Sphäroguss mittels Differenzial-Thermo-Analyse*. PhD thesis, TU Wien, 2011.