

Verformungsverhalten der  
Hochdruckturbinen-Scheibenlegierung  
Udimet 720 Li  
bei hohen Temperaturen

vorgelegt von  
Diplom-Ingenieur  
Michael Rumi

Vom Fachbereich 06  
Verfahrenstechnik, Umwelttechnik, Werkstoffwissenschaften  
der Technischen Universität Berlin  
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften  
- Dr. Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuß:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. F.-O. Borgmann  
Berichter: Prof. Dr.-rer.nat. Dr. h.c. G. Froberg  
Berichter: Prof. Dr.-Ing. U. Glatzel

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 13. März 2000

Berlin 2000

D 83

## Danksagung

Das vorliegende Forschungsvorhaben wurde im Programmrahmen Luftfahrtforschung und -technologie 1995 - 1998 der Bundesregierung, Leitkonzept 'Umweltschonender Antrieb, Engine 3E 2010' unter dem Förderkennzeichen 20T9504A, Kurzbezeichnung Udimet 720 Li vom Bundesministerium für Bildung und Forschung finanziell unterstützt.

Zugleich wurden mir die Ergebnisse des fachlich verwandten Brite-EuRam Projektes 6021 mit dem Arbeitsschwerpunkt 'Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkung' (Förderkennzeichen BRE2-CT-92-0341) von den Projektpartnern freundlicherweise mit zur Verfügung gestellt.

Mein besonderer Dank gilt damit dem Bundesministerium für Bildung und Forschung und der Europäischen Union für die Finanzierung der betreffenden Forschungsvorhaben sowie allen Mitarbeitern des Brite-EuRam Projektes und der Firma BMW Rolls-Royce für die erfolgreiche und angenehme Zusammenarbeit.

Herzlich bedanken möchte ich mich ebenfalls bei

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Dr. h.c. Froberg (TU-Berlin) für die umfangreiche und sehr erfolgreiche Betreuung dieser Arbeit sowie sein stetiges Interesse an deren Gelingen.

Herrn Dr. rer. nat. Plath (BMW-RR) für die Finanzierung dieser Arbeit und sein Vertrauen, das er in mich und meine Arbeit investierte.

Herrn Dr. Ing. Chen (TU-Berlin) für die zahlreichen Gespräche, Anregungen und Korrekturvorschläge.

Herrn Dr. Ing. Sievert und Herrn Olschewski (BAM) für deren Hilfe und ausführliche Erläuterungen zur Theorie der Werkstoffmodelle sowie für das entgegengebrachte Interesse.

Herrn Dr. Ing. Fischersworing-Bunk, Herrn Dr. Ing. Schlums und Herrn Dr. Ing. Rothkegel für die gute Zusammenarbeit innerhalb von BMW-RR.

Herrn Dr. Lupinc, Herrn Dr. Maldini (beide ITM) und Herrn Dr. Järvstråt (Volvo) für die vielen Anregungen und die hervorragende Zusammenarbeit innerhalb des Brite-EuRam Projektes 6021.

sowie allen Mitarbeitern der Abteilung EB-5 für die gute Zusammenarbeit - insbesondere Herrn Boldt für die außergewöhnliche und freundschaftliche Unterstützung in allen Lebenslagen.

# Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Stand der Forschung und Aufgabenstellung	2
2.1	Verformungsmechanismen in metallischen Legierungen	3
2.1.1	Temperatureinfluß auf das Verformungsverhalten	6
2.2	Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate	8
2.3	Modellierung des Verformungsverhaltens	10
2.3.1	Vorstellung des CRISPEN-Modells	10
2.4	Lebensdauerprognose	14
3	Vorstellung der Scheibenlegierung Udimet 720 Li	15
3.1	Herstellung	15
3.2	Wärmebehandlung und Gefüge	15
4	Praktische Vorgehensweise	16
4.1	Mechanische Versuche	16
4.2	Metallographische Untersuchungen	18
5	Ergebnisse	19
5.1	Messungen	19
5.1.1	Monotone Kriechbeanspruchung	22
5.1.2	Zyklische Kriechbeanspruchung	26
5.1.2.1	Zyklisches Kriechen bei der Temperatur T1	27
5.1.2.2	Zyklisches Kriechen bei der Temperatur T2	31
5.1.2.3	Zyklisches Kriechen bei der Temperatur T4	34
5.1.2.4	Zyklisches Kriechen bei der Temperatur T5	37
5.2	Modellierung der Materialeigenschaften	38
5.2.1	Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate	38
5.2.2	Einfluß des Stickstoffgehaltes auf den maximalen Verformungswiderstand	41
5.2.3	Modellierung des Verformungsverhalten unter Kriechbeanspruchung	42
5.2.3.1	Modell 1: CRISPEN-Modell	42
5.2.3.2	Modell 2: Modifiziertes CRISPEN-Modell	49
5.2.3.3	Modell 3: Versetzungsbogen-Modell	59

5.3	Gefügeuntersuchungen	66
5.4	Lebensdauerprognose unter monotoner Kriechbeanspruchung	72
6	Diskussion	73
6.1	Verformungsverhalten unter monotoner Kriechbeanspruchung	73
6.2	Verformungsverhalten unter zyklischer Kriechbeanspruchung	74
6.3	Modellierung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des maximalen Verformungswiderstandes unter monotoner Beanspruchung	77
6.4	Modellierung des Verformungsverhaltens	78
6.4.1	Monotone Beanspruchung	78
6.4.2	Zyklische Beanspruchung	82
6.5	Konsequenzen aus den Ergebnissen der Modellierung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung	89
6.6	Lebensdauerprognose	92
7	Zusammenfassung	94
8	Literaturverzeichnis	96
Anhang A	Liste der verwendeten Symbole	99
Anhang B	Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit	102
Anhang C	Durchgeführte Kriechversuche an Udimet 720 Li	105

# 1 Einleitung und Zielsetzung

Die durch das Antriebstechnologie-Leitkonzept 'Umweltschonender Antrieb, Engine 3E 2010' geförderte Entwicklung verbrauchsgünstiger, schadstoff- und lärmreduzierter Triebwerke führt zu höheren mechanischen und thermischen Anforderungen an die Schaufeln- und Scheibenwerkstoffe der Hochdruckturbinen. Die zur Senkung des Kraftstoffverbrauches nötige Erhöhung des Wirkungsgrades setzt die Realisierung eines Kerntriebwerkes mit hohem Druckverhältnis (26:1 BR710 bzw. 36:1 BR715) und hoher Gaseintrittstemperatur ( $> 1300^{\circ}\text{C}$ ) voraus.

In den von der Firma BMW Rolls-Royce entwickelten Triebwerken der BR700-Familie wird die Legierung Udimet 720 Li, die eine Weiterentwicklung der pulvermetallurgisch hergestellten Legierung Udimet 720 PM darstellt, als Scheibenwerkstoff eingesetzt. Vorteil der neuen Legierung ist das wirtschaftlichere Herstellungsverfahren (konventionelles Schmelzen und Umformen) unter Beibehaltung der im Vergleich mit den bislang eingesetzten schmelzmetallurgischen Scheibenwerkstoffen (z.B. Waspaloy und IN718) ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen. Die neue Legierung erlaubt eine Steigerung der Einsatztemperatur der Hochdruckturbinenscheibe um ca.  $30^{\circ}\text{C}$  auf  $650^{\circ}\text{C}$  mit kurzzeitigen Spitzentemperaturen um  $700^{\circ}\text{C}$ .

Ziel des Gesamtvorhabens ist die Schaffung der Grundlagen für die Anwendung der Hochtemperaturlegierung Udimet 720 Li. Darin enthalten ist der Erwerb eines umfassenden Verständnisses des Werkstoffverhaltens.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll das Verformungsverhalten des Scheibenwerkstoffes unter Kriechbeanspruchung gemessen und eine mechanische Zustandsgleichung entwickelt werden, die es erlaubt, die gemessenen Daten zu reproduzieren und zwischen den Daten zu interpolieren.

Um das Verformungsverhalten unter komplexer Beanspruchung berechnen zu können, wird das Kriechverhalten des Materials im praxisrelevanten Temperaturbereich unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung untersucht.

Die Untersuchung des Kriechverhaltens unter monotoner Beanspruchung soll Auskunft über die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Kriechwiderstandes des Werkstoffes sowie über einen eventuell vorhandenen Wechsel im dominierenden Verformungs- oder Schädigungsmechanismus geben.

Anhand der Ergebnisse der monotonen Kriechversuche wird ein auf physikalisch motivierten Parametern aufbauendes, halb-empirisches Modell entwickelt, das die Beschreibung des mechanischen Verformungsverhaltens der Legierung unter Kriechbeanspruchung ermöglicht. Aus der mechanischen Zustandsgleichung kann auf den maximalen Verformungswiderstand und die zu erwartende technisch nutzbare Lebensdauer einer kriechbeanspruchten Komponente geschlossen werden. Durch den Bezug auf die zugrundeliegenden physikalischen Verformungsmechanismen soll eine Basis geschaffen werden, das Verformungsverhalten auch unter komplexer Beanspruchung zu modellieren. Zur Verifizierung des Modells wird das unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessene Verformungsverhalten der Legierung mit den Prognosen des Modells verglichen. Die Berechnung der Modellprognose erfolgt dabei mit Hilfe des Parametersatzes, der zuvor ausschließlich anhand der Ergebnisse der monotonen Kriechversuche ermittelt wurde.

## 2 Stand der Forschung und Aufgabenstellung

Auf Grund der hohen Energiebeträge, die im Falle des Versagens einer Hochdruckturbinenscheibe freigesetzt werden, wird die Scheibe als kritisches Bauteil eingestuft. Zur sicheren Bauteilauslegung ist es notwendig, das mechanische Verhalten des verwendeten Werkstoffes unter betriebsnahen Belastungen (Temperaturen und Kräften) zu messen und anhand der gemessenen Daten Modelle zu entwickeln, die das Verformungsverhalten des Werkstoffes beschreiben sowie eine sichere Lebensdauerprognose des Bauteils gewährleisten [Dan 88].

Hoch- und Niederdruckturbinen eines Flugtriebwerkes treiben gemeinsam den Kompressor und den Fan des Triebwerkes an, um die Verbrennung des Luft/Kraftstoff-Gemisches in der Brennkammer und den Schub des Triebwerkes aufrecht zu erhalten. Der Verdichter arbeitet entlang einer fest vorgegebenen Arbeitslinie, die das Verhältnis zwischen dem umgesetzten Massenstrom und dem Druckverhältnis im Verdichter wiedergibt. Eine Änderung des Schubs in Abhängigkeit von der Flugsituation erfolgt durch die Regelung der Drehzahlen der Turbinen. Bei Start und Landung (Schubumkehr) werden in der Hochdruckturbinen eines Triebwerkes der BR700-Familie maximale Drehzahlen bis zu 16.000 Umdrehungen pro Minute erreicht. Eine Hochdruckturbinenscheibe der ersten Stufe, die mit mehr als 70 Schaufeln bestückt ist, unterliegt bei diesen hohen Drehzahlen entsprechend hohen mechanischen Belastungen. Bei der maximalen Drehzahl treten Fliehkräfte bis zu 70 kN pro Schaufel auf. Zu Beginn eines Flugzyklus können den aus Fliehkräften resultierenden mechanischen Spannungen zusätzlich noch Spannungen überlagert sein, die durch thermische Gradienten in der Hochdruckturbinenscheibe bedingt sind. Diese mit jedem Flugzyklus wiederholt auftretenden hohen mechanischen Belastungen führen zu einer Ermüdungsbeanspruchung des Scheibenwerkstoffes. Durch die zyklisch auftretenden hohen Spannungen kann es zu der Initiierung von Rissen an der Oberfläche des Bauteils kommen. Herkömmliche Scheibenwerkstoffe wie z.B. Waspaloy oder IN718 wurden hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit und einer duktilen Rißausbreitung in Richtung einer hohen Schadenstoleranz optimiert, um die Betriebssicherheit zu gewährleisten. Die durch die Steigerung des Wirkungsgrades nötige Erhöhung der Gaseintrittstemperatur führt zu einer stärkeren thermischen Beanspruchung der Hochdruckturbinenscheiben der ersten und zweiten Stufe. Kriechprozesse, die bislang nur bei der Auslegung der Schaufelwerkstoffe im Mittelpunkt standen, gewinnen zunehmend auch für Scheibenwerkstoffe an Bedeutung [Här 98]. Die auftretende Kriechbeanspruchung führt zu einem Fließen des Werkstoffes und schließlich zu Dehnungsinkompatibilitäten mit der Umgebung des Bauteils. Zur Berechnung der technisch nutzbaren Lebensdauer moderner Hochdruckturbinenscheiben ist die Kenntnis des Einflusses der Ermüdungs- und der Kriechbeanspruchung auf das Verformungs- und Bruchverhalten der Scheibenlegierung notwendig.

In Laborversuchen kann gezielt der Einfluß jeweils einer Beanspruchung auf das Verformungsverhalten des Werkstoffes ermittelt werden. Klassische Methoden formulieren eine explizite Abhängigkeit der gemessenen Größen (Verformungszustand oder Lebensdauer) von der konstant zyklischen oder stationären Beanspruchung und erlauben es, zwischen den aufgenommenen Werten eines Datensatzes zu interpolieren.

Zur Beschreibung des Verformungsverhaltens eines Werkstoffes bei hohen Temperaturen wird bei den sogenannten konventionellen Stoffgesetzen zwischen zeitunabhängiger Verformung (Plastizität) und zeitabhängiger Verformung (Viskoplastizität oder Kriechen) unterschieden. Die Wechselwirkung zwischen Plastizität und Kriechen wird nicht wiedergegeben.

Die Annahme, daß der momentane Werkstoffzustand sich durch beobachtbare Zustandsgrößen sowie einen Satz innerer Variablen vollständig beschreiben läßt, führte zu der Entwicklung der sogenannten einheitlichen Stoffgesetze, innerhalb derer die metallphysikalisch

nicht sinnvolle Trennung zwischen Plastizität und Kriechen erstmals aufgehoben wird [Lem 90]. Dies geschieht jedoch nicht durch den unmittelbaren Bezug auf die physikalisch ablaufenden Verformungs- und Schädigungsmechanismen sondern rein phänomenologisch. Insbesondere die Beschreibung des Verformungsverhaltens eines Werkstoffes unter mehrachsiger Beanspruchung bereitet jedoch auch mit den phänomenologischen Modellen noch große Probleme.

In jüngster Zeit wird deshalb vermehrt versucht, das mechanische Verformungsverhalten auf Basis der physikalischen, mikrostrukturellen Prozesse zu verstehen [Blu 96] und damit auch für komplexere Beanspruchung berechenbar zu machen.

Im Rahmen der vorliegenden Untersuchung wurde ein halb-empirisches Modell entwickelt, um das Kriechverhalten einer teilchengehärteten Scheibenlegierung mit einem geringen Volumenanteil an Aushärtungsphase (< 50 %) auf der Basis mikrostruktureller Prozesse zu beschreiben. Mit Hilfe verschiedener Modellansätze wird das in monotonen Kriechversuchen gemessene Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li beschrieben. Die minimale Kriechrate wird als Maß für den maximalen Verformungswiderstand unter Kriechbeanspruchung angenommen und zur Bestimmung des Einflusses eines erhöhten Stickstoffgehaltes der Legierung auf deren Kriecheigenschaften herangezogen. In weiteren, zyklischen Kriechversuchen wird das Verformungsverhalten der Legierung unter nicht konstanter Last gemessen und vor dem Hintergrund der zuvor entwickelten Modelle diskutiert. Die Lebensdauer unter monotoner Kriechbeanspruchung läßt sich mit Hilfe des empirisch begründeten Ansatzes von Monkman und Grant berechnen [Mon 56].

## 2.1 Verformungsmechanismen in metallischen Legierungen

Die Bewegung einer Versetzungslinie geschieht entlang einer dichtest gepackten Ebene (Gleitebene) um einen elementaren Translationsvektor  $\vec{b}$  (Burgersvektor) in einer ausgezeichneten Richtung (Gleitrichtung). Überstreicht eine solche Versetzung durch Einwirkung einer äußeren Spannung den gesamten Kristallquerschnitt, kommt es zu einer Abgleitung des Kristalls um den Betrag des Burgersvektors. Nach Haasen [Haa 84] bedeutet ein Zuwachs der Abgleitung um den Betrag 'da' eine Bewegung der Versetzungen auf ihrer Gleitebene um ein mittleres 'dx'. Beträgt die Zahl der beweglichen Versetzungen  $N_{\text{mob}}$ , ergibt sich die Orowan-Beziehung:

$$(2.1) \quad da = b N_{\text{mob}} dx$$

Für die Abgleitrate ergibt sich bei zeitlich konstanter Zahl der beweglichen Versetzungen:

$$(2.2) \quad da/dt = b N_{\text{mob}} dx/dt$$

$$(2.3) \quad \quad \quad = b N_{\text{mob}} v; \quad \quad \quad N_{\text{mob}} = \text{konst.}$$

Die makroskopisch meßbare Verformung eines Kristalls kann aus der Zahl der beweglichen Versetzungen, deren mittlerer Geschwindigkeit und deren gemeinsamen Burgersvektor berechnet werden.

Das mechanische Verformungsverhalten einphasiger Einkristalle kann im Bereich kleiner Verformungsgrade allein mit Hilfe der Versetzungsbewegungen erklärt werden. Dabei läßt sich die an einer Zugprobe aufgenommene Kraft-Verlängerungs-Kurve in eine Schubspannungs-Abgleitungs-Kurve umrechnen und in drei Bereiche unterteilen. In günstig orientierten, jungfräulichen Einkristallen werden zu Beginn der Verformung ausschließlich die Versetzungen eines Gleitsystems aktiviert (Bereich I: easy-glide). Das Schmidtsche Schubspannungsgesetz gibt Auskunft darüber, in welcher Gleitebene und in welcher Gleitrichtung die maximale Schubspannung wirkt. Die plastische Verformung der Probe erfolgt durch das

gleichzeitige gegenseitige Abgleiten vieler Kristallbereiche entlang des aktiven Gleitsystems. Die starre Einspannung der Probe macht jedoch ein Verkippen dieser Kristallbereiche erforderlich. Die in den weiteren Gleitsystemen wirkende Schubspannung kann auf Grund der aus der Kippung resultierenden Änderung der relativen Lage der Gleitsysteme zur Zugachse zunehmen. Wird innerhalb des nächsten günstigen Gleitsystems ein kritischer Wert der wirksamen Spannung überschritten, kommt es zur Aktivierung dieses zweiten Gleitsystems. Die Versetzungen des jeweils anderen Gleitsystems stellen ein Bewegungshindernis dar. Bei Schneidprozessen solcher Waldversetzungen verbleiben Störungen im Verlauf der Versetzungslinien, die die weitere Bewegung der Versetzung erschweren. Die Wechselwirkung von Versetzungen verschiedener Gleitsysteme wirkt sich in diesem Bereich also festigkeitssteigernd aus. Im Zugversuch wird zur Aufrechterhaltung einer konstanten Verformungsgeschwindigkeit eine lineare Zunahme der nötigen Kraft gemessen. Die Zunahme der nötigen Kraft wird als Verfestigung interpretiert (Bereich II: lineare Verfestigung) und durch die mathematische Beschreibung der Entwicklung der Versetzungsdichte modelliert. Im Bereich sehr hoher Verformungsgrade kommt es zu einer verminderten Verfestigung des Materials bis zum Bruch der Probe. Die physikalisch zugrundeliegenden Prozesse sind hier jedoch alleine auf der Basis einfacher Versetzungswechselwirkungen nicht mehr beschreibbar (Bereich III: verminderte Verfestigung und Bruch).

Im Gegensatz zum Verformungsverhalten von Einkristallen kann das makroskopisch meßbare Verformungsverhalten von polykristallinen, einphasigen Legierungen nur noch näherungsweise durch die Evolution der Versetzungsdichte in den einzelnen Kristalliten beschrieben werden. In polykristallinen Legierungen stellen auch die Korngrenzen ein Hindernis für die Versetzungsbewegung dar. Oberhalb einer kritischen Schubspannung werden Versetzungen im Korninneren in den günstig orientierten Gleitsystemen erzeugt und gleiten unter Wechselwirkung mit den vorhandenen Waldversetzungen in Richtung der Grenzen des Kristallites. Eine Versetzung, die in einem Korn auf die Korngrenze stößt, findet in dem benachbarten Korn mit großer Wahrscheinlichkeit keine zu ihrem Burgersvektor passende Gleitebene. Sie wird vor der Korngrenze aufgestaut. Der Aufstau mehrerer Versetzungen innerhalb einer Gleitebene führt zu einer Zunahme der im Korn wirkenden Rückspannung und erhöht so die zur weiteren Verformung nötige äußere Spannung.

Zur weiteren Steigerung des Verformungswiderstandes werden technischen Werkstoffen Elemente zulegiert, die zur Bildung weiterer Phasen führen. Die Teilchen der Fremdphasen haben oft eine geordnete Struktur, wie z.B.

- die Teilchen der Aushärtungsphase  $\gamma'$  der Nickel-Basis-Legierungen oder eine stöchiometrische Zusammensetzung mit kovalenten Bindungen wie z.B.
- Karbide des Typs MC,  $M_3C$ ,  $MC_6$  oder  $M_{23}C_6$  in hochfesten Eisenlegierungen.

Vollständige Versetzungen der Matrix können die Teilchen der Fremdphase nicht ohne zusätzlichen Energieaufwand überwinden. Bei niedrigen Temperaturen kommt es zu einem Aufstau der Versetzungen vor den Teilchen der Fremdphase und somit zu einem Anstieg der Festigkeit.

Im Rahmen der Untersuchung des Verformungsverhaltens kriechbeanspruchter Bauteile wurde den Schaufellegierungen moderner Turbinen besondere Aufmerksamkeit gewidmet. Einfluß auf das Verformungsverhalten von Hochtemperaturlegierungen nehmen im Zugversuch bei niedrigen Temperaturen (Raumtemperatur bis ca. 700°C) im wesentlichen die chemische Zusammensetzung der Legierung sowie die Größe und die Verteilung der Teilchen der Aushärtungsphase [Duh 89]. Ein meßbarer Einfluß der Dehnrates wird erst oberhalb einer kritischen Temperatur beobachtet [Ils 90].

Die Verformung einkristalliner Zugproben der Schaufellegierung SRR99 zeigt im Zugversuch bei Raumtemperatur Abgleitung entlang der  $\{111\}$  Oktaederflächen, wie es von der klassischen Theorie zur Einkristallverformung vorhergesagt wird [Fel 92]. Die Verformung ist stark lokalisiert und findet anfänglich überwiegend in sogenannten verformungs-induzierten Gleit-

bändern statt. Bei niedrigen Temperaturen (Raumtemperatur bis ca. 750°C) ist die Streckgrenze der Teilchengröße der Aushärtungsphase umgekehrt proportional (gilt für Teilchengrößen zwischen 200 und 1.000 nm). Die Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase geschieht entweder durch das Schneiden bzw. Abscheren der Teilchen oder das Umgehen der Teilchen durch den sogenannten Orowan-Prozeß.

Bei kleinen bis mittleren Teilchendurchmessern wird das Schneiden der Teilchen beobachtet. Hierbei spielt die geordnete Struktur der  $\gamma$ -Phase eine wesentliche Rolle. Die  $\gamma$ -Phase weist bis nahe an ihren Schmelzpunkt die geordnete Struktur vom Typ  $L1_2$  auf. Verformung findet in dieser Struktur ebenfalls in Gleitsystemen vom Typ  $\{111\} \langle 110 \rangle$  statt. Vollständige Versetzungen der Matrix scheren die Teilchen der  $\gamma$ -Phase unter der Bildung von Kristallbaufehlern ab. Dabei können in Abhängigkeit vom Typ der schneidenden Versetzungen verschiedene Kristallbaufehler gebildet werden [Sim 87]:

1. intrinsische / extrinsische Stapelfehler
2. Anti-Phasen-Grenze (APG)
3. Komplexe Stapelfehler

Intrinsische und extrinsische Stapelfehler können durch eine relative Verschiebung der Kristallhälften in Richtung  $a/3 \langle 112 \rangle$  und  $a/6 \langle 112 \rangle$  entlang der  $\{111\}$  Ebene erklärt werden. Anti-Phasen-Grenzflächen, die durch eine Verschiebung entlang  $a/2 \langle 110 \rangle \{111\}$  realisiert werden, haben im Vergleich zu den in- und extrinsischen Stapelfehlern die höhere Stapelfehlerenergie. Komplexe Stapelfehler können durch die Überlagerung aus intrinsischen Stapelfehlern und einer Anti-Phasen-Grenze angesehen und in der  $L1_2$  Struktur durch eine Verschiebung entlang  $a/6 \langle 112 \rangle \{111\}$  erklärt werden. Wird ein Teilchen der Aushärtungsphase von einer Versetzung unter Bildung einer Anti-Phasen-Grenzfläche geschnitten, kann eine zweite in derselben Gleitebene nachfolgende, vollständige Versetzung der Matrix den zuvor gebildeten Fehler wieder beheben. Durch das paarweise Schneiden der Teilchen der Aushärtungsphase von vollständigen Versetzungen der Matrix kann in diesem Fall die Bildung der Anti-Phasen-Grenzfläche auf den Kristallbereich zwischen den aufeinanderfolgenden Versetzungen begrenzt und damit der Abscherprozeß energetisch günstiger werden. Umgekehrt kann im Rahmen der Legierungsentwicklung durch gezielte Zugabe von Elementen, die die APG-Energie der  $\gamma$ -Phase erhöhen, die Festigkeit der Legierung erhöht werden.

Durch die Zugabe von Legierungselementen kann auch die Festigkeit der Matrix erhöht werden. In Abhängigkeit von der Verteilung der im Mischkristall gelösten Atome der Legierungselemente kommt es zu einer Änderung der Versetzungsenergie mit dem Ort (Peierlspotential). Die Wechselwirkung der Versetzung mit den gelösten Fremdatomen führt zu einer Behinderung der Versetzungsbewegung. Der Beitrag der Mischkristallverfestigung zum Verformungswiderstand der Legierung kann formal durch die Einführung der inneren Spannung  $\tau_P$  beschrieben werden. Die von einem Versetzungsbogen auf ein Teilchen der Aushärtungsphase wirkende Spannung wird entsprechend um den Betrag  $\tau_P$  reduziert.

Der Aufstau mehrerer Versetzungen vor einem Teilchen der Aushärtungsphase führt zu einer Erhöhung der effektiv auf die Versetzungslinie wirkenden Spannung. Die im Aufstau befindliche, unmittelbar vor dem Teilchen liegende Versetzungslinie 'spürt' durch die nachfolgenden Versetzungen eine vielfach höhere effektive Spannung  $\tau_{\text{eff}}$ :

$$(2.4) \quad \tau_{\text{eff}} \propto n (\tau - \tau_P) \quad \begin{array}{l} n - \text{Zahl der aufgestauten Versetzungen} \\ \tau - \text{in der Gleitebene wirkende Schubspannung [MPa]} \\ \tau_P - \text{Peierlsspannung [MPa]} \end{array}$$

Überschreitet die effektiv wirksame Spannung einen kritischen Wert, kann es zum Abscheren des Teilchens durch die vorne liegende Versetzung kommen (s. Anhang B).

Unter dem Einfluß einer von außen angelegten Spannung können die Teilchen der Aushärtungsphase auch durch den Orowan-Prozeß überwunden werden. Der vor zwei Teilchen aufgestaute Versetzungsbogen breitet sich zu Beginn bogenförmig zwischen den Teilchen aus. Nimmt mit zunehmender Spannung der Krümmungsradius des Versetzungsbogens einen Wert an, der kleiner ist als der halbe Teilchenabstand, wird der Versetzungsbogen auf Grund der hohen, in ihm gespeicherten Linienenergie instabil. Es kommt zu einer Vereinigung der Versetzungssegmente hinter den Teilchen, unter Zurücklassung jeweils eines vollständigen Versetzungsringes um ein Teilchen der Aushärtungsphase. Die kritische Spannung  $\tau_0$  (Orowan-Spannung), die aufgebracht werden muß, um den Prozeß zu aktivieren, berechnet sich aus dem Verhältnis aus der Linienenergie der Versetzung  $E_L$  zu dem Pinpunktabstand und dem Burgersvektor der Versetzung.

$$(2.5) \quad \tau_0 = 2 E_L / (bl) \quad - l \text{ Teilchenabstand}$$

$$(2.6) \quad \tau_0 \propto G b / l \quad - G \text{ Schubmodul [GPa]}$$

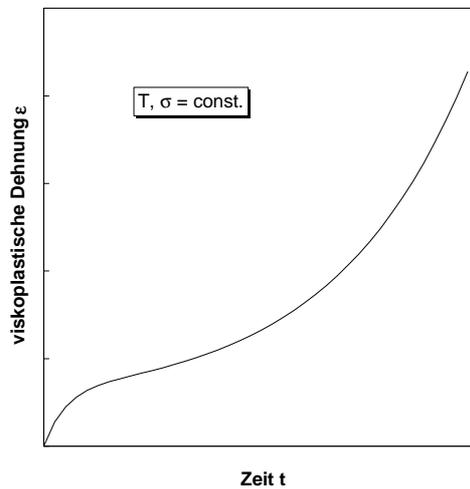
Die an den Teilchen verbleibenden Versetzungsringe verzerren den Kristallbereich in der Umgebung der Teilchen und erhöhen die für die nachfolgenden Versetzungen kritische Schubspannung.

### 2.1.1 Temperatureinfluß auf das Verformungsverhalten

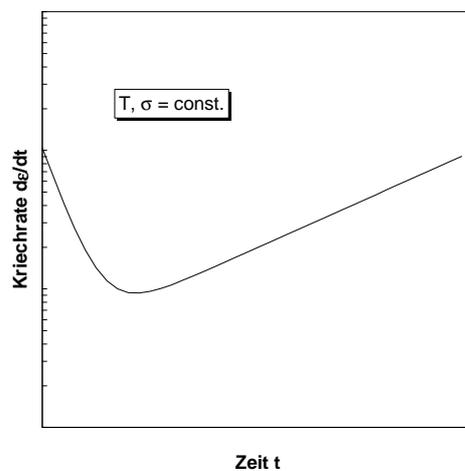
Bei hohen Temperaturen nimmt in metallischen Werkstoffen die Zahl der Punktdefekte - insbesondere die der Leerstellen - aus thermodynamischen Gründen zu. Diffusionsgesteuerte und somit zeitabhängige Prozesse wie z.B. das Klettern von Versetzungen gewinnen zunehmend an Bedeutung. Das Verformungsverhalten in Kriech- und Warmzugversuchen wird meßbar von der Last bzw. der Dehnrage abhängig. Durch das Quergleiten und Klettern von Versetzungssegmenten wird ein Wechsel der Gleitebene möglich. Mit zunehmender Temperatur wird das Verformungsverhalten schon bei niedrigen Verformungsgraden zunehmend homogener. Versetzungssegmente mit geeigneten Burgersvektoren können durch den Wechsel der Gleitebene rekombinieren und unter Freisetzung der zugehörigen Linienenergie zum Abbau der im Festkörper gespeicherten potentiellen Energie beitragen. Führt eine Verformung unter Last bei niedrigen Temperaturen zu einer Verfestigung, so daß der Verformungsprozeß unter konstant anliegender Last zum Stillstand kommt, können bei hohen Temperaturen die thermisch aktivierten Prozesse zu einer andauernden Verformung des Werkstoffes, selbst bei Lasten unterhalb der Streckgrenze, führen. Die zeitabhängige Verformung wird im allgemeinen im Kriechversuch bestimmt und in Form einer Kriechkurve dargestellt (s. Diagramm 2.1).

Die unter konstanter Spannung an einphasigen Metallen aufgenommenen Kriechkurven lassen sich gewöhnlich in drei Abschnitte unterteilen. Zu Beginn des Versuches kommt es zum sogenannten primären Kriechen. Die Verformungsgeschwindigkeit nimmt bei unverformten Proben bis zum Erreichen eines Minimums stetig ab. Die Abnahme der Verformungsgeschwindigkeit während des primären Kriechens kann bei den einphasigen, polykristallinen Legierungen durch die gleichen festigkeitssteigernden Mechanismen wie zuvor bei der Verformung bei niedrigeren Temperaturen erklärt werden. Die Erzeugung neuer Versetzungen im Korninnern führt zu einer Zunahme der Versetzungsdichte und zugleich zu einer Abnahme der Beweglichkeit der Versetzungen. Bei einphasigen Legierungen bleibt unter konstanter Spannung die Verformungsgeschwindigkeit nach Erreichen des Minimums über lange Zeit konstant (sekundäres oder stationäres Kriechen).

Die konstante Verformungsgeschwindigkeit während des sekundären Kriechens wird auf ein Gleichgewicht zwischen den Verfestigungs- und den Erholungsprozessen zurückgeführt [Ils 73]. Die unter Last auftretende Erzeugung neuer Versetzungen wird durch die die Verformung begleitenden Rekombinations- und Annihilationsprozesse kompensiert. Unter konstanter Spannung kommt es zu der Bildung einer von der Beanspruchung abhängigen stationären Versetzungsstruktur [Blu 96].



a)



b)

Diagramm 2.1: Schematische Darstellung des Verformungsverhaltens einer teilchengehärteten Hochtemperaturlegierung

a) Dehnungssignal  $\epsilon$  als Funktion der Zeit

b) Dehnratesignal  $d\epsilon/dt$  als Funktion der Zeit

Bei teilchengehärteten, einkristallinen Nickel-Basis-Hochtemperaturlegierungen mit hohem  $\gamma'$ -Gehalt kommt es im Temperaturbereich bis 800°C nach Aufbringen von Lasten unterhalb der Streckgrenze zu einem verzögerten Einsetzen meßbarer Verformung [Pol 92]. Während dieser Inkubations-Periode wird die beinahe versetzungsfreie Matrix, ausgehend von an den  $\gamma/\gamma'$ -Phasengrenzen eingewachsenen Versetzungen, mit Versetzungsbögen gefüllt. Erst wenn die Matrix von einer ausreichend großen Zahl an Versetzungsbögen gefüllt ist, wird die weitere Bewegung dieser Bögen als sogenannte viskoplastische Dehnung makroskopisch

meßbar. Während des sich anschließenden primären Kriechens nimmt die Versetzungsdichte in den Matrixkanälen weiterhin stetig zu, die Beweglichkeit der Versetzungen hingegen stetig ab. Die abnehmende Beweglichkeit der Versetzungen wird makroskopisch als Abnahme der Verformungsgeschwindigkeit gemessen und als Verfestigung interpretiert.

Der Bereich des sekundären Kriechens ist bei den teilchengehärteten Legierungen weniger stark ausgeprägt. Anstatt einer konstanten Verformungsgeschwindigkeit wird am Ende des primären Kriechens eine minimale Kriechrate  $\dot{\epsilon}_{\min}$  erreicht. Im Anschluß daran nimmt die Kriechgeschwindigkeit wieder leicht zu. Ursache für das Ausbleiben einer konstanten Verformungsgeschwindigkeit können zum Beispiel thermisch aktivierte Gefügeveränderungen (Teilchenvergrößerung) sein, die eine Abnahme des Verformungswiderstandes des Werkstoffes verursachen [Dan 88] und zugleich die Ausbildung einer stationären Mikrostruktur verhindern. Die Zunahme der Beweglichkeit der Versetzungen kann anfänglich durch die vermehrte Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase durch die zuvor aufgestauten Versetzungen [Pol 92] erklärt werden.

Neben den bei niedrigen Temperaturen beobachteten Mechanismen der Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase ist es den Versetzungen bei hohen Temperaturen möglich, die Teilchen auch durch den Kletterprozeß zu überwinden. Beim Klettern wechseln die Versetzungen, begünstigt durch einen Leerstellenstrom in Richtung der Versetzungslinie, ihre Gleitebene. Bei konstanter, hoher Temperatur konnten für die Superlegierung PWA 1480 in Abhängigkeit von der Teilchengröße alle drei Mechanismen ermittelt werden. Bei Teilchen mit kleinem Durchmesser wird das Versetzungsklettern beobachtet, bei Teilchen mittleren bzw. größeren Durchmessers der zuvor beschriebene Schneid- bzw. Orowan-Prozeß [Duh 89].

Die integral gemessene Verformungsrate nimmt nach Überschreiten des Minimums in einem ununterbrochenen Kriechversuch bis zum Eintreten des Bruches kontinuierlich zu. Während des gesamten Kriechvorganges - insbesondere zum Ende eines Versuches - wird Schädigung, z.B. in Form von Kriechporen oder Mikrorissen, im Gefüge des Werkstoffes akkumuliert (tertiäres Kriechen). Die lokale Schwächung des Werkstoffes führt zu einer weiteren, starken Zunahme der Schädigung in diesem Bereich und schließlich zum Eintreten des Bruches. Die physikalisch zugrundeliegenden Prozesse sind jedoch wie im Bereich III der Einkristallverformung nicht mehr auf der Basis einfacher Versetzungswechselwirkungen beschreibbar. Mesoskopische Modelle wurden entwickelt [Rie 87][Lem 90], um die ablaufenden Prozesse modellieren zu können.

## 2.2 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate

Die unter gegebener monotoner Beanspruchung gemessene minimale Kriechrate wird im folgenden als Parameter für den maximalen Verformungswiderstand des Werkstoffes bei der angelegten Spannung und Temperatur angenommen. Die Änderung der Spannungs- bzw. Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate deutet auf einen Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus hin.

Im Fall der teilchengehärteten Legierungen läßt sich nach Wilshire und Evans [Wil 94] die Zeitabhängigkeit der Dehnung explizit mit vier phänomenologischen Parametern beschreiben:

$$(2.7) \quad \epsilon = \theta_1 (1 - \exp(-\theta_2 t)) + \theta_3 (\exp(\theta_4 t) - 1)$$

Aus Gleichung (2.7) erhält man durch zweifaches Differenzieren nach der Zeit einen Ausdruck zur Berechnung der minimalen Kriechrate. Ermittelt man so die minimale Kriechrate mehrerer Versuche für verschiedene Spannungen und Temperaturen, läßt sich die Span-

nungs- und Temperaturabhängigkeit des maximalen Kriechwiderstandes des Werkstoffes berechnen.

Zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate existieren verschiedene Ansätze [Ils 73][Säh 93][F V V 97]:

$$(2.8) \text{ Potenzansätze (Norton): } \dot{\epsilon}_{\min}(\sigma) = c_1 (\sigma/\sigma_0)^n$$

$$(2.9) \text{ Exponentialansätze: } \dot{\epsilon}_{\min}(\sigma) = c_1 \exp(c_2 \sigma)$$

$$(2.10) \text{ sinh-Ansätze (Prandtl): } \dot{\epsilon}_{\min}(\sigma) = c_1 \sinh(c_3 \sigma)$$

Die Koeffizienten  $c_1$ ,  $c_2$ ,  $c_3$ ,  $\sigma_0$  und  $n$  können selbst noch von der Temperatur abhängig sein.

Das Norton'sche Potenzgesetz wurde bereits sehr früh angewandt, um die Spannungsabhängigkeit der an einphasigen Legierungen während des sekundären Kriechens gemessenen Verformungsgeschwindigkeit zu beschreiben. Die Festigkeit dieser Legierungen kann allein mit der Wechselwirkung der Versetzungen untereinander beschrieben werden. Die resultierenden Spannungsexponenten 'n' liegen in der Größenordnung zwischen 4 und 5 und können auf der Basis der Versetzungstheorie physikalisch begründet werden [Arg 87]. Die Beschreibung der starken Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate teilchengehärteter Legierungen im Bereich niedrigerer Temperaturen führt zu extrem hohen Werten für den Spannungsexponenten, die mit der klassischen Theorie der einfachen Versetzungsversetzungswechselwirkungen nicht mehr erklärbar sind (power-law-breakdown).

Die Exponentialansätze eignen sich dagegen sehr gut, um das an teilchengehärteten Legierungen gemessene Verhalten modellieren und die starke Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit im Bereich hoher Spannungen beschreiben zu können. Das Verformungsverhalten unter geringen mechanischen Lasten wird hingegen von der einfachen Exponentialfunktion nicht ausreichend gut wiedergegeben. Wie in Anhang B gezeigt wird, kann die Spannungsabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit auf physikalischer Basis sehr gut mit einer sinh()-Funktion beschrieben werden, wenn für die thermisch aktivierte Überwindung einer Potentialhürde die Boltzmann-Statistik zugrundegelegt wird.

$$(2.11) \quad c_1 \propto \exp(-Q / (k_B T))$$

Die Wechselwirkung der Versetzungen mit allen Bewegungshindernissen wird formal durch den Betrag der aufzubringenden Aktivierungsenergie  $Q$  beschrieben. In [Ils 73] wird ausdrücklich betont, daß es sich bei der Energie  $Q$  nicht um die Aktivierungsenergie des geschwindigkeitsbestimmenden atomaren Teilschrittes, sondern vielmehr um eine integrale bzw. 'formale Größe zur praktischen Beschreibung der Temperaturabhängigkeit' (Zit. [Ils 73], S. 93) der minimalen Kriechrate  $\dot{\epsilon}_{\min}$ , handelt.

Für die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate ergibt sich:

$$(2.12) \quad \dot{\epsilon}_{\min}(T, \sigma) = k_0 \exp(-Q / (k_B T)) \sinh(V\sigma / (k_B T))$$

$$(2.13) \quad = k_1 \sinh(k_2 \sigma)$$

Mit Hilfe der Parameter in Gleichung (2.13) kann die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate im untersuchten Parameterfeld dargestellt werden. Aus der Änderung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Parameter  $k_1$  und  $k_2$  kann umgekehrt auf einen eventuell vorhandenen Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus geschlossen werden.

## 2.3 Modellierung des Verformungsverhaltens

Zur Beschreibung des Verformungsverhaltens metallischer Legierungen wurde bereits eine Vielzahl von Modellen entwickelt, die die sich einstellende inelastische Dehnrate in direkte Beziehung zu den äußeren Beanspruchungen und zu den sogenannten inneren Werkstoffparametern setzen. In den Stoffgesetzen von Chaboche, Bodner-Partom, Krempl und Miller [Cha 89][Bod 79][Kre 87][Mil 76] wird zur Beschreibung des Verformungsverhaltens von Werkstoffen nicht mehr zwischen zeitunabhängiger und zeitabhängiger Verformung unterschieden.

Das Werkstoffverhalten wird durch zwei Typen von Gleichungen beschrieben:

1. konstitutive Gleichung des Werkstoffes
2. kinetische Gleichungen der Werkstoffparameter, bzw. der Schädigung

Eine Aussage über die zuvor beschriebenen Verformungsmechanismen, die im Festkörper ablaufen, und deren Wechselwirkung wird zumeist nicht getroffen.

Eine Beschreibung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung Udimet 720 Li unter Ermüdungsbeanspruchung mit Hilfe des Chaboche-Modells findet sich in der Arbeit von Salomonsson und Järnsträt [Sal 97].

In dem Brite-EuRam Projekt 6021 wurden erste Untersuchungen vorgenommen, das Kriechverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li mit Hilfe des CRISPEN-Modells zu beschreiben. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchung wurden die Ergebnisse der Untersuchungen des Brite-EuRam Projektes aufgegriffen und fortgeführt.

### 2.3.1 Vorstellung des CRISPEN-Modells

Das im folgenden präsentierte Modell wurde von Ashby, Dyson, Ion und McLean in England entwickelt [Ion 86] [Dys 93] [Dys 90]. Ziel bei der Entwicklung dieses Modells war es, das Kriechverhalten teilengehärteter Superlegierungen unter nicht konstanter Kriechbeanspruchung im Zugbereich ( $\sigma > 0$ ) zu beschreiben (creep strain prediction for engineering alloys). Die sich einstellende Kriechrate  $\dot{\epsilon}$  wird hierzu durch eine Reihe gekoppelter Ratengleichungen dargestellt, die die im Werkstoff ablaufenden Verfestigungs- und Erholungsprozesse sowie die Schadensakkumulation berücksichtigen:

$$(2.14) \quad \dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_i (1 - S) (1 + \omega_3) \exp(\omega_1 + \omega_2)$$

$\dot{\epsilon}_i$  - anfängliche Kriechrate  
 $S$  - Zustandsfunktion  
 $\omega_i$  - Schädigungsanteile

Die Zustandsfunktion  $S$  modelliert mit Hilfe der Wechselwirkung zwischen den Erholungs- und den Verfestigungsprozessen das primäre und sekundäre Kriechen des Werkstoffes. Für die zeitliche Änderung der Funktion  $S$  wird postuliert:

$$(2.15) \quad \dot{S} = H \dot{\epsilon}_i (1 - S) - R S$$

$H$  - Verfestigungsparameter  
 $R$  - Erholungsparameter

Aus Gleichung (2.15) läßt sich für  $\dot{S} = 0$  der Sättigungswert für die Zustandsfunktion  $S$  berechnen, der die stationäre Kriechrate modelliert. Die Zunahme der Kriechrate während des tertiären Kriechens wird durch die Zunahme der Schädigung modelliert, die selbst durch den Verlust an tragendem Querschnitt und die Evolution der Mikrostruktur beschrieben wird. Dabei wird zwischen Querschnittsverlust durch Einschnürung und durch Porenwachstum unterschieden.

Für die zeitliche Änderung eines jeden Beitrages wird angesetzt:

$$(2.16) \quad \dot{\omega}_1 = n_c \dot{\epsilon} \quad \dot{\omega}_1 \text{ - Querschnittsverlust durch Einschnürung}$$

$$(2.17) \quad \dot{\omega}_2 = n_c / (3\epsilon_f) \dot{\epsilon} \quad \dot{\omega}_2 \text{ - Querschnittsverlust durch Porenwachstum}$$

$$(2.18) \quad \dot{\omega}_3 = C_c \dot{\epsilon} \quad \dot{\omega}_3 \text{ - Evolution der Mikrostruktur}$$

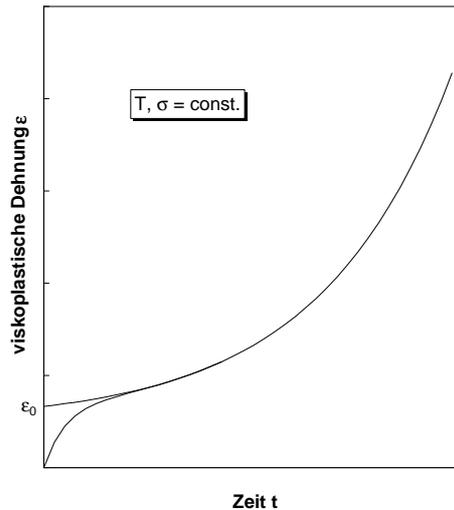
Die zeitliche Änderung eines jeden Schädigungsanteils ist der augenblicklichen Kriechrate direkt proportional. Die Temperatur- und Spannungsabhängigkeiten der Materialparameter  $H$ ,  $R$ ,  $n_c$ ,  $C_c$ ,  $\dot{\epsilon}_i$  und  $\epsilon_f$  sind anhand der Ergebnisse von Kriechversuchen mit konstanter Last zu ermitteln und mit weiteren Funktionen zu beschreiben.

Im Rahmen des Brite-EuRam Projektes 6021 wurde das CRISPEN-Modell genutzt, um das Kriechverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li zu modellieren. Hierbei wurden zwei vereinfachende Annahmen gemacht:

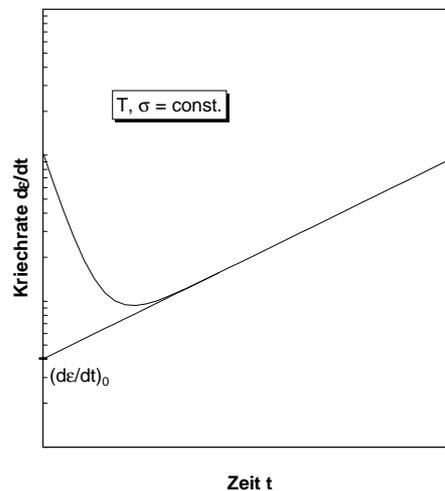
1. Der Beitrag des primären Kriechens kann durch eine sich zu Versuchsbeginn spontan einstellende inelastische Dehnung  $\epsilon_0$  beschrieben werden (s. Diagramm 2.2) Die aufwendige Modellierung des primären Kriechens mit Hilfe der Zustandsfunktion  $S$  entfällt somit.
2. Das Porenwachstum und die Probeneinschnürung sind keine dominierenden Schädigungsmechanismen.

Die folgenden beiden Diagramme 2.2 a und b veranschaulichen die getroffenen Vereinfachungen. Wird das primäre Kriechen durch eine sich zu Beginn des Versuches spontan einstellende Dehnung  $\epsilon_0$  beschrieben (s. Diagramm 2.2 a), um die komplexe Zeitabhängigkeit des Verformungsverhaltens zu vereinfachen, kann folglich die sich zu Beginn des Kriechversuches einstellende Kriechrate mit  $(d\epsilon / dt)_0$  angenommen werden (s. Diagramm 2.2 b). Bei der geschmiedeten Legierung Udimet 720 Li werden dabei unabhängig von der gewählten Beanspruchung die Beträge der während des primären Kriechens akkumulierten Dehnungen im Vergleich zu den Beträgen der während des tertiären Kriechens akkumulierten Dehnungen als sehr gering angenommen.

Der Betrag der Kriechrate  $(d\epsilon / dt)_0$  liegt jedoch weit unterhalb des gemessenen Betrages (s. Diagramm 2.2 b), das heißt, daß die zeitliche Zunahme der akkumulierten Dehnung zu Beginn der Beanspruchung unterschätzt wird.



a)



b)

Diagramm 2.2: Veranschaulichung der im Rahmen des Brite-EuRam Projektes 6021 vorgenommenen Vereinfachungen

a) Beitrag des primären Kriechens wird durch die Dehnung  $\varepsilon_0$  berücksichtigt

b) Die sich zu Beginn einstellende Kriechrate wird mit  $(d\varepsilon/dt)_0$  angenommen

Das Differentialgleichungssystem der Gleichungen ( 2.14) - ( 2.18) vereinfacht sich dann zu:

$$( 2.19) \quad \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 ( 1 + \omega_3 ) \quad \dot{\varepsilon}_0 = (d\varepsilon/dt)_0$$

$$( 2.20) \quad \dot{\omega}_3 = C_C \dot{\varepsilon}$$

bzw.

$$( 2.21) \quad \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 ( 1 + C_C \varepsilon )$$

$$( 2.22) \quad = \dot{\varepsilon}_0 C_C \varepsilon + \dot{\varepsilon}_0$$

Die Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  entspricht der in Diagramm 2.2 b) mit  $(d\varepsilon/dt)_0$  bezeichneten Kriechrate und beschreibt die sich zu Beginn des Kriechversuches einstellende Verformungsgeschwindigkeit. Die Gleichungen ( 2.21) und ( 2.22) beschreiben eine lineare Zunahme der Kriechge-

schwindigkeit mit der inelastischen Dehnung bei konstanter Temperatur und konstanter Spannung (linear strain-softening). Die Differentialgleichung kann für konstante Temperatur und konstante Spannung explizit gelöst werden. Eine Lösungsfunktion lautet:

$$(2.23) \quad \varepsilon(t) = 1/C_C \{ \exp(C_C \dot{\varepsilon}_0 t) - 1 \} + \varepsilon_0$$

$$(2.24) \quad = 1 / (\eta \dot{\varepsilon}_0) \{ \exp(t / \eta) - 1 \} + \varepsilon_0 ; \quad \eta = 1 / (C_C \dot{\varepsilon}_0)$$

Die Parameter  $C_C$ ,  $\eta$  und  $\dot{\varepsilon}_0$  sind dabei sowohl von der Spannung als auch von der Temperatur abhängig.

Zur globalen Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Verformungsverhaltens wird im Brite-EuRam Projekt 6021 in Anlehnung an Gleichung (2.21) folgende Variablenseparation vorgenommen:

$$(2.25) \quad \dot{\varepsilon} = A(T) B(\sigma, T) D(\varepsilon, \sigma, T)$$

$$(2.26) \quad = \dot{\varepsilon}_0 D(\varepsilon, \sigma, T)$$

$$(2.27) \quad = k_3 \exp(-Q / (k_B T)) [ (\sigma_T - \sigma_{Rück}) / \sigma_0 ]^4 (1 + C_C \varepsilon) \quad \sigma_0 - \text{Streckgrenze}$$

$$(2.28) \quad \sigma_T = \sigma (1 + \varepsilon) \quad \sigma_T - \text{wahre Spannung}$$

$$(2.29) \quad \sigma_{Rück} = \begin{cases} s_{th}(T) \dots \dots \dots ; s > s_{krit}. \\ k s + s_l \dots \dots \dots ; s \leq s_{krit}. \end{cases}$$

Die Temperaturabhängigkeit der Kriechrate  $\dot{\varepsilon}$  wird in Gleichung (2.27) durch eine Arrheniusfunktion beschrieben. Die Parameter  $\sigma_{Rück}$ ,  $\sigma_0$ ,  $n$  und  $C_C$  sind jedoch ebenfalls von der Temperatur abhängig.

Die Spannungsabhängigkeit wird durch das Norton'sche Potenzgesetz mit einem Spannungsexponenten von  $n = 4$  dargestellt. Durch die Einführung der Rückspannung, die Normierung der resultierenden Spannungsdifferenz auf die Streckgrenze und die Wahl eines entsprechend hohen Vorfaktors gelingt es, die Spannungsabhängigkeit mit einem Spannungsexponenten darzustellen, der mit der klassischen Versetzungstheorie erklärt werden kann. In Anlehnung an das Konzept der inneren Spannungen kann der Beitrag der Teilchen der Aushärtungsphase zum Verformungswiderstand der Legierung durch eine additive Rückspannung modelliert werden [Ste 86]. Die von außen angelegte Spannung wird um den Betrag der Rückspannung reduziert. Die effektiv für Verformung des Festkörpers zur Verfügung stehende Spannung berechnet sich entsprechend aus der Differenz der von außen angelegten Spannung und der Rückspannung. Ein Wechsel des Mechanismus, mit dem die Versetzungen die Teilchen der Aushärtungsphase überwinden, führt zu einem Wechsel des resultierenden Verformungswiderstandes und damit formal zu einem anderen Betrag der Rückspannung. Der Parameter  $\sigma_{krit.}$  in Gleichung (2.29) berücksichtigt die Spannungsabhängigkeit des dominierenden Verformungsmechanismus bei konstanter Temperatur. Die sich einstellende Rückspannung ist für  $\sigma \leq \sigma_{krit.}$  selbst eine Funktion der angelegten Spannung.

Die Einführung der wahren Spannung  $\sigma_T$  berücksichtigt die mit zunehmender Verformung beobachtete Abnahme des Probenquerschnittes und die daraus resultierende Zunahme der im verbleibenden Querschnitt effektiv wirksamen Spannung bei konstanter äußerer Last.

Für den Parameter  $C_C$ , der eine lineare Zunahme der Kriechrate mit der akkumulierten Dehnung modelliert, muß eine zusätzliche Spannungsabhängigkeit formuliert werden.

Eine direkte Korrelation zu den im Festkörper ablaufenden Verformungsmechanismen wird von Dyson in den zuvor genannten Forschungsberichten nicht gegeben. Der in den Entwicklungsgleichungen auftretende, physikalisch begründete Bezug auf die akkumulierte Schädigung ließ jedoch hoffen, daß mit einem kleinen Parameteraufwand das Verformungsverhalten der betrachteten Legierung auf physikalisch begründeter Basis leicht beschrieben werden kann.

## 2.4 Lebensdauerprognose

Die unter Kriechbeanspruchung im tertiären Bereich auftretende - und das Versagen der Probe einleitende - Rißbildung wird in fraktographischen Untersuchungen oft an herstellungsbedingten Gefügeinhomogenitäten wie z.B. Gußdefekten, Einschlüssen, Oberflächenfehlern oder Poren beobachtet.

Bei gleicher statistischer Defektverteilung innerhalb einer Probencharge kann zur Berechnung der theoretisch zu erwartenden Lebensdauer einer kriechbeanspruchten Probe für viele Werkstoffe die von Monkman und Grant [Mon 56] formulierte Beziehung herangezogen werden. Nach der empirisch gefundenen Beziehung ist das Produkt aus der minimalen Kriechrate und der Lebensdauer eine materialspezifische Konstante.

$$(2.30) \quad \dot{\epsilon}_{\min} t_B = C_{MG} = \text{konst.}$$

In dem COST-50 Projekt wurden in einer zur vorliegenden Untersuchung vergleichbaren Temperaturbereich jeweils die materialspezifischen Werte der Monkman-Grant Konstante für verschiedene Hochtemperaturlegierungen bestimmt [Dan 88]. Die für die Legierungen PM Astroloy, Waspaloy, MAR-M509 und IN738LC ermittelten Werte der Monkman-Grant Konstante liegen in dem betrachteten Temperaturbereich in der Größenordnung zwischen  $10^{-1}$  und  $10^{-3}$ .

Ist die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate (s. Kapitel 2.2) sowie der numerische Wert des Monkman-Grant Produktes  $C_{MG}$  bekannt, läßt sich für eine konstante Beanspruchung die theoretische Lebensdauer  $t_{B,theo}$  berechnen.

$$(2.31) \quad t_{B,theo} = C_{MG} / \dot{\epsilon}_{\min}(T, \sigma)$$

In der Praxis stellen die im Zuge der Verformung auftretenden Dehnungsinkompatibilitäten mit der Umgebung des Bauteils das Kriterium zum Auswechseln der Komponente. Mit Hilfe eines Modells, das die Berechnung der zeitabhängigen Verformung erlaubt, kann umgekehrt der Zeitpunkt bis zum Erreichen dieser kritischen Dehnung berechnet werden.

### 3 Vorstellung der Scheibenlegierung Udimet 720 Li

#### 3.1 Herstellung

Die Legierung Udimet 720 Li wird im VIM / ESR / VAR Verfahren hergestellt. Im VIM Prozeß (VIM: Vacuum Induction Melting) wird die Legierung aus den reinen Legierungselementen (s. Tabelle 3.1) unter Vakuum erschmolzen. Das ESR / VAR Verfahren (ESR: Electro Slag Remelting, VAR: Vacuum Arc Remelting) dient zur Raffination, d.h. zur Beseitigung evt. vorhandener Oxideinschlüsse, sowie zur Beseitigung von evt. vorhandenen Block- oder Kristallseigerungen.

Aus Kostengründen soll zum Erschmelzen der Legierung zukünftig ein erhöhter Anteil an Rücklaufmaterial zugelassen werden. Während des Einsatzes des Scheibenmaterials in der Hochdruckturbine diffundiert Stickstoff in das Material und wird dort bis zum Erreichen einer Sättigungskonzentration interstitiell gelöst. Beim Erschmelzen der Legierung kommt es erwartungsgemäß zu der verstärkten Bildung von Nitriden. Zur Zulassung des kostengünstigeren Prozesses wird der Einfluß der erhöhten Stickstoffkonzentration auf das Materialverhalten untersucht. Hierzu werden in einem speziellen Verfahren Schmiederohteile - sogenannte COS-Shapes<sup>1</sup> - mit einem erhöhten Stickstoffanteil (ca. 33 ppm) gefertigt.

Element	Cr	Co	Ti	Mo	Al	W	Zr	B	C	N
Minimum	15.4	14.0	4.75	2.75	2.25	1.0	0.025	0.01	0.01	-
Maximum	16.5	14.5	5.25	3.25	2.75	1.5	0.05	0.02	0.02	(26)

Element	P	S	O	Fe	Si	Mn	Cu	Pb	Bi	Ag	Ni
Minimum	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Rest
Maximum	0.015	0.015	(20)	0.5	0.2	0.15	0.1	(10)	(0.5)	(5)	

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Scheibenlegierung Udimet 720 Li in Gew.-% oder (ppm) gemäß der Materialspezifikation von der Firma Rolls-Royce MSRR7252

Vor dem eigentlichen Schmiedeprozess wird die grobe Gußstruktur durch eine mechanische Verformung korngfeint. Die ASTM-Korngröße beträgt danach 5 oder feiner.

#### 3.2 Wärmebehandlung und Gefüge

Während des Schmiedeprozesses kommt es je nach den gewählten Umformbedingungen und der Temperaturführung zur Ausbildung eines Gefüges mit gleichmäßiger Korngrößenverteilung oder zur Ausbildung einer sogenannten Doppelstruktur mit unterschiedlichen Korngrößen. Beide Male bleibt die sehr grob ausgebildete primäre  $\gamma'$ -Phase an den Korngrenzen erhalten.

Im Zuge der sich anschließenden technischen Wärmebehandlung (s. Tabelle 3.2) wird die sekundäre  $\gamma'$ -Phase im Korn vollständig aufgelöst und während der zweistufigen Auslagerung gezielt im Korn ausgeschieden. Die primäre  $\gamma'$ -Phase wird kaum beeinflusst.

<sup>1</sup> COS-Shape : Schmiederohteil im Anlieferungszustand (condition of supply)

Prozeß	Temperatur [°C]	Haltezeiten [h]	Kühlmedium
Lösungsglühen	1080-1100	4	Öl
Auslagerung	650	24	Luft
	760	16	Luft

Tabelle 3.2: Wärmebehandlung der Scheibenlegierung Udimet 720 Li gemäß der Materialspezifikation von der Firma Rolls-Royce MSRR7252

Die Legierung Udimet 720 Li besteht im wesentlichen aus drei Phasen:

- Matrix:

Kubisch-flächenzentrierte Mischkristallmatrix ( $\gamma$ -Phase)  
mit hohem Anteil an Co, Cr, Mo und W.

- Aushärtungsphase:

Intermetallische Aushärtungsphase der nominellen Zusammensetzung  $Ni_3(Al, Ti)$  mit der geordneten  $L1_2$  - Struktur ( $\gamma'$ -Phase).

Die Aushärtungsphase tritt in zwei Modifikationen auf:

1. Primäres  $\gamma'$  an den Korngrenzen, Teilchendurchmesser ca. 5-10  $\mu m$ .
2. Sekundäres  $\gamma'$  im Korninnern, Teilchendurchmesser ca. 150-170 nm, Teilchenabstand ca. 35-50 nm [Sch 97].

Der Volumenanteil der Aushärtungsphase im Bauteil beträgt nach Abschluß der Wärmebehandlung weniger als 50 %.

- Karbide:

Es treten ferner Karbide des Typs  $MC$ ,  $M_{23}C_6$  und  $MC_6$  auf. Insbesondere bei Scheiben mit einer erhöhten Stickstoffkonzentration ist auch mit Karbo-Nitriden zu rechnen.

Die mittlere Korngröße des geschmiedeten und wärmebehandelten Bauteils beträgt ca. 10  $\mu m$  (ASTM 10-11) und entspricht damit ungefähr dem Durchmesser der an den Korngrenzen liegenden Teilchen der primären  $\gamma'$  -Phase

## 4 Praktische Vorgehensweise

### 4.1 Mechanische Versuche

Die Kriechversuche werden mit mechanischen Zugprüfmaschinen der Firma Instron vom Typ 8513 durchgeführt, die mit einer elektrischen Steuerungseinheit vom Typ 8500 ausgestattet sind. Die installierten Kraftmeßdosen arbeiten im Bereich zwischen 5 und 35 kN mit einer Meßgenauigkeit von 0.2 %.

Die Aufnahme der Längenänderung der Proben geschieht mit Hochtemperaturextensiometern der Firma Müller-Falkenberg vom Typ MFHT. Der Abstand der Meßspitzen beträgt ca. 30 mm, der Fehler ist bei einer Auslenkung von 3000.0  $\mu\text{m}$  bei Raumtemperatur kleiner 2  $\mu\text{m}$  (entspricht 2/3 ‰). Die Drift bei Raumtemperatur beträgt ca. 6  $\mu\text{m}$  pro Monat (entspricht einer scheinbaren Kriechrate von ca.  $10^{-10}$  1/s) .

Die verwendeten Proben werden aus gefertigten Turbinenscheiben oder aus sogenannten COS-Shapes herausgerodiert und schließlich über die Spitzen gedreht. Die Kriechproben haben im Meßbereich einen Durchmesser von  $6 \pm 0.005$  mm und eine Meßlänge von 32 mm. Zur Einspannung werden M12-Gewinde an den Probenenden aufgebracht.

Der Kriechversuch wird in Übereinstimmung mit den gültigen europäischen Normen (s. DIN EN 2002-5) geführt. Während der Aufheizphase wird zusätzlich die thermische Ausdehnung der Probe bestimmt. Die Ofensteuerung erfolgt mit Eurothermreglern vom Typ 902-904. Nach einer Durchwärmzeit von nicht mehr als drei Stunden wird innerhalb einer festgelegten Zeit von 5 Sekunden die Prüflast aufgebracht und während des gesamten Versuches konstant gehalten (lastgesteuerter Kriechversuch).

Zur Datenaufzeichnung werden die Werte der Prüfkraft und der Längenänderung der Probe kontinuierlich gemessen, gefiltert (Median-Filter), reduziert und zusammen mit der Zeit elektronisch aufgezeichnet. Die Werte für die Datenreduktion lassen sich während des Versuches ändern.

Die sich anschließende Versuchsauswertung erfolgt rechnergestützt. Als Ergebnis werden im wesentlichen die Kriechkurve (inelastische Dehnung über der Zeit) sowie die Kriechrate als Funktion der inelastischen Dehnung ermittelt.

Beim zyklischen Kriechversuch wird die Prüflast jeweils nach Erreichen einer vorgegebenen viskoplastischen Dehnung  $\Delta\epsilon_i$  zyklisch variiert (s. Diagramm 4.1). Hierzu wird die Dehnung  $\epsilon_1$

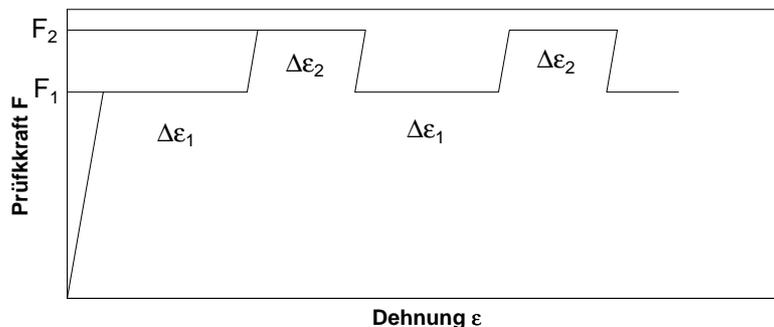


Diagramm 4.1: Prüfkraft als Funktion der Dehnung beim zyklischen Kriechversuch

jeweils bei Erreichen der Prüfkraft  $F_1$  gemessen und gespeichert. Nimmt die gemessene Dehnung den Wert  $\epsilon_1 + \Delta\epsilon_1$  an, wird die Prüfkraft  $F_2$  eingestellt. Bei Erreichen der Prüfkraft  $F_2$  wird nun umgekehrt die Dehnung  $\epsilon_2$  gemessen und gespeichert. Plastifiziert die Probe um den Betrag  $\Delta\epsilon_2$ , wird wieder die Prüfkraft  $F_1$  angelegt. Die Lastwechsel erfolgen periodisch bis zum Bruch der Probe. Die Beträge  $\Delta\epsilon_1$  und  $\Delta\epsilon_2$  werden in jedem Versuch so gewählt, daß unter gleicher stationärer Last in dem Dehnungsintervall die minimale Kriechrate erreicht werden würde.

Eine Übersicht über die durchgeführten Versuche geben die Tabellen in Anhang C.

## 4.2 Metallographische Untersuchungen

Für metallographische Untersuchungen werden Längsschliffe der geprüften Proben angefertigt. Hierzu werden die Probenstücke mit einer Trennmaschine vom Typ Woco 50p der Firma Conrad zersägt, mit SiC-Papier (800, 1.000 und 1.200 Gradation) geschliffen und auf einer Polierscheibe mit einer Diamantsuspension poliert. Um das Gefüge sichtbar zu machen, werden die Proben mit einer 1:1-Mischung der Ätzmittel Kalling und Adler (Zusammensetzung s. Tabelle 4.1) 3-7s lang geätzt. Die Schliffe werden mit einem Lichtmikroskop der Firma Leica vom Typ DM-RME untersucht.

Ätzmittel nach Kalling	100ml H <sub>2</sub> O
	100ml Methanol
	100ml HCl
	5g Cu-II-Cl
Ätzmittel nach Adler	100ml H <sub>2</sub> O
	200ml HCl
	60g Fe-III-Cl
	12g Cu-Ammoniumchlorid

Tabelle 4.1: Zusammensetzung der verwendeten Ätzmittel

Zu fraktographischen Untersuchungen werden die Bruchflächen abgetrennt, mit Aceton, Ethanol und destilliertem Wasser gesäubert und mit einem Rasterelektronenmikroskop der Firma LEO vom Typ S440 untersucht.

## 5 Ergebnisse

### 5.1 Messungen

Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens der Scheibenlegierung Udimet 720 Li wurde im Rahmen des von dem Bundesministerium für Bildung und Forschung geförderten Gesamtprojektes 'Umweltschonender Antrieb, Engine 3E 2010' in verschiedenen Teilprojekten das Werkstoffverhalten der Legierung unter monotoner Beanspruchung bei hohen Temperaturen bestimmt. Die Tabelle 5.1 zeigt die Prüfmatrix aller im Werkstofflabor von BMW Rolls-Royce in Dahlewitz und durch das E3E-Projekt finanzierten Kriechversuche. Mehr als 70% der in der Tabelle 5.1 aufgeführten Versuche wurden dabei im Rahmen der vorliegenden Arbeit realisiert.

Teilprojekt	Ziel der Untersuchung	Anzahl der Versuche
TP1	Gefügestabilität <sup>2</sup>	10
TP2	Einfluß eines erhöhten Stickstoffgehaltes	8
TP3	Eigenstressabbau in kugelgestrahlten Oberflächen unter Kriechbeanspruchung <sup>3</sup>	20
TP4	Zeitstandverhalten mit Dehnungsmessung unter monotoner Beanspruchung	67
TP5	Zeitstandverhalten mit Dehnungsmessung unter zyklischer Beanspruchung	12
	Summe	117

Tabelle 5.1: Dargestellt werden alle im Berichtszeitraum an Udimet 720 Li vorgenommenen und durch das E3E-Projekt finanzierten Kriechversuche (Stand 4.12.98)

Zusätzlich zu den Ergebnissen der oben genannten Kriechversuche standen Materialdaten der Projektpartner aus dem Brite-EuRam Projekt 6021 und aus einem von der Firma BMW Rolls-Royce in Auftrag gegebenen Working-Package WP 12.1 für die Parameteridentifikation zur Verfügung. Um bei der Verwendung der Daten den von den Projektpartnern erzielten und zum Teil privatwirtschaftlich finanzierten Wissensvorsprung zu wahren, werden im folgenden zum Teil keine expliziten Beträge der Spannungen und Temperaturen genannt.

Zur Untersuchung des Verformungsverhaltens bei hohen Temperaturen insbesondere zur Untersuchung der Materialeigenschaften unter Kriechbeanspruchung können die Ergebnisse kurz dauernder Versuche (z.B. Warmzugversuche) Auskunft über das relevante Temperatur-Spannungs-Intervall geben, in dem zeitabhängige Verformungs- und Schädigungsprozesse auftreten.

<sup>2</sup> Die Ergebnisse des Teilprojektes TP1 sind in der Diplomarbeit von Stefan Reuter, angefertigt an der Universität Erlangen, dokumentiert.

<sup>3</sup> Die Ergebnisse des Teilprojektes TP3 werden in dem Abschlußbericht des E3E-Projektes von der TH-Karlsruhe dokumentiert.

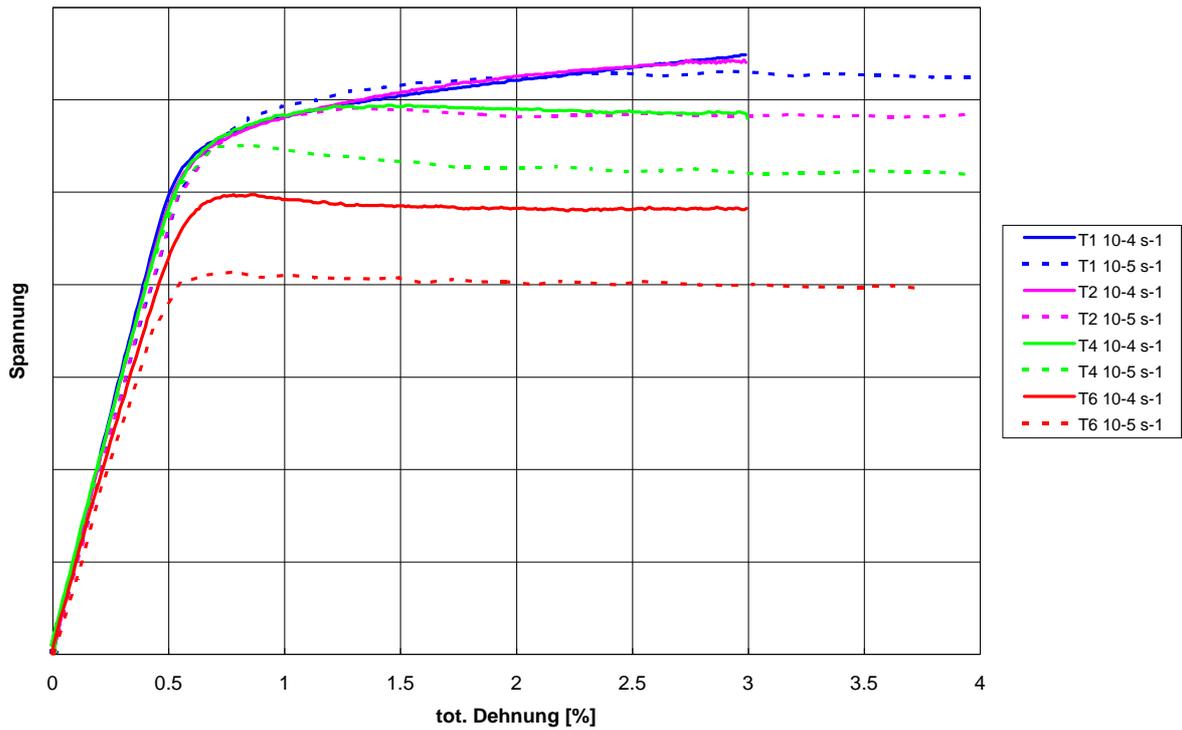


Diagramm 5.1: Dehnraten- und Temperatureinfluß auf das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li im Warmzugversuch (Quelle: Volvo Aero Corporation, Brite-EuRam Projekt 6021)

Oberhalb der Temperatur  $T_1$  zeigt das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li in Warmzugversuchen eine zunehmende Abhängigkeit von der Dehnrates (s. Diagramm 5.1). Die Zugfestigkeit der Legierung nimmt mit zunehmender Temperatur und abnehmender Verformungsgeschwindigkeit stetig ab (s. Diagramm 5.2).

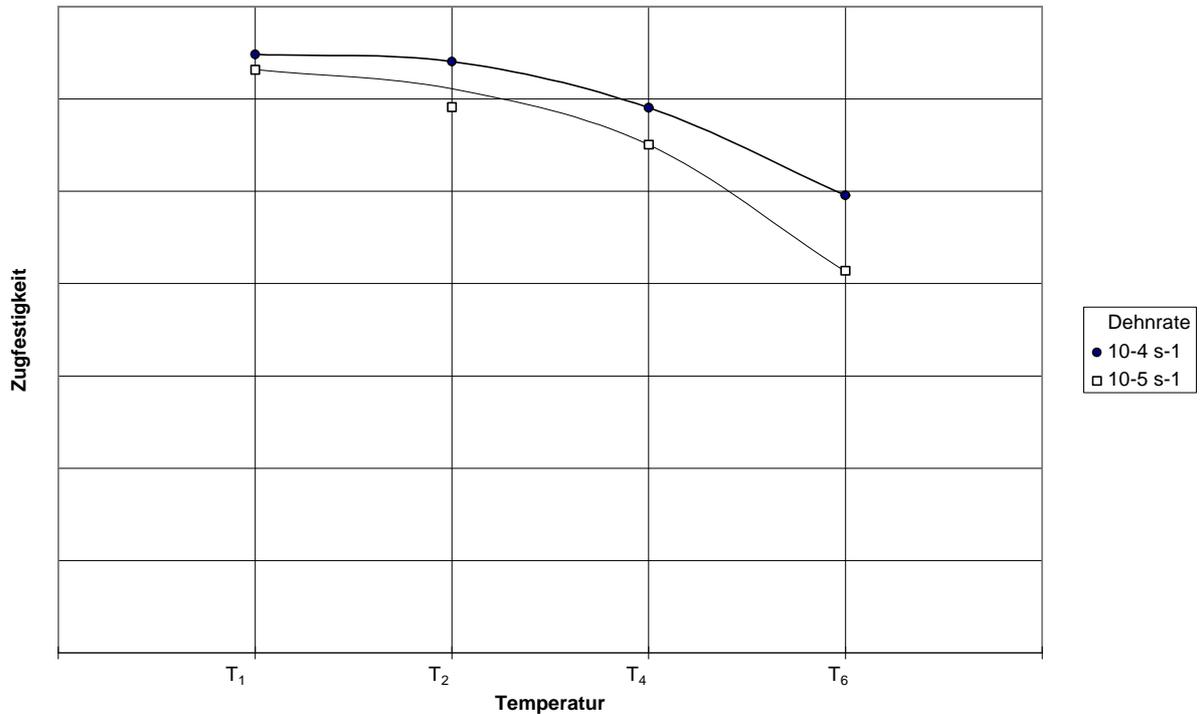


Diagramm 5.2: Zugfestigkeit von Udimet 720 Li als Funktion von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit

Die Abnahme der Festigkeit mit kleiner werdender Dehngeschwindigkeit deutet auf die zunehmende Relevanz der zeit- und temperaturabhängigen Erholungsprozesse in dem untersuchten Temperaturbereich hin. Zur Untersuchung des Temperatur- und Spannungseinflusses auf das Verformungsverhalten von Udimet 720 Li wurden Kriechversuche in dem entsprechenden Temperaturbereich um die Temperatur  $T_1$  herum realisiert. Im oberen Temperaturbereich wurde dabei eine feinere Intervallschachtelung vorgenommen. Oberhalb der Temperatur  $T_2$  wurde hierzu der Abstand zwischen den Temperaturen, bei denen Versuche vorgenommen wurden, halbiert<sup>4</sup>. Die Prüfmatrix der realisierten monotonen Kriechversuche zeigt die Tabelle 5.2. Einen detaillierten Überblick über die einzelnen Versuche zeigen die Tabellen in Anhang C.

Temperatur	Spannungsintervall [MPa]	Zahl der Versuche
$T_0$	950 - 1200	7
$T_1$	950 - 1150	25
$T_2$	650 - 950	19
$T_3$	525 - 780	3
$T_4$	350 - 800	33
$T_5$	350 - 600	6
$T_6$	500 - 700	2
Summe		95

Tabelle 5.2: Übersicht über den untersuchten Temperatur-Spannungsbereich und die Anzahl der an Udimet 720 Li durchgeführten monotonen Kriechversuche

In weiteren, zyklischen Kriechversuchen wurde das Materialverhalten unter nicht konstanter Last gemessen. Tabelle 5.3 zeigt eine Übersicht über die an Udimet 720 Li durchgeführten zyklischen Kriechversuche.

Temperatur	Spannungsintervall [MPa]	Zahl der Versuche
$T_1$	950 - 1150	4
$T_2$	800 - 950	4
$T_4$	600 - 800	3
$T_5$	350 - 550	1
Summe		12

Tabelle 5.3: Übersicht über die an Udimet 720 Li durchgeführten zyklischen Kriechversuche

<sup>4</sup> Für die Indizierung gilt:  $T_{i+1} > T_i$ ;  $i \in [0; 5]$ .

Im unteren Temperaturbereich ( $T_{i+1} \leq T_2$ ) wurde eine Intervallschachtelung  $T_{i+1} - T_i = (\Delta T)_1$  vorgenommen. Im oberen Temperaturbereich ( $T_{i+1} > T_2$ ) beträgt die Differenz  $T_{i+1} - T_i = \frac{1}{2} (\Delta T)_1$ .

### 5.1.1 Monotone Kriechbeanspruchung

Zur Darstellung des unter monotoner Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens werden in den folgenden sechs Diagrammen die aufgenommenen Kriechkurven logarithmisch über der Zeit abgetragen. Die logarithmische Darstellung ermöglicht den Vergleich der Kriechkurven von Versuchen mit sehr unterschiedlicher Laufdauer in jeweils einem Diagramm.

Die Diagramme geben einen Überblick über die zu Beginn des Projektes an dem Standardmaterial und an dem Material mit erhöhtem Stickstoffgehalt aufgenommenen Kriechkurven. Zur Kennzeichnung der Kriechkurven, die an dem Material mit dem erhöhten Stickstoffgehalt gemessen wurden, wird in der Legende der Versuchsnummer das Kürzel HN (High-Nitrogen) hinzugefügt. Die Kriechkurven, die bei den Temperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_4$  als Referenz zu den zyklischen Kriechversuchen unter vergleichbarer, konstanter Last aufgenommen wurden, werden zur besseren Überschaubarkeit der Diagramme erst im Kapitel 5.1.2 vorgestellt.

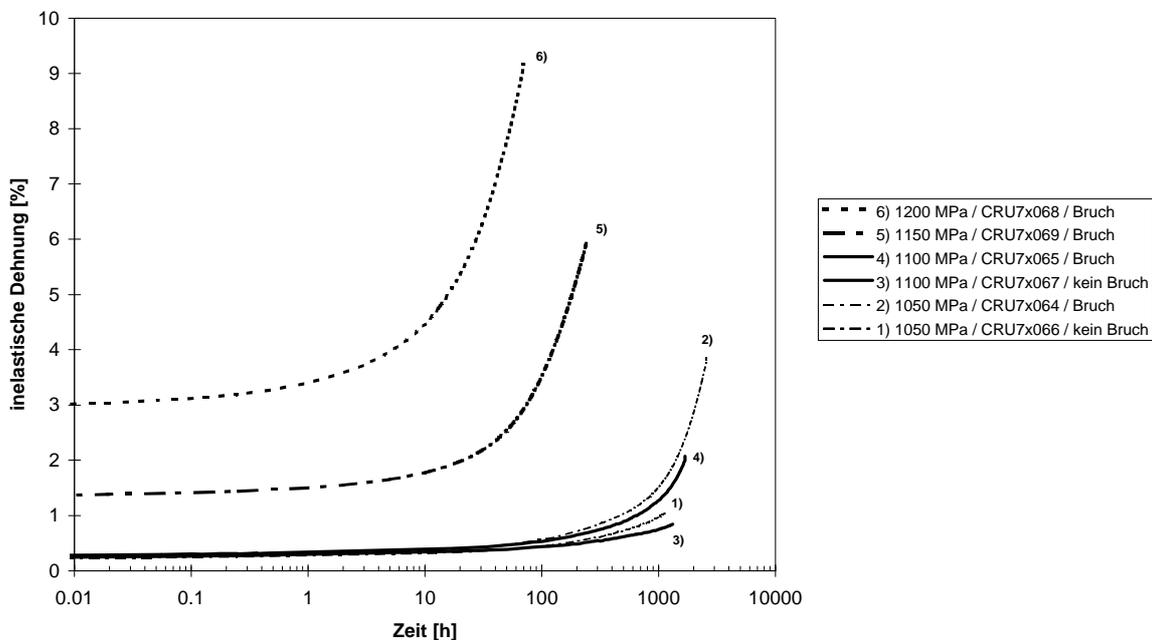


Diagramm 5.3: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_0$

Mit Hilfe der bei der Temperatur  $T_0$  vorgenommenen Kriechversuche sollte der Temperatureinfluss auf die bei der Temperatur  $T_1$  gemessene, starke Streuung der Kriechdaten bestimmt werden. Der Einfluss des Stickstoffgehaltes wurde nicht untersucht. Bei dieser sehr niedrigen Temperatur kommt es nur bei Haltespannungen, die oberhalb der Streckgrenze liegen, zu einer meßbaren zeitabhängigen Verformung der Proben. Der Versuch mit einer Haltespannung von 950 MPa (in Diagramm 5.3 nicht eingezeichnet) wurde nach einer Dauer von 800 h abgebrochen. In dieser Zeit wurden weniger als 0.2% bleibende Dehnung erreicht.

Bei den Versuchen mit Haltespannungen im Bereich der Streckgrenze kommt es auch bei dieser Temperatur zu einer ausgeprägten Streuung der gemessenen Daten (s. Kriechkurven der Proben 1 bis 4). Alle Proben wurden dabei demselben COS-Shape entnommen. Erst bei Spannungen nahe der Zugfestigkeit lassen sich die bei verschiedenen Haltespannungen aufgenommenen Kriechkurven deutlich voneinander separieren. Die Proben 5 und 6 plastifizieren bereits sehr stark während der Lastaufbringung und erreichen hohe Bruchdehnungen.

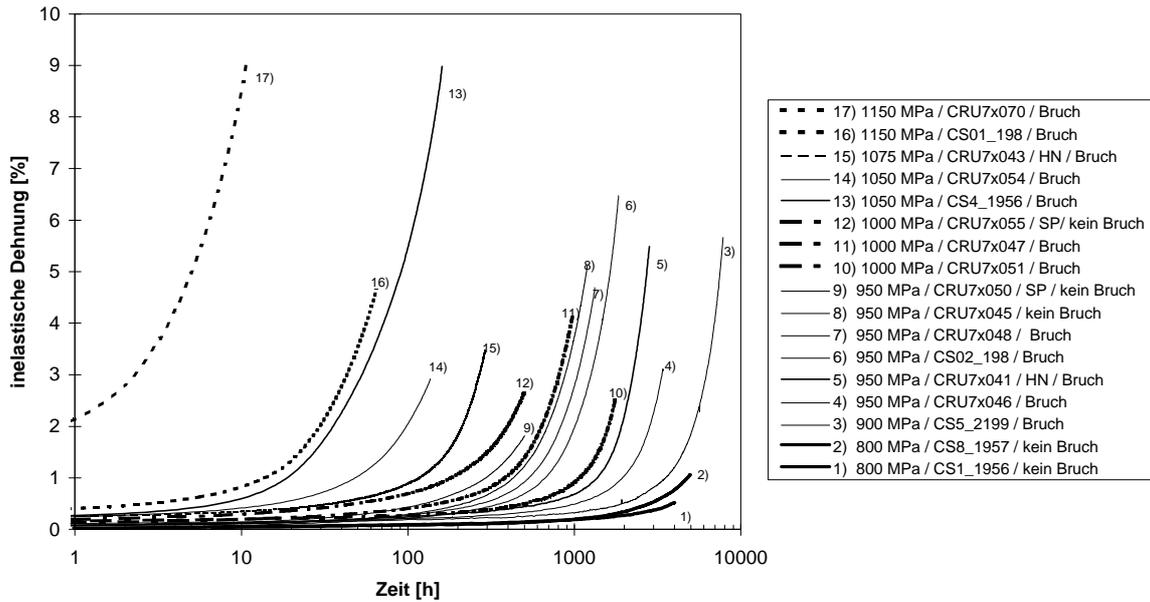


Diagramm 5.4: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_1$

Bei der Temperatur  $T_1$  wird eine sehr starke Streuung der gemessenen Kriechdaten beobachtet. Bei gleicher Beanspruchung werden an verschiedenen Proben gleiche Beträge der inelastischen Dehnung zu sehr unterschiedlichen Zeiten gemessen. Die gemessenen Bruchzeiten unterscheiden sich in manchen Fällen bis um den Faktor Drei (vgl. Kriechkurven der Proben 4 und 7 für 950 MPa bzw. der Proben 10 und 12 für 1000 MPa in Diagramm 5.4). An Proben mit einem erhöhten Stickstoffgehalt werden im Vergleich zum Standardmaterial gleiche Beträge für die inelastische Dehnung erst bei längeren Zeiten gemessen. Die gemessenen Bruchdehnungen sind bei den Proben mit dem höheren Stickstoffgehalt geringer.

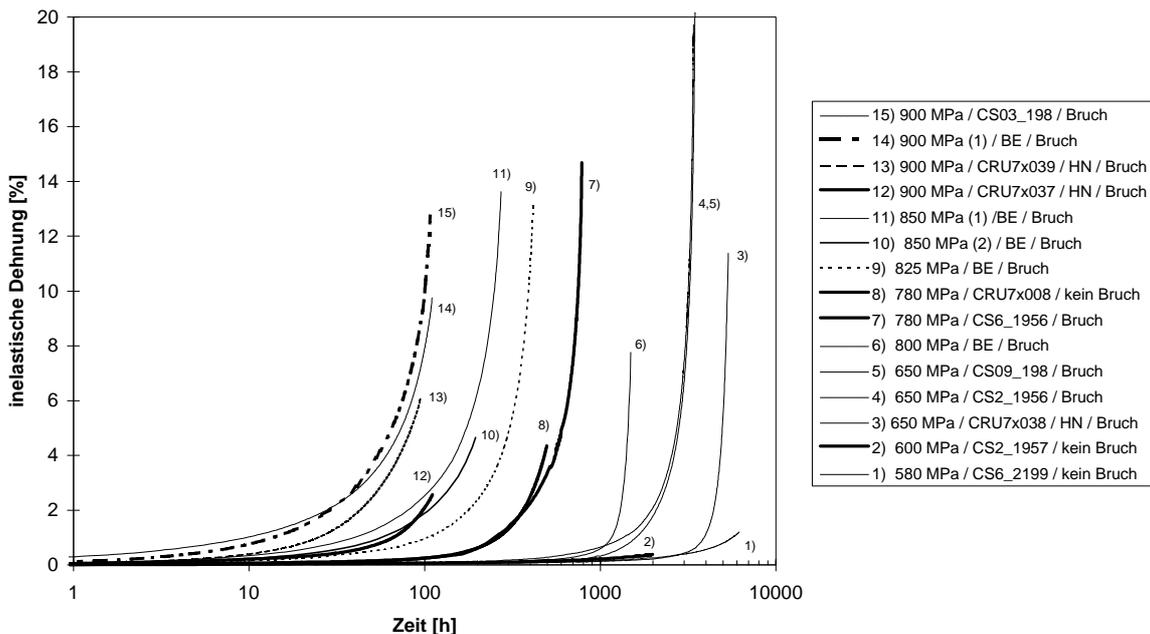


Diagramm 5.5: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_2$

Die zu Beginn des Projektes bei der Temperatur  $T_2$  aufgenommenen Kriechkurven unterliegen keiner besonders ausgeprägten Streuung. Einzig die im Brite-EuRam Projekt 6021 bei einer Haltespannung von 800 MPa aufgenommene Kriechkurve (s. Kurve 6 in Diagramm 5.5) liegt zu deutlich höheren Zeiten hin verschoben. Proben mit einem erhöhten Stickstoffgehalt weisen, wie schon zuvor bei der Temperatur  $T_1$  beobachtet wurde, einen höheren Kriechwiderstand auf. Vergleichbare Beträge inelastischer Dehnung werden bei gleicher Beanspruchung an dem stickstoffreicheren Material erst nach längerer Beanspruchungsdauer gemessen (vgl. Kurven der Proben 3, 4 und 5 sowie 12, 13, 14 und 15 in Diagramm 5.5). Die Bruchdehnungen des stickstoffreicheren Materials fallen wie schon zuvor bei der Temperatur  $T_1$  im Vergleich zum Standardmaterial geringer aus. Bei der Temperatur  $T_2$  wird erstmals ein im Vergleich zu den tieferen Temperaturen umgekehrter Spannungseinfluß auf die Bruchdehnung des Standardmaterials gemessen. Mit abnehmender Spannung nimmt die Bruchdehnung des Materials zu und erreicht dabei Werte bis zu 20 % inelastischer Dehnung (s. Kurven der Proben 4 und 5 in Diagramm 5.5).

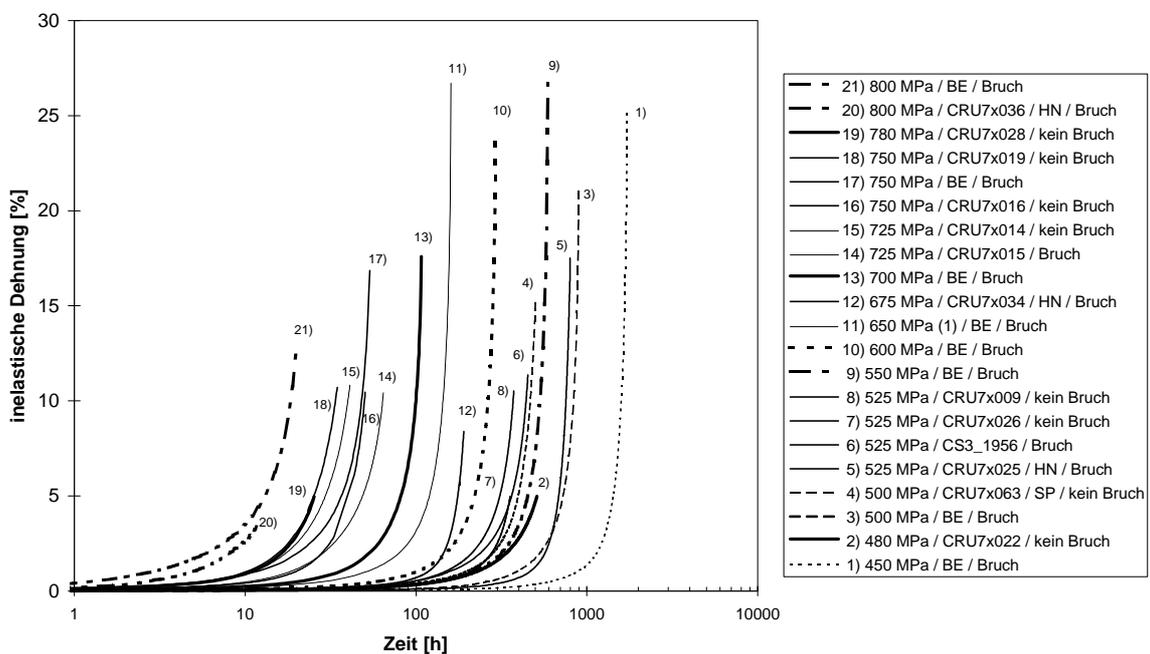


Diagramm 5.6: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_4$

Bei der Temperatur  $T_4$  plastifizieren die Proben bereits während der Lastaufbringung, so daß in den zu Beginn eines jeden Versuches aufgenommenen Kraft-Dehnungs-Kurven nicht mehr zwischen dem elastischen und dem inelastischen Verformungsanteil unterschieden werden kann. Im gesamten untersuchten Spannungsbereich kommt es wie schon zuvor bei den Temperaturen  $T_0$  und  $T_1$  zu einer ausgeprägten Streuung der gemessenen Kriechdaten.

Die bei  $T_5$  und  $T_6$  aufgenommenen Kriechkurven dienen im wesentlichen zur Klärung des Temperatureinflusses auf den Kriechwiderstand der Legierung. Der Einfluß des Stickstoffgehaltes auf das Verformungsverhalten der Legierung wurde bei diesen hohen Temperaturen, die in der Praxis selten erreicht werden, nicht untersucht.

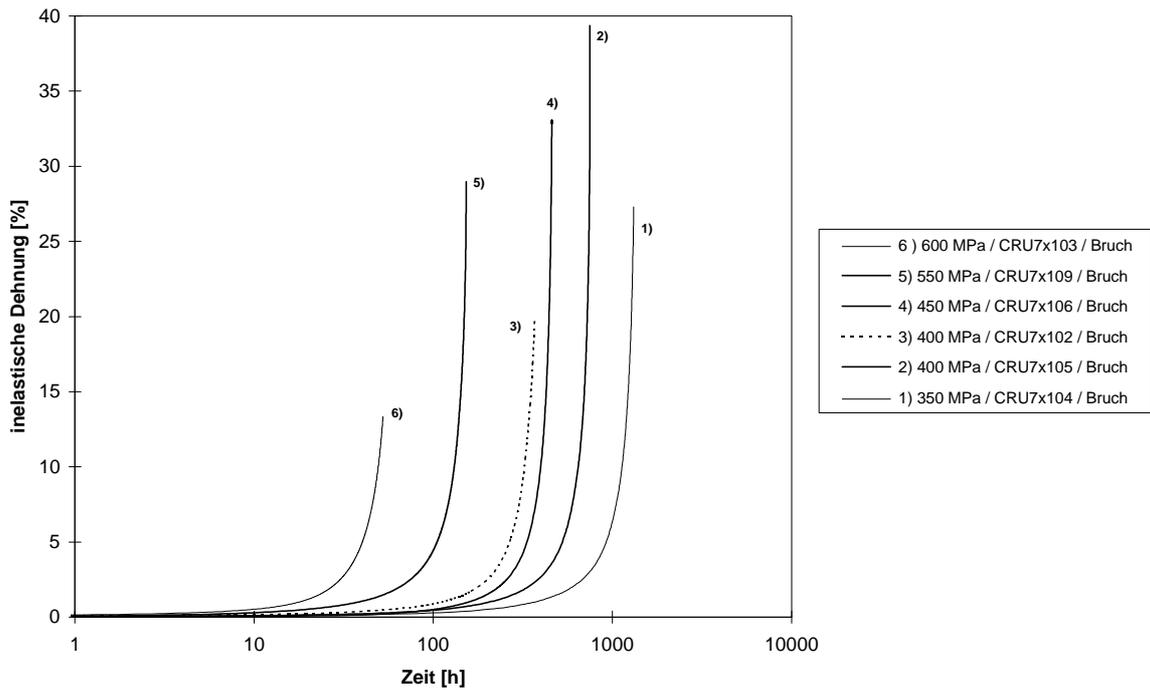


Diagramm 5.7: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_5$

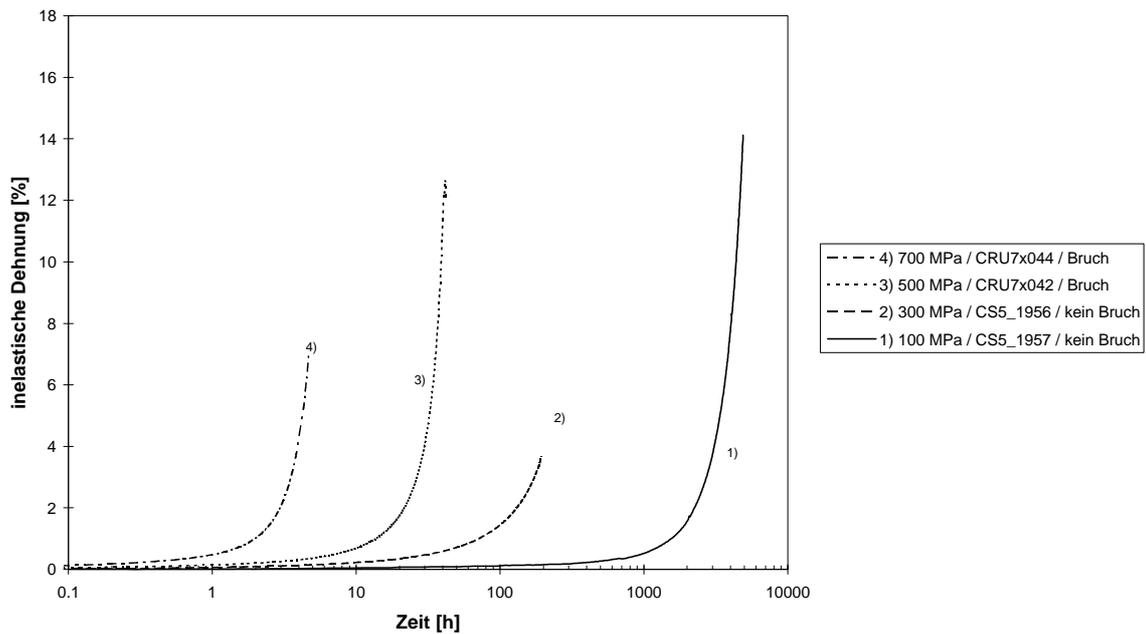


Diagramm 5.8: Kriechverhalten von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_6$

Der Spannungseinfluß auf das Verformungsverhalten der Legierung nimmt mit zunehmender Temperatur ab (vgl. Spannungsintervalle und gemessene Kurven in den Diagrammen 5.4 und 5.8). Mit zunehmender Temperatur und abnehmender Spannung nimmt die gemessene Bruchdehnung zu. Die Proben schnüren sich dabei stark ein. Es kommt zu zahlreichen Anrissen an der Oberfläche der Probe.

### 5.1.2 Zyklische Kriechbeanspruchung

Um die Wechselwirkung zwischen Kriechen und Ermüdung besser zu verstehen, wird in zyklischen Kriechversuchen das Verformungsverhalten der Legierung unter nicht konstanter Last gemessen.

Einen Überblick über die realisierten Versuche gibt die Tabelle zum Teilprojekt 5 in Anhang C. Alle Proben der dort aufgeführten Versuche wurden demselben COS-Shape mit der Serialnummer 'M1' entnommen.

Die Streuung der Kriechdaten wird in Anlehnung an die Ergebnisse der bei der Temperatur  $T_2$  unter konstanter Last vorgenommenen Kriechversuche als besonders gering angenommen. Zur besseren Vergleichbarkeit der Ergebnisse werden deshalb die ersten zyklischen Kriechversuche (CC001 bis CC005) bei dieser Temperatur realisiert. Die untere Haltespannung  $\sigma_{H1}$  beträgt bei den Versuchen CC001, CC004 und CC005 konstant 800 MPa. Die obere Haltespannung  $\sigma_{H2}$  wird innerhalb dieser Versuchsreihe um jeweils 50 MPa erhöht.

Zur Untersuchung des Reihenfolgeinflusses der Haltespannungen auf das Verformungsverhalten der Legierung wird in einem Vergleichsversuch (CC002) die Abfolge der Haltespannungen aus Versuch CC001 umgekehrt. Bei den nachfolgenden Versuchen wird der Einfluß der Abfolge der Haltespannungen nicht mehr untersucht.

Zum Vergleich des Verformungsverhaltens unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung werden in den folgenden doppel-logarithmischen Diagrammen die gemessenen Kriechkurven der monotonen und der zyklischen Kriechversuche nebeneinander dargestellt. Die aus den Werten der totalen Dehnung berechneten Werte der Kriechrate werden an der Sekundärachse in das jeweilige Diagramm mit eingetragen.

In einem zweiten Typ von Diagramm wird die berechnete Kriechrate allein als Funktion des Verformungszustandes dargestellt.

In den folgenden Diagrammen werden die gemessenen Ergebnisse in steter Folge dargestellt. Eine Beschreibung und anschließende Diskussion der Ergebnisse findet sich in dem Kapitel 6.

### 5.1.2.1 Zyklisches Kriechen bei der Temperatur $T_1$

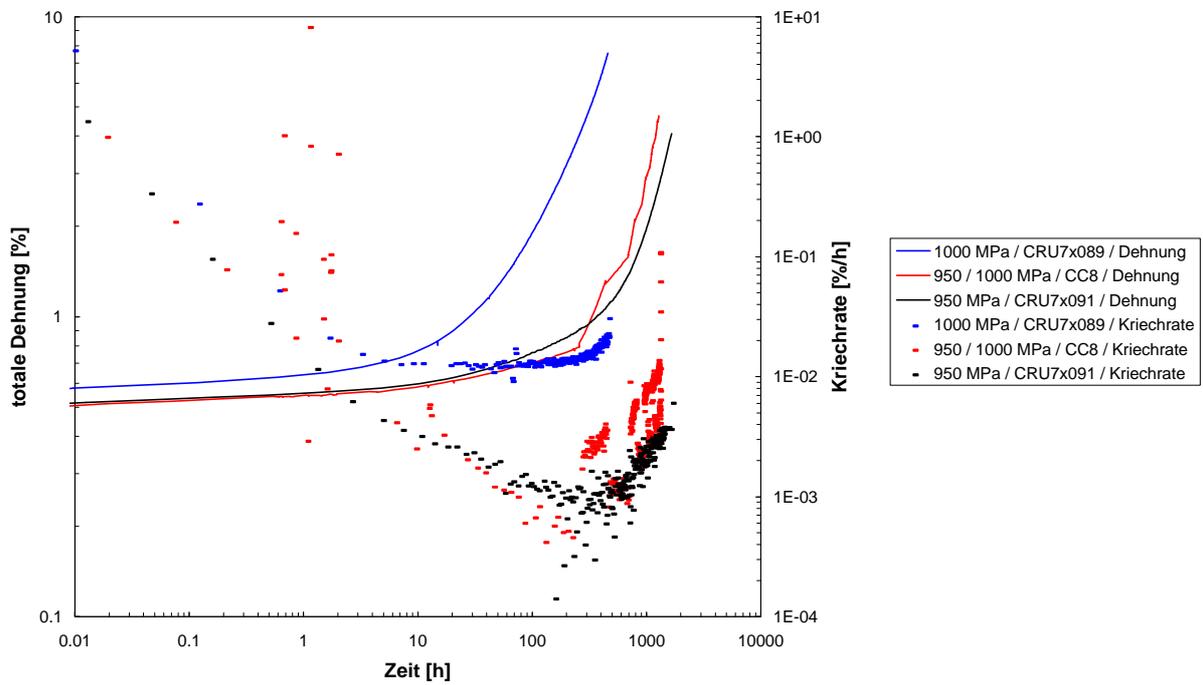


Diagramm 5.9: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1000 MPa

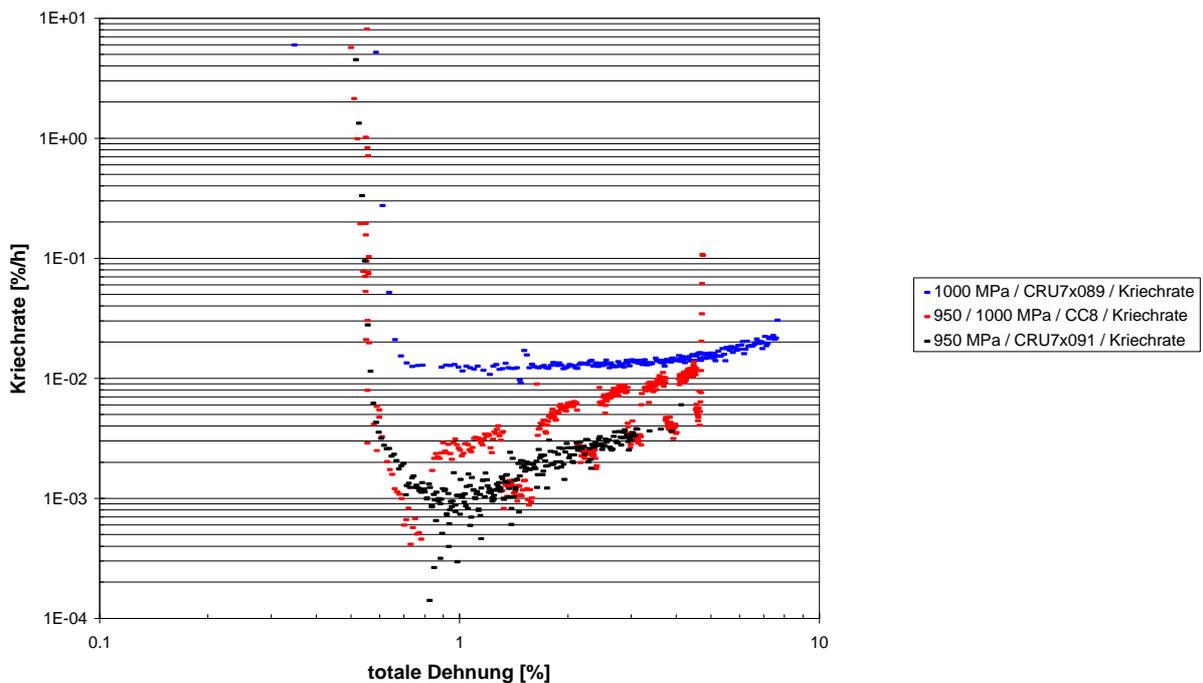


Diagramm 5.10: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1000 MPa

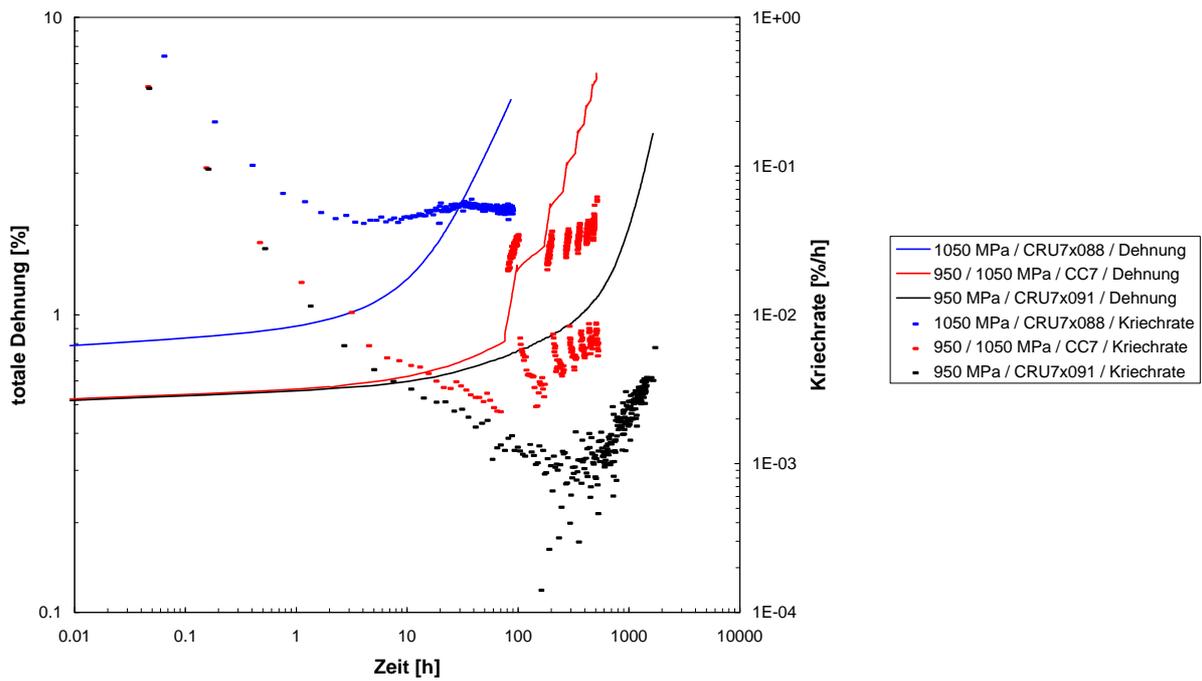


Diagramm 5.11: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1050 MPa

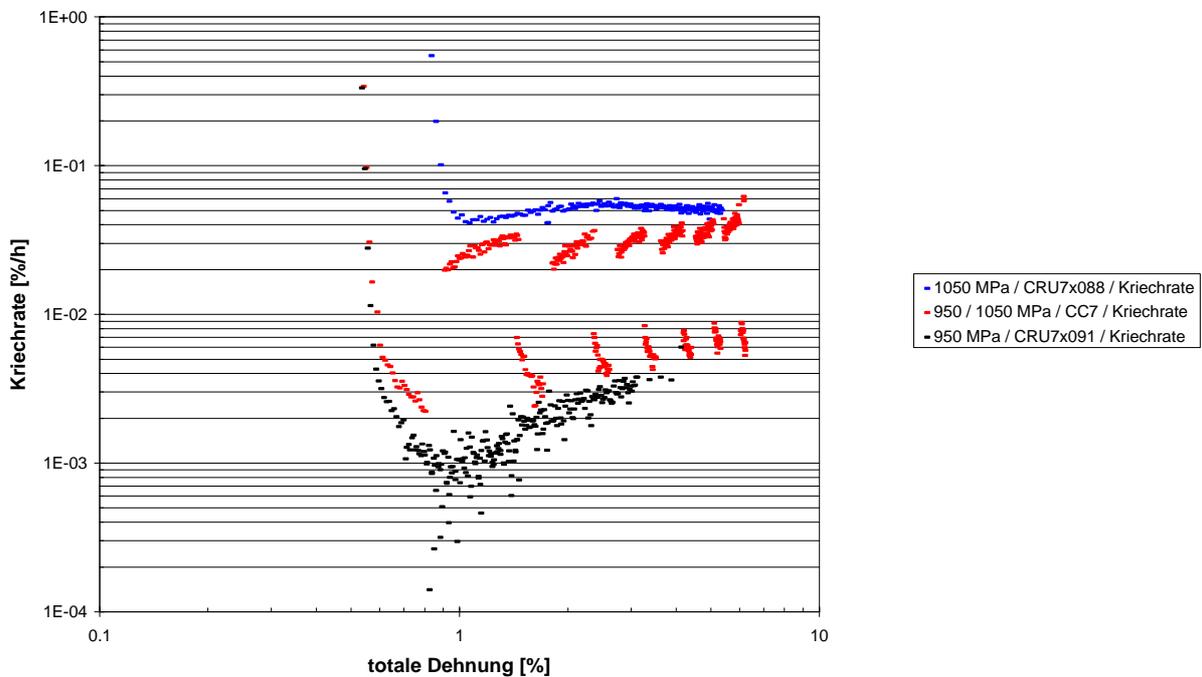


Diagramm 5.12: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1050 MPa

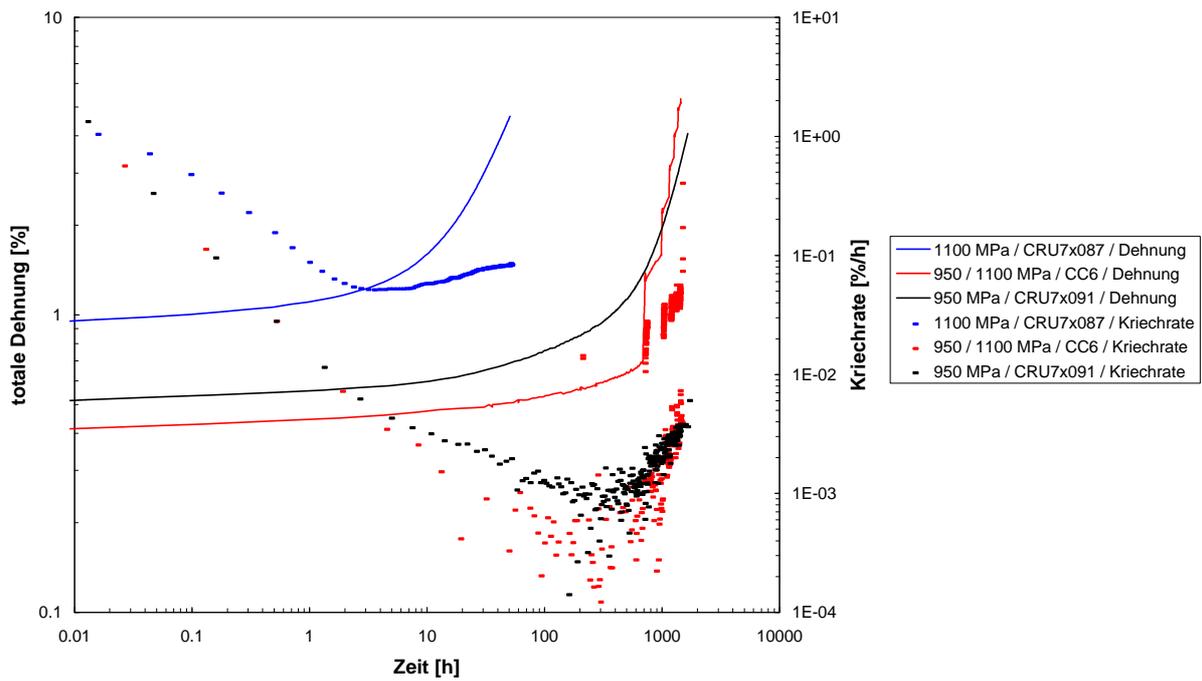


Diagramm 5.13: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1100 MPa

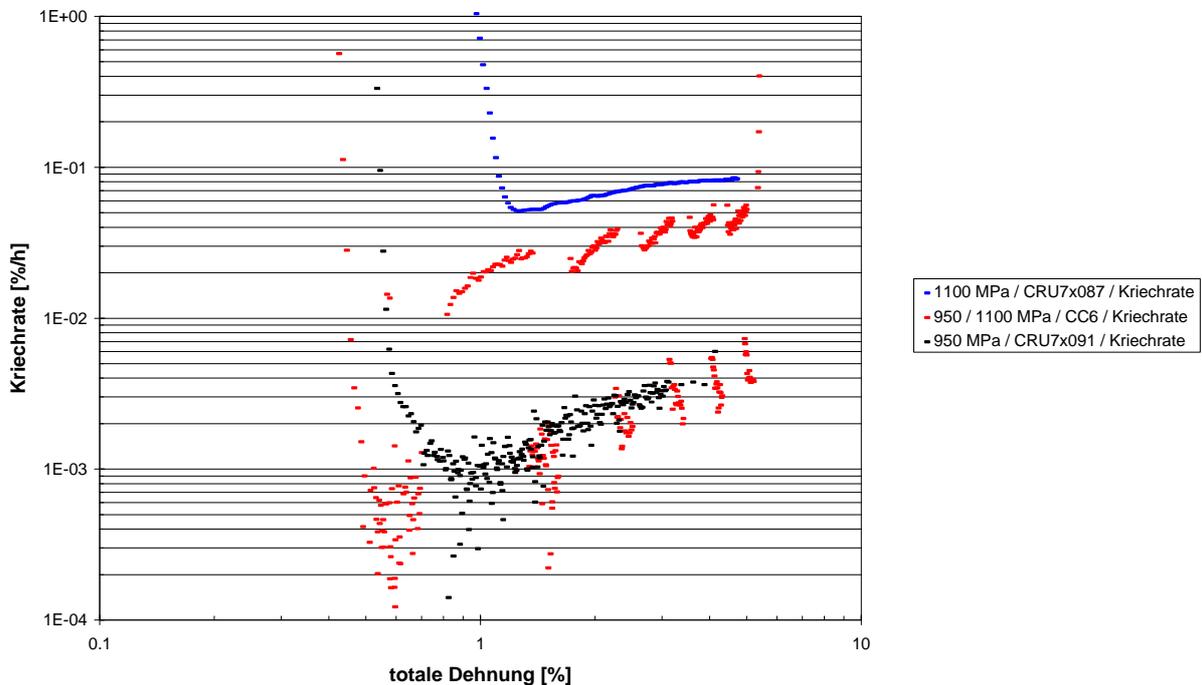


Diagramm 5.14: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1100 MPa

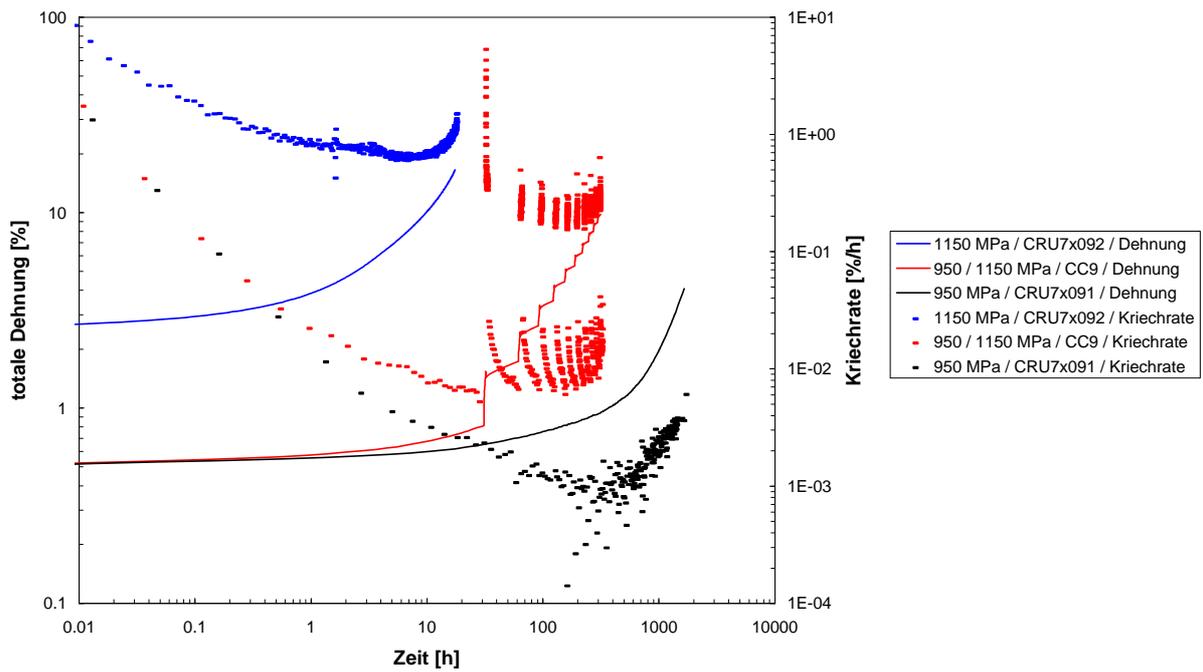


Diagramm 5.15: Kriechkurven für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1150 MPa

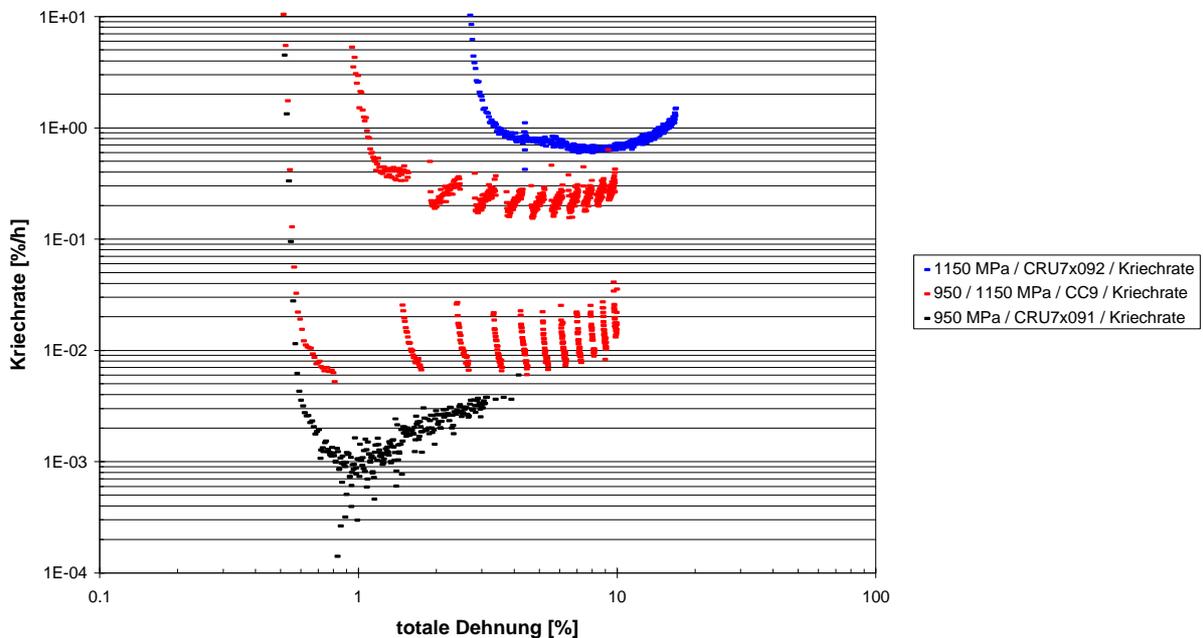


Diagramm 5.16: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_1$  und Spannungen von 950 und 1150 MPa

### 5.1.2.2 Zyklisches Kriechen bei der Temperatur $T_2$

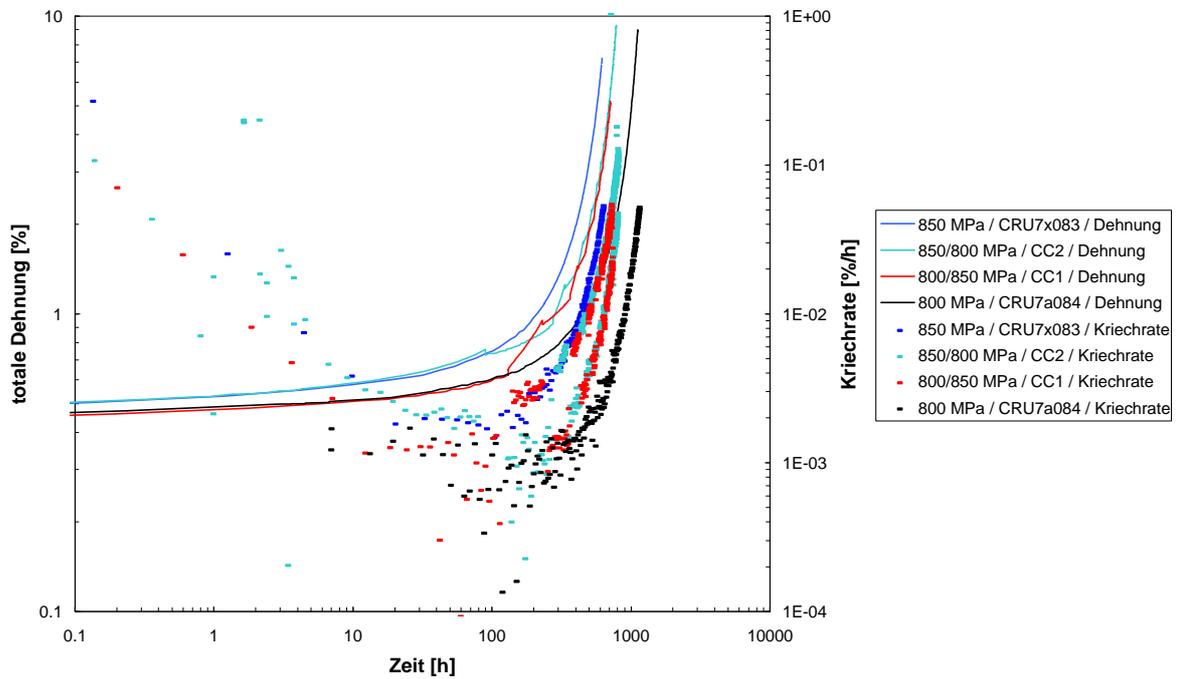


Diagramm 5.17: Kriechkurven für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 850 MPa (mit Prüfung des Einflusses der Reihenfolge der Haltespannungen)

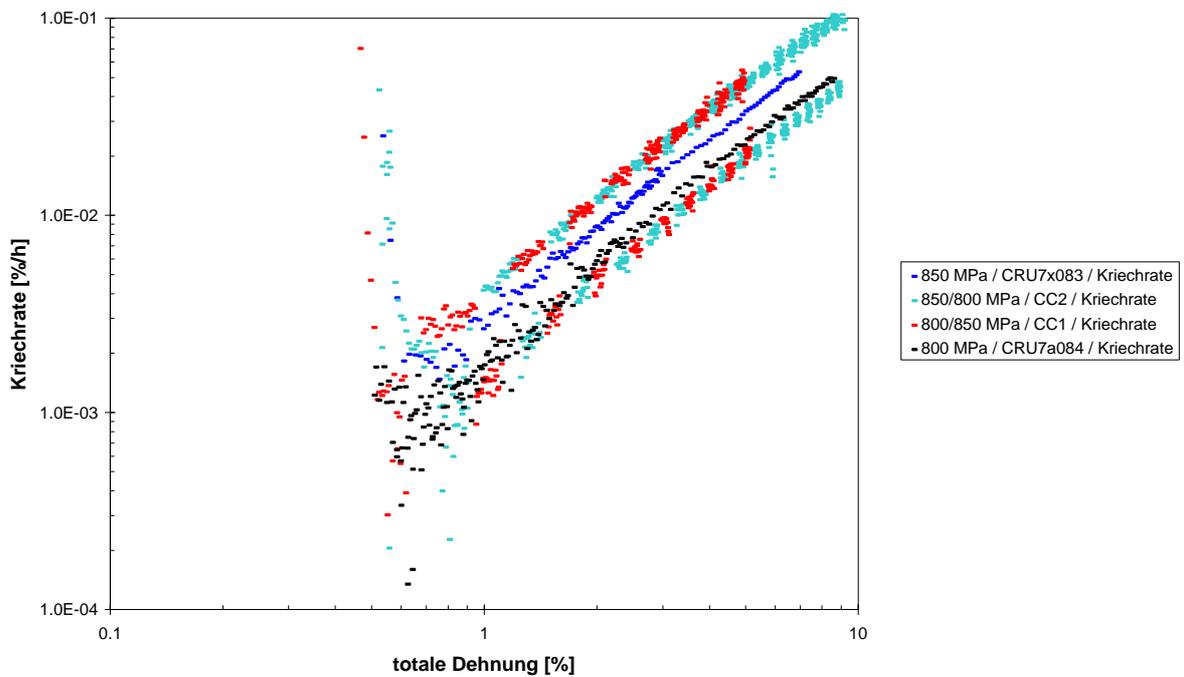


Diagramm 5.18: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 850 MPa

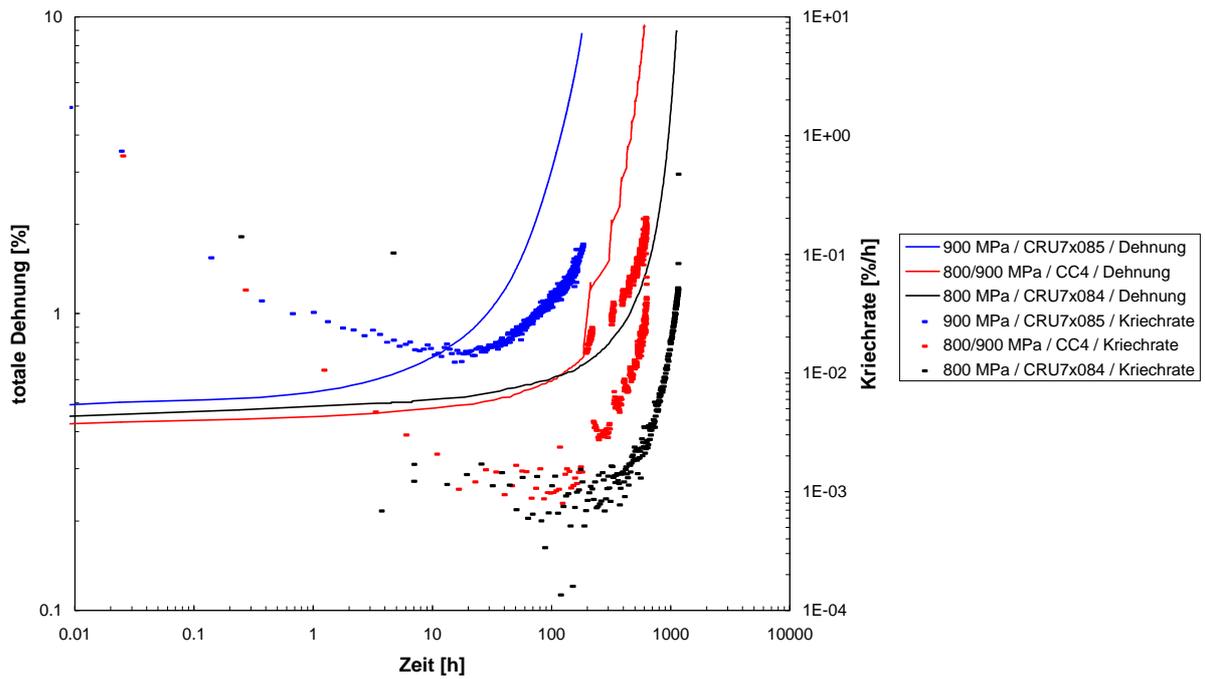


Diagramm 5.19: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 900 MPa

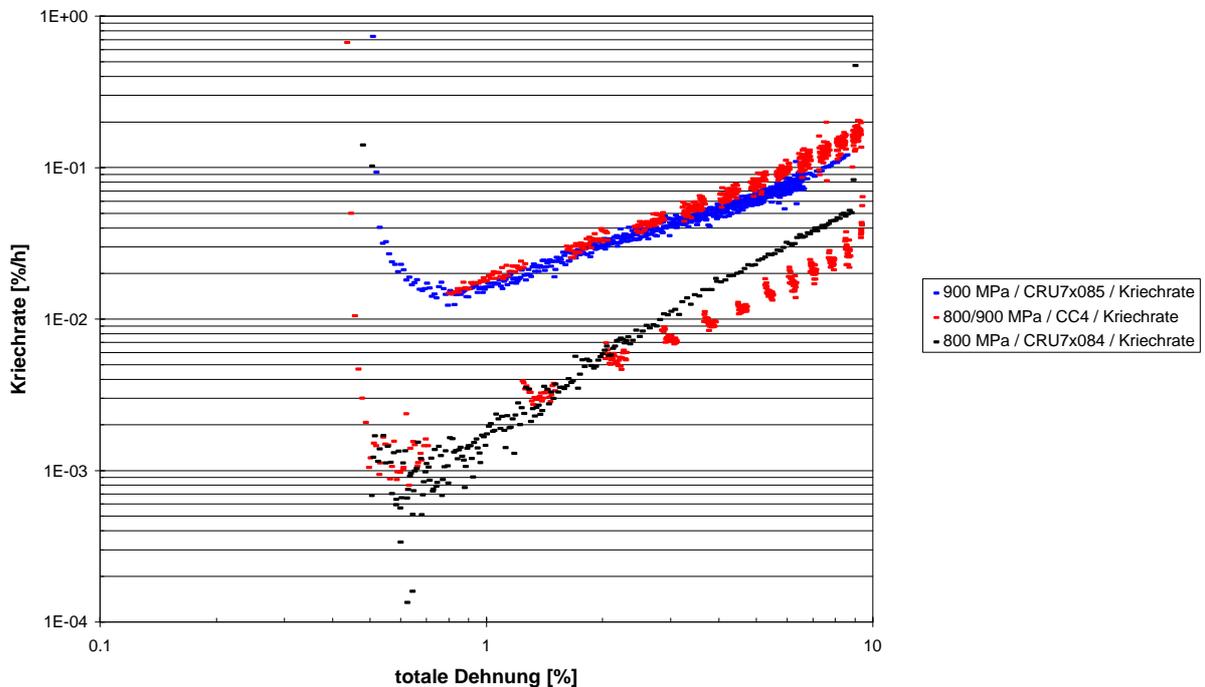


Diagramm 5.20: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 900 MPa

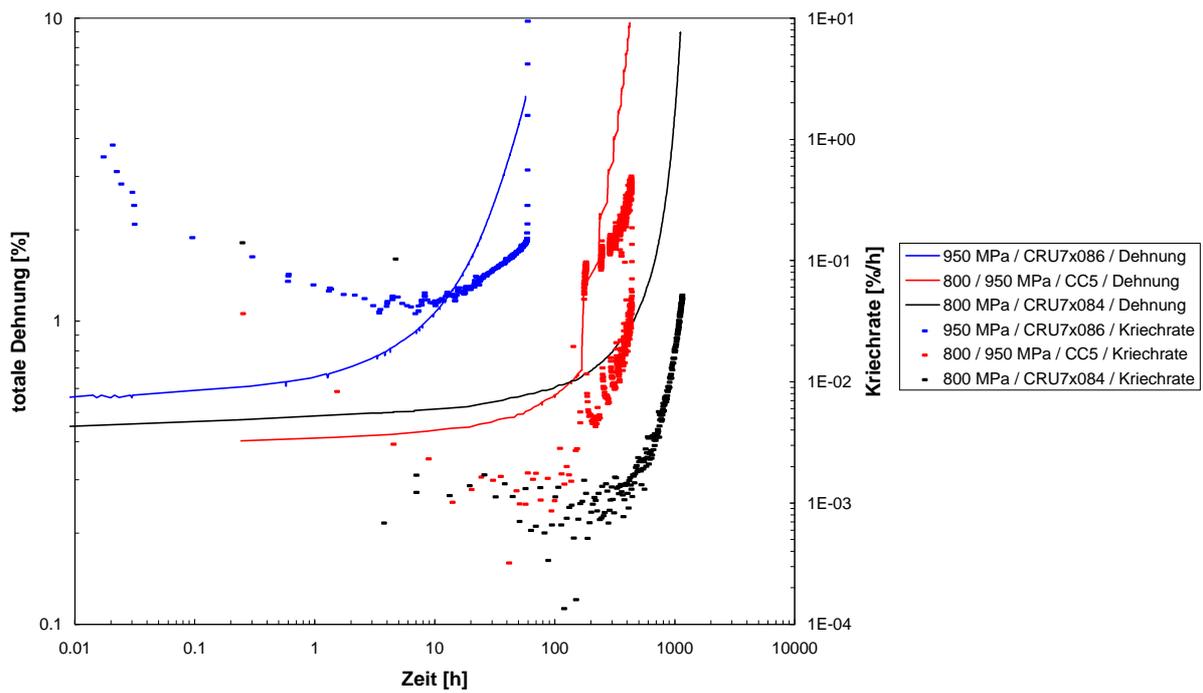


Diagramm 5.21: Kriechkurven für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 950 MPa

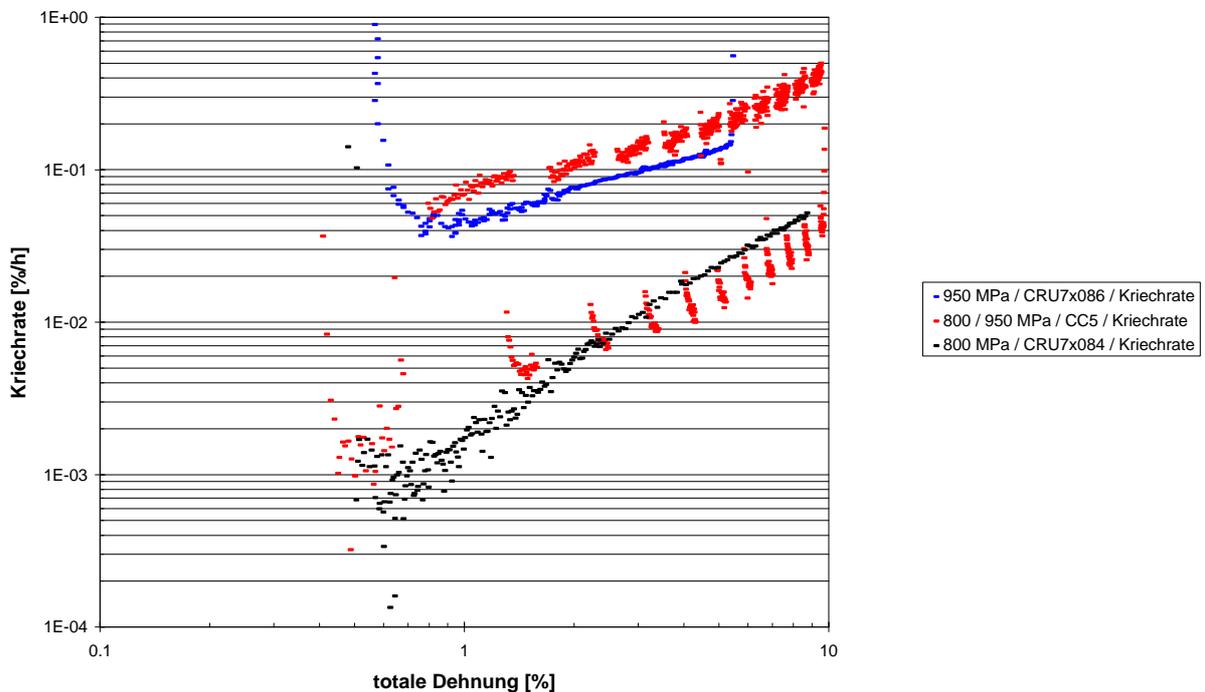


Diagramm 5.22: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_2$  und Spannungen von 800 und 950 MPa

### 5.1.2.3 Zyklisches Kriechen bei der Temperatur $T_4$

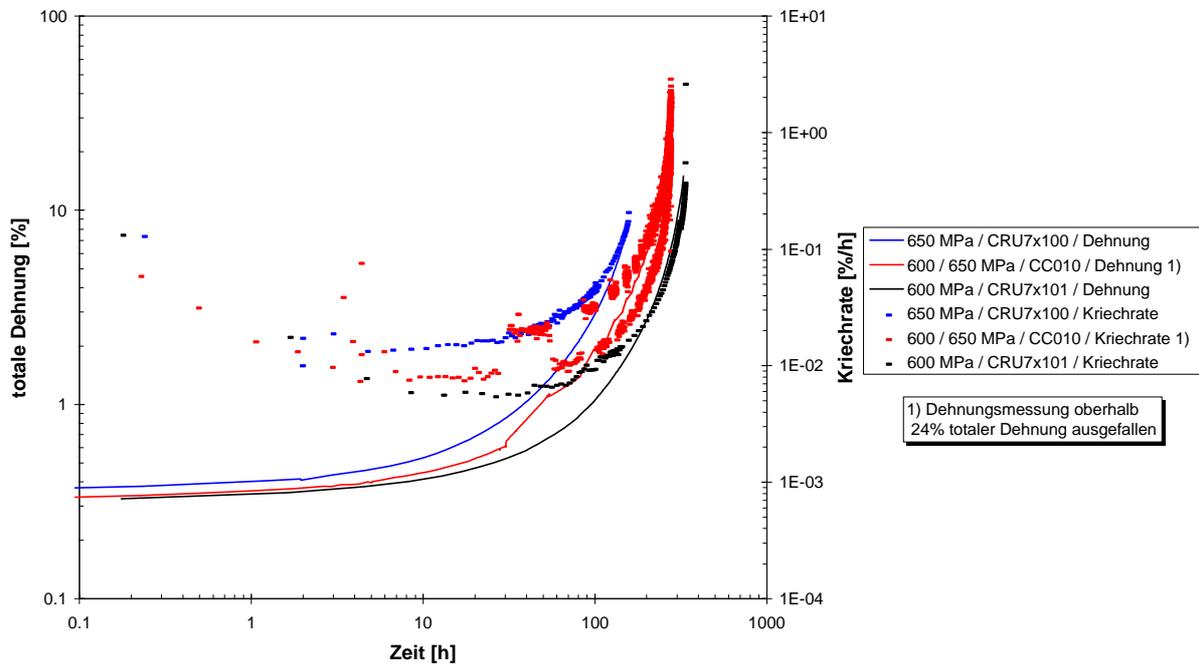


Diagramm 5.23: Kriechkurven für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 650 MPa

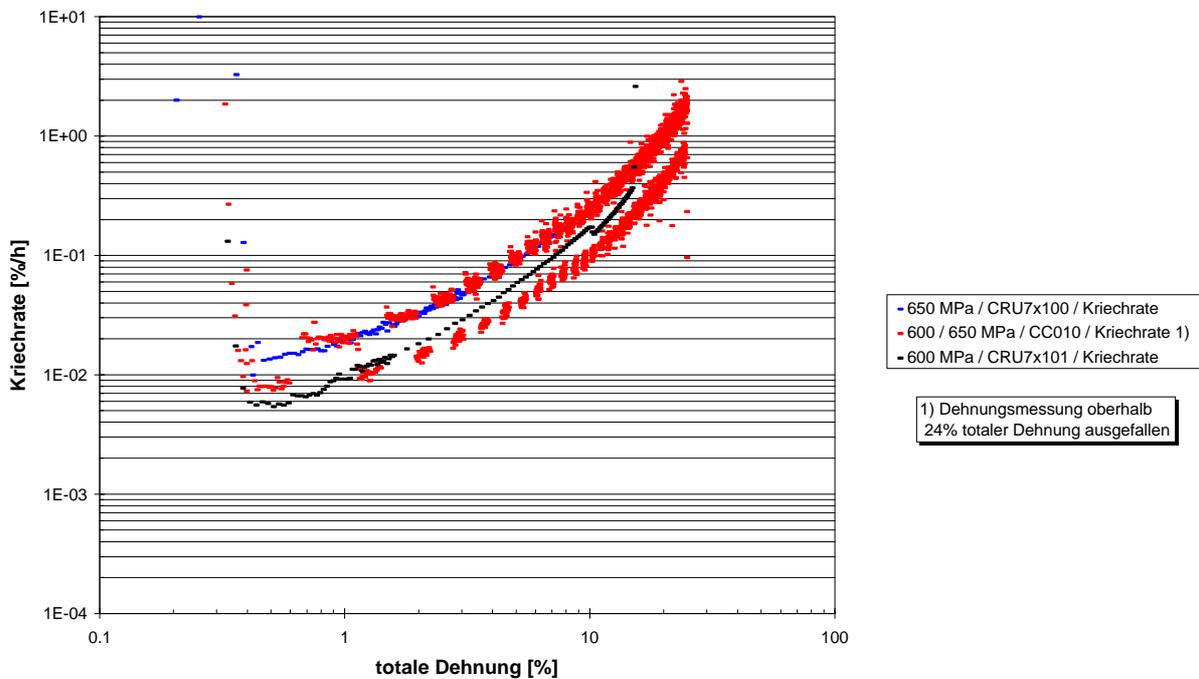


Diagramm 5.24: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotones und zyklisches Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 650 MPa

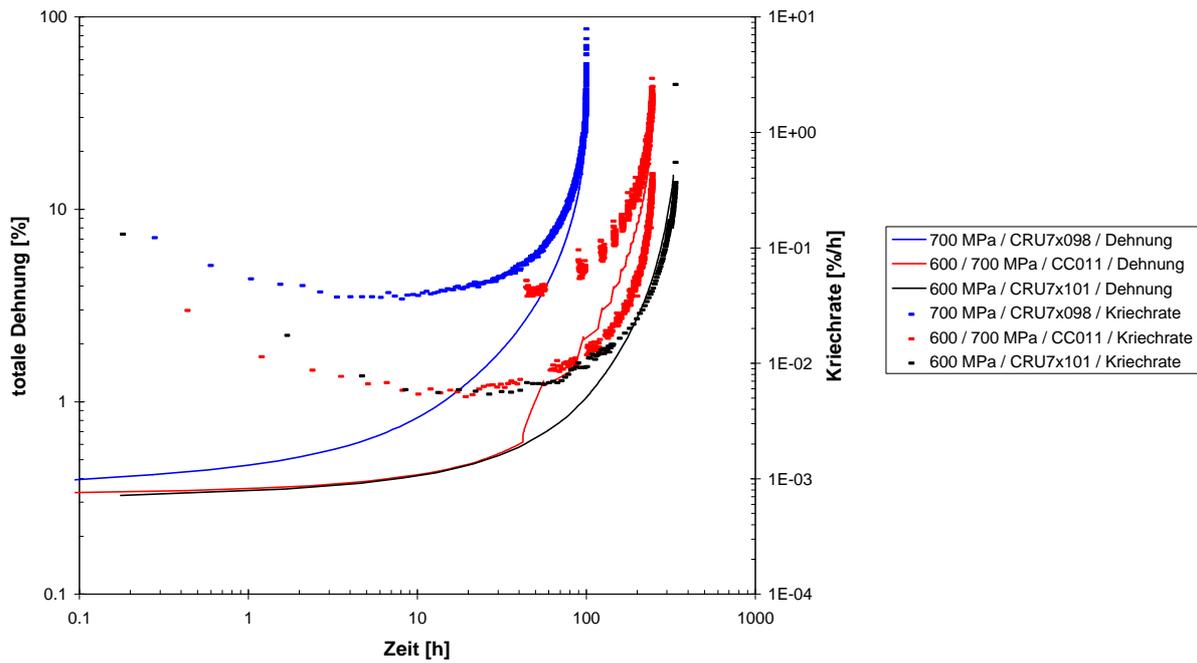


Diagramm 5.25: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 700 MPa

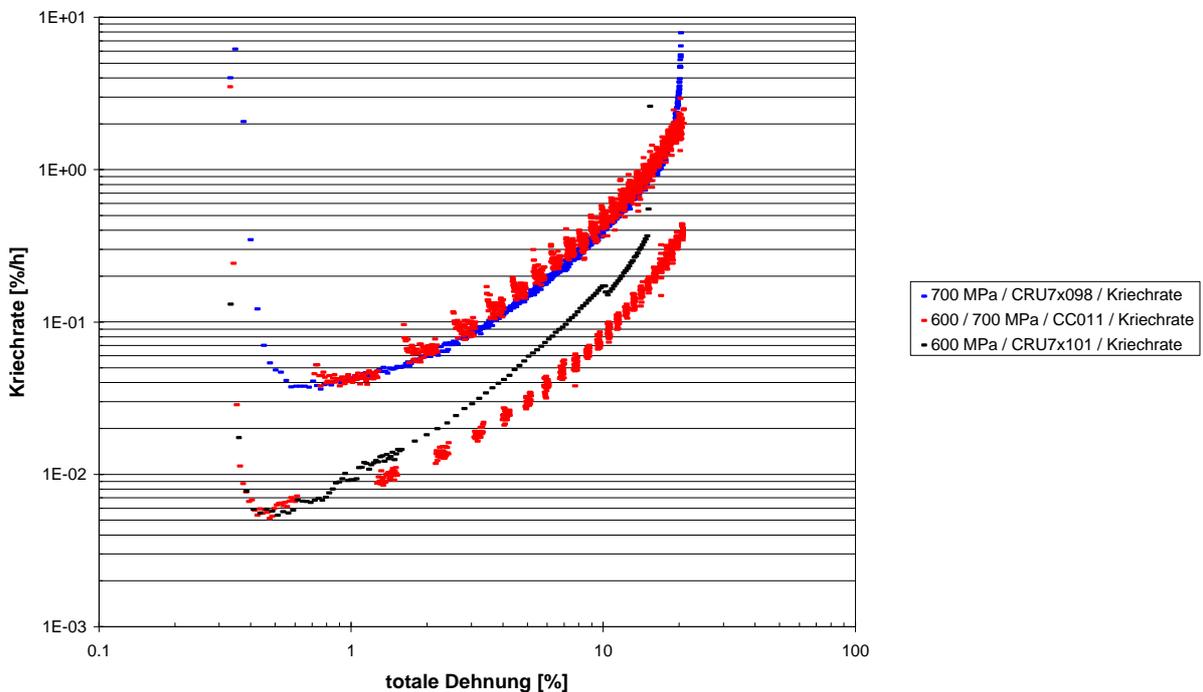


Diagramm 5.26: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 700 MPa

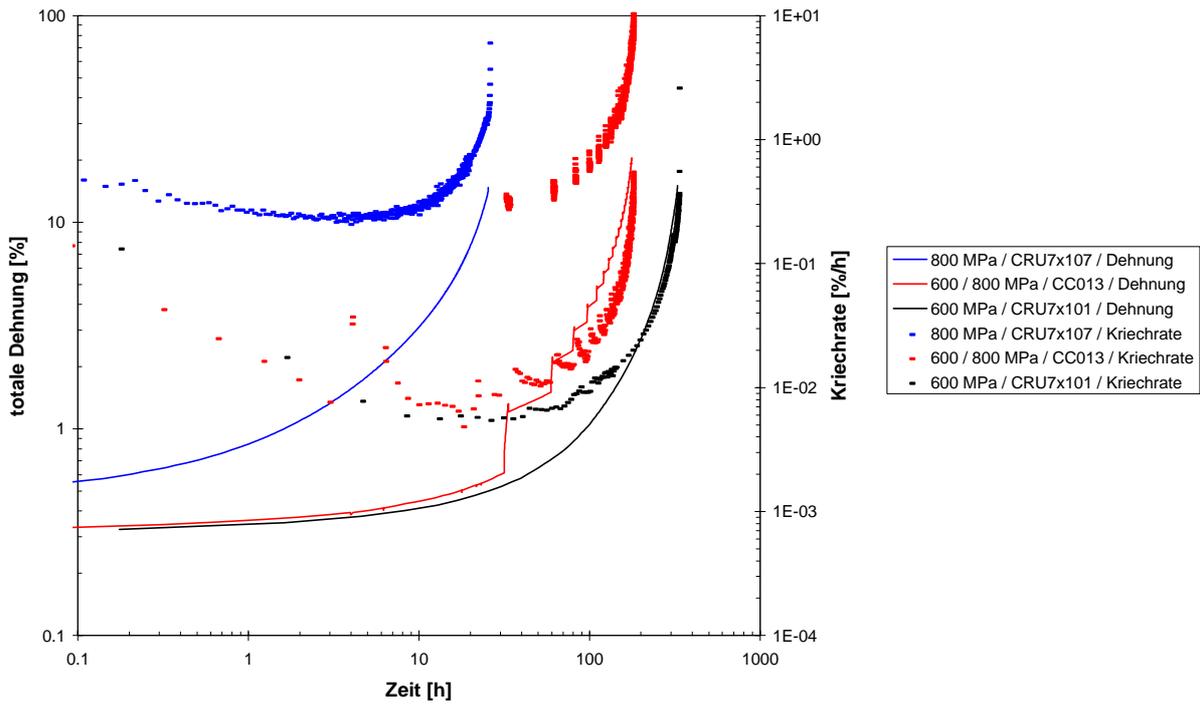


Diagramm 5.27: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 800 MPa

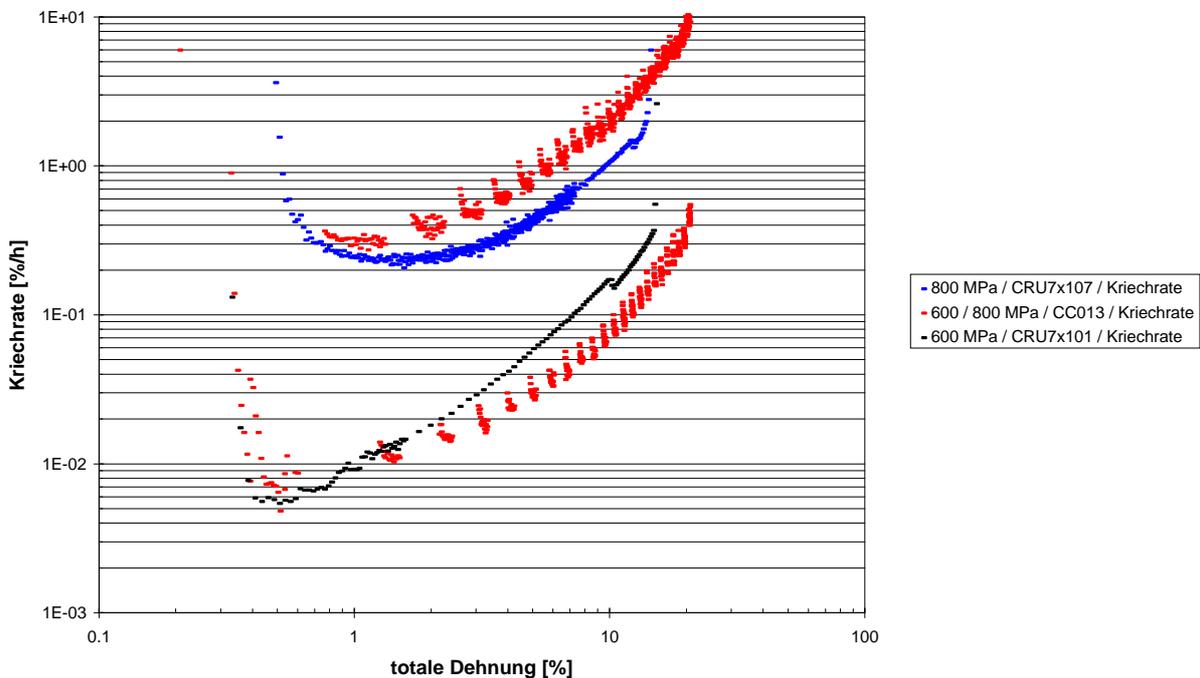


Diagramm 5.28: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_4$  und Spannungen von 600 und 800 MPa

### 5.1.2.4 Zyklisches Kriechen bei der Temperatur $T_5$

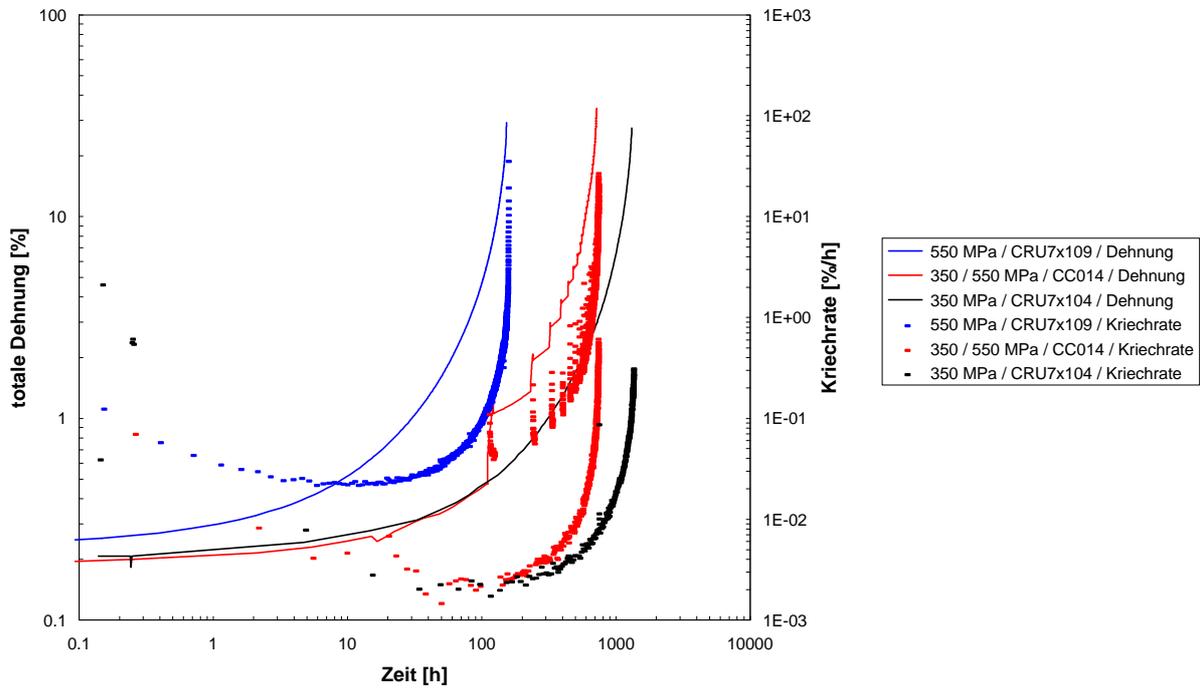


Diagramm 5.29: Kriechkurven für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_5$  und Spannungen von 350 und 550 MPa

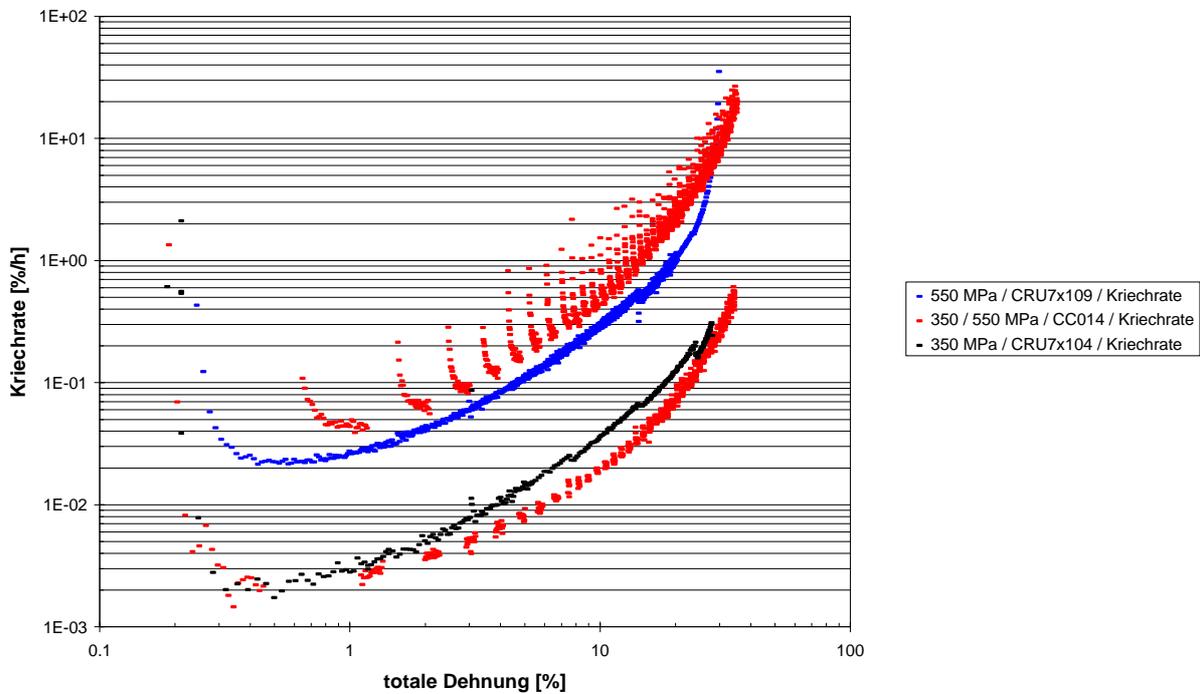


Diagramm 5.30: Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes, für monotonen und zyklischen Kriechen bei der Temperatur  $T_5$  und Spannungen von 350 und 550 MPa

## 5.2 Modellierung der Materialeigenschaften

### 5.2.1 Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate

Die vermehrte Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase durch Versetzungsbogen-segmente markiert den Beginn des tertiären Kriechens. Wird für die thermisch aktivierte Überwindung einer Potentialhürde die Boltzmann-Statistik zugrundegelegt, kann - wie in Anhang B gezeigt wird - die Spannungsabhängigkeit der gemessenen minimalen Kriechrate physikalisch begründet mit einem  $\sinh()$ -Ansatz dargestellt werden. Das resultierende Aktivierungsvolumen in der  $\sinh()$ -Funktion (s. Gleichungen ( 2.12)) und die Aktivierungsenergie im Arrheniusterm beschreiben nicht einen atomaren Einzelschritt, sondern stellen für den aktivierten Mechanismus typische, 'integrale' Größen dar. Die von dem Material und der Beanspruchung abhängigen Werte für das Aktivierungsvolumen und die Aktivierungsenergie können aus den Parametern der Meßgleichung ( 2.13) ermittelt werden.

Zur Bestimmung der Parameter  $k_1$  und  $k_2$  in der Gleichung ( 2.13) wird die minimale Kriechrate jedes einzelnen Kriechversuches bestimmt. Die ermittelten Werte lassen sich als Funktion von Spannung und Temperatur in einem Diagramm darstellen. Zur mathematischen Beschreibung jeweils einer Isotherme werden die Parameter  $k_1$  und  $k_2$  mit Hilfe des Levenberg-Marquardt-Algorithmus nach dem Prinzip der Minimierung des Fehlerquadrates optimiert [Pre 92]. Die für die Parameter ermittelten Werte lassen sich als Funktion der Temperatur darstellen (s. Diagramm 5.32 und Diagramm 5.33). Die Temperaturabhängigkeit der Parameter  $k_1$  und  $k_2$  gibt Aufschluß über einen evt. vorhanden Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus.

Diagramm 5.31 zeigt die mit Hilfe des ermittelten Parametersatzes berechneten Isothermen.

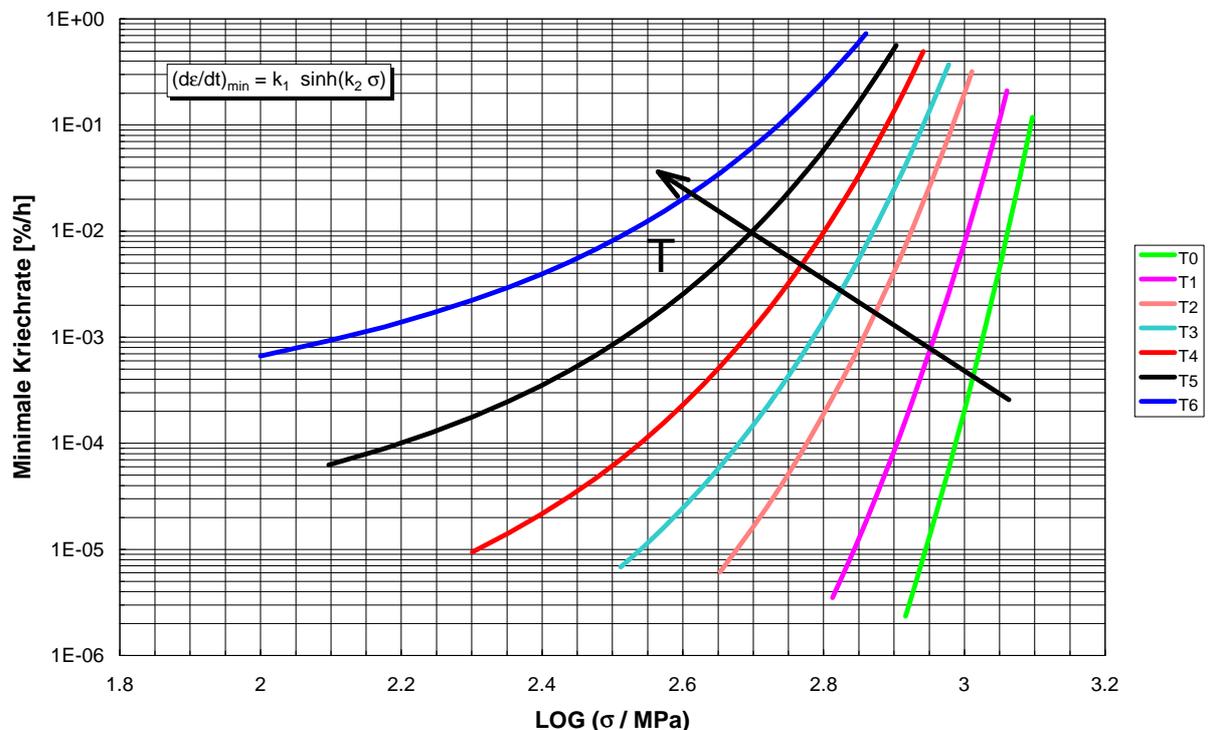


Diagramm 5.31: Minimale Kriechrate der Legierung Udimet 720 Li als Funktion von Temperatur und Spannung

Die Temperaturabhängigkeit der Parameter  $k_1$  und  $k_2$  wird in den folgenden Diagrammen wiedergegeben. Das Diagramm 5.32 zeigt die Arrheniusauftragung von  $k_1$ . Das Diagramm 5.33 zeigt die mit zunehmender Temperatur beobachtete Abnahme des Aktivierungsvolumens, welches aus dem Parameter  $k_2$  direkt abgeleitet werden kann.

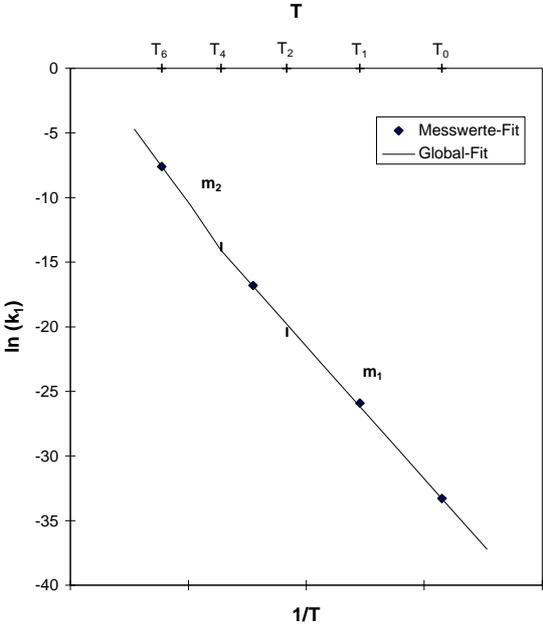


Diagramm 5.32: Arrhenius-Plot für Parameter  $k_1$  aus Gleichung ( 2.13)

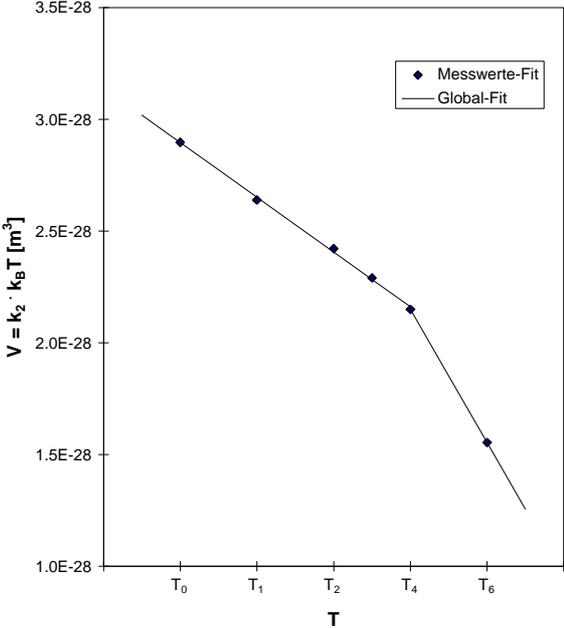


Diagramm 5.33: Temperaturabhängigkeit des Aktivierungsvolumens

Die Temperaturabhängigkeit beider Parameter, insbesondere die des Aktivierungsvolumens, weist bei der Temperatur  $T_C$  einen Knickpunkt auf. Im Temperaturbereich zwischen  $T_0$  und  $T_C$  lässt sich die Abhängigkeit beider Parameter mit jeweils einer Geradenfunktion darstellen. Oberhalb  $T_C$  kommt es zu einer stärkeren Abnahme der mechanischen Festigkeit. Das Kriechverhalten kann nicht mehr mit demselben Parametersatz beschrieben werden (s. Tabelle 5.4).

Temperaturbereich	$\ln(k_1)$ [%/h]		$V$ [ $m^3$ ]	
	Steigung [K]	Achsenabschnitt [ ]	Steigung [ $m^3/K$ ]	Achsenabschnitt [ $m^3$ ]
$T_0 - T_C$	$-1.025 \cdot 10^5$	$> 50$	$-4.9 \cdot 10^{-31}$	$> 10^{-28}$
$T_C - T_6$	$-1.237 \cdot 10^5$	$> 100$	$-11.9 \cdot 10^{-31}$	$> 10^{-27}$

Tabelle 5.4: Parametersatz zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit von  $k_1$  und  $V$

Aus den Geradensteigungen der Ausgleichsgeraden in der Arrhenius-Auftragung von  $k_1$  lässt sich eine für den jeweiligen Temperaturbereich gültige, integrale Aktivierungsenergie  $Q$  berechnen. Die Werte für die Aktivierungsenergie sind in der Tabelle 5.5 dargestellt.

Temperaturbereich	integrale Aktivierungsenergie	
	[eV]	kJ/mol
$T_0 - T_C$	8.8	850
$T_C - T_6$	10.7	1029

Tabelle 5.5: Ergebnisse der Auswertung der Arrhenius-Auftragung von  $k_1$

## 5.2.2 Einfluß des Stickstoffgehaltes auf den maximalen Verformungswiderstand

Zur Bestimmung des Einflusses des Stickstoffgehaltes auf das mechanische Verhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li wird beim Erschmelzen eines COS-Shapes ein erhöhter Anteil an Rücklaufmaterial zugelassen. Dem gefertigten COS-Shape werden Proben entnommen, die bei den Temperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_4$  unter Kriechbeanspruchung bis zum Bruch belastet werden. Die gemessenen Werte der minimalen Kriechrate werden als Maß für den maximalen Verformungswiderstand des Werkstoffes unter der gegebenen Beanspruchung angenommen.

Zum Vergleich der Verformungswiderstände werden die Werte der minimalen Kriechrate

- für das Material mit dem geringen Stickstoffgehalt (Standardmaterial)
- und die Werte für das Material mit dem erhöhten Stickstoffgehalt (abgekürzt HN für 'High-Nitrogen')

als Funktion von Spannung und Temperatur in dem Diagramm 5.34 dargestellt:

Für das Standardmaterial mit dem geringen Stickstoffgehalt wird nach Gleichung ( 2.12) die Standardabweichung der logarithmischen Normalverteilung der minimalen Kriechrate bestimmt und das resultierende Streuband in das Diagramm 5.34 mit eingezeichnet.

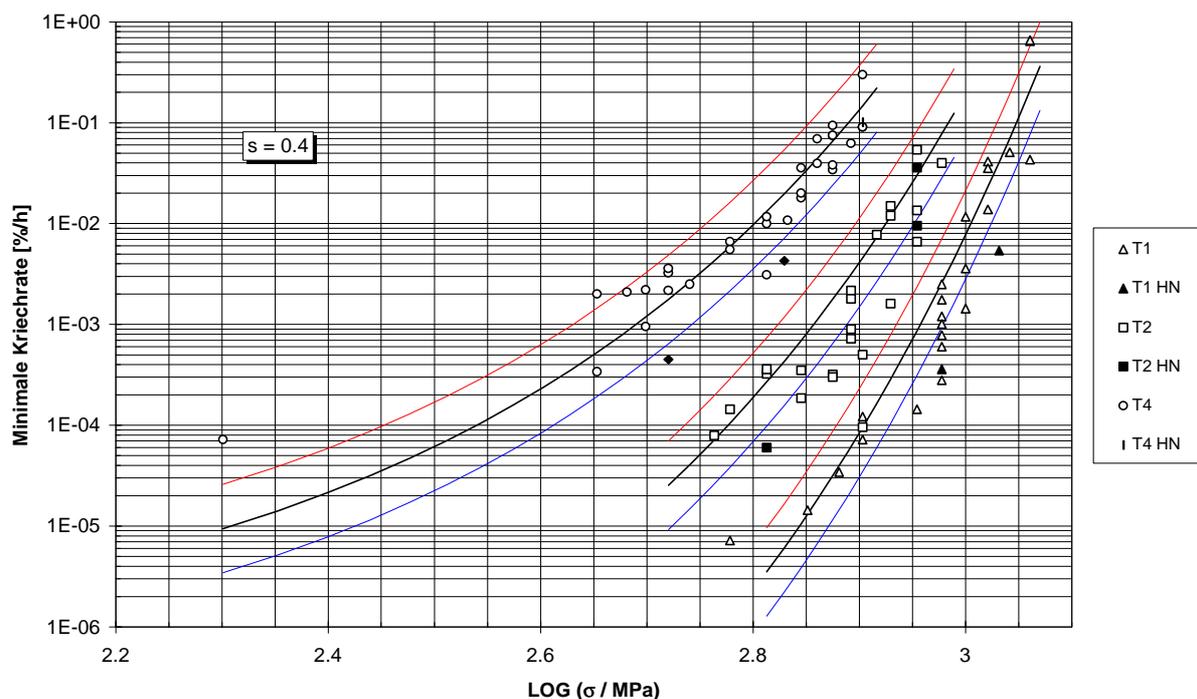


Diagramm 5.34: Minimale Kriechrate der Legierung Udimet 720 Li als Funktion von Temperatur, Spannung und Stickstoffgehalt.

Die Standardabweichung der logarithmischen Normalverteilung der minimalen Kriechrate für das Material mit dem geringen Stickstoffgehalt beträgt  $s=0.4$ . Sechs der acht an dem HN-Material gemessenen Werte kommen unterhalb des Streubandes zu liegen. Nur zwei Werte liegen innerhalb des Streubandes. Der höhere Stickstoffgehalt führt, wie schon an Hand der Lage der gemessenen Kriechkurven zu vermuten war, zu einer starken Zunahme des Verformungswiderstandes der Legierung unter Kriechbeanspruchung.

Zur einheitlichen Beschreibung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung werden im weiteren nur die Ergebnisse des Standardmaterials herangezogen.

### 5.2.3 Modellierung des Verformungsverhalten unter Kriechbeanspruchung

Zur Modellierung des Verformungsverhaltens der Legierung Udimet 720 Li werden drei Ansätze untersucht:

Zu Beginn des Projektes wird eine im Rahmen des Brite-EuRam Projektes 6021 vorgeschlagene Variation des CRISPEN-Modells verwendet, um das Verformungsverhalten der Legierung Udimet 720 Li unter monotoner Kriechbeanspruchung zu beschreiben und die Konsistenz des vorliegenden, in verschiedenen Laboratorien generierten, Datensatzes zu prüfen.

Im Anschluß daran wird das CRISPEN-Modell auf der Basis der Orowan-Beziehung leicht modifiziert, um das Verformungsverhalten der Legierung im Temperaturbereich zwischen  $T_1$  und  $T_C$  auf Basis der zugrundeliegenden metallphysikalischen Verformungsmechanismen zu beschreiben.

Im letzten Ansatz wird schließlich ein Differentialgleichungssystem entwickelt, das mit Hilfe gekoppelter Ratengleichungen die Versetzungsbogenpopulation im Festkörper als Funktion der Beanspruchung berechnen und eine Aussage über das Verformungsverhalten auch unter zyklischer Kriechbeanspruchung gestatten soll.

#### 5.2.3.1 Modell 1: CRISPEN-Modell

Im Rahmen des Brite-EuRam Projektes 6021 wurden zwei vereinfachende Annahmen getroffen:

1. Die sich während des primären Kriechens einstellende Verformung ist vernachlässigbar und wird durch eine sich zu Versuchsbeginn spontan einstellende Dehnung  $\varepsilon_0$  modelliert.
2. Das Porenwachstum sowie die Probeneinschnürung stellen keine dominierenden Schädigungsmechanismen dar.

Das in Kapitel 2.3.1 vorgestellte Differentialgleichungssystem zur Beschreibung der sich unter einer äußeren Last einstellenden Kriechrate wird durch die getroffenen Annahmen soweit vereinfacht, daß die resultierende Differentialgleichung für konstante Temperatur und konstante Spannung explizit gelöst werden kann. Mit der Gleichung ( 2.23) läßt sich das Verformungsverhalten der Legierung während des tertiären Kriechens mit einer einfachen Exponentialfunktion beschreiben. Für die globale Beschreibung des Kriechverhaltens der Legierung müssen die Temperatur- und Spannungsabhängigkeiten der Parameter  $\dot{\varepsilon}_0$  und  $\eta$  ermittelt werden.

Für die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  wird in der Lösungsfunktion der Differentialgleichung ein Arrheniusterm angesetzt. Die Spannungsabhängigkeit wird mit einem um eine Rückspannung erweiterten Norton'schen Potenzgesetz dargestellt.

Die während des tertiären Kriechens beobachtete Zunahme der Kriechrate wird in Anlehnung an das Modell des 'linear strain-softening' als direkt proportional zu der erreichten viskoplastischen Dehnung angenommen und durch den Schädigungsparameter  $\omega_3$  modelliert. Durch Einführung der wahren Spannung wird ferner die Zunahme der Kriechrate in Folge des Querschnittsverlustes der Probe modelliert.

Um die Zahl der Modellparameter zu reduzieren und deren Bestimmung in dem umfangreicheren Spannungs-Temperaturbereich zu vereinfachen, werden im folgenden weitere vereinfachende Annahmen gemacht.

Der Beitrag der sich spontan einstellenden Dehnung  $\varepsilon_0$  zur totalen Dehnung  $\varepsilon_{\text{tot}}$  wird für Beanspruchungen unterhalb der Streckgrenze und fortgeschrittene Verformungszustände als vernachlässigbar klein eingestuft. Eine Formulierung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit dieser additiven Größe entfällt.

Wird für die Modellierung des tertiären Kriechverhaltens der Legierung der Beitrag des primären Kriechens als vernachlässigbar eingestuft, kann angenommen werden, daß die anfängliche Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  größenordnungsmäßig vergleichbar ist mit der im Versuch gemessenen minimalen Kriechrate. Die Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  geschieht entsprechend in Anlehnung an die zuvor dargestellte Beschreibung der minimalen Kriechrate teilchengehärteter Legierungen mit einer Arrheniusfunktion und einem  $\sinh()$ -Ansatz.

Zur globalen Beschreibung des Kriechverhaltens werden alle aufgenommenen Kriechkurven individuell mit einem eigenen Parametersatz beschrieben. In einem zweiten Schritt wird durch gewichtete Interpolation eine globale Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der ermittelten Parameter formuliert.

Die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Größe  $\eta$ , die die exponentielle Zunahme der Kriechdehnung mit der Zeit modelliert, läßt sich mit folgender, empirisch gefundener Funktion beschreiben:

$$(5.1) \quad \eta(\sigma, T) = 10^{m'(T)\sigma + n'(T)}$$

Die Parameter  $m'$  und  $n'$  zeigen jeweils eine lineare Temperaturabhängigkeit (s. Diagramm 5.43 und Diagramm 5.44).

In den folgenden Diagrammen werden die unter konstanter Last aufgenommenen Kriechkurven logarithmisch über der Zeit abgetragen. Die mit dem globalen Parametersatz berechneten Kurven sind rot eingezeichnet.

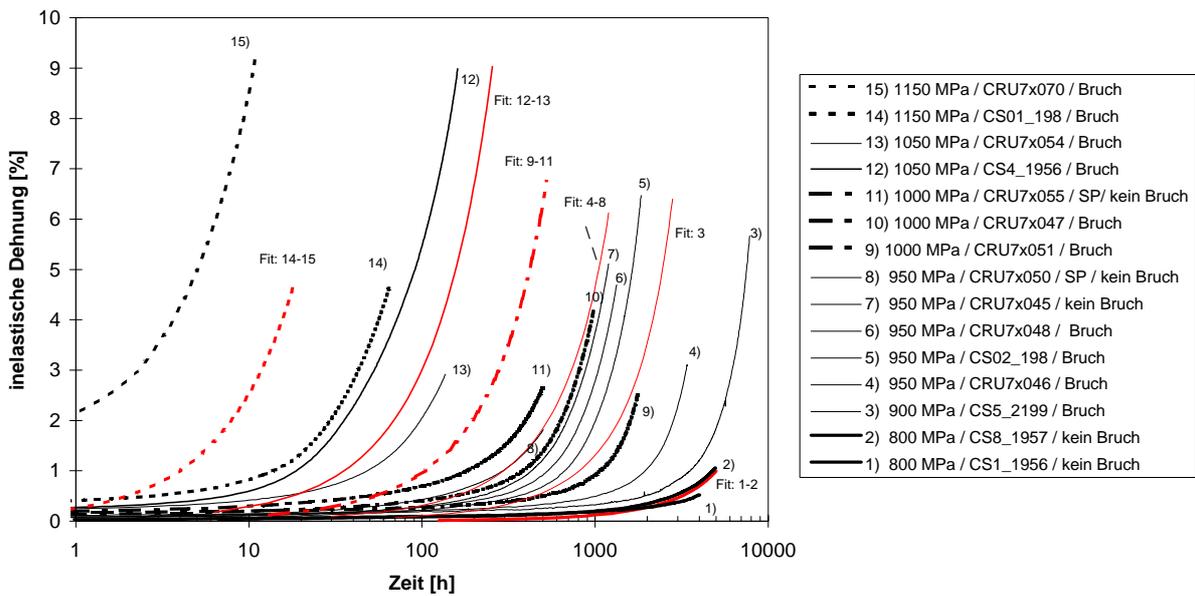


Diagramm 5.35: Vergleich der gemessenen Kriech- und berechneten Fitkurven von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_1$

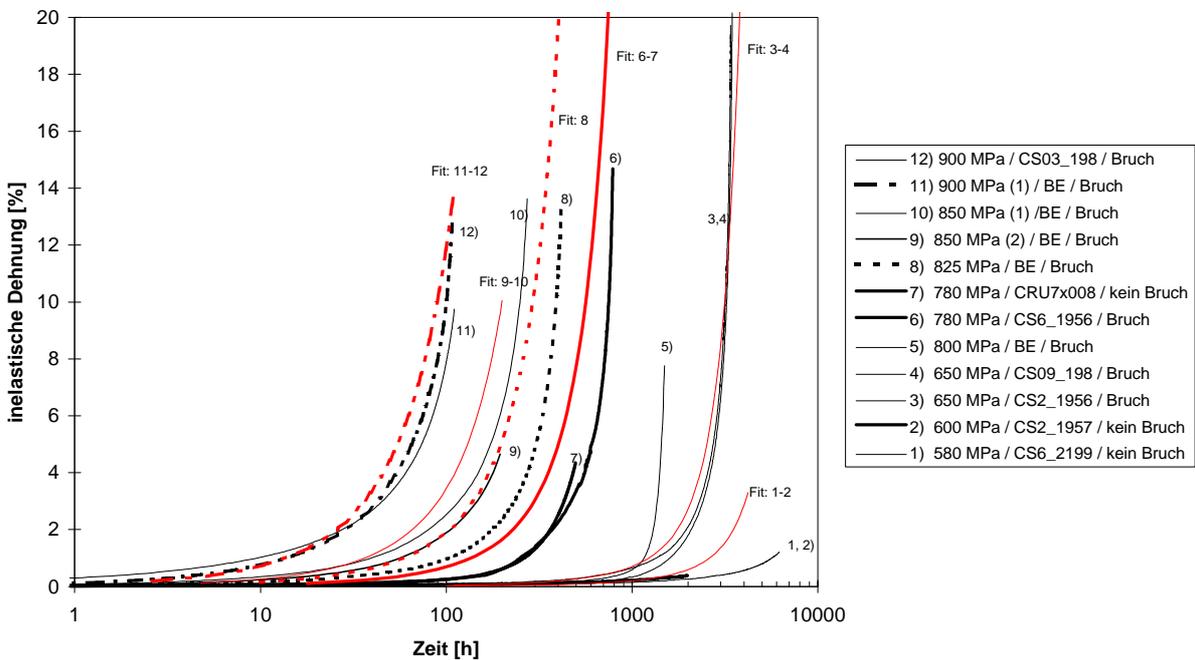


Diagramm 5.36: Vergleich der gemessenen Kriech- und berechneten Fitkurven von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_2$

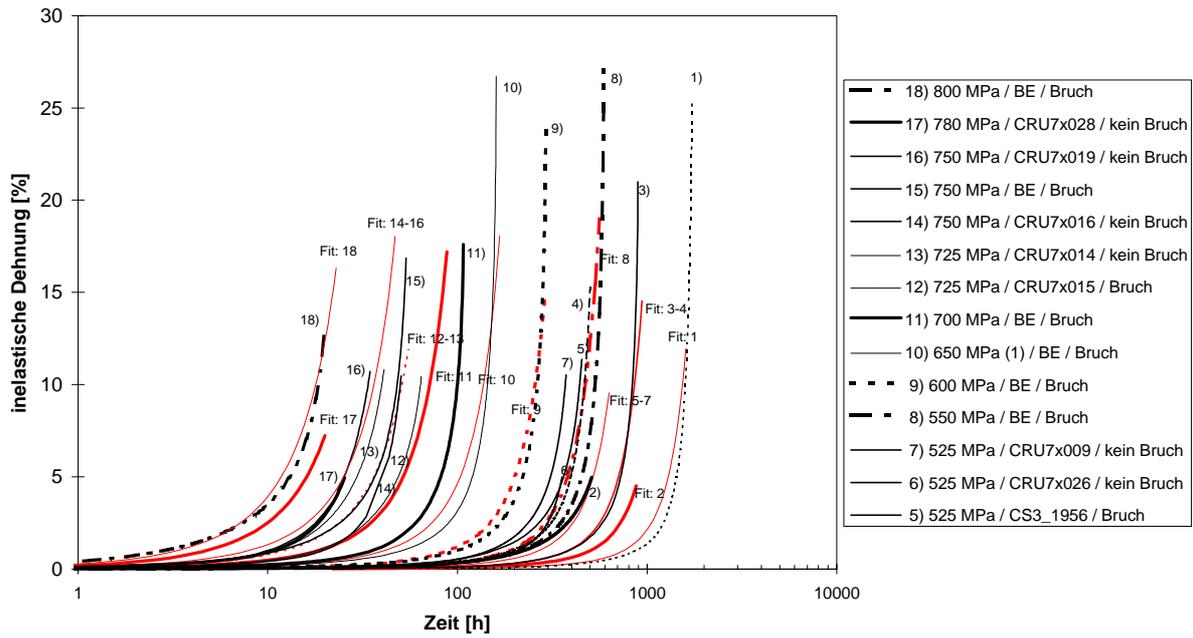


Diagramm 5.37: Vergleich der gemessenen Kriech- und berechneten Fitkurven von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_4$

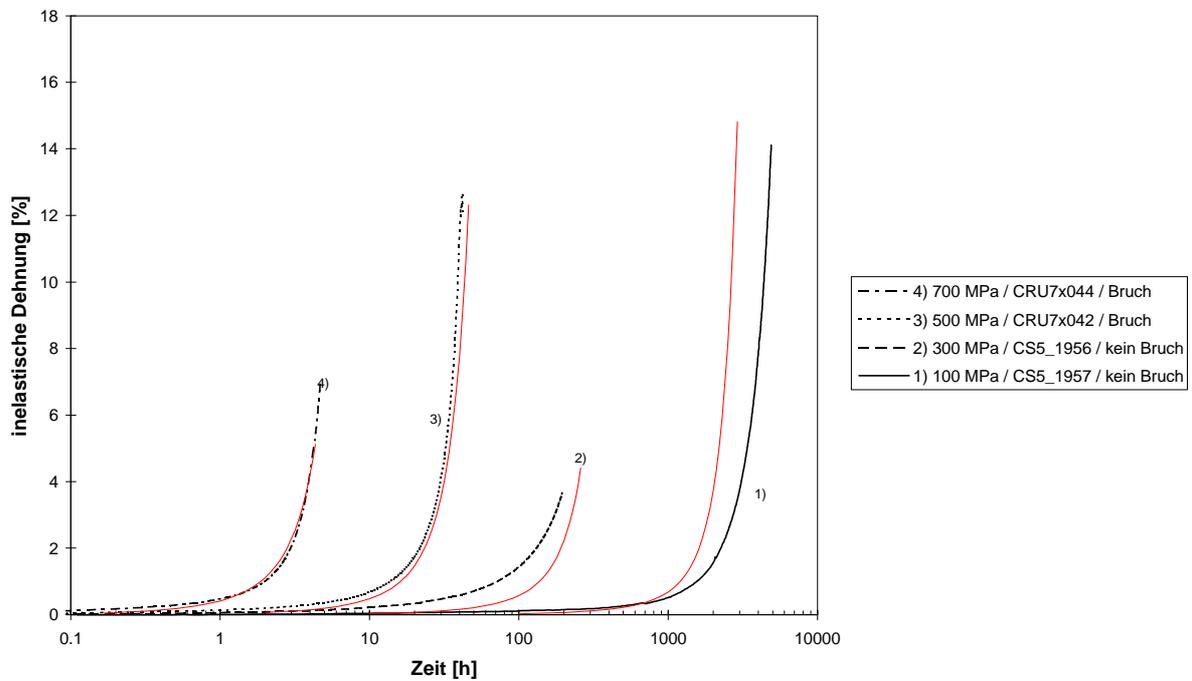


Diagramm 5.38: Vergleich der gemessenen Kriech- und berechneten Fitkurven von Udimet 720 Li bei der Temperatur  $T_6$

Die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Parameter  $\dot{\epsilon}_0$  und  $\eta$  stellen sich wie folgt dar:

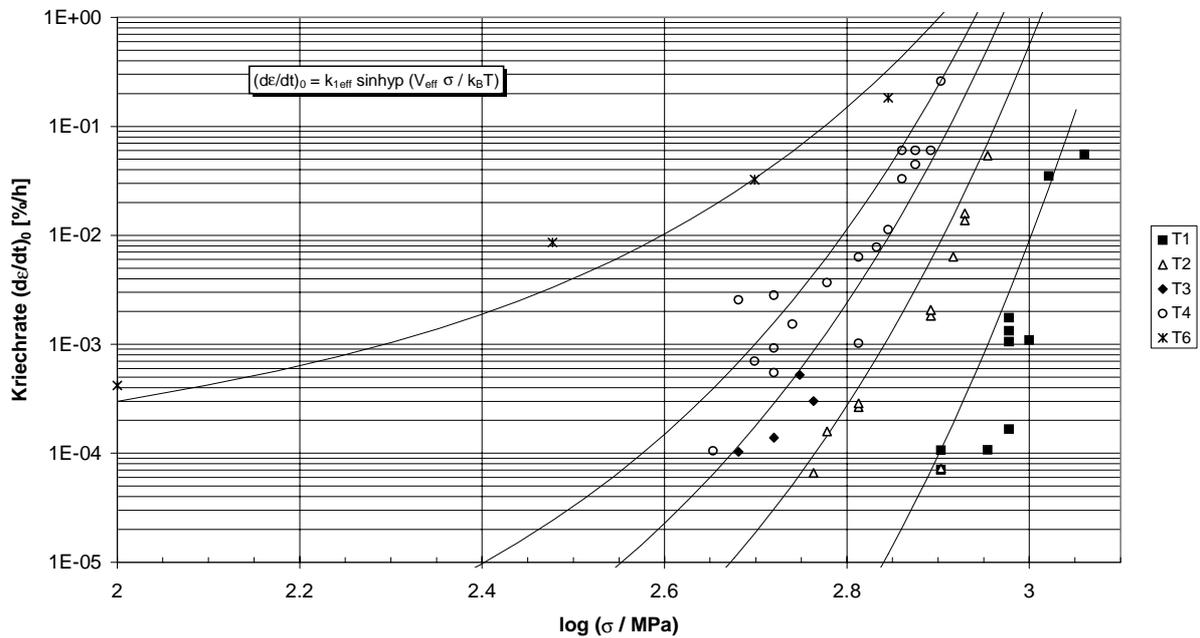


Diagramm 5.39: Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Kriechrate zu Beginn des tertiären Kriechens zur Beschreibung des Verformungsverhaltens der Legierung Udimet 720 Li mit Hilfe des CRISPEN-Modells

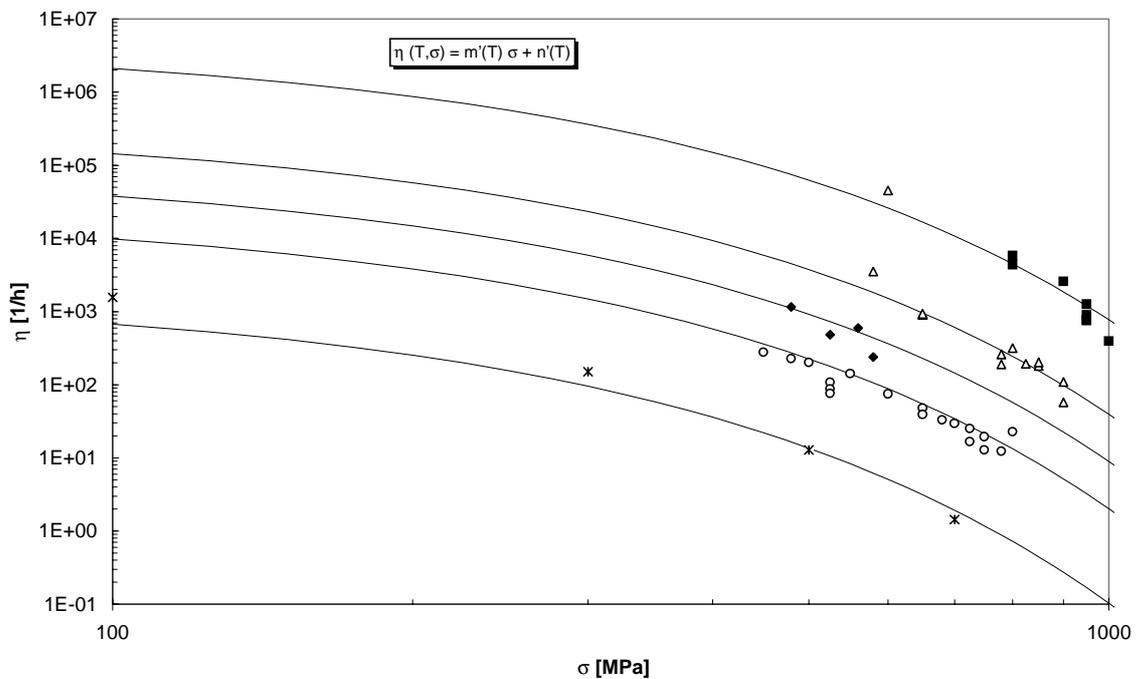


Diagramm 5.40: Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Parameters  $\eta$  zur Beschreibung der exponentiellen Zunahme der inelastischen Dehnung mit der Zeit während des tertiären Kriechens

Die Parameter  $k_{1,eff}$ ,  $V_{eff}$  sowie  $m'$  und  $n'$  sind selbst eine Funktion der Temperatur. Die Abhängigkeit wird in den folgenden Diagrammen wiedergegeben:

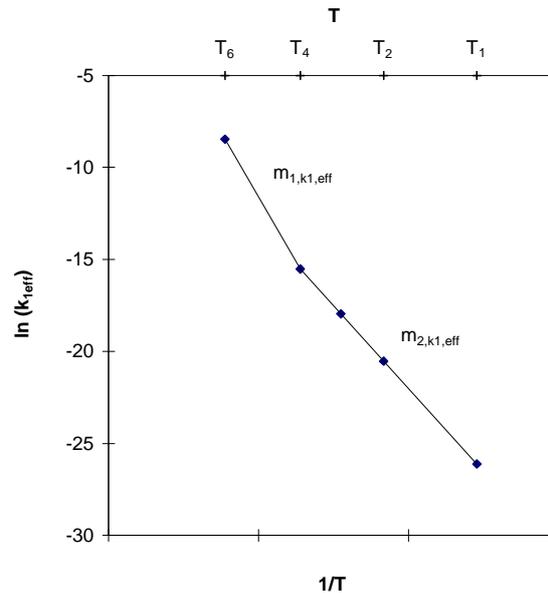


Diagramm 5.41: Arrhenius-Auftragung für den Parameter  $k_{1,eff}$

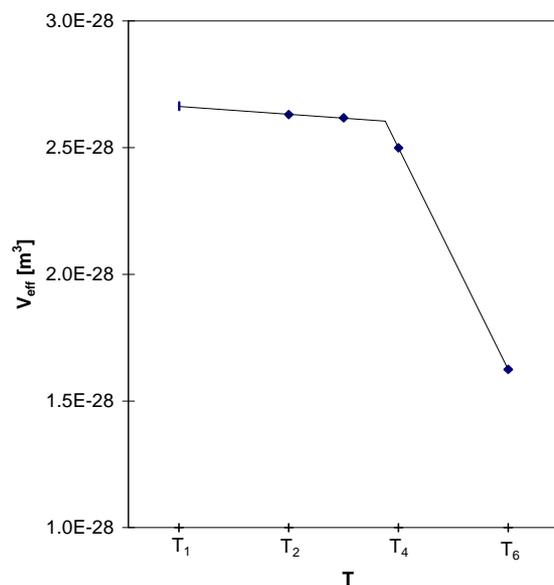


Diagramm 5.42: Temperaturabhängigkeit des Aktivierungsvolumens  $V_{eff}$

Die Temperaturabhängigkeiten beider Koeffizienten weisen um die Temperatur  $T_4$  herum jeweils einen Knickpunkt auf. Ober- und unterhalb des jeweiligen Knickpunktes lässt sich die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit des Verformungsverhaltens jeweils mit einem eigenen Parametersatz auf der Basis desselben physikalisch motivierten Ansatzes beschreiben. Die Änderung der Temperaturabhängigkeit der Koeffizienten  $k_{1,eff}$  und  $V_{eff}$  bei verschiedenen Temperaturen deutet auf einen sanften Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus hin.

Anhand der Steigungen der Ausgleichsgeraden in der Arrheniusauftragung von  $k_{1\text{eff}}$  kann auf die in dem betreffenden Temperaturbereich aufzubringende Aktivierungsenergie geschlossen werden. Die in den unterschiedlichen Temperaturbereichen gültigen Parametersätze und die Ergebnisse der Bestimmung der Aktivierungsenergien werden in der Tabelle 5.6 und der Tabelle 5.7 gezeigt:

Temperaturbereich	$\ln(k_{1\text{eff}})$ [%/h]		integrale Aktivierungsenergie	
	Steigung [K]	Achsenabschnitt [ ]	[eV]	[kJ/mol]
$T_1 - T_{C1}$	$-0.90 \cdot 10^5$	$> 50$	7.8	750
$T_{C1} - T_6$	$-1.41 \cdot 10^5$	$> 100$	12.1	1170

Tabelle 5.6: Koeffizienten zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit von  $k_{1\text{eff}}$

Temperaturbereich	Steigung [ $\text{m}^3 / \text{K}$ ]	Achsenabschnitt [ $\text{m}^3$ ]
$T_1 - T_{C2}$	$-6.22 \cdot 10^{-32}$	$> 10^{-28}$
$T_{C2} - T_6$	$-1.75 \cdot 10^{-30}$	$> 10^{-27}$

Tabelle 5.7: Koeffizienten zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit von  $V_{\text{eff}}$

Zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Parameter  $m'$  und  $n'$  kann jeweils eine im gesamten Temperaturbereich gültige lineare Funktion angenommen werden (s. Diagramm 5.43 und Diagramm 5.44).

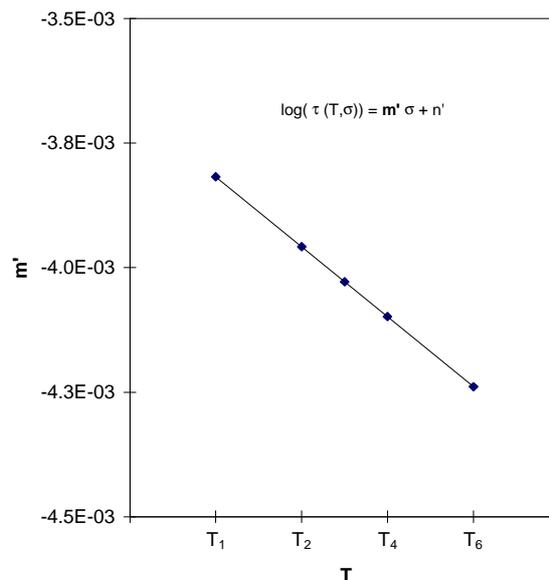


Diagramm 5.43: Temperaturabhängigkeit des Parameters  $m'$

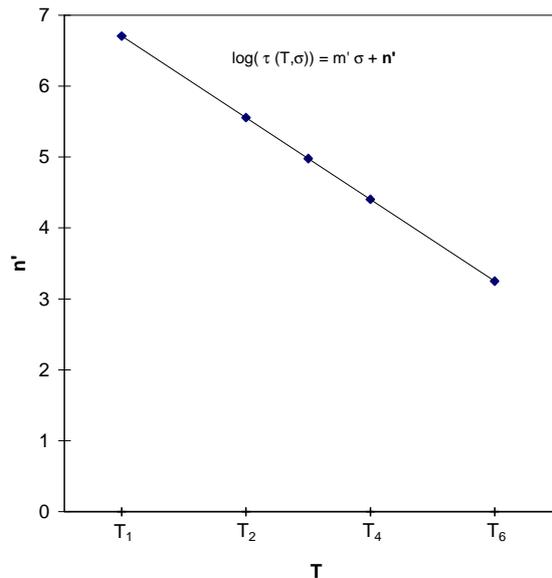


Diagramm 5.44: Temperaturabhängigkeit des Parameters  $n'$

Mit Hilfe der ermittelten Koeffizienten kann das tertiäre Kriechverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li global als Funktion der Temperatur und Spannung berechnet werden.

### 5.2.3.2 Modell 2: Modifiziertes CRISPEN-Modell

Durch die zuvor in dem Modell 1 getroffenen vereinfachenden Annahmen wird der Verformungswiderstand der Legierung zu Beginn der Beanspruchung überschätzt. Um das Verformungsverhalten unter einer praxisrelevanten komplexen Beanspruchung berechenbar zu machen, soll nun - aufbauend auf dem zuvor vorgestellten Ansatz - das Verformungsverhalten der Legierung während des primären und tertiären Kriechens ohne Zuhilfenahme eines phänomenologisch begründeten Schädigungsparameters beschrieben werden.

Das von Pollock an teilengehärteten Legierungen während des primären Kriechens beobachtete Füllen der Matrixkanäle mit Versetzungsbögen [Pol 92] führt zu einer Zunahme der totalen Versetzungsbogendichte  $N_{\text{tot}}$  und zu einer Abnahme der freien Weglänge in den Matrixkanälen. Die vor den Teilchen der Aushärtungsphase aufgestauten Versetzungsbögen verzerren zunehmend den Kristallbereich in den Matrixkanälen. Für später generierte, nachfolgende Versetzungsbögen wird das Eindringen in die Matrixkanäle erschwert. Die Zahl der Bögen in den Kanälen nimmt bis zum Erreichen einer von der Beanspruchung abhängigen Sättigungskonzentration zu. Die Beweglichkeit der Versetzungsbögen nimmt während des primären Kriechens umgekehrt mit zunehmender Anzahl der Bögen ab.

Zugleich führt der Versetzungsaufstau vor den Teilchen der Aushärtungsphase zu einer Zunahme der effektiv auf die Teilchen wirkenden Spannung. Kommen mehrere Versetzungen in einer Gleitebene vor einem Hindernis zu liegen, wirkt auf die vorne liegende Versetzung eine erhöhte Kraft, die das Überwinden des Hindernisses erleichtert. Die durch den Versetzungsaufstau verursachte Zunahme der effektiv wirkenden Spannung führt schließlich wieder zu einer Zunahme der Beweglichkeit der Versetzungsbögen. Das vermehrte Überwinden der Teilchen der Aushärtungsphase markiert den Beginn des tertiären Kriechens.

Der Versetzungsaufstau hat entsprechend eine verfestigende und eine entfestigende Wirkung. Ausgehend von einer geringen totalen Versetzungsbogendichte zu Beginn der Beanspruchung nimmt mit zunehmender Versetzungsdichte  $N_{\text{tot}}$  die Beweglichkeit der Versetzungsbögen in den Matrixkanälen stetig ab und es dominiert der verfestigende Effekt. Überschreitet infolge des zunehmenden Versetzungsaufstaus die effektive Spannung einen kritischen Wert, kommt es zu der vermehrten Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase. Die Beweglichkeit der Versetzungsbögen nimmt wieder zu.

Die Beweglichkeit der Versetzungsbögen kann durch die Zahl der beweglichen Versetzungsbögen oder durch die Geschwindigkeit, mit der sich die Versetzungsbögen im Mittel bewegen, modelliert werden.

In dem folgenden Ansatz wird die Abnahme der Zahl der beweglichen Versetzungsbögen  $N_{\text{mob}}$  als Ursache für die während primären Kriechens beobachtete Abnahme der Kriechrate angenommen. Die Zunahme der mittleren Frequenz, mit der die Versetzungsbögen die Hindernisse überwinden, und die daraus resultierende Zunahme der mittleren Versetzungsgeschwindigkeit werden als Ursache für die Zunahme der Kriechrate zu Beginn des tertiären Kriechens angenommen. Die Zahl der generierten Versetzungen nimmt dabei mit fortschreitender inelastischer Verformung zu. Es wird weiter angenommen, daß proportional zu der fortschreitenden inelastischen Dehnung die Breite der horizontalen Matrixkanäle und somit auch die Zahl der vor den Teilchen aufgestauten Versetzungen zunimmt. Die Zahl der mobilen Versetzungen in den Matrixkanälen  $N_{\text{mob}}$  bleibt dagegen nach Erreichen des beanspruchungsabhängigen Sättigungszustandes, also auch während der vermehrten Überwindung der Hindernisse, im Mittel konstant.

Unter einer konstanten Beanspruchung sei die zeitliche Änderung der Zahl der beweglichen Versetzungen  $dN_{\text{mob}}/dt$  zu Beginn der Beanspruchung der Differenz aus

- der augenblicklich vorhandenen Zahl an beweglichen Versetzungsbögen  $N_{\text{mob}}$
- und der Zahl der im Sättigungszustand vorhandenen Bögen  $N_{\text{Saett}}$

direkt proportional:

$$(5.2) \quad dN_{\text{mob}}/dt = k_4 (N_{\text{Saett}} - N_{\text{mob}})$$

Die postulierte Differentialgleichung (5.2) kann explizit gelöst werden:

$$(5.3) \quad N_{\text{mob}}(T, \sigma, t) = N_0 \exp(-k_4 t) + N_{\text{Saett}}$$

Die Zahl der zu Beginn der Verformung vorliegenden beweglichen Versetzungen berechnet sich nach Gleichung (5.3) für  $t=0$  aus der Summe von  $N_0$  und  $N_{\text{Saett}}$ . Unter der Annahme, daß die Zahl der zu Beginn der Verformung beweglichen Versetzungen sehr viel größer ist als die Zahl der beweglichen Bögen im Sättigungszustand, gilt:

$$(5.4) \quad N_{\text{mob}}(T, \sigma, 0) \approx N_0 ; \quad N_0 \gg N_{\text{Saett}}$$

Der Parameter  $N_0$  beschreibt näherungsweise die Zahl der beweglichen Versetzungen zu Beginn des Versuches, wenn die aus der Versetzungsbewegung resultierende Verformung makroskopisch meßbar wird. Der Parameter  $N_{\text{Saett}}$  beschreibt die Zahl der beweglichen Versetzungen zum Ende des primären Kriechens. Die zeitliche Änderung wird mit dem Parameter  $k_4$  modelliert. Alle Parameter werden als temperatur- und spannungsabhängig angenommen.

Die Spannungsabhängigkeit der mittleren Geschwindigkeit  $v$ , mit der die Teilchen der Aushärtungsphase überwunden werden, kann in Anlehnung an die Modellierung der Spannungsabhängigkeit der Sprungfrequenz (s. Anhang B) mit einem modifizierten sinh()-Ansatz beschrieben werden:

$$(5.5) \quad v(T, \sigma) = v_0 \sinh(\sqrt{\sigma^*} / (k_B T)) \quad \sigma^* \text{ - effektive Spannung}$$

Unter der Annahme, daß die Zahl der in den horizontalen Kanälen aufgestauten Versetzungen proportional der akkumulierten inelastischen Dehnung zunimmt, kann die Zunahme der effektiven Spannung wie folgt beschrieben werden:

$$(5.6) \quad \sigma^* = (1 + C' \epsilon_{\text{inelast}}) \sigma_T \quad \sigma_T \text{ - wahre Spannung}$$

Für die Beschreibung der sich einstellenden Kriechrate ergibt sich in Anlehnung an die Orowan-Beziehung folgende Relation:

$$(5.7) \quad \dot{\epsilon} = N v b$$

$$(5.8) \quad \dot{\epsilon} = (N_0 \exp(-k_4 t) + N_{\text{Saett}}) v_0 \sinh(V (1 + C' \epsilon_{\text{inelast}}) \sigma_T / (k_B T)) b$$

Im Rahmen der Modifizierung des CRISPEN-Modells stellt die Gleichung (5.8) nun die neue mechanische Zustandsgleichung dar, die die Gleichung (2.14) (s. Seite 10) des CRISPEN-Modells ersetzt.

Die Gleichung (5.8) ist eine gewöhnliche Differentialgleichung erster Ordnung. Sie erlaubt im Gegensatz zur mechanischen Zustandsgleichung des CRISPEN-Modells die Berechnung der Kriechrate alleine als Funktion der akkumulierten Dehnung und der Zeit - ohne Bezug auf einen phänomenologisch definierten Schädigungsparameter. Zur einfachen Bestimmung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der genannten Parameter werden die in einem isothermen Versuch gemessenen Werte von Zeit und Dehnung zur expliziten Berechnung der Kriechrate mit herangezogen. Zur leichteren Handhabung werden hierzu anstatt der Werte für die inelastische Dehnung die gemessenen Werte der totalen Dehnung betrachtet. Der resultierende Fehler wird als vernachlässigbar klein angesehen. Die Werte werden mit dem kommerziellen Fit-Programm 'Sigma-Plot', das auf der Basis des Levenberg-Marquardt-Algorithmus arbeitet, bestimmt. Für das Aktivierungsvolumen  $V$ , den Betrag des Burgersvektors  $b$  und den Proportionalitätsfaktor der Versetzungsgeschwindigkeit  $v_0$  werden mit  $V = 2 \cdot 10^{-31} \text{ m}^3$ ,  $b = 2 \cdot 10^{-10} \text{ m}$  und  $v_0 = 1 \text{ m/h}$  konstante Werte angenommen. Die Werte der Kriechrate werden dabei in [%/h] angegeben. Zur globalen Beschreibung des Kriechverhaltens wird schließlich jeweils eine Funktion der Temperaturabhängigkeit eines jeden Parameters formuliert.

In den folgenden Diagrammen werden die mit dem globalen Parametersatz berechneten Kurven (rot) mit den bei den Temperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_4$  aufgenommenen Meßkurven verglichen.

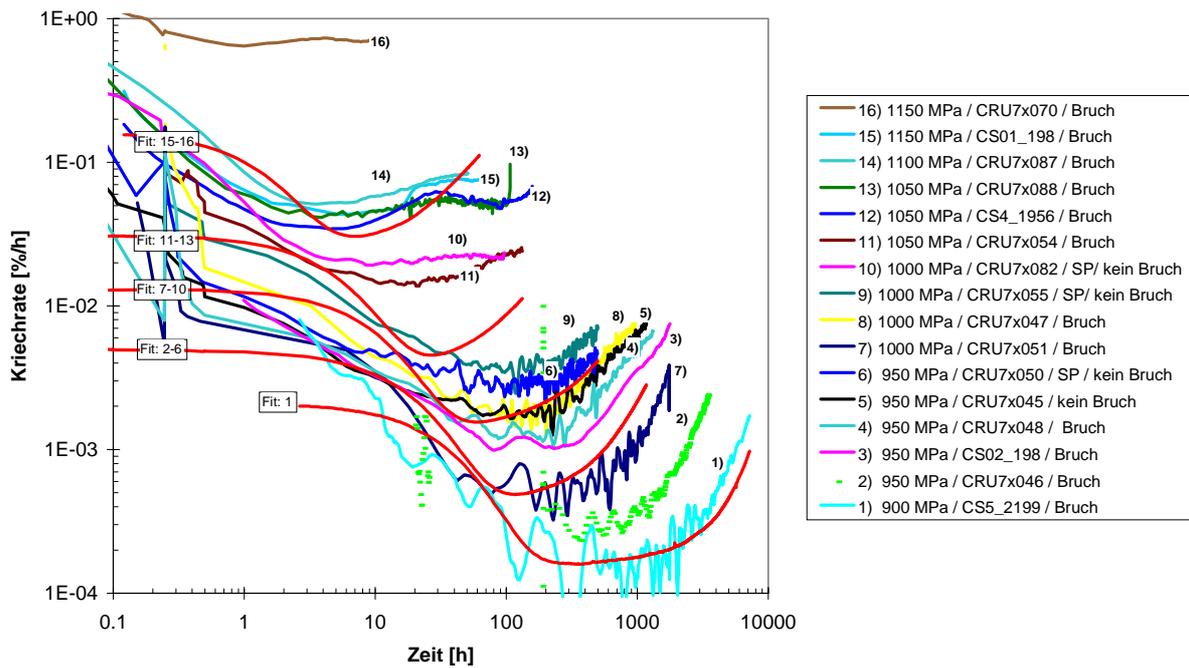


Diagramm 5.45: Vergleich der im Experiment ermittelten Kriechrate mit den global berechneten Fitkurven für die Temperatur  $T_1$

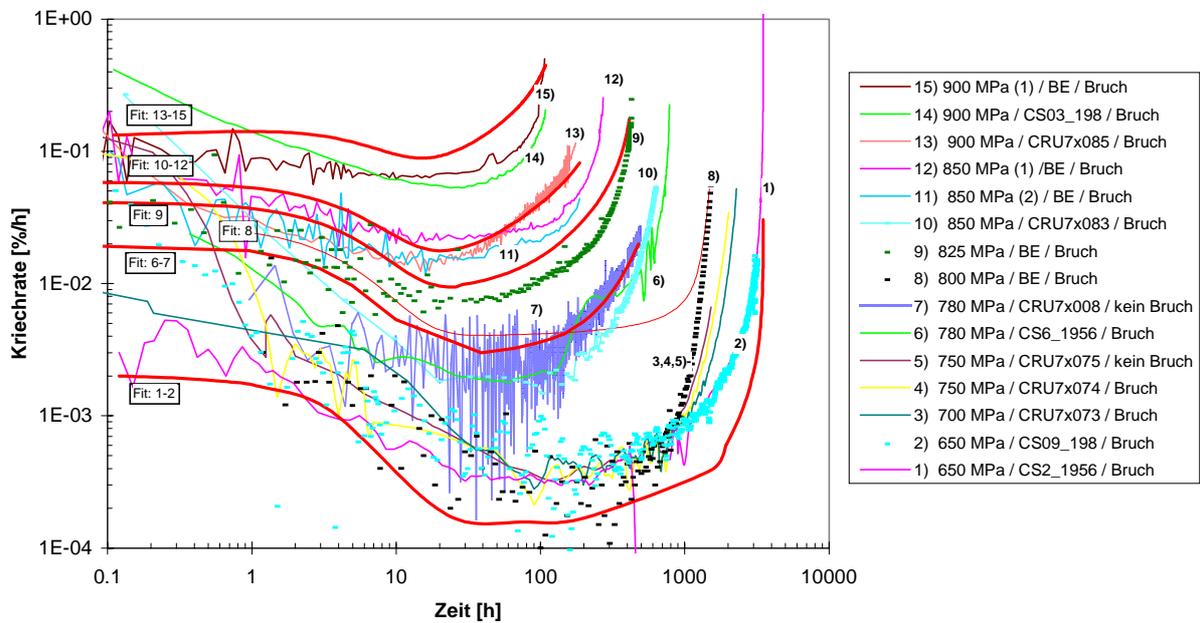


Diagramm 5.46: Vergleich der im Experiment ermittelten Kriechrate mit den global berechneten Fitkurven für die Temperatur  $T_2$

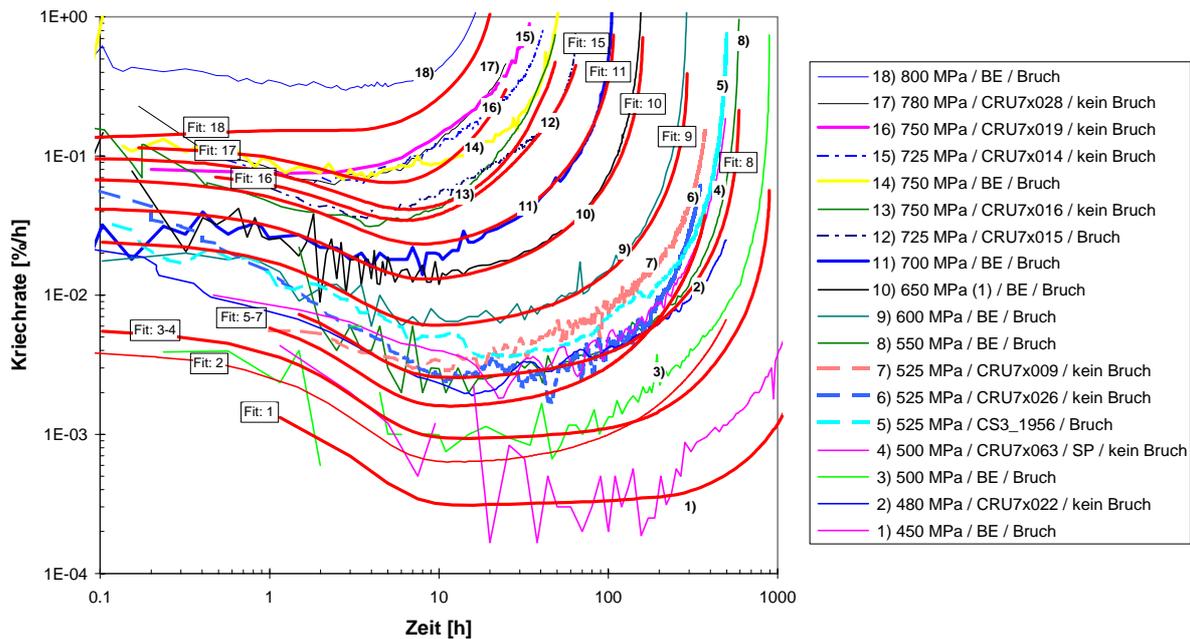


Diagramm 5.47: Vergleich der im Experiment ermittelten Kriechrate mit den global berechneten Fitkurven für die Temperatur  $T_4$

Die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der ermittelten Parameter wird in den folgenden Diagrammen dargestellt.

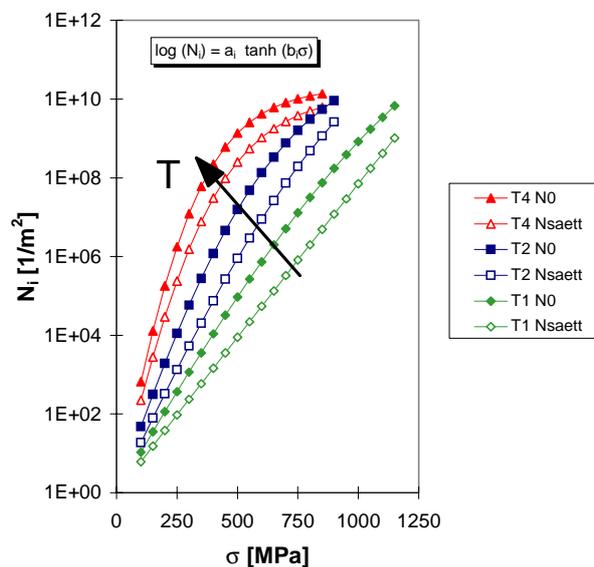


Diagramm 5.48: Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Anzahl der beweglichen Versetzungen zu Beginn ( $N_0$ ) und Ende ( $N_{\text{Saett}}$ ) des primären Kriechens

Die Zahl der beweglichen Versetzungen zu Beginn und Ende des primären Kriechens nimmt in Diagramm 5.48 mit zunehmender Temperatur und Spannung zu.

Die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Kurvenschar in Diagramm 5.48 wird mit einer empirisch gefundenen tanh()-Funktion vom Typ:

$$(5.9) \quad \log(N_i) = a_i \tanh(b_i \sigma)$$

beschrieben. Die Parameter  $a_i$  und  $b_i$  (Index  $i$  für '0' bzw. 'Saett') sind dabei streng monoton von der Temperatur abhängig (s. Diagramm 5.49 und Diagramm 5.50).

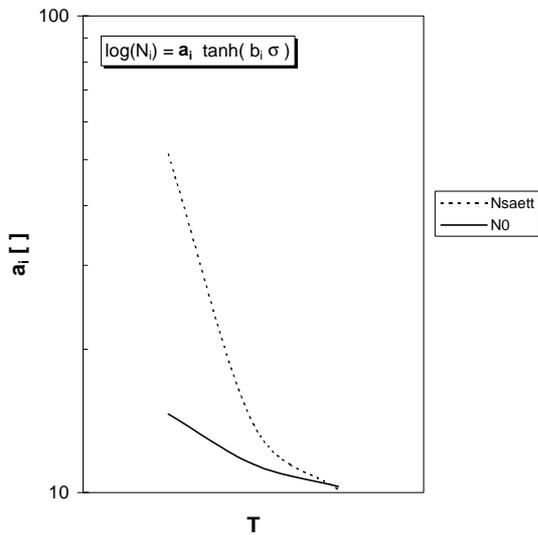


Diagramm 5.49: Temperaturabhängigkeit des Parameters  $a_i$

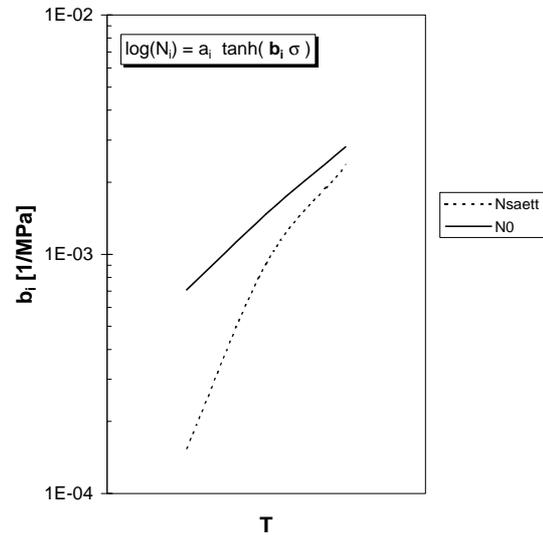


Diagramm 5.50: Temperaturabhängigkeit des Parameters  $b_i$

Die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Parameters  $k_4$  wird in dem folgenden Diagramm dargestellt.

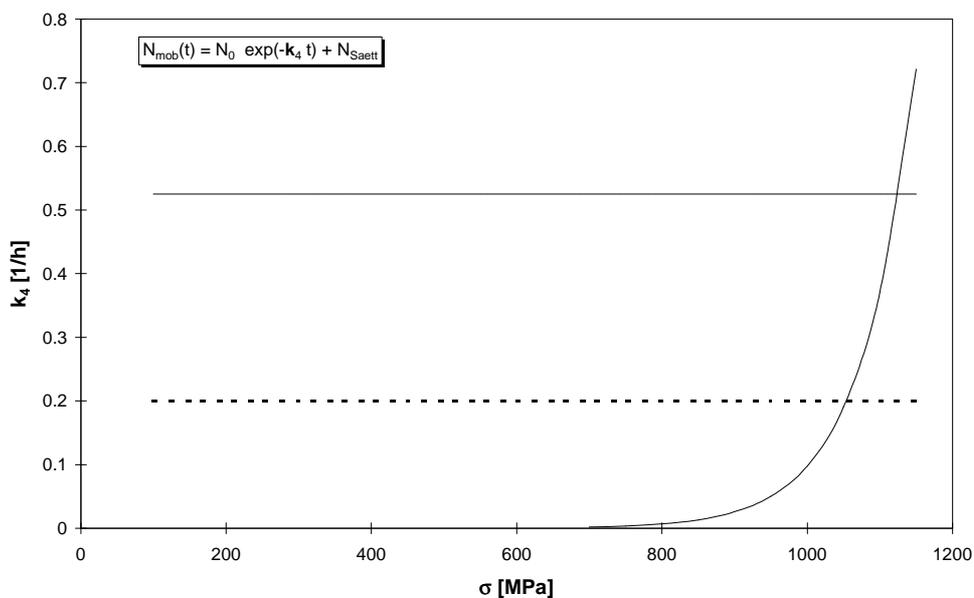


Diagramm 5.51: Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Parameters  $k_4$

Der Parameter  $k_4$ , der die zeitliche Änderung der Zahl der mobilen Versetzungen modelliert, zeigt bei der Temperatur  $T_1$  eine sehr starke Abhängigkeit von der Spannung (s. Diagramm 5.51). Bei den höheren Temperaturen kann der Parameter als unabhängig von der Span-

nung angesehen werden. Die größeren Beträge für den Parameter  $k_4$  führen zu kürzeren Übergangszeiten und somit zu einer kürzeren Dauer des primären Kriechens bei gleichen Werten für die Ausgangs- und Endkonzentrationen der Zahl der beweglichen Versetzungen ( $N_0$  und  $N_{\text{Sätt}}$ ).

Für den Parameter  $C'$  ergibt sich für alle Temperatur- und Spannungskonstellationen ein konstanter Wert von 5. Die Dehnungswerte in Gleichung ( 5.8) werden dabei in Prozent angegeben.

### **Modellprognose für das Verformungsverhalten unter zyklischer Kriechbeanspruchung**

Mit Hilfe des zuvor ermittelten Parametersatzes wird nun auf der Basis des modifizierten Modells das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung unter zyklischer Kriechbeanspruchung berechnet. Die Ergebnisse der Modellrechnung werden mit den in den zyklischen Kriechversuchen gemessenen Daten verglichen. Anstatt der numerischen Lösung des Differentialgleichungssystems erfolgt die Berechnung der Kriechrate als Funktion des Verformungszustandes wieder explizit unter Einbeziehung der gemessenen Daten. Die zeitliche Änderung der Zahl der mobilen Versetzungen wird hierzu durch eine Exponentialfunktion beschrieben. Die Zahl der mobilen Versetzungen, die am Ende eines Belastungszyklus vorliegt, wird als Ausgangskonzentration  $N_0$  für den folgenden Zyklus angenommen. Innerhalb des folgenden Belastungszyklus wird die für die Beanspruchung typische Sättigungskonzentration angestrebt.

Die folgenden sechs Diagramme zeigen den Vergleich zwischen den Meßergebnissen der Versuche (schwarze Kurven), die bei den Temperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_4$  mit jeweils der kleinsten und der größten Differenz der Haltespannungen vorgenommenen wurden, und den zugehörigen Daten der Modellrechnung (rote Kurven).

Eine ausführliche Diskussion der in den Diagrammen dargestellten Ergebnisse findet sich in Kapitel 6.

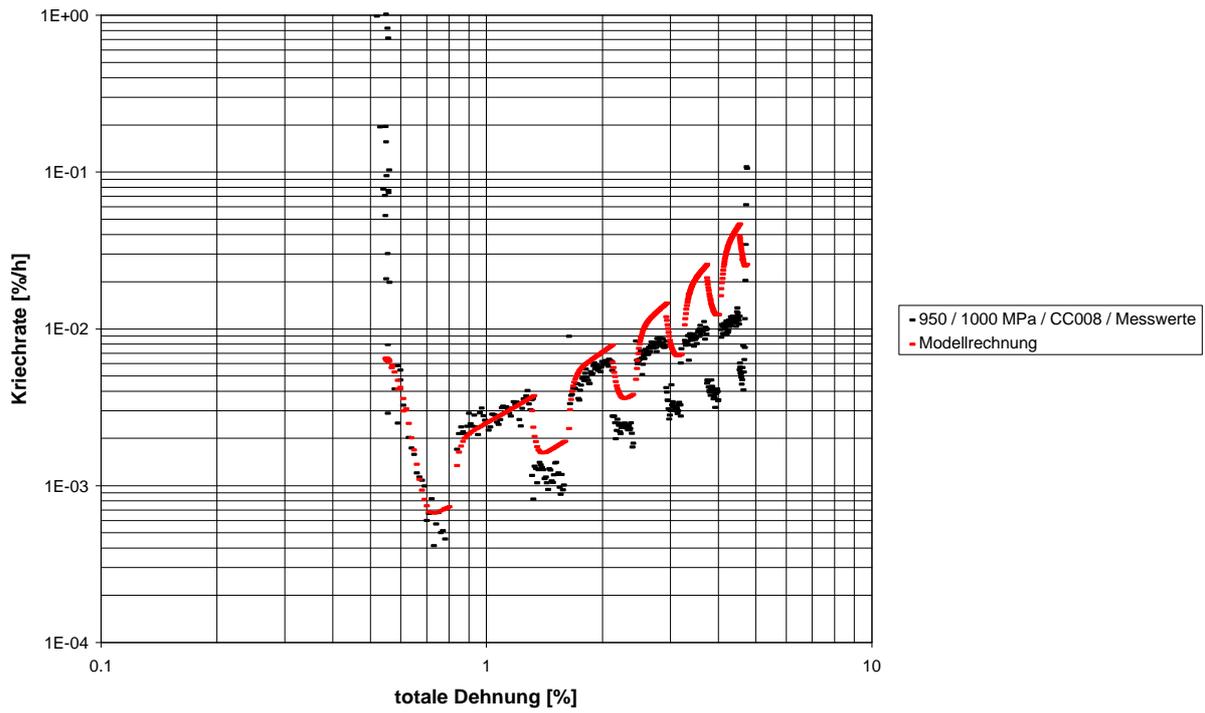


Diagramm 5.52: Vergleich des bei der Temperatur  $T_1$  und kleiner Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

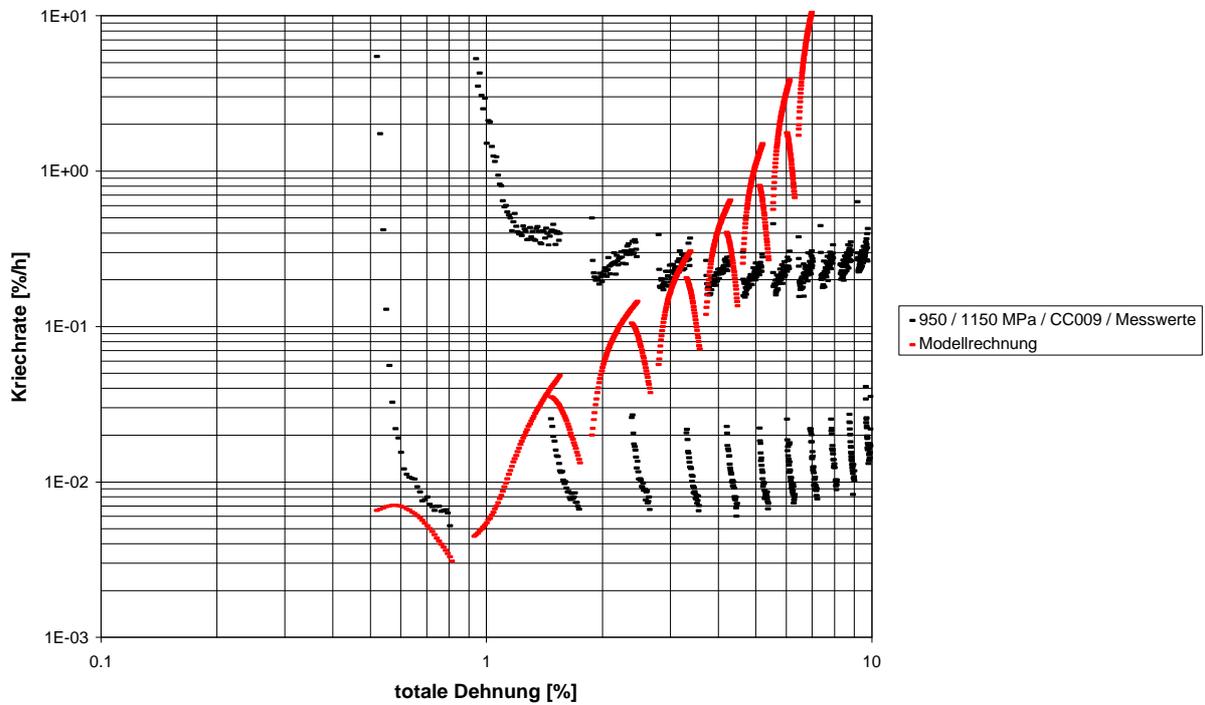


Diagramm 5.53: Vergleich des bei der Temperatur  $T_1$  und großer Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

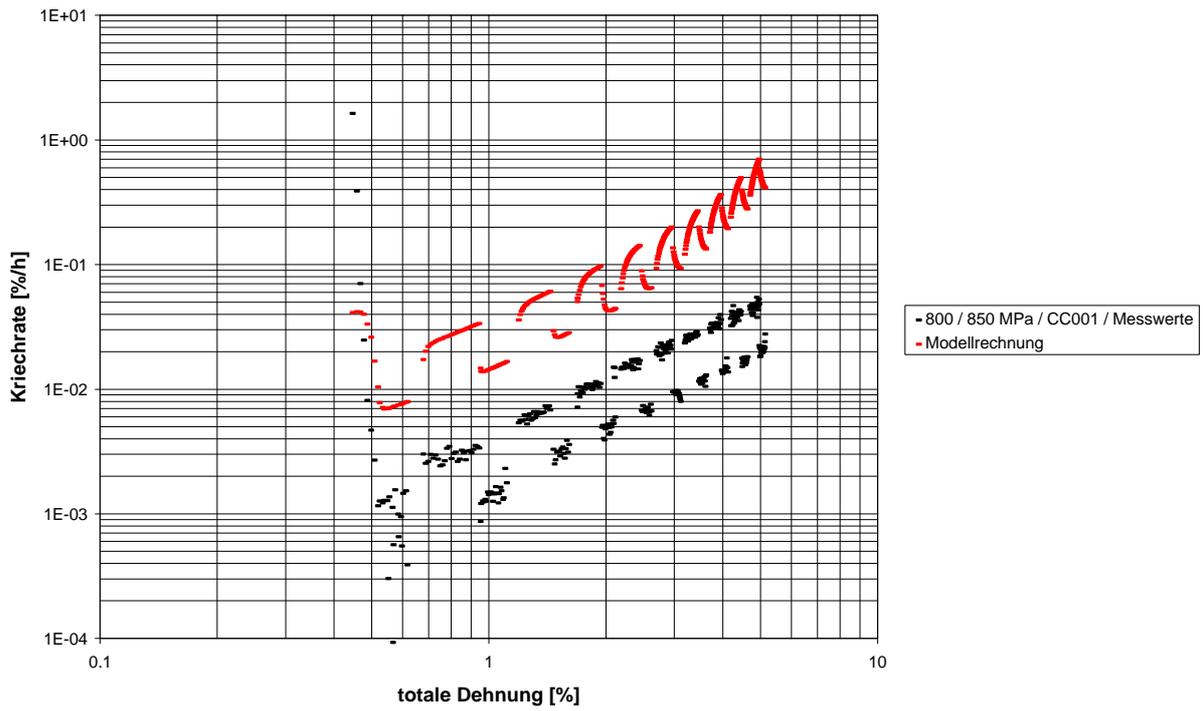


Diagramm 5.54: Vergleich des bei der Temperatur  $T_2$  und kleiner Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

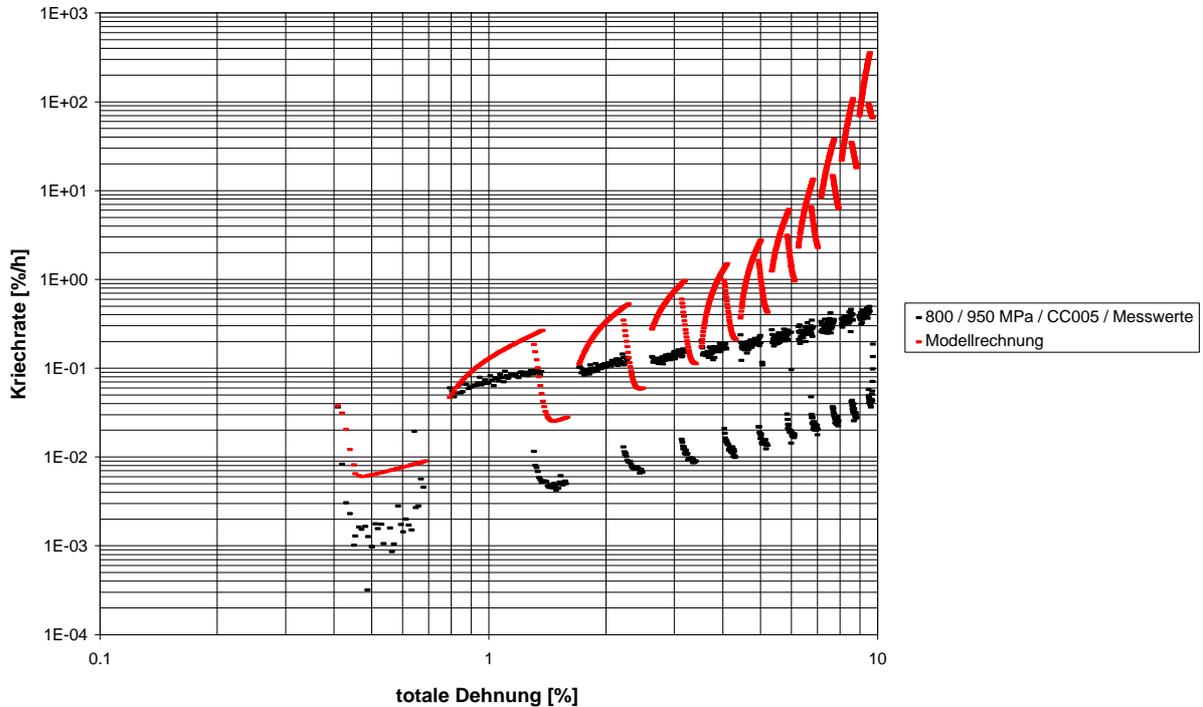


Diagramm 5.55: Vergleich des bei der Temperatur  $T_2$  und großer Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

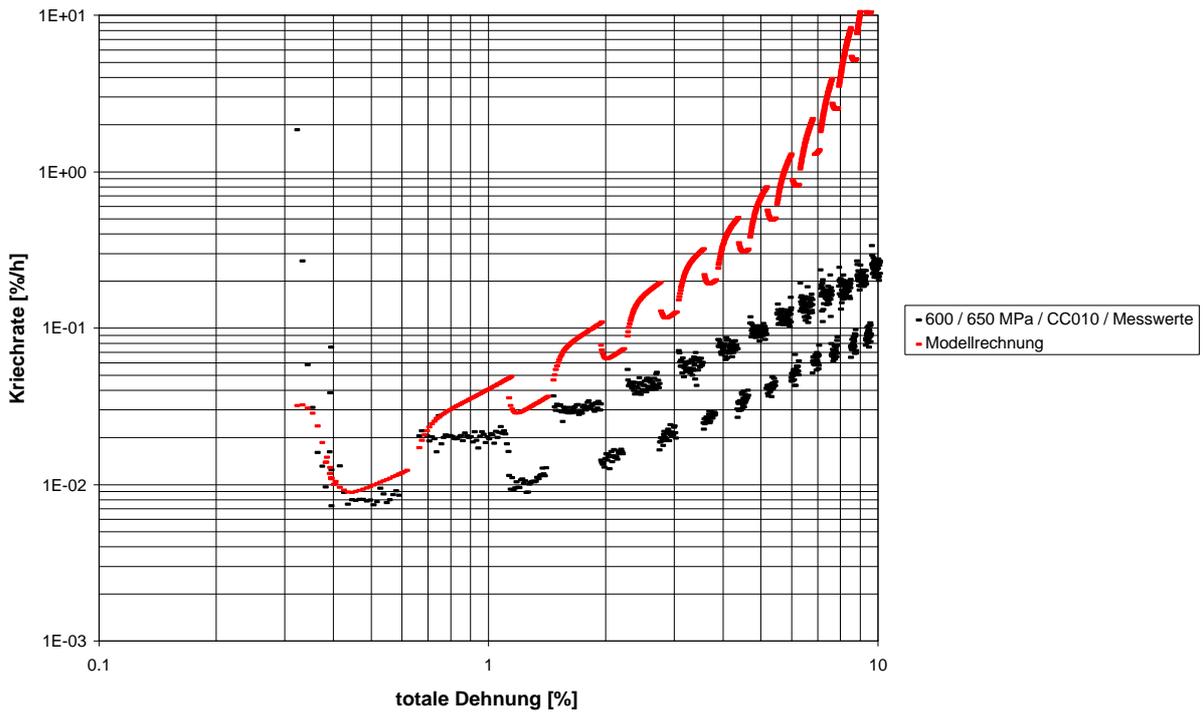


Diagramm 5.56: Vergleich des bei der Temperatur  $T_4$  und kleiner Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

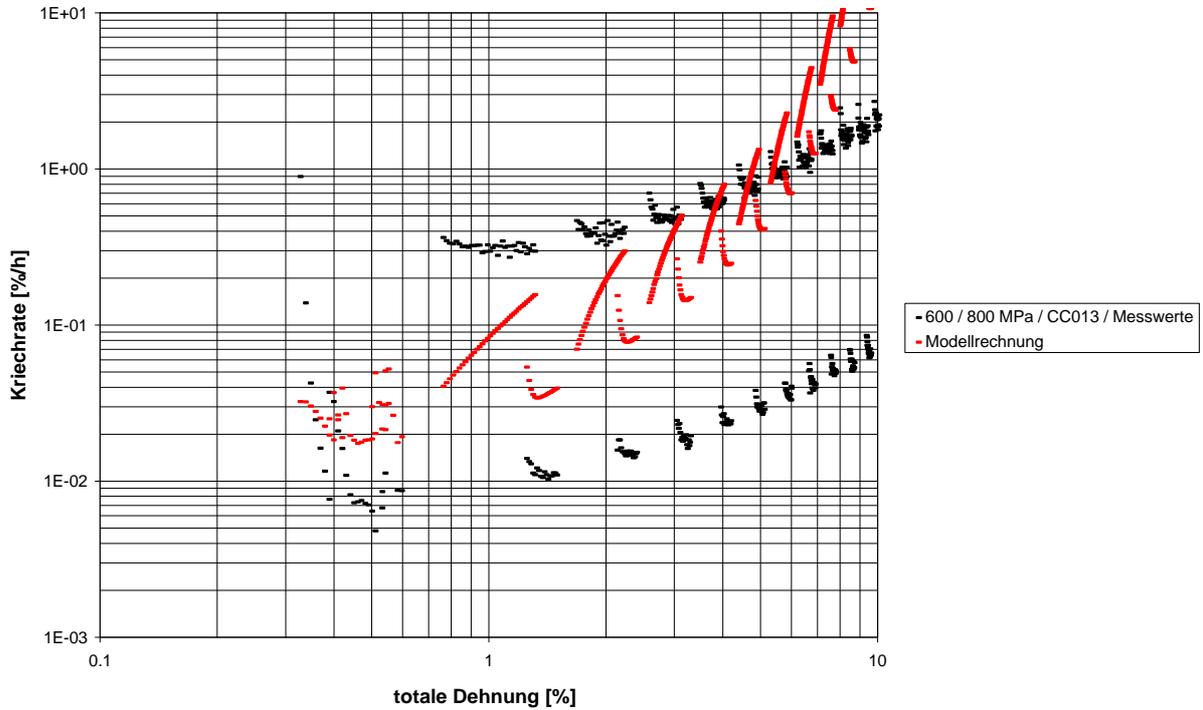


Diagramm 5.57: Vergleich des bei der Temperatur  $T_4$  und großer Differenz der Haltespannungen gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit der Modellprognose

### 5.2.3.3 Modell 3: Versetzungsbogen-Modell

In dem zuvor in Modell 2 vorgestellten Ansatz ist die Kriechrate bereits alleinige Funktion der äußeren Beanspruchung und des inneren Werkstoffzustandes. Die bei den Temperaturen  $T_1$  und  $T_2$  beobachtete starke Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens wird jedoch durch die postulierte Differentialgleichung ( 5.2) (s. Seite 50) nur befriedigend gut wiedergegeben (s. Diagramm 5.45 und Diagramm 5.46, Seite 51 und 52). Anstatt eine weitere Modifikation an dem CRISPEN-Modell vorzunehmen, um die zeitliche Änderung der Kriechrate besser beschreiben zu können, wird in einem neuen Ansatz die Entwicklung der Versetzungsbogenpopulation auf den  $\{111\}$  Oktaederflächen der kubisch-flächenzentrierten Matrix als Basis zur Berechnung der Verformungsgeschwindigkeit genommen und durch ein stärker strukturorientiertes Differentialgleichungssystem modelliert. Das neue Modell bietet damit einen ersten Ausblick, das Verformungsverhalten teilchengehärteter Superlegierungen im Bereich kleiner Verformungsgrade auf der Basis der Bewegung der Versetzungen in dem Gefüge des Werkstoffes beschreiben zu können.

Die Verteilung der Kornorientierungen wird in der feinkörnigen Scheibenlegierung als regellos angenommen. Zur Verformung tragen in erster Näherung nur Versetzungsbewegungen entlang der Oktaederflächen in den günstig orientierten Körnern bei. Innerhalb eines Kornes existieren zahlreiche parallele Gleitebenen, innerhalb derer die Versetzungsbewegungen unabhängig von der jeweiligen Umgebung ablaufen. In jeder Gleitebene werden ausgehend von einer Quelle Versetzungen generiert. Pro Ebene wird in dem vorliegenden Ansatz die gleichzeitige Ausbreitung der Bögen von maximal zwei Generationen von Versetzungen betrachtet. Die Versetzungsdichte  $n_{\perp}$  in einem Korn mit dem Durchmesser  $\phi$  berechnet sich demnach zu:

$$(5.10) \quad n_{\perp} = \alpha 2 / (\delta \phi)$$

Der Parameter  $\delta$  beschreibt den Abstand der Gleitebenen. Der Proportionalitätsfaktor  $\alpha$  berücksichtigt, daß in den einzelnen Gleitebenen im zeitlichen Mittel verschieden viele Generationen von Versetzungen aktiv sein können.

Während des primären Kriechens werden die Matrixkanäle der einzelnen Gleitebenen, die zu Beginn der Verformung als versetzungsfrei angenommenen werden, gefüllt. Die Versetzungsbögen der ersten Generation bewegen sich dabei mit einer von der Beanspruchung abhängigen Sprungfrequenz  $w_1$  durch die Matrixkanäle. Am Ende eines jeden Matrixkanals treten die Versetzungsbögen aus dem Kanal aus und füllen die jeweils benachbarten freien Kanäle. Die Ausbreitung der Versetzungsbögen innerhalb eines Kornes wird nur durch die Korngrenzen begrenzt. Die zeitliche Änderung der Fläche  $A_1$ , die während der Ausbreitungsbewegung überstrichen wird, nimmt entsprechend den Wert Null an, wenn der Betrag der bereits überstrichenen Fläche gleich dem Betrag des mittleren Kornquerschnitts wird.

Im fortgeschrittenen Beanspruchungszustand treffen Versetzungsbögen innerhalb ihrer Gleitebene auf bereits gefüllte Kanäle. Die sich begegnenden Bögen haben den gleichen Burgersvektor und können sich unter Zurücklassung eines geschlossenen Versetzungsrings um das betreffende Teilchen der Aushärtungsphase und unter Freisetzung der zugehörigen Linienenergie gegenseitig annihilieren.

Wird der Abstand des Versetzungsbogens der ersten Generation zur Versetzungsquelle größer als der Pinpunktastand, wird eine zweite Versetzung generiert. Für die Ausbreitung der Versetzungsbögen der zweiten Generation in dem Gefüge des Werkstoffes gelten die gleichen zuvor aufgeführten Annahmen. Dem erschwerten Eindringen in die Matrixkanäle, die bereits mit Versetzungsbögen der ersten Generation gefüllt sind, wird durch eine kleinere

Sprungfrequenz  $\omega_2$ , mit der sich die Versetzungsbögen der zweiten Generation ausbreiten, Rechnung getragen.

Die Stapelbildung von Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation vor einem Teilchen der Aushärtungsphase führt zu einer Zunahme der effektiv auf das Teilchen wirkenden Linienspannung. Dem unmittelbar vor dem Teilchen liegenden Versetzungsbogen ist es unter der erhöhten Spannung möglich, in das Teilchen einzudringen. Die Bewegung des Bogens der ersten Generation führt zur Bildung einer Anti-Phasengrenze in der geordneten  $L_{12}$ -Struktur der Aushärtungsphase, die durch die Bewegung des nachfolgenden Bogens wieder behoben werden kann. Durch das gemeinsame Schneiden des Teilchens wird die Bildung der Anti-Phasengrenze auf den Kristallbereich zwischen den aufeinanderfolgenden Versetzungsbögen begrenzt. Der Schneidprozeß durch ein gekoppeltes Paar von Versetzungsbögen wird energetisch begünstigt. Die Sprungfrequenz, mit der die Teilchen der Aushärtungsphase überwunden werden, wird mit dem Parameter  $\omega_s$  beschrieben.

Die aus der Versetzungsbewegung resultierende inelastische Verformung setzt sich additiv aus den Beiträgen der zuvor beschriebenen Formen der Versetzungsbewegungen zusammen. In dem vorliegenden Ansatz wird zwischen drei verschiedenen Formen der Versetzungsbewegung unterschieden, die jeweils einen Beitrag zur Verformung des Materials leisten. Betrachtet werden im einzelnen:

1. die Bewegung der Versetzungsbögen der ersten Generation ( $\epsilon_1$ );
2. die Bewegung der Versetzungsbögen der zweiten Generation ( $\epsilon_2$ );
3. die resultierende Versetzungsbewegung beim gemeinsamen Schneiden der Teilchen der Aushärtungsphase durch Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation ( $\epsilon_3$ ).

Zur Berechnung des Verformungsverhaltens auf der Basis der zuvor beschriebenen Prozesse werden in einem System von gekoppelten Ratengleichungen die Beträge der zeitlichen Änderungen

- der überstrichenen Flächen  $A_i$ ,
- der Population der Versetzungsbögen  $B_i$
- und der Population der Versetzungsbogenpaare  $P_i$ , die sich in dem folgenden Zeitintervall  $\Delta t$  gegenseitig annihilieren können,

jeweils für die erste und zweite Generation (Index  $i$ ) berechnet. Die Parameter  $A_i$ ,  $B_i$  und  $P_i$  werden jeweils als normierte, dimensionslose Größen geführt. Die Fläche  $A_i$  beschreibt dabei den relativen Flächenanteil der bereits überstrichenen Fläche, bezogen auf die gesamte zu überstreichende Fläche.

Die Ratengleichungen zur Beschreibung der zeitlichen Änderung der Fläche, die von den Versetzungsbögen der ersten Generation überstrichen wird, können analytisch aus den Bewegungen der Bögen in einer (111) Ebene hergeleitet werden. Das Diagramm 5.58 stellt schematisch die Lage der Matrixkanäle in einer (111) Ebene dar. Die als würfelförmig angenommenen Teilchen der Aushärtungsphase treten in drei- bzw. sechseckiger Form in den Oktaederflächen der Matrix auf. Insbesondere die kleinere dreieckige Form kann leicht durch Schneidprozesse überwunden werden.

Die Zunahme des Betrages der Fläche  $A_i$  erfolgt durch die Ausbreitung der Versetzungsbögen in den Matrixkanälen des Gefüges. Verursacht durch das gleichzeitige Abscheren der Teilchen der Aushärtungsphase durch Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation wird die Versetzungsbogendichte in den Matrixkanälen reduziert. Die zeitliche Zunahme der überstrichenen Fläche  $A_i$  wird entsprechend vermindert.

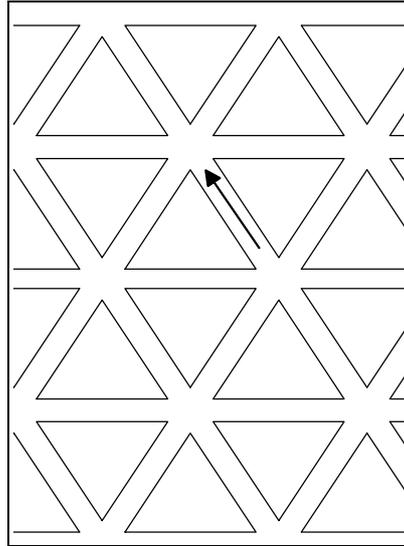


Diagramm 5.58: Schematische Darstellung der Teilchen der Aushärtungsphase und der Lage der Matrixkanäle in einer (111) Ebene

Zur Beschreibung der zeitlichen Änderung der von den Versetzungsbögen der ersten Generation überstrichenen Fläche  $A_1$  läßt sich folgende Bilanzgleichung formulieren:

$$(5.11) \quad dA_1/dt = (dA_1/dt)^+ - (dA_1/dt)^-$$

Ein Versetzungsbogen der ersten Generation  $B_1$ , der mit der Sprungfrequenz  $w_1$  aus einem Matrixkanal austritt (s. Pfeilmarkierung in Diagramm 5.58), findet im jungfräulichen Materialzustand fünf weitere freie Kanäle vor. Bleibt der Versetzungsbogen erhalten, vervierfacht sich die Zahl der vorhandenen Versetzungsbögen  $B_1$  beim Füllen der neuen Kanäle. Die zeitliche Zunahme des Betrages der dabei überstrichenen Fläche  $dA_1/dt$  ist der Zahl der sich ausbreitenden Versetzungsbögen  $B_1$  proportional.

Im fortgeschrittenen Beanspruchungszustand treffen Versetzungsbögen auf bereits gefüllte Kanäle. Die sich begegnenden Bögen bilden ein Paar und rekombinieren im folgenden Zeitintervall 'dt'. Die Zahl der Bögen, die sich weiterhin ausbreiten kann, wird entsprechend um  $2P_1$  reduziert. Stoßen die Versetzungsbögen an die Korngrenzen, kommt der Ausbreitungsprozeß zum Erliegen. Die zeitliche Zunahme nimmt den Wert Null an, wenn der normierte Betrag der überstrichenen Fläche  $A_1$  den Wert 1 erreicht. Zur Beschreibung der zeitlichen Zunahme der überstrichenen Fläche wird folgende Ratengleichung angenommen:

$$(5.12) \quad (dA_1/dt)^+ = 4w_1 (B_1 - 2P_1) (1 - A_1)$$

Verursacht durch den Abscherprozeß der Teilchen der Aushärtungsphase, nimmt die Versetzungsbogendichte in den Matrixkanälen ab. Die betroffenen Matrixkanäle werden im Rahmen dieses Modells wieder als versetzungsfrei angenommen. Der Betrag der mit Versetzungsbögen gefüllten Fläche  $A_1$  nimmt entsprechend der Anzahl der am Scherprozeß beteiligten Versetzungsbögen ab. Für die Berechnung der frei werdenden Fläche reicht die Betrachtung der Bögen der zweiten Generation aus. Die Fläche  $A_2$ , die von den Versetzungsbögen der zweiten Generation überstrichen wurde, wird dabei als Maß für die Zahl der für den Schneidprozeß zur Verfügung stehenden Bögen angenommen. Die Anzahl der Bögen, die nach Ablauf der Schneidprozesse im Zeitintervall 'dt' noch vorhanden sind, wird mit  $B_2$  angenommen.

Der Betrag der im gleichen Zeitintervall frei gewordenen Fläche berechnet sich demzufolge zu:

$$(5.13) \quad (dA_1/dt)^- = w_s (A_2 - B_2)$$

Die Sprungfrequenz  $w_s$  modelliert dabei die Frequenz, mit der die Teilchen überwunden werden.

Für die zeitliche Änderung der Zahl der Versetzungsbögen der ersten Generation ergibt sich analog:

$$(5.14) \quad dB_1/dt = (dB_1/dt)^+ - (dB_1/dt)^-$$

Die Zunahme der Zahl der Versetzungsbögen entspricht gerade der Zunahme des Betrages der überstrichenen Fläche. Die Abnahme der Zahl der beweglichen Bögen geschieht aufgrund der zuvor erwähnten Rekombinations- bzw. Annihilationsprozesse. Die beteiligten Versetzungsbögen bewegen sich in einem Matrixkanal mit der relativen Sprungfrequenz von  $2w_1$  aufeinander zu. Für die momentane Änderung der Zahl der Versetzungsbögen  $dB_1/dt$  ergibt sich in erster Näherung:

$$(5.15) \quad dB_1/dt = dA_1/dt - 2w_1 2P_1$$

$$(5.16) \quad = dA_1/dt - 4w_1 P_1$$

Die Gleichung (5.16) berücksichtigt die während des tertiären Kriechens beobachtete verformungsbegleitende, dynamische Erholung des Werkstoffes. Die Wahrscheinlichkeit der Paarbildung ist gleich der Wahrscheinlichkeit, daß ein neu gebildeter Bogen ( $dA_1/dt$ ) auf einen bereits existierenden trifft ( $B_1$ ). Für die Paarbildungsbilanz ergibt sich:

$$(5.17) \quad dP_1/dt = (dP_1/dt)^+ - (dP_1/dt)^-$$

$$(5.18) \quad = (dA_1/dt) B_1 - 2w_1 1P$$

Für die folgende, zweite Generation an Versetzungsbögen wurde eine entsprechende Entwicklung angenommen. Dem erschwerten Eindringen in die bereits gefüllten Matrixkanäle und der daraus resultierenden Abnahme der Ausbreitungsgeschwindigkeit wird mit einer kleineren Sprungfrequenz  $w_2$  Rechnung getragen. Die Bildung eines Bogens der zweiten Generation  $B_2$  setzt ferner die zusätzliche Existenz eines vorhergehenden Versetzungsbogens der ersten Generation voraus (s. Faktor  $B_1$  in den Gleichungen (5.22) - (5.24)).

Das Gleichungssystem für die Beschreibung der Entwicklung der Versetzungsbogenpopulation der ersten und zweiten Generation ergibt sich zu:

$$(5.19) \quad dA_1/dt = 4w_1 (B_1 - 2P_1) (1 - A_1) - w_s (A_2 - B_2)$$

$$(5.20) \quad dB_1/dt = dA_1/dt - 4w_1 P_1$$

$$(5.21) \quad dP_1/dt = (dA_1/dt) B_1 - 2w_1 P_1$$

$$(5.22) \quad dA_2/dt = 4w_2 (B_2 - 2P_2) (1 - A_2) B_1$$

$$(5.23) \quad dB_2/dt = (dA_2/dt - 4w_2 P_2) B_1$$

$$(5.24) \quad dP_2/dt = \{ (dA_2/dt) B_2 - 2w_2 P_2 \} B_1$$

Für die resultierende Verformungsrate ergibt sich schließlich:

$$(5.25) \quad \dot{\epsilon} = d\epsilon_1/dt + d\epsilon_2/dt + d\epsilon_3/dt$$

$$(5.26) \quad = (\psi_1 dA_1/dt + 2w_1 P_1) + \psi_2 (\psi_1 dA_2/dt + 2w_2 P_2) + \psi_3 w_s (A_2 - B_2)$$

Die ersten beiden Summanden beschreiben jeweils die Beiträge der Ausbreitung der Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation. Der dritte Summand berücksichtigt den Beitrag der Schneidprozesse der Teilchen der Aushärtungsphase durch die Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation.

Die Koeffizienten  $\psi_i$  können aus der Geometrie abgeleitet werden. Es ergeben sich etwa folgende Werte:

$$(5.27) \quad \psi_1 = 1.3$$

$$(5.28) \quad \psi_2 = 0.5$$

$$(5.29) \quad \psi_3 = 2.0$$

Das Diagramm 5.59 zeigt mit Hilfe einer Prinzipskizze die sich aus der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation ergebenden Einzelbeiträge zu der resultierenden Verformungsgeschwindigkeit. Die schnelle und unbehinderte Ausbreitung der Versetzungsbögen der ersten Generation in dem noch jungfräulichen Material führt zu Beginn der Beanspruchung zu einer schnellen Zunahme der resultierenden Kriechrate. Aufgrund des endlichen Korndurchmessers kommt es schließlich zu einer Sättigung der Ausbreitungsbewegung und zu einer entsprechenden Abnahme der Kriechrate (primäres Kriechen). Im folgenden wird nun die aufgrund der erhöhten Aktivierungsenthalpie zeitlich verzögert auftretende Ausbreitung der Versetzungsbögen der zweiten Generation maßgeblich zu der Verformung beitragen. Die - sich aus der Summe der beiden Ausbreitungsbewegungen berechnende - resultierende Kriechrate wurde in dem Diagramm 5.59 mit eingezeichnet (rote Kurve). Der, sich aus dem paarweisen Abscheren der Teilchen der Aushärtungsphase ergebende, Beitrag zu der resultierenden Kriechrate ist in der Prinzipskizze dagegen noch nicht mit berücksichtigt

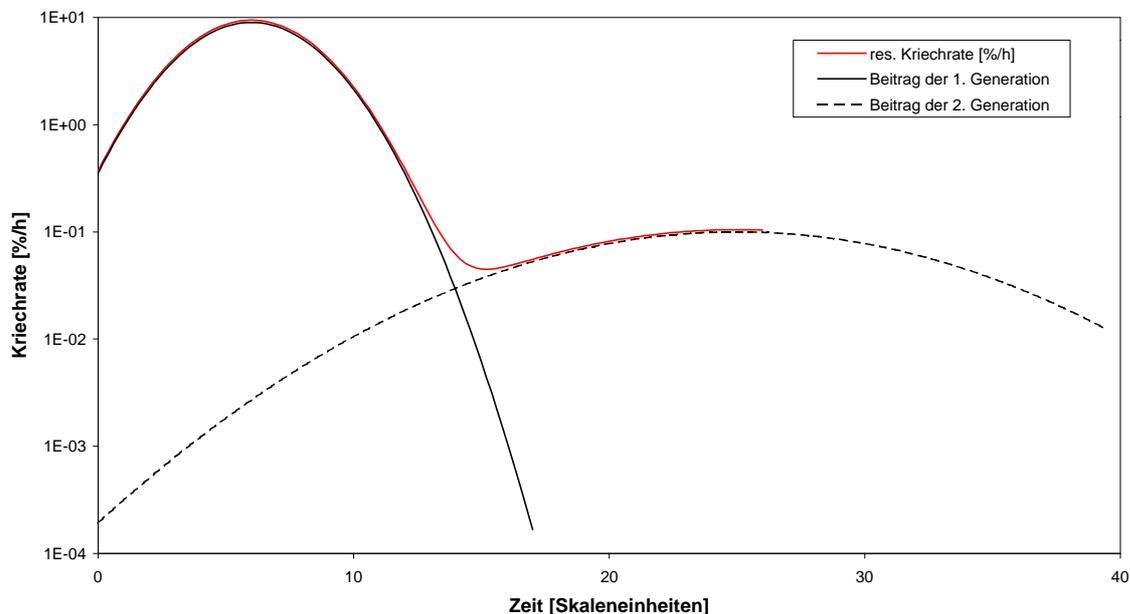


Diagramm 5.59: Prinzipskizze, die die Einzelbeiträge der Ausbreitungsbewegung der ersten und zweiten Generation von Versetzungsbögen zu der resultierenden Kriechrate darstellt.

Kommt auch die Ausbreitungsbewegung der zweiten Generation aufgrund des vergleichbaren Sättigungsprozesses zum Erliegen, wird angenommen, daß spätestens in diesem fortgeschrittenen Beanspruchungszustand die weitere Verformung des Materials maßgeblich durch die Bildung und das Wachstum von Rissen beeinflusst wird. Die zugrundegelegten Überlegungen dienen damit ausschließlich zur Modellierung des während des primären Kriechens und des unmittelbar nach dem Überschreiten des Kriechratenminimums gemessenen Verformungsverhaltens sowie der Lage des Kriechratenminimums, nicht jedoch zur Modellierung des während des tertiären Kriechens gemessenen Verhaltens.

Das oben dargestellte Gleichungssystem ist ein Differentialgleichungssystem erster Ordnung. Zur numerischen Lösung wird das semi-implizite Extrapolationsverfahren von Bader und Deuffhard [Pre 92] auf einer Workstation der Firma Silicon Graphics, Typ Indigo, in der Programmiersprache 'C' implementiert.

Für die Simulation des Verformungsverhaltens arbeitet das Hauptprogramm mit einer For-Next-Schleife und geht schrittweise die Zeitskala von  $T=0.1$  bis 100 in 0.1 Skaleneinheiten durch. Zwischen jedem Zeitschritt wird integriert. Die Schrittweite bei der Integration wird vom Programm verwaltet. Die Werte für die einzelnen Funktionen werden für jeden Zeitschritt berechnet und in einer Ausgabedatei protokolliert. Zur graphischen Darstellung lassen sich die Ergebnisse exportieren und an einem PC mit dem Tabellenkalkulationsprogramm 'Excel' bearbeiten.

Das Diagramm 5.60 zeigt den zeitlichen Verlauf der Größen  $A_1$ ,  $B_1$ ,  $P_1$ ,  $A_2$ ,  $B_2$  und  $P_2$  sowie der resultierenden Kriechrate  $\dot{\epsilon}$  (rote Kurve).

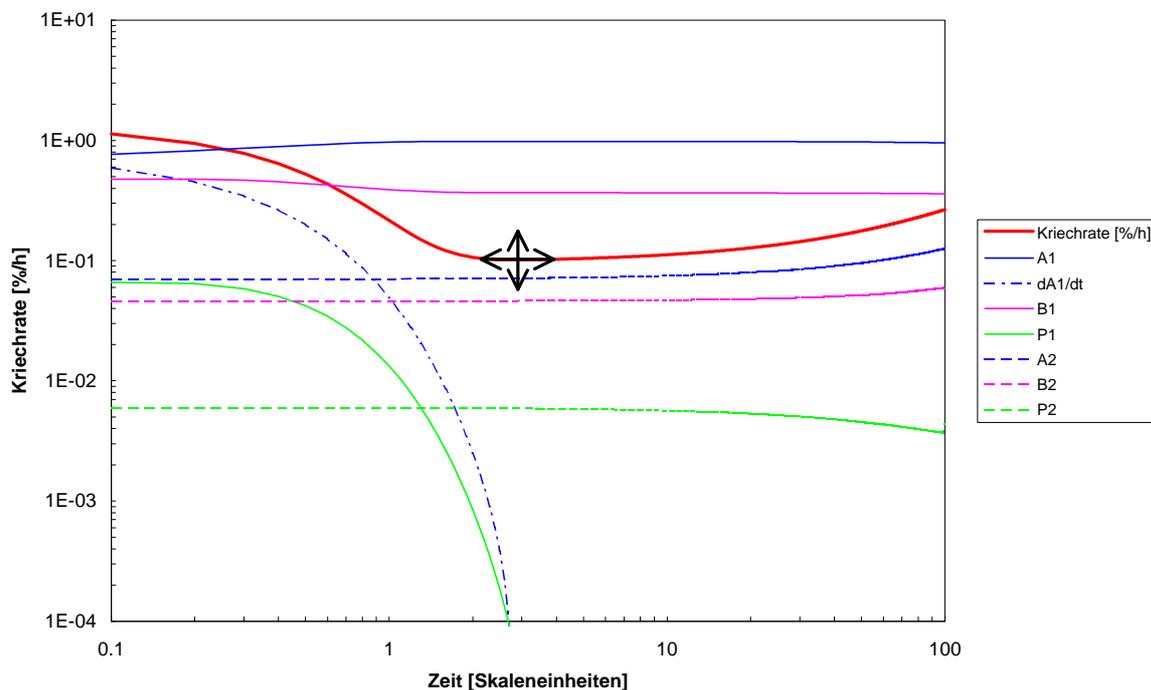


Diagramm 5.60: Graphische Darstellung der Lösungen des Differentialgleichungssystems für  $w_1 = 2 \text{ s}^{-1}$ ,  $w_2 = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  und  $w_s = 2 \text{ s}^{-1}$

Die von Pollock [Pol 92] zu Beginn der Beanspruchung gemessene Inkubationsphase konnte im Rahmen der vorliegenden Untersuchung bei den vergleichsweise hohen Spannungen nicht gemessen werden. Die Startwerte für die Parameter  $A_1$ ,  $B_1$ ,  $P_1$ ,  $A_2$ ,  $B_2$  und  $P_2$  wurden entsprechend so gewählt, daß die Ausbreitungsbewegung der ersten Generation

von Versetzungsbögen ihr Maximum bereits erreicht hat. Der Betrag der minimalen Kriechrate von der in Diagramm 5.60 dargestellten Kriechkurve läßt sich durch relative Zuordnung der Startwerte für die Parameter  $A_1$ ,  $B_1$ ,  $P_1$ ,  $A_2$ ,  $B_2$  und  $P_2$  einstellen. Der Zeitpunkt des Erreichens der minimalen Kriechrate, sprich die Dauer des primären Kriechens, kann mit Hilfe der Sprungfrequenzen der Versetzungsbögen modelliert werden. Die Wahl der Werte für die Parameter geschieht zur Zeit noch durch den Benutzer.

Das Diagramm 5.61 zeigt in doppel-logarithmischer Abtragung den zeitlichen Verlauf der nach Gleichung ( 5.26) separierten Einzelbeiträge. Die resultierende Kriechrate (rote Kurve) entspricht der Summe der einzelnen Kurven.

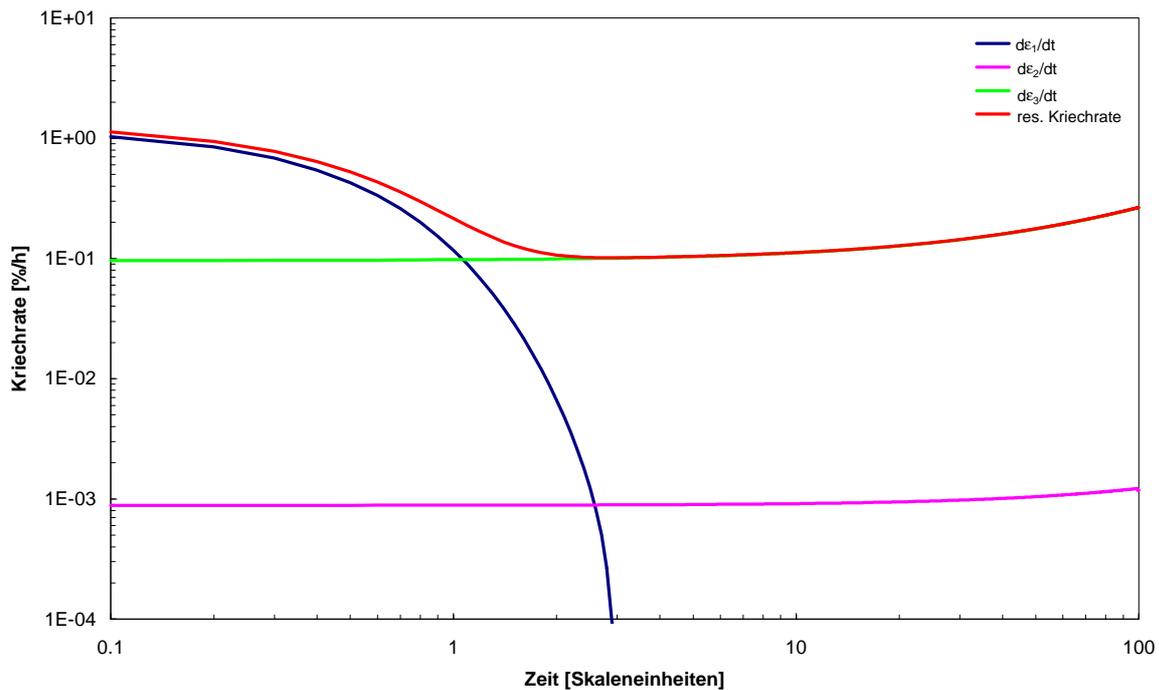


Diagramm 5.61: Zeitlicher Verlauf der Einzelbeiträge zur resultierenden Kriechrate

Die zeitliche Änderung der Kriechrate unter monotoner Beanspruchung wird von dem Modell bereits sehr gut wiedergegeben. Die zeitliche Änderung einzelner Parameter weist dagegen noch Fehler auf. So nimmt die Zahl der Paare  $P_1$  zu Beginn der Beanspruchung sehr schnell ab (s. Diagramm 5.60). Die zeitliche Änderung der Zahl der Paare  $dP_1/dt$  (s. Gleichung ( 5.21)) nimmt jedoch selbst für  $P_1 = 0$  noch negative Werte an. In dem zeitlich folgenden Integrationsschritt wird für den Parameter  $P_1$  folglich ein negativer Ausdruck berechnet, was physikalisch nicht interpretiert werden kann. Auch für den daraus resultierenden additiven Beitrag zur resultierenden Kriechrate  $de_1/dt$  (s. Gleichungen 5.25 und 5.26) werden folglich nach dem Erreichen des Sättigungszustandes des Ausbreitungsprozesses ( $A_1 \rightarrow 1$ ) negative Werte berechnet (s. blaue Kurve in Diagramm 5.61). Ursache für die stetige Abnahme der Zahl der Paare  $P_1$  ist, daß vermutlich die Generierung neuer Versetzungsgenerationen von dem vorliegenden Modell zur Zeit noch nicht richtig beschrieben wird. Eine Anwendung des Modells und die Optimierung der Parameter hinsichtlich der globalen Beschreibung des gemessenen Verformungsverhaltens wurden noch nicht vorgenommen.

Das Modell 3 stellt zur Zeit einen vielversprechenden ersten Schritt dar, das Verformungsverhalten teilchengehärteter Werkstoffe zukünftig auf der Basis der Bewegung der Versetzungsbögen in dem Gefüge des Werkstoffes modellieren zu können. Eine tiefere Diskussion des Modells findet sich in Kapitel 6.

### 5.3 Gefügeuntersuchungen

Zur Klärung der bei der Temperatur  $T_1$  auftretenden Streuung der Kriechdaten werden Längsschliffe von vier Proben untersucht. Das Diagramm 5.62 zeigt die relative Lage der in den einzelnen Versuchen ermittelten minimalen Kriechrate.

Die Werte der Proben 2, 3 und 4 liegen nahe der Interpolationskurve, die anhand des zuvor ermittelten Parametersatzes berechnet wurde (s. Tabelle 5.4, Seite 40). Die an Probe 1 gemessene minimale Kriechrate liegt dagegen unterhalb des eingezeichneten Streubandes. Die Probe zeigt im Vergleich einen sehr viel höheren Verformungswiderstand.

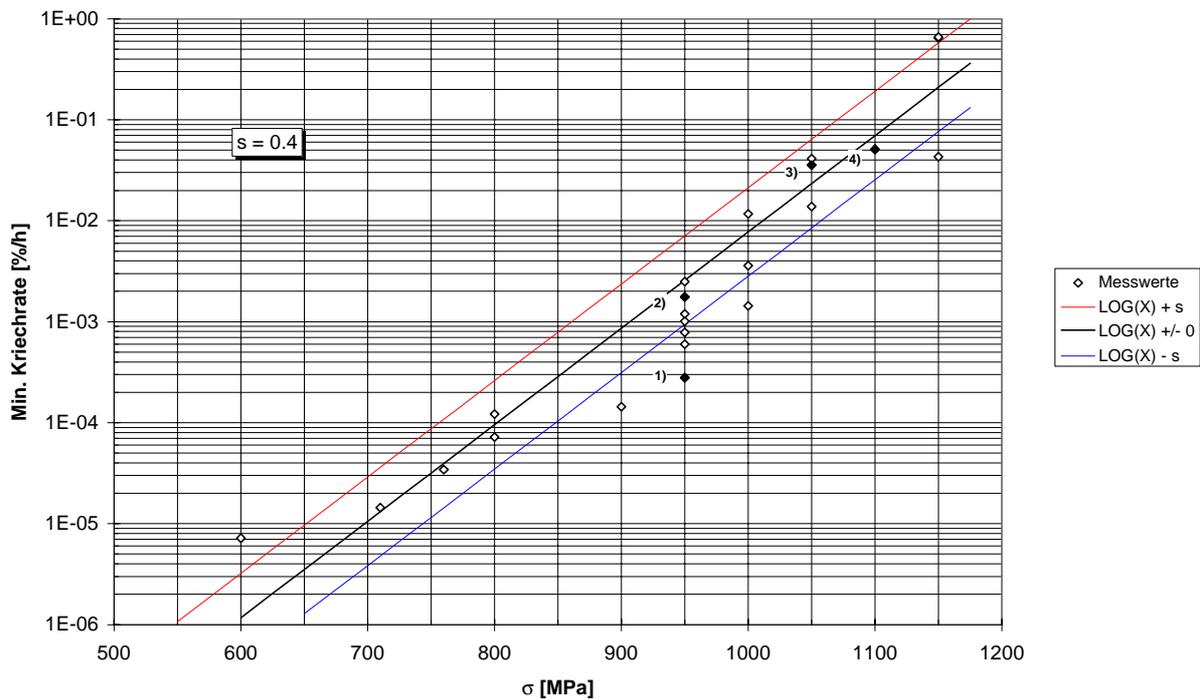


Diagramm 5.62: Streuung der Werte der minimalen Kriechrate bei der Temperatur  $T_1$

Die Proben wurden verschiedenen Scheiben bzw. COS-Shapes in tangentialer Richtung entnommen. Eine Zuordnung der verwendeten Proben zu den Serialnummern der Scheiben bzw. COS-Shapes und den Entnahmepositionen zeigt Tabelle 5.8.

ID	Versuch	Serialnummer der Scheibe	Spannung [MPa]	$\dot{\epsilon}_{\min}$ [%/h]	Entnahmeposition	Ort
1	CRU7x046	EX872/3/3	950	2.80E-04	55	Diaphragma
2	CRU7x045	EX872/3/3	950	1.76E-03	54	Diaphragma
3	CS4_1956	MER041956	1050	3.55E-02	4	Rim
4	CRU7x087	M1	1100	5.11E-02	13	Diaphragma

Tabelle 5.8: Zuordnung der verwendeten Proben zu den Scheiben und Entnahmepositionen

Die Ergebnisse der Gefügeuntersuchungen werden in den folgenden Schliffbildern gezeigt. Es wird jeweils eine Übersichtsaufnahme mit geringer Auflösung und eine Detailaufnahme mit hoher Auflösung von jeder Probe angefertigt.

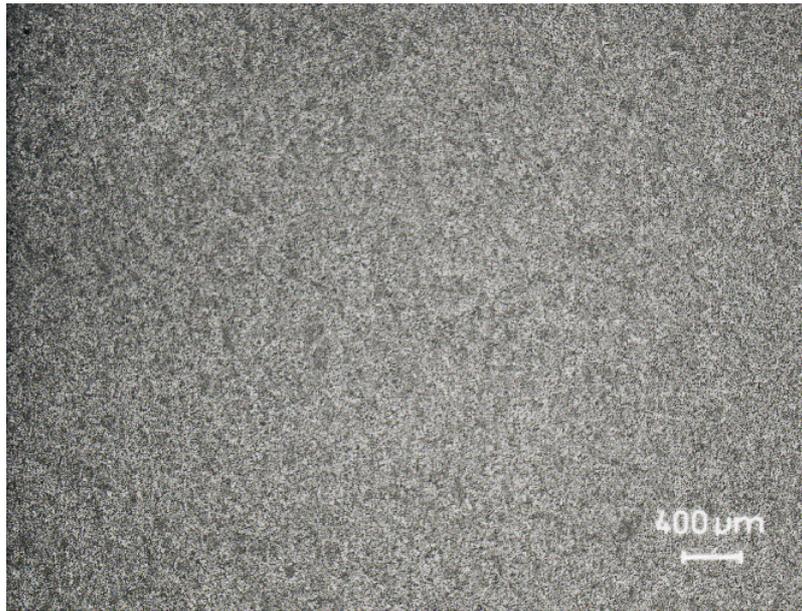


Bild 5.1: Probe 1, Versuch CRU7x046, Temperatur  $T_1$ , Spannung 950 MPa, geringe Auflösung



Bild 5.2: Probe 1, Versuch CRU7x046, Temperatur  $T_1$ , Spannung 950 MPa, hohe Auflösung



Bild 5.3: Probe 2, Versuch CRU7x046, Temperatur  $T_1$ , Spannung 950 MPa, geringe Auflösung

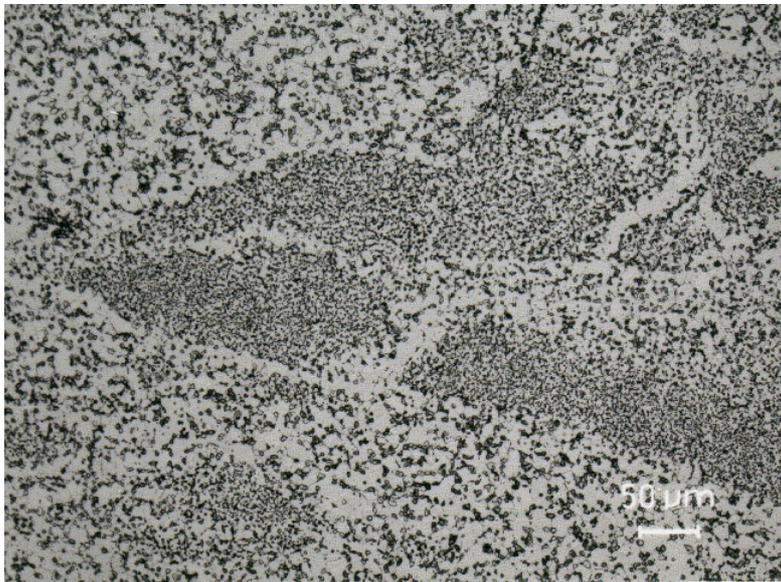


Bild 5.4: Probe 2, Versuch CRU7x045, Temperatur  $T_1$ , Spannung 950 MPa, hohe Auflösung

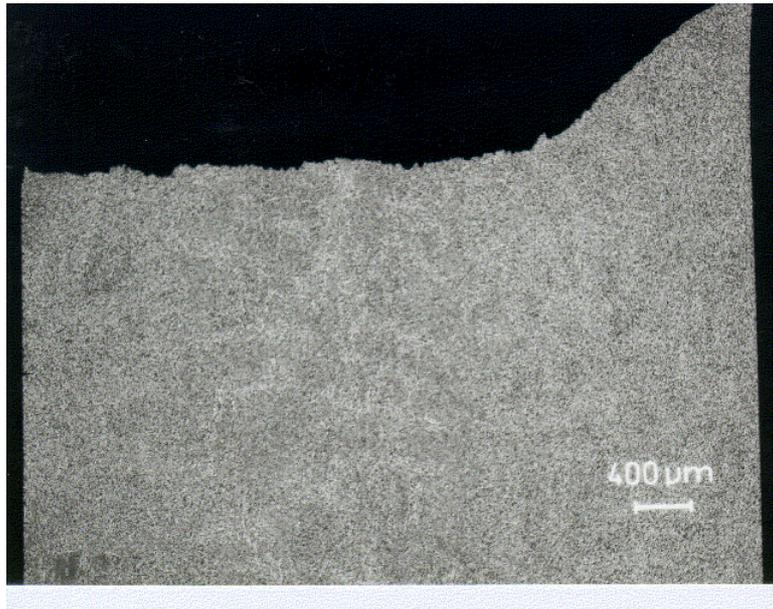


Bild 5.5: Probe 3, Versuch CS4\_1956, Temperatur  $T_1$ , Spannung 1050 MPa, geringe Auflösung

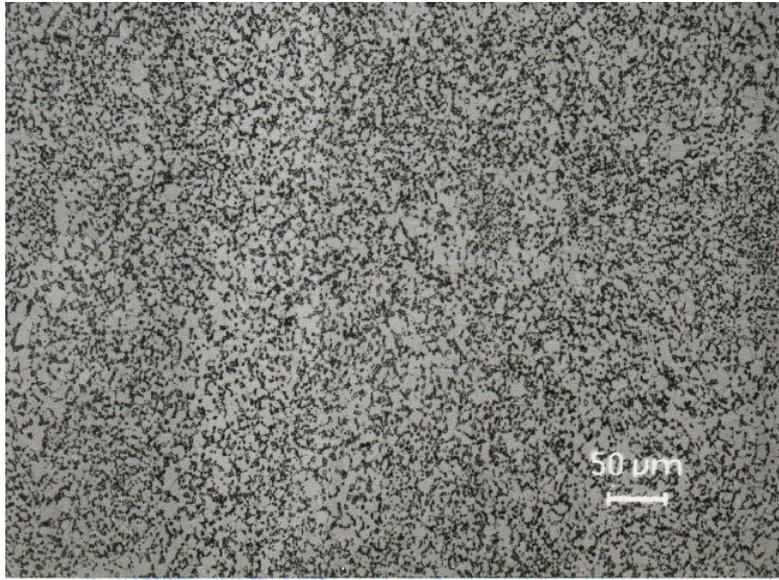


Bild 5.6: Probe 3, Versuch CS4\_1956, Temperatur  $T_1$ , Spannung 1050 MPa, hohe Auflösung

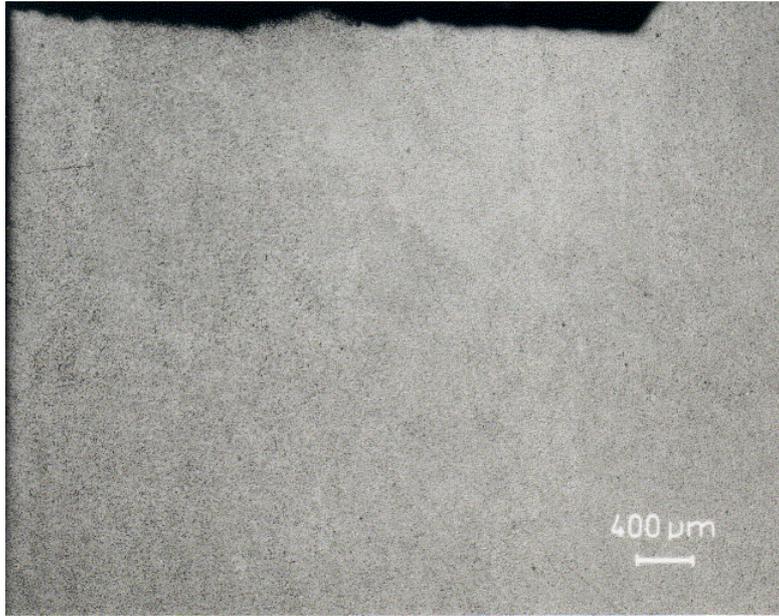


Bild 5.7: Probe 4, Versuch CRU7x087, Temperatur  $T_1$ , Spannung 1100 MPa, geringe Auflösung

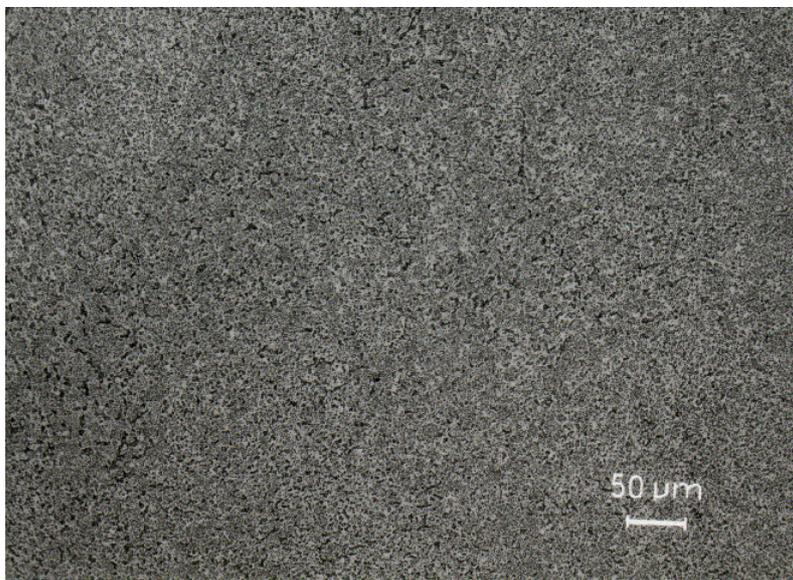


Bild 5.8: Probe 4, Versuch CRU7x087, Temperatur  $T_1$ , Spannung 1100 MPa, hohe Auflösung

Die Schlißbilder der Proben 1, 3 und 4 zeigen im Vergleich zu den Schlißbildern der Probe 2 eine sehr homogene Verteilung der primären  $\gamma'$ -Phase. Die Proben 1 und 2 wurden dabei eng benachbarten Positionen desselben COS-Shapes entnommen. Anfänglich wurde vermutet, daß die homogene Verteilung der Teilchen der primären  $\gamma'$ -Phase Ursache für den an der Probe 1 gemessenen hohen Verformungswiderstand des Werkstoffes ist. Die Proben 3 und 4, für die typische Werte der minimalen Kriechrate gemessen wurden (s. Diagramm 5.62, Seite 66), weisen jedoch ebenfalls eine sehr homogene Verteilung auf. Eine direkte Korrelation zwischen der Verteilung der Teilchen der primären  $\gamma'$ -Phase im Gefüge und dem unter Kriechbeanspruchung gemessenen maximalen Verformungswiderstand des Werkstoffes scheint deshalb nicht möglich.

Bei weiteren Gefügeuntersuchungen an Proben, die bei höheren Temperaturen bis zum Bruch belastet wurden, konnten keine Anzeichen für die Bildung von Kriechporen gefunden werden. Die Rißinitiierung geschieht an den Oberflächen der Proben, die weitere Rißausbreitung entlang der Korngrenzen (s. Bild 5.9). Mit dem Rasterelektronenmikroskop konnten häufig Titan-Karbo-Nitride als Rißkeime identifiziert werden.

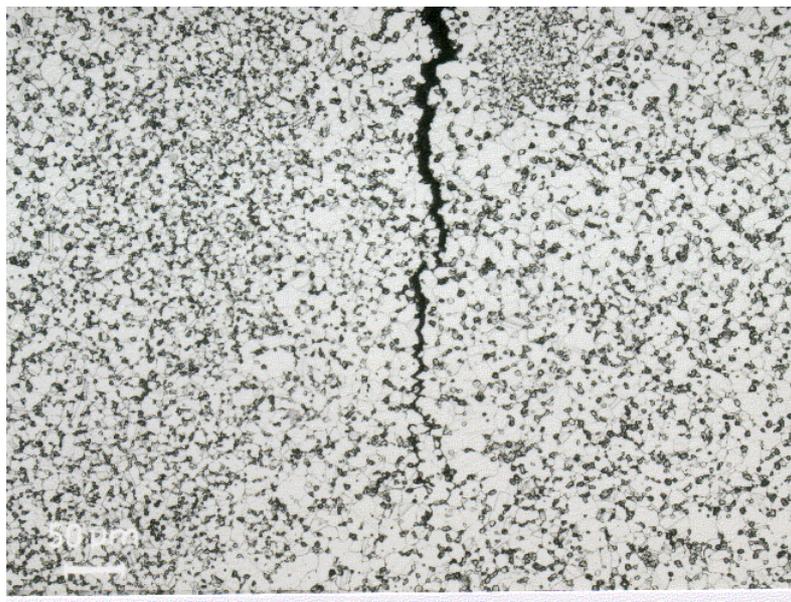


Bild 5.9: Interkristalline Rißausbreitung senkrecht zur angelegten Last bei der Temperatur  $T_2$  und einer Spannung von 900 MPa

## 5.4 Lebensdauerprognose unter monotoner Kriechbeanspruchung

Zur Berechnung der theoretischen Lebensdauer unter monotoner Kriechbeanspruchung wird zunächst die Monkman-Grant Konstante der Legierung bestimmt. Hierzu wird das Produkt aus der im Kriechversuch ermittelten minimalen Kriechrate und der gemessenen Bruchzeit für alle in dem Teilprojekt 4 realisierten Kriechversuche berechnet und der Mittelwert bestimmt.

$$(5.30) C_{MG} = 1/N \sum_{i=1}^N \dot{\epsilon}_{\min, i} t_{B, i} \quad C_{MG} - \text{Monkman-Grant Konstante}$$

N - Zahl der Versuche

Mit der so ermittelten Monkman-Grant Konstante lässt sich umgekehrt für jeden Versuch aus der gemessenen minimalen Kriechrate eine theoretische Bruchzeit  $t_{B, \text{theo1}}$  berechnen. Ist ferner die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate bekannt (s. Gleichung (2.12), Seite 9), lässt sich für jede Spannungs-Temperatur-Konstellation eine theoretische Bruchzeit  $t_{B, \text{theo2}}$  berechnen. In Diagramm 5.63 werden  $t_{B, \text{theo1}}$  und  $t_{B, \text{theo2}}$  doppellogarithmisch über der gemessenen Bruchzeit abgetragen.

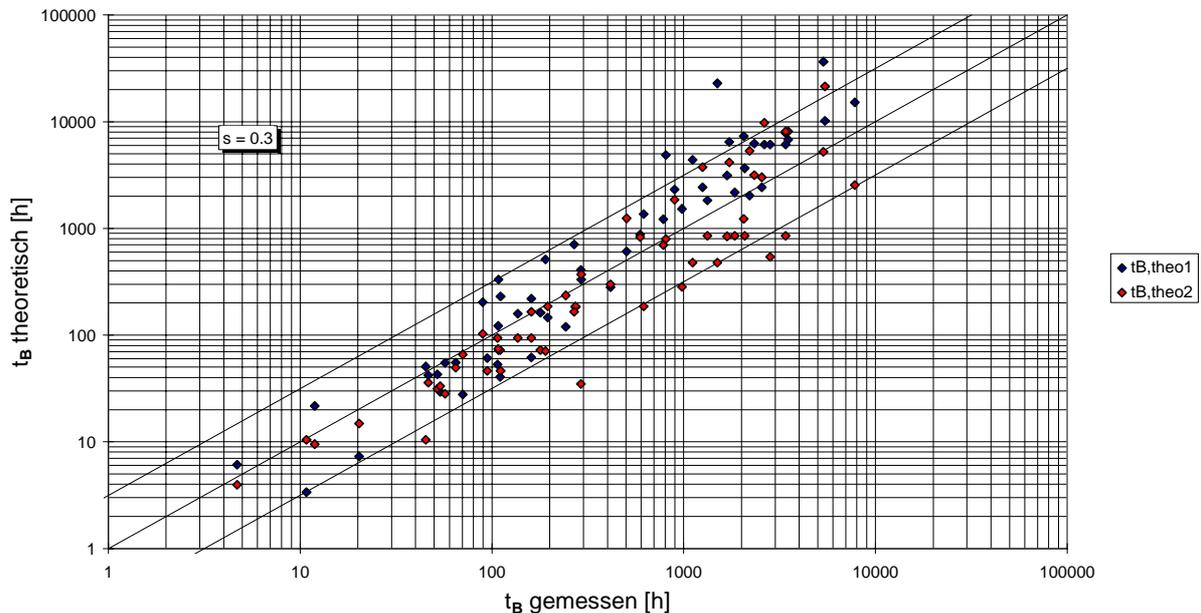


Diagramm 5.63: Theoretisch zu erwartende über gemessener Bruchzeit für Udimet 720 Li

Den Vergleich zwischen der prognostizierten und der gemessenen Bruchzeit für die jeweilige Spannungs-Temperatur-Konstellation zeigt das Zeitstand-Diagramm 5.64 .

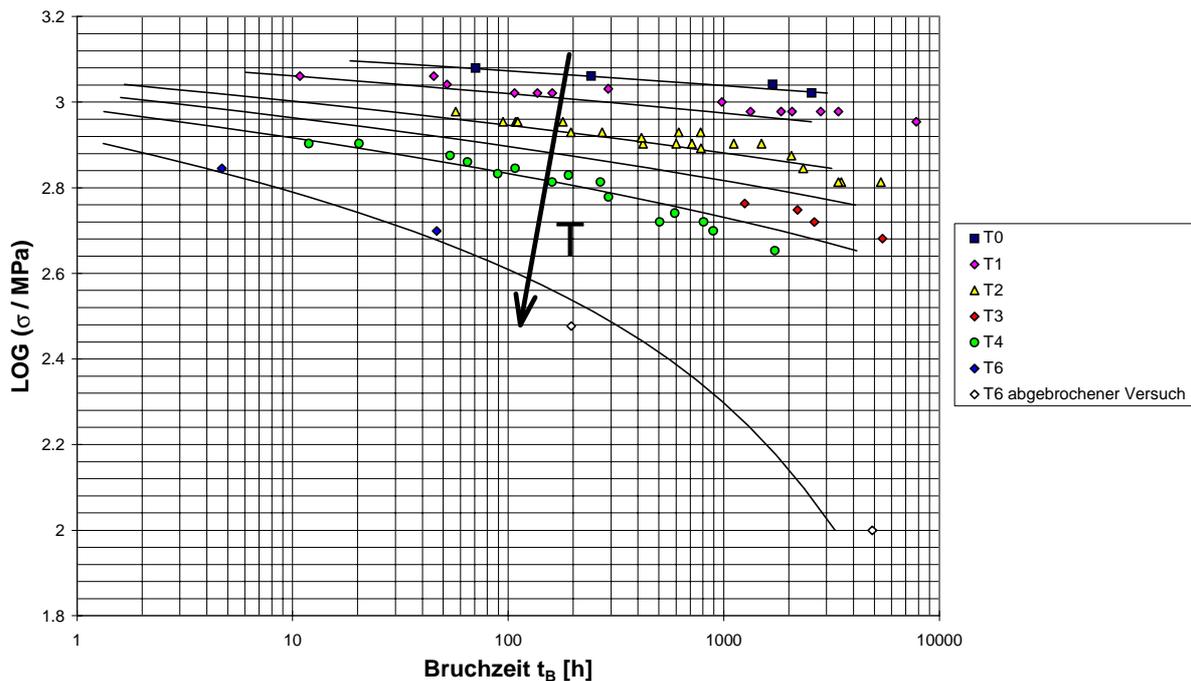


Diagramm 5.64: Zeitstandlinien für Udimet 720 Li

## 6 Diskussion

Das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li im Warmzugversuch zeigt oberhalb der Temperatur  $T_1$  eine zunehmende Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit (s. Diagramm 5.1, Seite 20). Die beobachtete Zeitabhängigkeit des Verformungsverhaltens deutet auf die zunehmende Bedeutung thermisch aktivierter Prozesse hin. Zur Bestimmung des Einflusses von Temperatur und Spannung auf das Verformungsverhalten des Werkstoffes wurde das Verhalten unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung in dem Temperaturintervall um die Temperatur  $T_1$  herum untersucht.

### 6.1 Verformungsverhalten unter monotoner Kriechbeanspruchung

Die unter konstanter äußerer Last gemessenen Kriechkurven lassen sich in die für teilchengehärtete Legierungen typischen zwei Bereiche des primären und tertiären Kriechens unterteilen (vgl. Diagramme 2.1b und 5.45 - 5.47, Seite 7, 52 und 53). Ein stationärer Verformungszustand (sekundäres Kriechen), der bei einphasigen Legierungen unter konstanter Spannung erreicht werden kann, wird nicht beobachtet. Am Ende des primären Kriechens weist die Legierung vielmehr eine ausgeprägte minimale Kriechrate auf. Die Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens kann als Verfestigung bzw. als die Zunahme des Widerstandes des Festkörpers gegen eine weitere Verformung interpretiert werden. Die minimale Verformungsgeschwindigkeit markiert das Erreichen einer Versetzungsstruktur mit dem maximalen Verformungswiderstand. Der Betrag der minimalen Kriechrate ist entsprechend ein Maß für den maximalen Kriechwiderstand der Legierung bei der gewählten monotonen Beanspruchung.

Das Minimum der gemessenen Verformungsgeschwindigkeit wird bei allen untersuchten Temperaturen mit zunehmender Last nach immer kürzeren Belastungszeiten erreicht. Der

Betrag der bis zum Erreichen der minimalen Verformungsgeschwindigkeit akkumulierten inelastischen Dehnung nimmt umgekehrt mit zunehmender Last zu. Besonders anschaulich wird dieser Zusammenhang in den Diagrammen 5.15 und 5.16 (s. Seite 30) dargestellt. Diese Diagramme zeigen u.a. die Kriechrate der als Referenz zu den zyklischen Kriechversuchen aufgenommenen monotonen Kriechversuche als Funktion der Beanspruchungsdauer und des Verformungszustandes.

Bei den niedrigeren Temperaturen  $T_0$  und  $T_1$  werden ferner unter den hohen mechanischen Spannungen größere Werte für die Bruchdehnung des Scheibenwerkstoffes gemessen als unter den vergleichsweise niedrigen Spannungen (vgl. Kurven 2 und 6 in Diagramm 5.3 bzw. Kurven 4, 10, 13 und 17 in Diagramm 5.4, Seite 22 und 23). Mit zunehmender Temperatur kehrt sich dieser Effekt um. Die Zunahme der Bruchdehnung mit zunehmender Temperatur und abnehmender Last kann durch die Zunahme der thermisch aktivierten Prozesse erklärt werden, die zu einer erhöhten verformungsbegleitenden, dynamischen Erholung des Werkstoffes führen.

## 6.2 Verformungsverhalten unter zyklischer Kriechbeanspruchung

Das Verformungsverhalten der Legierung unter zyklischer Kriechbeanspruchung weist einige Besonderheiten auf. Bei allen zyklischen Kriechversuchen nimmt die Kriechrate innerhalb des ersten Belastungszyklus anfänglich ab (s. Diagramme 5.9 - 5.30, Seite 27 - 37). Das nach der ersten Lastaufbringung gemessene Verformungsverhalten ist dabei zunächst dem unter monotoner Beanspruchung beobachteten Verhalten vergleichbar. Die während der folgenden Lastwechsel gemessene Verformung der Probe setzt sich additiv aus einem elastischen und einem inelastischen Anteil zusammen. Der Betrag der elastischen Dehnung wird als vernachlässigbar klein angenommen. Eine Trennung der Anteile wurde im Rahmen dieser Untersuchung nicht vorgenommen. Die während der Laständerung gemessenen Werte der totalen Dehnung werden im folgenden ebenfalls nicht für die Berechnung der Kriechrate herangezogen. In den Diagrammen 5.9 - 5.30 (s. Seite 27 - 37) werden für die Verformungsgeschwindigkeit des Materials ausschließlich die Werte abgetragen, die aus den unter konstanter Last gemessenen Werten der totalen Dehnung bestimmt wurden.

Die in dem Versuch CC008, der bei der niedrigsten Temperatur  $T_1$  mit der kleinsten Differenz der Haltespannungen aufgenommen wurde, bestimmte Kriechrate nimmt nach der ersten Lasterhöhung entsprechend sprunghaft zu (s. Diagramm 5.10, Seite 27). Der bei gleichem Verformungsgrad unter konstanter Last in dem Referenzversuch gemessene Betrag der Kriechrate wird dabei nicht erreicht. Unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung nimmt die Kriechrate auch weiterhin stetig zu. Unmittelbar nach dem Abschalten der hohen Haltespannung nimmt die sich einstellende Kriechrate dagegen zunächst sprunghaft und unter der nun konstant anliegenden kleineren Haltespannung auf dem niedrigeren Niveau weiterhin stetig ab. Auch nach den folgenden Lastwechseln wird bei dem Versuch CC008 jeweils nach einer sprunghaften Änderung des Betrages der Kriechrate eine kontinuierliche Zunahme der Kriechrate unter der hohen und eine leichte Abnahme der Kriechrate unter der kleinen Haltespannung gemessen. In der doppel-logarithmischen Abtragung der Kriechrate über der totalen Dehnung liegen die Werte der Kriechrate des zyklischen Kriechversuches zwischen den Trajektorien der monotonen Versuche.

Bei den Versuchen, die bei der gleichen Temperatur  $T_1$ , jedoch mit höheren Beträgen für die Differenz der Haltespannungen aufgenommen wurden, zeigt sich ein ähnliches Verhalten. Die Trajektorien der zyklischen Kriechversuche kommen ebenfalls zwischen den Kurven der monotonen Referenzversuche zu liegen. Dabei scheint bei den Versuchen mit den im Vergleich zum Versuch CC008 größeren Beträgen der Differenz der Haltespannungen die unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessene Kriechkurve nach jedem Lastwechsel ausge-

präger in Richtung der Trajektorie des jeweiligen monotonen Referenzversuches zu streben. Dies wird insbesondere bei den zyklischen Kriechversuchen CC007 und CC006 (s. Diagramme 5.12 und 5.14, Seite 28 und 29) beobachtet. Auch die zuvor in dem Versuch CC008 beobachtete Abnahme der Kriechrate unter der konstant anliegenden niedrigeren Haltespannung wird bei diesen Versuchen gemessen. Das Ausmaß dieses Effektes der 'Verfestigung' unter der konstant anliegenden niedrigeren Haltespannung nimmt dabei für konstante Temperatur mit zunehmender Differenz der Haltespannungen zu (vgl. Diagramme 5.10, 5.12, 5.14 und 5.16, Seite 27 - 30).

Bei dem Versuch CC009 mit der für die Temperatur  $T_1$  maximalen Differenz der Haltespannungen von 200 MPa kommt es zu einer weiteren Besonderheit. Nach dem ersten Lastwechsel kommt es nach einer zunächst sehr starken, sprunghaften Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit zu einer weiteren Abnahme der Kriechrate unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung (s. Diagramm 5.16, Seite 30). Der Betrag der während der ersten Halteperiode unter der niedrigen Spannung erzielten viskoplastischen Dehnung  $\Delta\varepsilon_1$  wurde dabei im Rahmen der Versuchsführung jeweils innerhalb einer Versuchsreihe, die bei gleicher Temperatur aufgenommenen wurde, konstant gehalten. Da nun umgekehrt der Betrag der bis zum Erreichen der minimalen Verformungsgeschwindigkeit akkumulierten inelastischen Dehnung unter monotoner Beanspruchung mit zunehmender Last zunimmt (die Trajektorie des mit der hohen Spannung aufgenommenen monotonen Referenzversuches erscheint in dem Diagramm 5.16 zu sehr viel höheren Beträgen der totalen Dehnung hin verschoben), kann angenommen werden, daß in dem Fall der zyklischen Beanspruchung der Vorgang des primären Kriechens auch nach dem Lastwechsel unter der sehr viel höheren Haltespannung weiterhin andauert.

Bei den zyklischen Kriechversuchen, die bei der Temperatur  $T_2$  aufgenommen wurden, zeigt sich ein ähnliches Werkstoffverhalten.

Die Trajektorie, des bei der Temperatur  $T_2$  mit der kleinsten Spannungsdifferenz aufgenommenen zyklischen Kriechversuches, kommt ziemlich genau auf den Trajektorien der monotonen Referenzversuche zu liegen (s. Diagramm 5.18, Seite 31). Ein Einfluß der Abfolge der Haltespannungen konnte bei den gewählten Versuchsbedingungen (kleine Spannungsdifferenz bei einer im Vergleich zu der Temperatur  $T_1$  hohen Temperatur) nicht festgestellt werden.

Der Effekt der 'Verfestigung' nach dem Abschalten der hohen Haltespannungen kann auch bei der Temperatur  $T_2$  gemessen werden. Das Ausmaß dieses Effektes nimmt, wie schon zuvor bei der Temperatur  $T_1$  beobachtet wurde, mit zunehmender Differenz der Haltespannungen zu. Der Betrag der bei der höheren Temperatur  $T_2$  gemessenen Abnahme der Kriechrate fällt dabei im Vergleich zu den bei der niedrigeren Temperatur  $T_1$  gemessenen Beträgen geringer aus.

Bei den Versuchen, die bei den höheren Temperaturen aufgenommen wurden ( $T > T_2$ ), kommen die Werte der Kriechrate, die unter der hohen Haltespannung gemessen wurden, überwiegend oberhalb der Trajektorie des vergleichbaren monotonen Kriechversuches zu liegen. Die relative Verschiebung liegt einerseits noch innerhalb des im Rahmen der Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate berechneten Streubandes - andererseits nimmt der Betrag der Verschiebung mit zunehmender Temperatur zu (vgl. Diagramme 5.22, 5.26 und 5.28, Seite 33, 35 und 36).

Die Trajektorie, des bei der Temperatur  $T_4$  mit der kleinsten Spannungsdifferenz aufgenommenen zyklischen Kriechversuches CC010, kommt wie schon zuvor bei den vergleichbaren Versuchen CC001 und CC002, die bei der Temperatur  $T_2$  aufgenommen wurden, ziemlich genau auf den Trajektorien der monotonen Referenzversuche zu liegen (vgl. Diagramme 5.18 und 5.24, Seite 31 und 34).

Bei den Versuchen CC011 und CC013, die bei der gleichen Temperatur  $T_4$  - jedoch mit größeren Beträgen für die Differenz der Haltespannungen - aufgenommen wurden, kommt es dagegen nach jedem Lastwechsel sowohl unter der niedrigen wie auch unter der hohen Haltespannung zu einer anfänglichen Abnahme der sich einstellenden Kriechrate (s. Diagramme 5.26 und 5.28, Seite 35 und 36). Erstmals nimmt dabei die Kriechrate unter der hohen Haltespannung stärker ab als unter der niedrigen Last. Dieser Effekt tritt schließlich bei der Temperatur  $T_5$  in einem noch ausgeprägteren Maße auf. Bei der Temperatur  $T_5$  wurde nur ein Versuch realisiert. Die gewählte Spannungsdifferenz betrug 200 MPa. Das Diagramm 5.30 (s. Seite 37) zeigt sehr deutlich die Abnahme der Kriechrate zu Beginn einer jeden Halteperiode mit der hohen Haltespannung und die stetige Zunahme der Kriechrate auf dem entsprechend niedrigeren Niveau unter der kleineren Haltespannung.

In Abhängigkeit von der Temperatur und des Betrages der Differenz der Haltespannungen können zusammenfassend drei Typen von Verformungskurven unterschieden werden (s. Diagramm 6.1).

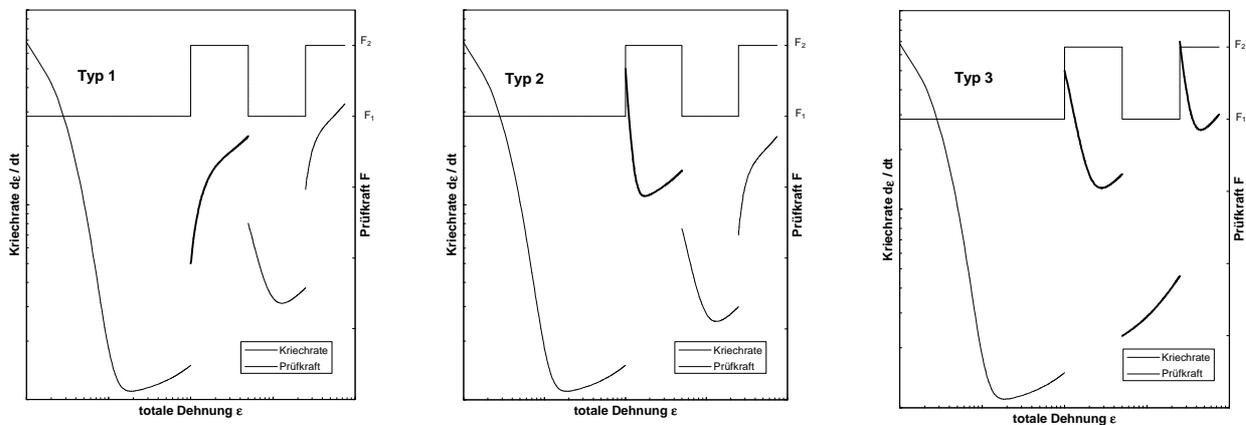


Diagramm 6.1: Schematische Darstellung der drei typischen Verformungskurven, die unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessen wurden.

Die Abnahme der Kriechrate während der ersten Halteperiode, die bei allen Versuchen beobachtet wird, ist der während des primären Kriechens unter monotoner Beanspruchung gemessenen Verfestigung des Werkstoffes vergleichbar. In Abhängigkeit von dem Betrag der Spannungsdifferenz wird bei den vergleichsweise niedrigen Temperaturen  $T_1$  bis  $T_4$  nach dem ersten Lastwechsel unter der konstant anliegenden hohen Spannung eine weitere Zu- bzw. Abnahme der Kriechrate beobachtet. Die stetige Zunahme der Kriechrate (Typ 1, s. Diagramm 6.1) wird bei allen Versuchen, die bei diesen Temperaturen mit einer vergleichsweise kleinen Differenz der Haltespannung vorgenommen wurden, beobachtet. Ausschließlich bei dem Versuch CC009 (s. Diagramm 5.16, Seite 30), der bei der niedrigsten Temperatur mit der größten Differenz der Haltespannungen realisiert wurde, wird nach der sprunghaften Zunahme der Kriechrate eine ausgeprägte Abnahme der Verformungsgeschwindigkeit unter der konstant anliegenden hohen Kraft gemessen (Typ 2, s. Diagramm 6.1). Dieser Effekt wird zugleich auch nur nach dem ersten Lastwechsel beobachtet. Nach dem Abschalten der hohen Last wird ebenfalls bei allen Versuchen, die bei diesen Temperaturen vorgenommen wurden, eine Abnahme der Kriechrate unter der konstant anliegenden niedrigen Haltespannung beobachtet. Der Betrag der Abnahme nimmt dabei mit zunehmender Differenz der aufgebrauchten Haltespannungen zu, mit zunehmender Temperatur dagegen ab (vgl. Diagramme 5.16, 5.22 und 5.28, Seite 30, 33 und 36).

Bei der vergleichsweise hohen Temperatur  $T_5$  wird nun umgekehrt die Abnahme der Kriechrate unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung in jedem Belastungszyklus

gemessen (Typ 3, s. Diagramm 6.1). Nach dem Abschalten der hohen Last wird unter der niedrigen Haltespannung dagegen eine geringfügige Zunahme der Kriechrate beobachtet.

Andeutungsweise wird ein ähnliches Verhalten bereits bei der niedrigeren Temperatur  $T_4$  gemessen. Bei den betreffenden Versuchen CC010, CC011 und CC013 wird ebenfalls unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung eine leichte Abnahme der Kriechrate gemessen (s. Diagramme 5.24 - 5.28, Seite 34 - 36). Der Betrag der Abnahme nimmt mit zunehmendem Betrag der Differenz der Haltespannungen zu.

In Anlehnung an die von Forbes [For] diskutierte Kategorisierung des Verformungsverhaltens metallischer Legierungen unter Lastwechselbeanspruchung entspricht das an der Scheibenlegierung Udimet 720 Li unterhalb der kritischen Temperatur gemessene Verformungsverhalten dem Verhalten der Legierungen, das in erster Näherung von der Mobilität der Versetzungen und nicht von der Struktur des Versetzungsnetzwerkes beeinflusst wird. Bei dieser Kategorie von Legierungen kommt es nach einer Lasterhöhung unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung stets zu einer verzögerten Zunahme der Zahl der mobilen Versetzungen, bis der für die Beanspruchung typische Sättigungszustand erreicht wird. Nach Abschalten der hohen Last nimmt die Zahl der beweglichen Versetzungen unter der niedrigeren Haltespannung dagegen entsprechend langsam wieder ab. Das Material erscheint also nach einer Spannungserhöhung im Vergleich zum Verformungswiderstand unter monotoner Beanspruchung härter - nach Abschalten der hohen Haltespannung dagegen vergleichsweise weicher zu sein [She].

### **6.3 Modellierung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des maximalen Verformungswiderstandes unter monotoner Beanspruchung**

Zur Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des maximalen Verformungswiderstandes respektive der minimalen Kriechrate des Werkstoffes wird nun, ohne daß zunächst eine konkrete Aussage über den metallphysikalisch zugrundeliegenden Prozeß getroffen wird, der zu überwindende Widerstand formal durch eine von den Versetzungen zu überwindende Potentialhürde  $Q$  dargestellt. Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Sprungfrequenz, mit der die Potentialhürde überwunden wird, erfolgt im Rahmen dieser Untersuchung durch eine Arrheniusfunktion. Für die Beschreibung der Spannungsabhängigkeit wird der physikalisch begründbare  $\sinh()$ -Ansatz gewählt (s. [Hir 82] und Anhang B). Die Spannungs- und Temperaturabhängigkeiten der gewählten Parameter erlauben es, Aussagen über einen eventuellen Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus zu machen.

In dem untersuchten Temperaturbereich kommt es oberhalb der Temperatur  $T_C$  zu einer starken Abnahme des Verformungswiderstandes der Scheibenlegierung Udimet 720 Li. Die Temperaturabhängigkeiten der im Rahmen der Modellierung der minimalen Kriechrate verwendeten Parameter ( $k_1$  - Aktivierungsenergie und  $V$  - Aktivierungsvolumen) weisen bei der Temperatur  $T_C$  jeweils einen Knickpunkt auf (s. Diagramm 5.32 und 5.33, Seite 39). Der Theorie zufolge sind die Beträge für die Aktivierungsenergie und das Aktivierungsvolumen spezifisch für den aktivierten Prozeß [Ils 73]. Durch die Verwendung des  $\sinh()$ -Ansatzes gelingt es, die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate für konstante Temperatur mit jeweils einem konstanten Wert für das Aktivierungsvolumen zu modellieren. Die Betrachtung einer komplexen Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate bei konstanter Temperatur - wie bei der Verwendung des Norton'schen Potenzgesetzes üblich - ist damit in diesem Fall nicht nötig. Eine signifikante Änderung des Betrages des Aktivierungsvolumens tritt vielmehr erst oberhalb der kritischen Temperatur  $T_C$  auf. Folglich kann angenommen werden, daß in dem untersuchten Temperaturbereich ausschließlich mit Überschreiten der kritischen Temperatur ein Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus vollzogen

wird. Die beobachtete stetige Abnahme des Betrages des Aktivierungsvolumens mit zunehmender Temperatur (s. Diagramm 5.33, Seite 39) kann durch die integrale Natur des Parameters erklärt werden. Zu der Gesamtverformung des Materials tragen zahlreiche Einzelprozesse bei, wie z.B. die elastische Wechselwirkung zwischen den Versetzungen paralleler Gleitebenen, Schneidprozesse mit Waldversetzungen etc., die verschiedene Aktivierungsenergien haben können. Mit zunehmender Temperatur kann der Betrag des effektiv bestimmbar Aktivierungsvolumens deshalb leicht abnehmen, ohne daß es zu einem Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus kommt.

Die starke Abnahme des Aktivierungsvolumens oberhalb der kritischen Temperatur (s. Diagramm 5.33, Seite 39) zeigt besonders anschaulich die Zunahme der thermischen Aktivierung und die damit verbundene Abnahme des Kriechwiderstandes der Legierung bei konstanter Spannung.

Die Temperaturabhängigkeit der Parameter, die zu der Beschreibung des Verformungsverhaltens mit dem CRISPEN-Modell herangezogen werden, weist ein ähnliches Verhalten auf. Die einheitliche Beschreibung der Temperaturabhängigkeit des Aktivierungsvolumens im Temperaturbereich unterhalb des Knickpunktes mit einer linearen Funktion führt in dem betrachteten, kleineren Temperaturintervall zu kleineren Beträgen für die Geradensteigung und den Achsenabschnitt. Der Knickpunkt, oberhalb dessen es zu einer stärkeren Abnahme des Aktivierungsvolumens kommt (s. Diagramm 5.42, Seite 47), wird zu einer etwas kleineren Temperatur hin verschoben.

Mit dem ermittelten Parametersatz ist die einheitliche Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der eigenen und der in externen Projekten gemessenen Werte der minimalen Kriechrate möglich. Die Berechnung des Betrages der Standardabweichung der logarithmischen Normalverteilung ergibt einen Wert von  $s = 0.4$ .

Trägt man das aus der Standardabweichung resultierende Streuband in das Diagramm zur Darstellung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate ein, kommen 75% der am 'High-Nitrogen' Material gemessenen Werte unterhalb des Streubandes zu liegen (s. Diagramm 5.34, Seite 41). Das Material mit dem erhöhten Stickstoffgehalt weist also einen deutlich erhöhten Verformungswiderstand auf.

Zur leichteren Parameteridentifizierung bei der Modellierung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung werden die an den High-Nitrogen Proben erzielten Ergebnisse nicht weiter für die Modellierung berücksichtigt. Der höhere Verformungswiderstand des 'High-Nitrogen' Materials führt in gleichen Zeiten zu kleineren inelastischen Dehnungen. Die Prognose der entwickelten Modelle kann deshalb bezüglich des Materials als konservative Abschätzung angesehen werden. Um genaue quantitative Aussagen über den Einfluß des erhöhten Stickstoffgehaltes auf des mechanische Verformungsverhalten zu machen, wären weitere umfangreiche Untersuchungen notwendig.

## **6.4 Modellierung des Verformungsverhaltens**

### **6.4.1 Monotone Beanspruchung**

#### Modell 1

Aufbauend auf den im Brite-EuRam Projekt 6021 erarbeiteten Ergebnissen [Bri 96] wird zu Beginn des Projektes das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li mit Hilfe des CRISPEN-Modells beschrieben. Die in dem Brite-EuRam Projekt vorgeschlagenen Vereinfachungen lassen dabei zunächst nur die Beschreibung des während des tertiären Kriechens gemessenen Verformungsverhaltens zu. Die während des primären Kriechens akkumulierte inelastische Dehnung wird durch eine sich zu Beginn des Versuches spontan

einstellende Dehnung  $\varepsilon_0$  beschrieben. Die entsprechende, sich zu Beginn des Versuchs einstellende Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\varepsilon}_0$  ergibt sich aus der Extrapolation der während des tertiären Kriechens gemessenen Kriechrate in Richtung kleinerer Zeiten (s. Diagramm 2.2 b, Seite 12). Der Betrag der postulierten Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  entspricht ungefähr dem Betrag der in dem Versuch gemessenen minimalen Kriechrate. Im Rahmen der Modellierung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung mit Hilfe des CRISPEN-Modells wird nun für die Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Größe  $\dot{\varepsilon}_0$  der gleiche, physikalisch begründbare Ansatz herangezogen wie zuvor für die Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate. Durch die Verwendung des  $\sinh(\cdot)$ -Ansatzes gelingt es auch hier, die Spannungsabhängigkeit der Kriechrate  $\dot{\varepsilon}_0$  für konstante Temperatur mit jeweils einem konstanten Wert für das Aktivierungsvolumen zu modellieren. Eine komplexe Beschreibung der Spannungsabhängigkeit - wie im Brite-EuRam Projekt vorgeschlagen [Bri 96] - ist somit nicht notwendig. Die Beschreibung des Verformungsverhaltens wird damit wesentlich vereinfacht.

Durch die im Brite-EuRam Projekt 6021 vorgenommenen Vereinfachungen entfällt dort die Betrachtung der zeitlichen Änderung der inelastischen Verformung während des primären Kriechens. Damit wird der Schwerpunkt der Modellierung auf die richtige Wiedergabe der zeitlichen Zunahme der inelastischen Dehnung während des tertiären Kriechens gelegt. Für die Zunahme der inelastischen Dehnung mit der Zeit wird in dem CRISPEN-Modell ein exponentielles Zeitgesetz zugrundegelegt (s. Gleichung (2.23), Seite 13). Die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Parameters  $\eta$ , der die Zunahme der Kriechdehnung von Beginn der Belastung bis zum Bruch modelliert, ist jedoch nur mit Hilfe einer empirisch gefundenen Funktion (s. Gleichung (5.1), Seite 43) möglich. Der Parameter beschreibt in dem postulierten Differentialgleichungssystem die Zunahme der im Gefüge des Werkstoffes akkumulierten Kriechschädigung. Eine Zunahme der inelastischen Verformung geht folglich im Rahmen des gewählten Ansatzes immer mit einer Zunahme der Schädigung einher. Eine differenzierte Betrachtung der im einzelnen ablaufenden Verformungs- bzw. Schädigungsmechanismen wird nicht vorgenommen.

Im Rahmen der Modellierung des Verformungsverhaltens mit Hilfe des CRISPEN-Modells gelingt es zu Beginn des Projektes, zunächst eine geringe Anzahl von Kriechkurven mit einem global gültigen Parametersatz zu beschreiben. Die Streuung der gemessenen Kriechdaten führt zum Teil zu entsprechenden Abweichungen einzelner Kriechkurven zu den berechneten Kurven. So wird der Verformungswiderstand der Legierung durch die Wahl des globalen Parametersatzes insbesondere bei der Temperatur  $T_1$  zum Teil erheblich überschätzt (s. Diagramm 5.35, Seite 44). Die bei den höheren Temperaturen ( $T > T_1$ ) gemessenen Daten werden dagegen sehr gut mit dem Parametersatz beschrieben (s. Diagramme 5.36 - 5.38, Seite 44 - 45). Das tertiäre Kriechverhalten der Legierung wird vom CRISPEN-Modell gut wiedergegeben. In den Diagrammen 5.35 - 5.38 (s. Seite 44 und 45) erkennt man eine gute Übereinstimmung zwischen den gemessenen und berechneten Kurven. Die Annahme der linearen Zunahme der Kriechrate mit der inelastischen Dehnung führt zu einer qualitativ guten Übereinstimmung zwischen den berechneten und den gemessenen Kriechkurven während des tertiären Kriechens. Die vorgenommenen Vereinfachungen des Modells erlauben es, das Verformungsverhalten mit einer stark reduzierten Anzahl an Parametern, die zugleich leichter bestimmt werden können, gut wiederzugeben. Bei doppel-logarithmischer Abtragung der gleichen Kurven wird dagegen deutlich, daß durch die vorgenommenen Vereinfachungen die zeitliche Zunahme der inelastischen Dehnung zu Beginn der Beanspruchung stark unterschätzt wird.

Entsprechend scheint eine sichere und begründete Prognose des Verformungsverhaltens unter der praxisrelevanten komplexen Beanspruchung auf der Basis dieses Modells nicht möglich. Um das Verformungsverhalten auch für kurze Beanspruchungsdauer und unter komplexer Beanspruchung richtig berechnen zu können, wurde aufbauend auf den erzielten Ergebnissen das Modell modifiziert.

## Modell 2

Ein wesentliches Ziel der Modellentwicklung war es, fortan das Verformungsverhalten der Legierung während der gesamten Beanspruchung berechnen zu können, also auch zu Beginn der Beanspruchung - während des sogenannten primären Kriechens. Die Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens wird im Fall der mischkristallverfestigten Werkstoffe oft durch die Zunahme der Versetzungsdichte im Korn erklärt [Blu 96]. Eine hinreichend hohe, äußere Last führt danach sowohl zu

- einer plastischen Verformung des Werkstoffes, verursacht durch die einsetzende Versetzungsbewegung
- als auch zu einer Zunahme der Versetzungsdichte im Korn, verursacht durch die Aktivierung von Versetzungsquellen und die damit verbundene Erzeugung neuer Versetzungen.

Die Zunahme der Versetzungsdichte im Korn führt umgekehrt zu einer Abnahme der mittleren freien Weglänge. Im Rahmen der Modellierung des Verformungsverhaltens von mischkristallverfestigten Werkstoffen wird nun die Abnahme der mittleren freien Weglänge als Ursache für die während des primären Kriechens beobachtete - athermische - Verfestigung angenommen. Die Berechnung der sich zu Beginn der Beanspruchung einstellenden Verformungsgeschwindigkeit erfolgt entsprechend als Funktion der momentanen Versetzungsdichte bzw. der akkumulierten inelastischen Dehnung [Koc 76][Koc 79][Mec I 81][Mec II 81][Est 84]).

Im Rahmen der Modellierung des Verformungsverhaltens der teilchengehärteten Scheibenlegierung wird nun die während des primären Kriechens beobachtete Abnahme der Verformungsgeschwindigkeit in Anlehnung an die Beobachtungen von Pollock [Pol 92] durch die während des Sättigungsprozesses auftretende Abnahme der Zahl der beweglichen Versetzungen erklärt. Wird ferner angenommen, daß unter zyklischer Kriechbeanspruchung jeweils ein für die momentan anliegende Beanspruchung typischer Sättigungszustand angestrebt wird, läßt sich die zeitliche Änderung der Zahl der beweglichen Versetzungen in erster Näherung mit der Differentialgleichung ( 5.2) (s. Seite 50) beschreiben. Ein wesentlicher Vorteil der vorgeschlagenen Differentialgleichung ist es, daß die Gleichung für konstante äußere Beanspruchung explizit gelöst werden kann (s. Gleichungen ( 5.3), Seite 50). Da insbesondere zu dem frühen Zeitpunkt der ersten Modellmodifizierung noch kein Programm existierte, das die numerische Lösung eines Differentialgleichungssystems und die gleichzeitige Parameteroptimierung hinsichtlich der Beschreibung von Meßwerten ermöglichte, wurde durch die vorgeschlagene explizite Zeitabhängigkeit zugleich die Parameteridentifikation wesentlich vereinfacht.

Die im fortgeschrittenen Verformungszustand auftretende erneute Zunahme der Kriechrate wird dagegen durch das Einsetzen des Abscherprozesses der Teilchen der Aushärtungsphase durch zuvor aufgestaute Versetzungen erklärt. Als Ursache für das Einsetzen des Abscherprozesses wird dabei die Zunahme der effektiv wirksamen Spannung angenommen. Die stetige Zunahme der Versetzungsdichte während der vorangegangenen Verformung führt zu einem Versetzungsaufstau vor den Teilchen der Aushärtungsphase. Die unmittelbar vor einem Teilchen liegende Versetzung 'spürt' eine vielfach höhere effektive Spannung, die das Abscheren des Teilchens durch die betreffende Versetzung bzw. ein Versetzungspaar erleichtert. Wird angenommen, daß mit zunehmender Verformung die Zahl der in den Matrixkanälen aufgestauten Versetzungen zunimmt, kann der Betrag der effektiv wirksamen Spannung entsprechend durch den Betrag der akkumulierten inelastischen Dehnung modelliert werden. In Anlehnung an die Orowan-Beziehung (s. Gleichung ( 2.3), Seite 3) kann damit die im Experiment beobachtete Zunahme der Kriechrate auf die Zunahme der mittleren Geschwindigkeit der Versetzungsbögen in dem Gefüge des Werkstoffes zurückgeführt werden. Aufbauend auf dem zuvor diskutierten  $\sinh()$ -Ansatz, der in dem untersuchten Parameterraum eine im Vergleich zum Norton'schen Potenzgesetz unkomplizierte Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Verformungsgeschwindigkeit des Materials er-

möglichst, läßt sich nun auch die Zunahme der mittleren Versetzungsgeschwindigkeit aufgrund der Zunahme der effektiv wirksamen Spannung vergleichsweise einfach modellieren (s. Gleichung ( 5.8), Seite 51).

Das Zusammenwirken der vor einem Teilchen der Aushärtungsphase aufgestauten Versetzungen kann auch durch die entsprechende Zunahme des in Anhang B diskutierten elementaren Aktivierungsvolumens  $V^*$  (s. Gleichung B7, Seite 103) berücksichtigt werden. Danach nimmt das effektiv wirksame Aktivierungsvolumen - analog zu der zuvor geführten Diskussion - entsprechend der Zahl der aufgestauten und damit effektiv auf das Teilchen wirkenden Versetzungen zu. Im Rahmen dieser Untersuchung wird im folgenden die Wirkung des Versetzungsaufbaus ausschließlich durch die Zunahme der effektiv wirksamen Spannung berücksichtigt.

Mit Hilfe der vorgenommenen Modifikationen gelingt es nun, das unter monotoner Kriechbeanspruchung gemessene Verformungsverhalten sowohl während des primären Kriechens als auch zu Beginn des tertiären Kriechens durch den Bezug auf die zugrundeliegenden metallphysikalischen Prozesse und damit - im Gegensatz zu dem zuvor verwendeten CRISPEN-Modell - unabhängig von einem phänomenologisch definierten Schädigungsparameter gut zu beschreiben.

Mit Hilfe des Levenberg-Marquardt-Algorithmus können die Werte für die Parameter  $N_0$ ,  $N_{\text{Saett}}$ ,  $k_4$  und  $C'$  in der Gleichung ( 5.8) (s. Seite 51) hinsichtlich der Beschreibung der in einem isothermen Versuch aufgenommenen Meßdaten optimiert werden. Die Optimierung der Werte für die Parameter in der Gleichung ( 5.8) allein anhand der in den isothermen Versuchen ermittelten Werte erlaubt es jedoch nicht, den Betrag der Aktivierungsenergie  $Q$  zu ermitteln. Die Aktivierungsenergie, die nach Gleichung (B16) (s. Anhang B, Seite 103) die Zunahme der Sprungfrequenz mit zunehmender Temperatur modelliert, geht für konstante Temperatur als konstanter Vorfaktor in die Zahl der bei dieser Temperatur beweglichen Versetzungen mit ein. Anstatt eine sehr aufwendige Analyse der Temperaturabhängigkeit der Zahl der beweglichen Versetzungen  $N_{\text{mob}}$  vorzunehmen (s. Diagramm 5.48, Seite 53), wurde eine empirisch gefundene  $\tanh()$ -Funktion angewandt, um die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Zahl der mobilen Versetzungen modellieren zu können (s. Diagramme 5.49 und 5.50, Seite 54). Diese Vereinfachung hat zur Konsequenz, daß die Temperatur- und Spannungsabhängigkeiten der beiden zu der sich einstellenden Verformungsgeschwindigkeit beitragenden Größen

1. der Zahl der beweglichen Versetzungen  $N_{\text{mob}}$
  2. und die der mittleren Geschwindigkeit  $v$  der Versetzungen
- nicht mehr explizit voneinander getrennt werden können.

Die Beschreibung der in Abhängigkeit von Temperatur und Spannung unterschiedlich starken Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens führt entsprechend zu einer sehr schwer zu interpretierenden Spannungs- und Temperaturabhängigkeit des Parameters  $k_4$  in Gleichung ( 5.8) (s. Seite 51). Bei der Temperatur  $T_1$  nimmt der Parameter für kleine Spannungen (kleiner 800 MPa) sehr kleine Werte an (s. Diagramm 5.51, Seite 54). In den mit dieser Spannung realisierten Kriechversuchen nimmt die Kriechrate während des primären Kriechens um zwei Größenordnungen ab. Das Minimum wird jedoch erst nach einigen hundert Stunden erreicht (s. Diagramm 5.45, Seite 52). Bei der gleichen Temperatur, aber einer sehr viel höheren Spannung von 1.000 MPa, nimmt die Kriechrate innerhalb weniger Stunden um eine Größenordnung ab und erreicht zugleich in einer sehr viel kürzeren Zeit das für die gewählte Beanspruchung charakteristische Minimum (s. Diagramm 5.45, Seite 52). Der Wert des Parameters  $k_4$ , der die zeitliche Änderung der Zahl der beweglichen Versetzungen modelliert, nimmt entsprechend für die Temperatur  $T_1$  mit zunehmender Spannung zu. Bei den höheren Temperaturen ist die Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens weniger stark ausgeprägt (s. Diagramme 5.46 und 5.47, Seite 52 und 53). Die bei der gleichen Temperatur aufgenommenen Kriechkurven zeigen während des primä-

ren Kriechens jeweils annähernd die gleiche Steigung. Der Betrag des Parameters  $k_4$  wird bei diesen Temperaturen folglich als unabhängig von der angelegten Spannung angenommen.

Für die Beschreibung des Verformungsverhaltens unter monotoner Kriechbeanspruchung bleibt die vereinfachte Beschreibung der Temperaturabhängigkeiten der Parameter zunächst ohne Folgen. Die gemessenen Kurven können durch den gewählten Ansatz sehr gut wiedergegeben werden (s. Diagramme 5.45 - 5.47, Seite 52 - 53). Die im Experiment gemessene Kriechrate nimmt während des primären Kriechens in gleichen Zeitintervallen noch sehr viel stärker ab als die mit Hilfe des exponentiellen Zeitgesetzes (s. Gleichung ( 5.3), Seite 50) berechnete Kriechrate. Die gewählten Spannungsabhängigkeiten der Übergangsrates  $k_4$  und der Zahl der beweglichen Versetzungen zu Beginn und Ende des primären Kriechens erlauben jedoch schon eine gute qualitative Beschreibung des während des primären Kriechens unter monotoner Beanspruchung gemessenen Werkstoffverhaltens auf der Basis des zugrundegelegten Modells. Dies gilt insbesondere für die bei der Temperatur  $T_4$  aufgenommenen Meßkurven (s. Diagramm 5.47, Seite 53).

Die nach Abschluß des primären Kriechens einsetzende Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit wird durch die zugrundegelegte Zustandsgleichung des Werkstoffes und mit Hilfe des ermittelten Parametersatzes für alle Temperaturen sehr gut wiedergegeben (s. Diagramme 5.45 - 5.47, Seite 52 - 53). Erstaunlich ist, daß der Betrag des Parameters  $C'$ , der die Zunahme der effektiven Spannung modelliert, unabhängig von der Temperatur und Spannung ist. Ebenso bemerkenswert ist, daß mit Hilfe dieses einen Parameters, dessen Betrag hinsichtlich der Beschreibung des Verformungsverhaltens für kleine Verformungsgrade optimiert wurde, die gemessene Zunahme der Kriechrate selbst noch für sehr hohe Verformungsgrade, also auch für Verformungszustände, in denen weitere Prozesse wie z.B. die Einschnürung der Probe und das Wachstum von Rissen wesentlich zu der Verformung der Probe beitragen, richtig wiedergegeben wird (s. Diagramm 5.47, Seite 53).

Die Einbeziehung der gemessenen Werte von Zeit und Dehnung zur expliziten Berechnung der Kriechrate führt in Abhängigkeit der Streuung der gemessenen Kriechdaten zu Überschneidungen der für die gleiche Temperatur, aber verschiedenen hohen Spannungen prognostizierten Kurven (s. Kurven für 480 und 500 MPa in dem Diagramm 5.47, Seite 53). Umgekehrt kann angenommen werden, daß mit Hilfe des ermittelten Parametersatzes und durch die numerische Lösung der Differentialgleichung ( 5.8) (s. Seite 51) - also ohne Einbeziehung der gemessenen Werte von Zeit und Dehnung - eindeutige Prognosen für das Verformungsverhalten berechnet werden können.

#### 6.4.2 Zyklische Beanspruchung

Bei der Berechnung des Verformungsverhaltens unter zyklischer Kriechbeanspruchung auf der Basis des Modells 2 mit Hilfe des an den monotonen Kriechversuchen ermittelten Parametersatzes kommt es im Vergleich zu den Ergebnissen der vorgenommenen Versuche zu einigen Abweichungen.

Die Diagramme 5.52 - 5.57 (s. Seite 56 - 58) zeigen den Vergleich zwischen den gemessenen und den berechneten Kurvenverläufen. Die Rechnungen wurden jeweils für die kleinste und die größte Differenz der Haltespannungen für die Temperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_4$  durchgeführt. Für den Temperaturbereich oberhalb der kritischen Temperatur wurde zuvor kein gültiger Parametersatz ermittelt. Entsprechend konnte für den zyklischen Kriechversuch CC014, der bei der Temperatur  $T_5$  und damit oberhalb der kritischen Temperatur realisiert wurde, keine vergleichbare Prognose berechnet werden.

Die Zahl der beweglichen Versetzungen nimmt nach dem Modell 2 während des primären Kriechens kontinuierlich bis zum Erreichen eines Sättigungszustandes ab. Zur Berechnung der Modellprognose für die zyklische Kriechbeanspruchung wurde nun die Zahl der im Sättigungszustand beweglichen Versetzungen als Funktion der Beanspruchung angenommen. Nach jedem Lastwechsel wird der für die neue Beanspruchung typische Sättigungswert der Zahl der beweglichen Versetzungen angestrebt. Für die Berechnung der zeitlichen Änderung wird wieder das gleiche exponentielle Zeitgesetz zugrundegelegt. Die Zahl der beweglichen Versetzungen zum Ende einer Halteperiode wird dabei zugleich als die Zahl der zu Beginn der neuen Periode beweglichen Versetzungen angenommen. Das heißt, daß deren Zahl zu Beginn einer Halteperiode unter der hohen Haltespannung stark zunimmt und umgekehrt zu Beginn einer Halteperiode unter der niedrigen Last stark abnimmt. Die bei den Verformungskurven vom Typ 1 (s. Diagramm 6.1, Seite 76) zu Beginn einer neuen Halteperiode gemessene, starke Änderung der Verformungsgeschwindigkeit wird formal durch die gewählte Zustandsgleichung richtig wiedergegeben (s. Diagramme 5.52 - 5.57, Seite 56 - 58). Nach dem Erreichen des Sättigungszustandes wird die weitere Zunahme der Kriechrate allein durch die Zunahme der effektiven Spannung modelliert.

### Kleine Spannungsdifferenzen

Die für die kleinen Beträge der Spannungsdifferenzen berechneten Prognosen überschätzen die Zu- bzw. Abnahme der Kriechrate zu Beginn einer Halteperiode (s. Diagramme 5.52, 5.54 und 5.56, Seite 56, 57 und 58). Dies gilt insbesondere für die Prognosen für die bei den höheren Temperaturen vorgenommenen Versuche (s. Diagramme 5.54 und 5.56, Seite 57 und 58). Bei den kleinen Differenzen der Haltespannungen und den höheren Temperaturen kann die kleine Differenz der im Sättigungszustand vorhandenen mobilen Versetzungen vermutlich schneller ab- bzw. aufgebaut werden, als - ausgehend von den Ergebnissen der monotonen Kriechversuche - zu erwarten war. Dieses Problem könnte eventuell gelöst werden, wenn für die Parameteroptimierung die Ergebnisse der zyklischen Kriechversuche mit herangezogen werden.

Die für den bei der Temperatur  $T_1$  und der kleinen Spannungsdifferenz aufgenommenen Versuch CC008 berechnete Prognose zeigt bis zu einer totalen Dehnung von 2 % eine sehr gute Übereinstimmung mit dem im Versuch gemessenen Verformungsverhalten (s. Diagramm 5.52, Seite 56). Im Bereich der höheren Verformungsgrade wird die Zunahme der Kriechrate mit fortschreitender Verformung überschätzt, die Abnahme der Kriechrate nach Abschalten der hohen Haltespannung dagegen unterschätzt.

Die relative Verschiebung der Ergebnisse der Modellprognose zu den Meßergebnissen des Versuches CC001, der ebenfalls mit der kleinen Differenz der Haltespannungen jedoch bei der höheren Temperatur  $T_2$  aufgenommen wurde, läßt sich mit der Streuung der Kriechdaten, die an dem Material bereits unter der monotonen Beanspruchung beobachtet wurde, erklären (s. Diagramm 5.54, Seite 57).

Die für den Versuch CC010, der bei der Temperatur  $T_4$  mit der kleinen Differenz der Haltespannungen vorgenommen wurde, berechnete Modellprognose unterschätzt ebenfalls den Verformungswiderstand der Legierung (s. Diagramm 5.56, Seite 58). Oberhalb der totalen Dehnung von 2 % wird entsprechend die Zunahme der Kriechrate mit zunehmender plastischer Verformung stark überschätzt. Zugleich wird die zu Beginn einer Halteperiode unter niedriger Last beobachtete weitere Zunahme der Kriechrate von dem Modell nicht vorhergesagt. Die mit zunehmender Temperatur zunehmende Bedeutung der thermisch aktivierten Erholungsprozesse wird also offensichtlich von dem Modell noch nicht ausreichend berücksichtigt.

## Große Spannungsdifferenzen

Bei den Modellprognosen, die für die Versuche mit den großen Differenzen der Haltespannungen berechnet wurden, wird der Spannungseinfluß auf die Änderung der Kriechrate unterschätzt. Der Betrag der sprunghaften Abnahme der Kriechrate nach Abschalten der hohen Last fällt zu gering aus (s. Diagramme 5.53, 5.55 und 5.57, Seite 56 - 58). Die zugrundegelegte Annahme, die Zahl der mobilen Versetzungen unterliege nach jedem Lastwechsel einer stetigen Zu- bzw. Abnahme, trifft - insbesondere bei den großen Beträgen für die Differenz der angelegten Haltespannungen - vermutlich nicht zu. Vielmehr können auch kürzere Versetzungssegmente, die unter der niedrigen Last nicht beweglich sind, nach einer Lasterhöhung mit zur Verformung des Materials beitragen und nach dem Abschalten der hohen Haltespannung wieder unbeweglich werden. Die während eines Lastwechsels auftretende Aktivierung bzw. Deaktivierung von kurzen Versetzungssegmenten erfolgt dabei spontan innerhalb der aktiven Gleitsysteme mit Über- bzw. Unterschreiten der für die Versetzungssegmente jeweils geltenden Aktivierungsenergie. Im Fall der zyklischen Kriechbeanspruchung mit hinreichend großen Beträgen für die Differenz der Haltespannungen unterliegt folglich die zeitliche Änderung der Zahl der beweglichen Versetzungen nach einem Lastwechsel keiner stetigen Wachstumfunktion, wie es für die Abnahme der Zahl der beweglichen Versetzungen während des primären Kriechens unter monotoner Beanspruchung angenommen wurde. Um das unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessene Verformungsverhalten mit Hilfe des zweiten Modells richtig beschreiben zu können, reichen die zur Zeit gewählten Randbedingungen offensichtlich noch nicht aus. Zur besseren Wiedergabe des Verformungsverhaltens müßte die Existenz eines ganzen Spektrums von verschiedenen langen Versetzungssegmenten berücksichtigt werden, die in Abhängigkeit vom Betrag der von außen angelegten Last spontan aktiviert bzw. deaktiviert werden können.

Die zuvor gewählte Temperaturabhängigkeit des Parameters  $k_4$ , der die zeitliche Änderung der Zahl der mobilen Versetzungen modelliert, erlaubt dagegen jedoch schon eine gute Beschreibung des während einer Halteperiode unter konstanter Last gemessenen Verformungsverhaltens.

Die Einbeziehung der gemessenen Werte für die explizite Berechnung der Kriechrate führt bei der Berücksichtigung der in dem Versuch CC009 gemessenen Werte offensichtlich zu einer falschen Beschreibung des primären Kriechens (s. erster Zyklus im Diagramm 5.53, Seite 56). Die im Vergleich zum Versuch CC008 sehr hohe Verformungsgeschwindigkeit zu Beginn der Belastung (vgl. Diagramme 5.52 und 5.53, Seite 56) geht einher mit einer starken Zunahme der gemessenen totalen Dehnung. Die daraus resultierende Zunahme der effektiven Spannung führt bereits zu Beginn des Versuches zu einer kurzen Phase der Zunahme der Kriechrate (s. Diagramm 5.53, Seite 56). Auch nach den weiteren Lastwechseln wird jeweils für die unter der niedrigen Haltespannung aufgenommene Kurve eine falsche Krümmung prognostiziert. Die Legierung zeigt zugleich bei der gewählten Beanspruchung ein ausgeprägtes 'stationäres' Verhalten unter der niedrigen Haltespannung (s. Diagramm 5.53, Seite 56). Die Kriechrate durchläuft nach jedem Herunterschalten annähernd immer den gleichen Wertebereich. Das Modell sagt, bedingt durch die Zunahme der effektiv wirksamen Spannung, jedoch eine stetige Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit mit fortschreitender inelastischer Verformung vorher. Da zusätzlich der Betrag der sprunghaften Änderung der Kriechrate nach jedem Lastwechsel im Vergleich mit den Meßergebnissen zu gering ausfällt, wird die Festigkeit der Legierung bezüglich der vorliegenden zyklischen Beanspruchung unterschätzt. Umgekehrt gestattet das Modell damit jedoch eine konservative Abschätzung der technisch nutzbaren Lebensdauer.

Von besonderer Bedeutung ist im Versuch CC009, der bei der vergleichsweise niedrigen Temperatur  $T_1$  mit dem maximalen Betrag der Differenz der Haltespannungen aufgenommen wurde, die nach dem ersten Lastwechsel unter der hohen Haltespannung beobachtete Abnahme der Kriechrate. Nach der vorhergehenden Belastung mit der sehr viel niedrigeren Haltespannung  $\sigma_1$  ist die Versetzungsdichte in den Matrixkanälen vermutlich sehr klein.

Unter der hohen Haltespannung können nun weitere Versetzungsbögen in die Kanäle eindringen, bis die für die Beanspruchung typische Sättigungskonzentration erreicht wird und weitere Versetzungen in parallelen Gleitebenen aktiviert werden. Die resultierende makroskopisch meßbare Verformungsgeschwindigkeit nimmt unmittelbar nach dem Lastwechsel aufgrund der unter der hohen Last gegebenen erhöhten Ausbreitungsmöglichkeiten der Versetzungsbögen in dem Gefüge des Werkstoffes stark zu. Mit zunehmender totaler Versetzungsdichte in dem Gefüge nimmt die Kriechrate jedoch langsam wieder ab. Der Prozeß des primären Kriechens dauert also auch nach dem Lastwechsel unter der gegebenen, sehr viel höheren Haltespannung  $\sigma_2$  noch an.

Um die im Versuch CC009 nach dem ersten Lastwechsel unter der sehr viel höheren Haltespannung  $\sigma_2$  gemessene Fortsetzung des primären Kriechens richtig beschreiben zu können, reichen die angenommenen Randbedingungen offensichtlich noch nicht aus (s. Diagramm 5.53, Seite 56). Das postulierte exponentielle Zeitgesetz beschreibt, ausgehend von der momentan vorliegenden Zahl der beweglichen Versetzungen, jeweils nur deren stetige Zu- bzw. Abnahme nach einem Lastwechsel bis zum Erreichen des für die momentan vorliegende Beanspruchung typischen Sättigungswertes.

Um eine Aussage darüber treffen zu können, ob es nach einer Lasterhöhung

1. zu der ausschließlich in dem Versuch CC009 gemessenen Fortsetzung des primären Kriechens
2. oder zu der postulierten stetigen Zunahme der Zahl der beweglichen Versetzungen in einem vermutlich komplexeren Versetzungsnetzwerk

kommt, wäre vermutlich die Betrachtung mindestens eines weiteren Parameters nötig, der Auskunft darüber gibt, ob es nach einem Lastwechsel in Abhängigkeit von der gewählten Beanspruchung und der erreichten Versetzungsstruktur auch zu einer spontanen Aktivierung bzw. Deaktivierung von Versetzungen paralleler Gleitebenen kommen kann.

Auch anhand dieses Effektes wird deutlich, daß die Randbedingungen des zweiten Modells, die zur Beschreibung des unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens postuliert wurden, die ablaufenden metallphysikalischen Mechanismen noch nicht ausreichend berücksichtigen. Mit Hilfe des zweiten Modells und der vorgeschlagenen Randbedingungen ist es nun einerseits möglich, die unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungskurven gut zu beschreiben, andererseits kann auf der Basis des zuvor diskutierten Sättigungsprozesses der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen in dem Gefüge des Werkstoffes die bei den Versuchen, die bei den vergleichsweise niedrigen Temperaturen mit kleinen bis mittleren Beträgen für die Differenz der Haltespannungen aufgenommen wurden (s. Diagramme 5.12 und 5.14, Seite 28 und 29, bzw. Diagramm 6.1 - Typ 1, Seite 76), nach einer Lasterhöhung gemessene stetige Zunahme der Kriechrate nicht vollständig erklärt werden.

Die bei fast allen zyklischen Versuchen, die bei einer Temperatur unterhalb der kritischen Temperatur  $T_C$  vorgenommen wurden, beobachtete Abnahme der Kriechrate unter der niedrigeren Last kann dagegen durch eine Versetzungsbewegung entgegen der vorherigen Ausbreitungsrichtung und durch einen 'Erholungsprozeß' erklärt werden. Durch die Abnahme der von außen anliegenden Spannung kann die Konfiguration der Versetzungen, die sich zuvor in dem Kristall ausgebreitet haben, instabil werden. Die entsprechenden Versetzungssegmente werden entgegen ihrer vorherigen Ausbreitungsrichtung zurückgleiten und tragen damit zu einer Verformung des Materials in entgegengesetzter Richtung (negatives Kriechen) bzw. zu einer Verminderung der resultierenden, makroskopisch meßbaren Kriechrate bei. Vermutlich wird zugleich nach Abschalten der hohen Last die zuvor in den Matrixkanälen aufgebaute und für die niedrigere Last zu hohe Versetzungsdichte langsam abgebaut. Dieser 'Erholungsprozeß' führt unter der von außen anliegenden Kraft zu einer gerichteten plastischen Verformung. In Anlehnung an Gleichung ( 2.4) (s. Seite 5) führt dabei die Abnahme der zu hohen Versetzungsdichte in den Matrixkanälen zu einer vergleichbaren Abnahme der

effektiv auf die Versetzungen wirkenden Spannung. Mit abnehmender totaler Versetzungsdichte nimmt folglich die Zahl der unter der kleiner werdenden effektiven Spannung beweglichen Versetzungen bis zum Erreichen des für die Beanspruchung typischen Sättigungszustandes ebenfalls ab. Die Abnahme der Versetzungsdichte führt in diesem Fall also nicht - wie sonst für einen unter einer Kriechbeanspruchung beobachteten Erholungsprozeß üblich - zu einer Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit, sondern zu einer stetigen Abnahme der Kriechrate. Wurde dieser Effekt auch bei der Auslegung der Zustandsgleichung nicht zugrundegelegt, kann doch die zeitliche Änderung der Zahl der beweglichen Versetzungsbögen und die daraus resultierende Abnahme der Kriechrate mit Hilfe des zugrundegelegten exponentiellen Zeitgesetzes ebenfalls gut beschrieben werden.

Oberhalb der kritischen Temperatur führt die zunehmende Bedeutung der thermisch aktivierten Erholungsprozesse in dem Versuch CC014 nach jeder Lasterhöhung zu einer Fortsetzung des primären Kriechens unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung (s. Diagramm 5.30, Seite 37). Die unter der niedrigen Haltespannung ablaufenden Erholungsvorgänge führen vermutlich in sehr kurzer Zeit zu einer deutlichen Abnahme der totalen Versetzungsdichte und damit verbunden zu einer Abnahme der zu der Festigkeit des Werkstoffes beitragenden Versetzungs-Versetzungswirkung. Der in allen Versuchen jeweils unter der niedrigen Haltespannung während des Erholungsprozesses meßbare Betrag der Abnahme der Kriechrate nimmt dabei mit zunehmender Temperatur ab. Nach einer Lasterhöhung nimmt die Verformungsgeschwindigkeit anfänglich wieder sprunghaft zu. In dem Versuch CC014 entspricht der folgende Ausbreitungsprozeß der Versetzungsbögen - aufgrund der in den Matrixkanälen stark zurückgegangenen Versetzungsdichte - nun wieder dem Prozeß, der zuvor für das primäre Kriechen unter monotoner Beanspruchung angenommen wurde. Die stetige Abnahme der Zahl der beweglichen Versetzungen führt zu einer entsprechenden Abnahme der sich einstellenden Kriechrate.

Zusammenfassend läßt sich festhalten, daß das in dem betrachteten Temperaturbereich ( $T_1 \leq T \leq T_4$ ) unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessene Verformungsverhalten der Scheibenlegierung von dem Modell 2 bereits prinzipiell richtig wiedergegeben wird. Das für die Beschreibung der Zahl der beweglichen Versetzungen zugrundegelegte exponentielle Zeitgesetz gestattet zusammen mit der gewählten Spannungs- und Dehnungsabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit eine gute Beschreibung der gemessenen Kriechrate. Den Ergebnissen der zyklischen Kriechversuche zufolge strebt das Material unter der zyklischen Beanspruchung eine für die jeweilige Beanspruchung typische Versetzungsstruktur an. Das gemessene Verformungsverhalten wird dabei von dem Modell 2, das ursprünglich anhand der Ergebnisse der monotonen Kriechversuche kalibriert wurde, mit wenigen Ausnahmen gut wiedergegeben und auf der Basis der für dieses Modell zugrundegelegten Annahmen gut verstanden.

Eine abschließende Erklärung des gemessenen Verformungsverhaltens erfolgt im Anschluß an die Diskussion des folgenden und letzten Modellansatzes.

### Modell 3

Zum Ende des Projektes wurde ein komplett neues Modell konzipiert mit dem Ziel, die im Festkörper ablaufenden metallphysikalischen Prozesse stärker in den Mittelpunkt der Modellierung zu rücken. Die sich unter Last einstellende Verformungsgeschwindigkeit wird dabei allein auf der Basis Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen auf den  $\{111\}$  Oktaederflächen berechnet.

Die Auslegung des neuen Modells orientierte sich anfänglich an der Beschreibung des unter monotoner Beanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens. Für die Beschreibung des während des primären und tertiären Kriechens gemessenen Verformungsverhaltens reicht dabei die idealisierte Betrachtung von nur zwei Generationen von Versetzungsbögen aus. In

Anlehnung an die Orowan-Beziehung (s. Gleichung ( 2.3), Seite 3) wird in der Gleichung ( 5.26) (s. Seite 62) die sich einstellende Verformungsgeschwindigkeit aus der zeitlichen Änderung der von den Versetzungsbögen überstrichenen Flächen berechnet. Für die Berechnung der zeitlichen Entwicklung der Zahl der Versetzungsbögen wird für beide Generationen das annähernd gleiche Differentialgleichungssystem zugrundegelegt (s. Gleichungen ( 5.19) - ( 5.21) und ( 5.22) - ( 5.24) auf Seite 62). Für die Berechnung der Versetzungsbogendichte der zweiten Generation wird einzig die Existenz eines vorhergehenden Bogens der ersten Generation vorausgesetzt. Folglich wird die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Bögen der zweiten nachfolgenden Generation in den nun bereits gefüllten Matrixkanälen als deutlich geringer angenommen. Die resultierende zeitliche Verzögerung der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der zweiten Generation hat weitreichende Konsequenzen. So kann das Auftreten des Kriechratenminimums alleine mit Hilfe der Überlagerung der aus den Ausbreitungsbewegungen der Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation resultierenden Beiträge zu der makroskopisch meßbaren Verformungsgeschwindigkeit erklärt werden. Die Betrachtung der zeitlichen Entwicklung der zwei Generationen von Versetzungsbögen erlaubt zugleich die Modellierung des Abscherprozesses der Teilchen der Aushärtungsphase durch zwei aufeinanderfolgende Versetzungsbögen. Ferner gelingt es mit Hilfe des stark an der Struktur orientierten Differentialgleichungssystems, die verformungsbegleitende, dynamische Erholung des Werkstoffes mit zu berücksichtigen.

Zu Beginn der Beanspruchung wird das Verformungsverhalten im wesentlichen durch die ungestörte Ausbreitung der Versetzungsbögen der ersten Generation in dem noch jungfräulichen Gefüge des Werkstoffes dominiert. Die zahlreichen freien Matrixkanäle erlauben die Bildung einer entsprechenden Vielzahl von neuen Versetzungsbögen in dem aktiven Gleitsystem. Dies führt anfänglich zu einer starken Zunahme der resultierenden Verformungsgeschwindigkeit. Ist der überwiegende Teil der Matrixkanäle mit Versetzungsbögen der ersten Generation gefüllt, unterliegt die weitere Ausbreitungsbewegung bedingt durch den endlichen Korndurchmesser einem Sättigungsprozeß. Kommt die Ausbreitungsbewegung der ersten Generation schließlich zum Erliegen, verschwindet deren Beitrag zu der makroskopisch meßbaren Verformungsgeschwindigkeit. Die makroskopisch meßbare Verformungsgeschwindigkeit wird nun fortan maßgeblich von der zeitlich verzögert auftretenden Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der zweiten Generation bestimmt. Wird der Sättigungsprozeß der Ausbreitungsbewegung der ersten Generation von Versetzungsbögen als Ursache für die Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens angenommen (s. Prinzipskizze 5.59, Seite 63), führt die überlagerte, zeitlich verzögerte Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der zweiten Generation dazu, daß die makroskopisch meßbare Verformungsgeschwindigkeit nach Erreichen eines für die Beanspruchung typischen Minimums langsam wieder zunimmt. Der erneute Anstieg der resultierenden Kriechrate ist zum einen auf die Ausbreitung der Versetzungsbögen der zweiten Generation zurückzuführen, die noch nicht dem zuvor beschriebenen Sättigungsprozeß unterliegt. Zum anderen liefert das in diesem Beanspruchungszustand mögliche paarweise Abscheren der Teilchen der Aushärtungsphase durch zwei aufeinanderfolgende Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation einen wesentlichen Beitrag zu der erneuten Zunahme der resultierenden Kriechrate. Der Sättigungsprozeß der Ausbreitungsbewegung der zweiten Generation wird schließlich nicht mehr für die Berechnung der Verformungsgeschwindigkeit mit herangezogen. Vielmehr wird angenommen, daß in diesem sehr weit fortgeschrittenen Beanspruchungszustand die weitere Verformung wesentlich durch das Einschnüren der Probe sowie die Bildung und das Wachstum von Rissen dominiert wird. Auf die Beschreibung dieser Prozesse wird im Rahmen dieser Untersuchung jedoch nicht weiter eingegangen.

Die zeitliche Änderung der von den Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation überstrichenen Flächen wird in den Gleichungen ( 5.19) und ( 5.22) (s. Seite 62) durch den Ausbreitungsprozeß der Versetzungsbögen der jeweiligen Generation modelliert. Zu Beginn einer Beanspruchung ( $A_i \approx 0$ ) ist die zeitliche Zunahme der überstrichenen Flächen in erster Näherung der Zahl der vorhandenen Bögen der ersten Generation proportional. Das vorgeschlagene Gleichungssystem erlaubt damit die Modellierung der Zunahme der Kriechrate

während der von Pollock an Schaufellegierungen beobachteten Inkubationsphase [Fro 98]. Der Effekt des verzögerten Einsetzens einer meßbaren Verformung konnte in dem untersuchten Parameterfeld jedoch nicht gemessen werden. Die anfängliche Ausbreitung einzelner Versetzungsbögen in die noch überwiegend leeren Matrixkanäle erfolgt bei den hohen Spannungen vermutlich in so kurzer Zeit, daß die Inkubationsphase im Experiment nicht gemessen werden kann. Entsprechend wurden die Startwerte der Parameter des Differentialgleichungssystems so gewählt, daß die Inkubationsphase nicht berücksichtigt wird. Der weitere Ausbreitungsprozeß der Versetzungsbögen der ersten Generation in einer Gleitebene unterliegt dann aufgrund des endlichen Korndurchmessers einem Sättigungsprozeß. Die Gleichungen ( 5.20) und ( 5.23) (s. Seite 62) erlauben dabei zugleich die detaillierte Modellierung des Ausbreitungsprozesses der Versetzungsbögen der ersten und zweiten Generation in enger Anlehnung an die idealisierte Struktur einer  $\{111\}$  Oktaederfläche. Begegnen sich in einem Matrixkanal zwei Bögen derselben Quelle, kann es zu Rekombinationsprozessen der Versetzungsbögen unter Zurücklassung eines geschlossenen Versetzungsringes um das zuvor umrundete Teilchen der Aushärtungsphase kommen. Die Modellierung der dynamischen Erholung geschieht mit Hilfe der Gleichungen ( 5.21) und ( 5.24) (s. Seite 62). Wird nun ferner mit Hilfe eines nachfolgenden Versetzungsbogens der zweiten Generation das Teilchen vollständig abgeschert, kommt es zu der Rekombination der Versetzungssegmente des betreffenden Ringes. Die Zahl der in den Matrixkanälen vorhandenen Versetzungsbögen nimmt entsprechend ab. Ebenso sollte der Anteil der nicht mit Versetzungsbögen gefüllten, freien Querschnittsfläche wieder zunehmen. Um der Zunahme der freien Querschnittsfläche in dem vorgeschlagenen Differentialgleichungssystem Rechnung zu tragen, wird in Gleichung ( 5.19) mit Hilfe des zweiten Summanden die zeitliche Zunahme der von den Versetzungsbögen überstrichenen Fläche proportional der Zahl der Bögen, die an einem Abscherprozeß teilgenommen haben, vermindert.

Diese Vorgehensweise widerspricht jedoch der zuvor diskutierten Annahme, die resultierende Verformungsgeschwindigkeit in Anlehnung an die Orowan-Beziehung aus der zeitlichen Änderung der von den Versetzungsbögen überstrichenen Fläche zu berechnen. Mit Erreichen des Sättigungszustandes ( $A_1 \rightarrow 1$ ) nimmt bei kontinuierlicher Fortführung der Schneidprozesse die zeitliche Änderung der überstrichenen Fläche  $dA_1/dt$  nach Gleichung ( 5.19) (s. Seite 62) sogar negative Werte an. Folglich wird der Beitrag zur resultierenden Kriechrate in Gleichung ( 5.26) (s. Seite 62) ebenso wie die Zahl der in dem Zeitintervall 'dt' gebildeten Bögen  $B_1$  und Paare  $P_1$  (s. Diagramm 5.60, Seite 64) falsch berechnet.

Anstatt die Zunahme der überstrichenen Fläche  $dA_1/dt$  infolge des Schneidprozesses zu reduzieren (s. Gleichung ( 5.19), Seite 62), sollte vermutlich ein weiterer Parameter eingeführt werden, der die gesamte Fläche, die während der Beanspruchung überstrichen wird, integriert und in Relation zu der Verformung des Materials bringt. Für die korrekte Berechnung der Verformungsgeschwindigkeit muß die während des Schneidprozesses überstrichene Fläche zu der von den Versetzungsbögen in den Matrixkanälen überstrichenen Fläche addiert werden. Die Abnahme der Versetzungsbogendichte und die Zunahme der freien Querschnittsfläche müssen entsprechend separiert betrachtet werden. Insofern ist das Modell 3 noch verbesserungsbedürftig.

Zukünftig sollte auch die Wechselwirkung zwischen den Versetzungen verschiedener Gleitebenen und die Erzeugung neuer Generationen von Versetzungen in den Gleitebenen berücksichtigt werden. Auch das im Rahmen der Diskussion des unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens postulierte Zurückgleiten von Versetzungsbögen nach einer Entlastung wird derzeit noch nicht berücksichtigt. Hierzu müßte vermutlich die Versetzungsbogenlänge als Funktion der angelegten Last angenommen werden. Ebenso wird die nach einer Lasterhöhung denkbare spontane Aktivierung von kurzen Versetzungssegmenten, die zu einer stärkeren Zunahme der resultierenden Verformungsgeschwindigkeit führt, von dem vorliegenden Differentialgleichungssystem zur Zeit noch nicht berücksichtigt.

Ersten Versuchen zufolge, das Modell 3 zu modifizieren, um zunächst die Bildung neuer Generationen von Versetzungsbögen und deren Beitrag zu der resultierenden Verformungsgeschwindigkeit mit zu berücksichtigen, erweist sich die Berücksichtigung solch komplexer Vorgänge als sehr schwierig.

Das vorliegende Modell erlaubt jedoch trotz der zuvor dargestellten Fehler schon eine gute Beschreibung des Verformungsverhaltens unter monotoner Beanspruchung und trägt wesentlich zum Verständnis der während des Kriechens ablaufenden metallphysikalischen Prozesse bei. Die resultierende Kriechrate nimmt nach Gleichung ( 5.26) (s. Seite 62) bis zum Erreichen eines charakteristischen Minimums ab. Das Diagramm 5.61 (s. Seite 65) zeigt den Beitrag der einzelnen Summanden aus Gleichung ( 5.26) zu der resultierenden Kriechrate. Der Betrag der minimalen Kriechrate wird danach in erster Näherung durch den Beitrag des Abscherens der Teilchen der Aushärtungsphase durch Versetzungspaare modelliert. Den Ergebnissen der Modellrechnung zufolge kann sogar die geringfügige Zunahme der Kriechrate modelliert werden.

Auch die in der Versuchsreihe der monotonen Kriechversuche mit zunehmender Haltespannung beobachtete Zunahme der bis zum Erreichen des Kriechratenminimums akkumulierten inelastischen Dehnung  $\varepsilon_{in}(\dot{\varepsilon}_{min})$  kann anhand der Gleichung ( 5.10) (s. Seite 59) und den zuvor dargestellten Überlegungen erklärt werden. Mit zunehmender Haltespannung nehmen dabei

1. die Zahl der aktiven Gleitebenen (Überwindung der Passierspannungen von Versetzungen paralleler Gleitebenen),
2. die Zahl der beweglichen Versetzungen pro Gleitebene (auch kurze Versetzungssegmente werden beweglich),
3. und die Geschwindigkeit, mit der sich die Versetzungsbögen in den Gleitebenen bewegen,

zu. Das Minimum der Verformungsgeschwindigkeit wird demnach bei den Versuchen mit einer ausgeprägt hohen Haltespannung aufgrund der hohen Ausbreitungsgeschwindigkeit schon nach kurzen Zeiten und aufgrund der Vielzahl von aktiven Gleitebenen und Versetzungssegmenten auch erst zu hohen Beträgen der sich aus der Versetzungsbewegung ergebenden inelastischen Dehnung hin erreicht.

Das Modell 3 bietet folglich eine gute Grundlage, das Verformungsverhalten von teilchengehärteten Superlegierungen zukünftig auf der Basis der Versetzungsbewegung beschreiben zu können und durch den Bezug auf die zugrundeliegenden mikrostrukturellen Prozesse auch unter komplexer Beanspruchung berechnen zu können.

## **6.5 Konsequenzen aus den Ergebnissen der Modellierung des Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung**

Das unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessene Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li wird von den vorgeschlagenen Modellen 2 und 3 gut beschrieben. Werden auch zur Zeit noch nicht alle gemessenen Effekte von den vorgeschlagenen Modellen ganz zufriedenstellend wiedergegeben, kann andererseits das gemessene Verformungsverhalten auf der Basis der zugrundegelegten Mechanismen besser verstanden werden. Abschließend wird nun im folgenden das gemessene Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li vor dem Hintergrund des durch die Modellierung gewonnenen Verständnisses zusammenfassend dargestellt und erklärt.

Im Fall der teilchengehärteten Legierung werden die Matrixkanäle unter monotoner Beanspruchung ausgehend vom jungfräulichen Zustand stetig gefüllt. Die einem Sättigungspro-

zeß unterliegende Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen und das paarweise Abscheren der Teilchen der Aushärtungsphase durch aufeinanderfolgende Versetzungsbögen verschiedener Generationen stellen im Bereich kleiner und mittlerer Verformungsgrade die dominierenden Verformungsmechanismen dar.

Bei den Versuchen, die unter monotoner Beanspruchung aufgenommen wurden, wird das Minimum der Kriechrate mit zunehmender Haltespannung nach immer kürzeren Zeiten erreicht. Der Betrag der bis zum Erreichen der minimalen Kriechrate akkumulierten inelastischen Dehnung  $\varepsilon_{in}(\dot{\varepsilon}_{min})$  nimmt dabei umgekehrt mit zunehmender Haltespannung zu. Erklärt werden kann dies sowohl durch Zunahme der Zahl der innerhalb der einzelnen Gleitebenen aktiv zu der Verformung beitragenden Versetzungen als auch durch die Zunahme der Zahl der aktiven Versetzungen in den eng benachbarten Gleitebenen. Bei den hohen Spannungen können innerhalb der Gleitebenen auch kürzere Versetzungssegmente aktiviert werden. Der Sättigungszustand der Ausbreitungsbewegung der ersten Generation von Versetzungsbögen wird aufgrund der erhöhten Anzahl der innerhalb einer Gleitebene aktiven Versetzungssegmente und deren erhöhter Ausbreitungsgeschwindigkeit in entsprechend kürzeren Zeiten erreicht. Die gleichzeitig ablaufende Ausbreitungsbewegung der folgenden Generationen von Versetzungsbögen, die den gleichen Bedingungen unterliegt, führt zu einem frühzeitigen Einsetzen des Abscherprozesses durch die zuvor aufgestauten Versetzungsbögen verschiedener Generationen. Das Minimum der Verformungsgeschwindigkeit, das sich aus der Überlagerung des Sättigungsprozesses der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der ersten Generation und dem Einsetzen der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der folgenden Generationen sowie dem Beitrag des damit ermöglichten Abscherens der Teilchen der Aushärtungsphase zusammensetzt, wird entsprechend bei höheren Beträgen der resultierenden Kriechrate gemessen. Zugleich wird durch die zusätzliche Aktivierung der Versetzungen in den eng benachbarten Gleitebenen bis zum Erreichen der minimalen Verformungsgeschwindigkeit auch ein höherer Betrag an inelastischer Dehnung akkumuliert.

Die resultierende makroskopisch meßbare Verformungsgeschwindigkeit kann im Falle der teilchengehärteten Legierung also allein aus der Ausbreitungsbewegung der Versetzungen in dem Gefüge und den Gesetzmäßigkeiten, denen die Ausbreitungsbewegung unterliegt, abgeleitet werden. Der makroskopische Verformungszustand steht im Fall der monotonen Beanspruchung in unmittelbarer Beziehung zu der mikroskopisch vorliegenden Versetzungskonfiguration. Dies erklärt, warum mit Hilfe des sehr einfachen Ansatzes des CRISPEN-Modells die während des tertiären Kriechens gemessene Zunahme der Kriechrate gut mit dem Betrag der erzielten Dehnung modelliert werden kann. Die im Rahmen der Berechnung des Verformungsverhaltens mischkristall-verfestigter Werkstoffe im Vordergrund stehende Versetzungs-Versetzungswechselwirkung - insbesondere die der Knotenbildung - braucht in diesem Fall dagegen nicht näher betrachtet zu werden. Auch die Abnahme des Kriechwiderstandes des Materials aufgrund der diffusionsgesteuerten Vergrößerung der Teilchen der Aushärtungsphase scheint bei den untersuchten, vergleichsweise tiefen Temperaturen nicht im Vordergrund zu stehen [Rep 89]. Eine Formänderung der Teilchen der Aushärtungsphase ist vermutlich vielmehr allein aufgrund des andauernden Abscherprozesses und damit verformungsbegleitend - keineswegs jedoch aufgrund des thermisch aktivierten Abbaus des Gradienten des chemischen Potentials, sprich diffusionsgesteuert - zu erwarten.

Auch für die Beschreibung des unter zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens werden prinzipiell die gleichen zugrundeliegenden Mechanismen angenommen. In erster Näherung gilt dabei auch hier die zuvor diskutierte Äquivalenz zwischen dem makroskopisch erreichten Verformungszustand und der mikroskopisch vorliegenden Versetzungskonfiguration. Nach einem Lastwechsel wird aufbauend auf der augenblicklich vorliegenden Konfiguration der für die neue Beanspruchung typische 'Sättigungszustand' angestrebt.

Trägt man die gemessenen Werte der Kriechrate über der erreichten totalen Dehnung ab, strebt insbesondere bei den Versuchen, die bei den vergleichsweise niedrigeren Temperaturen mit mittleren bis großen Beträgen für die Differenz der aufgebrachten Haltespannungen aufgenommen wurden, die Trajektorie des zyklischen Kriechversuches jeweils in Richtung der bei vergleichbarer jedoch konstanter Last aufgenommenen Trajektorie des monotonen Referenzversuches.

Das während der ersten Halteperiode gemessene Verformungsverhalten entspricht dem des unter monotoner Beanspruchung gemessenen Verhaltens. Im Rahmen der gewählten Versuchsbedingungen wird bereits während der ersten Halteperiode das Minimum der Verformungsgeschwindigkeit erreicht. Den zuvor diskutierten Überlegungen zufolge unterliegt also die Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der ersten Generation bereits dem zuvor beschriebenen Sättigungsprozeß und die Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen der folgenden Generationen trägt schon maßgeblich zu dem gemessenen Verformungsverhalten bei. Bei den Versuchen mit den kleinen bis mittleren Beträgen für die Differenz der Haltespannungen kommt es nun nach der folgenden Lasterhöhung zu einer vermehrten Überwindung der Teilchen der Aushärtungsphase durch die zuvor aufgestauten Versetzungen und damit verbunden zu einer Zunahme der Kriechrate. Der Bereich des sogenannten primären Kriechens (Bereich I) ist also auch nach der Lasterhöhung abgeschlossen. Das Verformungsverhalten wird auch im folgenden allein durch die für den 'Bereich II' typischen Verformungsmechanismen (Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen folgender Generationen und Abscherprozeß der Teilchen der Aushärtungsphase durch zuvor aufgestaute Versetzungen) dominiert. Die gemessene Kriechrate nimmt, wie es in diesem Bereich auch unter vergleichbarer monotoner Beanspruchung beobachtet wird, mit zunehmender Verformung zu (s. Diagramme 5.9 - 5.22 auf den Seiten 27 - 33 mit Ausnahme der Diagramme 5.15 und 5.16, Seite 30).

Als Erklärung für die ausschließlich im Versuch CC009 nach der ersten Lasterhöhung beobachtete Fortsetzung des primären Kriechens (s. Diagramm 16, Seite 30) kann nun angenommen werden, daß unter der sehr viel höheren Haltespannung  $\sigma_2$  auch Versetzungen in parallelen Gleitebenen aktiviert werden, die bislang nicht zu der Verformung des Materials beitragen. Die Versetzungsdichte in den Matrixkanälen der betreffenden Gleitebenen wird zu diesem Zeitpunkt als entsprechend gering angenommen, so daß unter der nun angelegten hohen Spannung zunächst ausschließlich der einer Sättigung unterliegende und damit für den 'Bereich I' typische Prozeß der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen in den Matrixkanälen vollzogen wird. Die Kriechrate nimmt folglich unmittelbar nach der Lasterhöhung entsprechend sprunghaft zu, während der konstant anliegenden Haltespannung dagegen kontinuierlich ab.

Unmittelbar nach den folgenden Lastwechseln wird in allen Versuchen, die bei den vergleichsweise niedrigen Temperaturen aufgenommen wurden, zunächst eine sprunghafte Änderung der Kriechrate gemessen, die in der Tendenz den monotonen Versuchen entspricht. Unter der konstant anliegenden niedrigen Haltespannung wird eine leichte Abnahme der Kriechrate beobachtet, unter der hohen Haltespannung dagegen wieder eine stetige Zunahme. Zum Teil kann die infolge eines Lastwechsels beobachtete sprunghafte Änderung der Kriechrate mit Hilfe der Spannungsabhängigkeit der Ausbreitungsgeschwindigkeit der Versetzungsbögen erklärt werden. Mit zunehmender Differenz der Haltespannungen kann jedoch zusätzlich durch die spontane Aktivierung bzw. Deaktivierung kurzer Versetzungssegmente auch die Zahl der zur Verformung beitragenden Versetzungen und damit der resultierende Betrag der sprunghaften Änderung der Kriechrate stark zu- bzw. abnehmen.

Als Ursache für den leichten Rückgang der Verformungsgeschwindigkeit zu Beginn der Halteperioden unter der konstant anliegenden niedrigen Haltespannung wird die Abnahme der Zahl von Versetzungen angenommen, die unter der kleineren Last noch beweglich sind. Das Zurückgleiten von Versetzungsbögen in eine für die kleinere Last stabile Konfiguration führt zu einer weiteren Verminderung der resultierenden Kriechrate (negatives Kriechen) und

zugleich zu einer Abnahme der Zahl der zuvor aufgestauten Versetzungen. Die resultierende Abnahme der effektiv wirksamen Spannung führt ihrerseits zu einem Rückgang der - für den Bereich II typischen - Abscherprozesse der Teilchen der Aushärtungsphase durch zuvor aufgestaute Versetzungen. Auch in diesem Fall kann folglich angenommen werden, daß erst mit Erreichen der für die Beanspruchung typischen Versetzungskonfiguration eine erneute Zunahme der Kriechrate erwartet werden kann. Der zu Beginn der Halteperiode gemessene Rückgang der Kriechrate ist damit auf Zunahme der thermisch aktivierten Erholungsprozesse zurückzuführen. Mit zunehmender Temperatur laufen die thermisch aktivierten Erholungsprozesse schneller ab. Der meßbare Betrag des Rückganges der Kriechrate nimmt entsprechend mit zunehmender Temperatur ab.

Mit Annäherung an die zuvor im Rahmen der Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate bestimmte kritische Temperatur  $T_C$  nimmt der Einfluß der unter der niedrigen Last ablaufenden Erholungsprozesse auf das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung zu. Dies wird insbesondere bei den Versuchen deutlich, die bei den Temperaturen  $T \geq T_4$  mit den großen Beträgen für die Differenz der Haltespannungen realisiert wurden. Bedingt durch die Zunahme der thermisch aktivierten Erholungsprozesse kann bei diesen hohen Temperaturen die während der vorhergehenden Beanspruchung in den Matrixkanälen aufgebaute Versetzungsdichte unter der niedrigen Haltespannung weitestgehend abgebaut werden. Die nach der folgenden Lasterhöhung gemessene stetige Abnahme der Kriechrate unter der konstant anliegenden hohen Haltespannung kann in diesem Fall nun durch den wieder neu einsetzenden - für den Bereich I typischen - Sättigungsprozeß der Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen beschrieben werden.

## 6.6 Lebensdauerprognose

Zur Berechnung der Lebensdauerprognose der Scheibenlegierung unter monotoner Kriechbeanspruchung wurde zunächst der materialspezifische Wert der Monkman-Grant Konstante anhand der Meßergebnisse der monotonen Kriechversuchen bestimmt. Als ein generelles Problem bei der Anwendung der Monkman-Grant Beziehung zu der Lebensdauerprognose stellt es sich dar, daß der zu einem Versuch zugehörige Datenpunkt selbst dann noch innerhalb des Streubandes des nach Gleichung ( 5.30) (s. Seite 72) ermittelten Wertes der Monkman-Grant Konstante zu liegen kommen kann, wenn in dem Versuch zugleich ein zu hoher Betrag für die minimale Kriechrate und eine sehr viel kürzere Lebensdauer bestimmt wurden. Solche denkbaren statischen Ausreißer werden nicht gezwungenermaßen erkannt.

Mit Hilfe des Wertes der Monkman-Grant Konstante und der in den einzelnen Versuchen gemessenen Beträge der minimalen Kriechrate wurde nun umgekehrt für jeden Versuch die theoretisch zu erwartende Bruchzeit berechnet. Das Diagramm 5.63 (s. Seite 72) zeigt den Vergleich zwischen der nach der Monkman-Grant Beziehung berechneten Bruchzeit  $t_{B,theo1}$  und der im Versuch gemessenen Bruchzeit.

Die Standardabweichung der logarithmischen Normalverteilung der theoretischen Lebensdauer berechnet sich zu  $s = 0.3$ . Als besonders kritisch sind die Datenpunkte in dem Diagramm 5.63 (s. Seite 72) anzusehen, die oberhalb des aus der Standardabweichung resultierenden Streubandes zu liegen kommen - für die also eine höhere Lebensdauer prognostiziert wird, als im Versuch gemessen wurde. Durch die Wichtung der Meßpunkte gelingt es, einen optimalen Wert für die Monkman-Grant Konstante zu bestimmen, so daß bei minimaler Breite des Streubandes in dem Zeitraum bis zu 1.000 h Versuchsdauer nur ein solch kritischer Datenpunkt auftritt.

Mit Hilfe des zuvor ermittelten Parametersatzes zur Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate auf der Basis des sinh()-Ansatzes (s. Mo-

dell 2, Kapitel 5.2.3.2, Seite 49) und der Monkman-Grant Beziehung läßt sich nun schließlich für jede Beanspruchung die zu erwartende Lebensdauer berechnen  $t_{B,theo2}$ . Die für die Lebensdauer  $t_{B,theo2}$  berechneten Werte wurden zum Vergleich mit den in den Versuchen gemessenen Werten mit in das Diagramm 5.63 (s. Seite 72) eingezeichnet. Die betreffenden Datenpunkte kommen ebenfalls in dem zuvor ermittelten Streuband zu liegen. Mit Hilfe des ermittelten Parametersatzes gelingt es sogar, die Datenpunkte in Richtung noch kleinerer Werte für die prognostizierte Lebensdauer zu verschieben. Als kritisch anzusehende Ausreißer treten wieder nur für Temperatur- Spannungskonstellationen auf, für die in den Versuchen Bruchzeiten deutlich größer 1.000 h gemessen wurden.

Schließlich ist es mit Hilfe des gleichen Ansatzes möglich, eine Lebensdauerprognose für jede realisierbare Temperatur-Spannungskonstellation zu berechnen. Das Diagramm 5.64 (s. Seite 73) zeigt die resultierenden Zeitstandlinien der Legierung Udimet 720 Li.

Die oberhalb der ermittelten kritischen Temperatur  $T_C$  beobachtete starke Abnahme des Kriechwiderstandes führt unter der Annahme der Gültigkeit eines konstanten, temperatur-unabhängigen Wertes für die Monkman-Grant Konstante zu einer vergleichbar starken Abnahme der Lebensdauer.

Die im Diagramm 5.64 (s. Seite 73) eingezeichneten, markierten Meßpunkte stellen die letzten Datenpunkte von zwei bei der Temperatur  $T_6$  vorgenommenen Versuchen dar, die nach Erreichen von mehr als 3.5 % inelastischer Dehnung bei dem Versuch mit 300 MPa Haltespannung bzw. mehr als 14 % Dehnung bei dem Versuch mit 100 MPa Haltespannung abgebrochen wurden (vergleiche Kriechkurven in Diagramm 5.8, Seite 25). Trägt man die Werte der Versuchsdauer als 'kleinste zu erwartende Lebensdauer' in das Zeitstand-Diagramm mit ein, kommt es zu einer sehr guten Korrelation mit der allein aus den Werten der minimalen Kriechrate und dem Wert der Monkman-Grant Konstante berechneten Zeitstandlinie. Aus dem im monotonen Kriechversuch ermittelten maximalen Verformungswiderstand des Werkstoffes kann mit Hilfe der von Monkman und Grant formulierten Beziehung somit unmittelbar auf die zu erwartende Lebensdauer der Scheibenlegierung unter monotoner Beanspruchung geschlossen werden.

## 7 Zusammenfassung

Das Verformungsverhalten der Scheibenlegierung Udimet 720 Li wurde im praxisrelevanten Temperaturbereich unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessen.

Für die Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der an der teilchengehärteten Legierung unter monotoner Kriechbeanspruchung gemessenen minimalen Kriechrate wurde ein physikalisch begründeter Ansatz herangezogen.

Auf der Basis dieses zugrundegelegten Ansatzes ist eine einfache Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate bei konstanter Temperatur möglich.

In dem untersuchten Temperaturintervall kommt es ausschließlich in Abhängigkeit von der Temperatur zu einem Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus und damit verbunden zu einer starken Abnahme des Kriechwiderstandes der Legierung.

Aufbauend auf dem CRISPEN-Modell wurde ein halb-empirisches Modell zur Beschreibung des Verformungsverhaltens entwickelt. Durch den Bezug auf die zugrundeliegenden metallphysikalischen Prozesse ist mit dem modifizierten Modell die von einem phänomenologisch definierten Schädigungsparameter unabhängige Berechnung des unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens möglich.

Mit Hilfe des ermittelten Parametersatzes gelingt es, die in verschiedenen Laboratorien generierten Kriechdaten der Legierung gut zu beschreiben.

Aufbauend auf den gewonnenen Ergebnissen wurde zum Schluß des Projektes ein Modell entwickelt, das die ablaufenden metallphysikalischen Prozesse noch stärker in den Mittelpunkt rückt. Ersten Ergebnissen zufolge kann das Verformungsverhalten der teilchengehärteten Legierung im Bereich kleiner Verformungsgrade allein durch die Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen in dem Gefüge des Werkstoffes modelliert werden.

Die Abnahme der Kriechrate während des primären Kriechens wird durch den Sättigungsprozeß erklärt, dem die Ausbreitungsbewegung der Versetzungsbögen in den Matrixkanälen der endlichen Körner unterliegt.

Das unter monotoner Beanspruchung gemessene Minimum der resultierenden Kriechrate und die erneute Zunahme der Kriechrate zu Beginn des tertiären Kriechens resultieren dagegen aus der Überlagerung des zuvor beschriebenen Sättigungsprozesses mit der Ausbreitungsbewegung von Versetzungsbögen der nachfolgenden Generation sowie dem Beitrag des paarweisen Abscherens der Teilchen der Aushärtungsphase durch aufeinanderfolgende Versetzungsbögen verschiedener Generationen.

Mit Hilfe der Ergebnisse der Arbeiten zur Modellierung des Verformungsverhaltens der teilchengehärteten Hochtemperaturlegierung wurde ein wesentlicher Beitrag zum Verständnis des unter monotoner und zyklischer Kriechbeanspruchung gemessenen Verformungsverhaltens der Scheibenlegierung Udimet 720 Li und zur Berechnung der technisch nutzbaren Lebensdauer der Hochdruckturbinenscheiben geleistet.

Unter monotoner Kriechbeanspruchung kann die zu erwartende Lebensdauer der Scheibenlegierung mit Hilfe der empirischen Monkman-Grant Beziehung berechnet werden. Der Vergleich zwischen der gemessenen und der berechneten Lebensdauer führt zu einer logarithmischen Standardabweichung von  $s = 0.3$ .

Die oberhalb der kritischen Temperatur beobachtete starke Abnahme des Kriechwiderstandes der Legierung führt unter der Annahme eines von der Temperatur unabhängigen Wertes der Monkman-Grant Konstante zu einer vergleichbaren Abnahme der Zeitstandfestigkeit.

Die Rißinitiation unter Kriechbeanspruchung wird bei der Scheibenlegierung Udimet 720 Li oft an oberflächennahen Titan-Karbo-Nitriden beobachtet. Die Rißausbreitung erfolgt interkristallin.

## 8 Literaturverzeichnis

- [Arg 87] Argon, A.S.; Bhattacharya, A.K. (1987) Primary Creep in Nickel: Experiments and Theory. *Acta metall.* Vol. 35, No. 7, pp. 1499-1514, 1987
- [Blu 96] Blum, W. (1996) Hochtemperaturverformung . Materialwissenschaftliche Grundlagen. Symposium 7. DGM Werkstoffwoche 1996. ISBN 3-88355-235-6
- [Bod 79] Bodner, S.R.; Partom, I.; Partom, Y. (1979) Uniaxial Cyclic Loading of Elastic-Viscoplastic Materials. *Journal of Applied Mechanics*, December 1979, Vol. 46, pp. 805-810
- [Bri 96] Lupinc, V.; Maldini, M. (1996) Development of an Understanding of the Materials Properties under the combined Influence of Creep, Fatigue and Oxidation. 4th Six-Monthly Report R-96/11. Istituto per la Tecnologia dei Materiali Metallici non Tradizionali.
- [Cha 89] Chaboche, J.L. (1989) Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, pp. 247-302.
- [Dan 88] Danzer, R. (1988) Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen. Gebrüder Borntraeger Berlin, Stuttgart
- [Duh 89] Duhl, D.N. (1989) Superalloys, Supercomposites and Superceramics. Ed. by John K. Tien, Thomas Caufield. *Material Science Series*, Boston, 1989, pp. 150
- [Dys 90] Dyson, B.F.; McLean, M. (1990) Creep Deformation of Engineering Alloys: Developments from Physical Modelling. *ISIJ International*, Vol. 30, No. 10, 1990
- [Dys 93] Dyson, B.F.; Osgerby, S. (1993) Modelling and Analysis of Creep Deformation and Fracture in a 1 Cr 1/2 Mo Ferritic Steel. NPL Report DMM(A)116, ISSN 0956-2423
- [Est 84] Estrin, Y.; Mecking, H. (1984) A Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep Based on One-Parameter Models. *Acta Metallurgica*. Vol. 32, No. 1, pp. 57-70.
- [Fel 92] Feller-Kniepmeier, M.; Poschmann, I. (1992) Einfluß von Dehngeschwindigkeit und Temperatur auf das Spannung-Dehnungs-Verhalten und die Mikrostruktur der einkristallinen Nickel-Basislegierung SRR99. Forschungsbericht vom Sonderforschungsbereich 339 - Schaufeln und Scheiben in Gasturbinen, 1990-1992, TU-Berlin
- [For 94] Forbes, K. R. (1994) Mechanism of High Temperature Deformation of NiAl Single Crystals. Dissertation. Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, 1994
- [Fro 98] Froberg, G. (1998) Schriftliche Mitteilung zu einer Projektbesprechung
- [FVV 97] Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V. (1997) Hochtemperatur Bauteillebensdauer, Heft 652, Vorhaben 199, Abschlußbericht.
- [Haa 84] Haasen, P. (1984) *Physikalische Metallkunde*. Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo

- [Här 98] Härkegaard, G.; Guédou, J.Y. (1998) Disc materials for advanced gas turbines. *Materials for Advanced Power Engineering*, 1998. Hrg. J. Lecomte-Beckers et al. KFA Jülich, 1998, Bd. II. S. 913
- [Hir 82] Hirth, J.B.; Lothe, J. (1982) *Theory of dislocations*. Second edition. Wiley & Sons. New York Chichester Brisbane Toronto Singapore. Seite 639. ISBN 0-471-09125-1
- [Ils 73] Ilschner, B. (1973) *Hochtemperatur-Plastizität*. Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York
- [Ils 90] Ilschner, B. (1990) Formänderung, Schädigung und Bruch durch mechanische Beanspruchung bei hoher Temperatur. *Gefüge und Bruch. Materialkundliche-Technische Reihe, Band 9*, 1990, Berlin-Stuttgart (Borntraeger)
- [Ion 86] Ion, J.C.; Barbosa, A.; Ashby, M.F.; Dyson, B.F.; McLean, M. (1986) *The Modelling of Creep for Engineering Design - I*. NPL Report DMA A115, April 1986
- [Koc 76] Kocks, U.F (1976) *J. Engng. Mater. Tech. (ASME H)* 98, 76 (1976)
- [Koc 79] Kocks, U.F; Mecking, H. (1979) in 'Strength of Metals and Alloys' (edited by P. Haasen, V. Gerold and G. Kostorz), Vol. I, p. 345. Pergamon Press, Oxford (1979)
- [Kre 87] Krempl, E. (1987) Models of viscoplasticity some comments on equilibrium (back) stress and drag stress. *Acta Mechanica* 69, pp. 25-42 (1987)
- [Lem 90] Lemaitre, J.; Chaboche, J.-L. (1990) *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, Cambridge, UK
- [Mec I 81] Mecking, H.; Kocks, U.F. (1981) *Acta metall.* 29, 1865 (1981)
- [Mec II 81] Mecking, H. (1981) in 'Dislocation Modelling of Physical Systems' (edited by M.F. Ashby et al.), p. 197. Pergamon Press, Oxford (1981)
- [Mil 76] Miller, A. (1976) An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic and creep deformation: Part I - Equations development and analytical procedures. *Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, 1976
- [Mon 56] Monkman, F.H.; Grant, N.J. (1956) An empirical relationship between rupture life and minimum creep-rate in creep-rupture tests. *Proc. ASTM* 56, 593-620.
- [Pol 92] Pollock, T.M.; Argon, A.S. (1992) Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals. *Acta metall. mater.* 40,1 (1992) pp. 1-30
- [Pre 92] Press, W.H.; Teukolsky, S.A.; Vetterling, W.T.; Flannery, B.P. (1992) *Numerical Recipes in C. Second Edition*. Cambridge University Press. ISBN 0-521-43108-5
- [Rep 89] Reppich, B. (1989) Grundvorgänge des Kriech- und Zeitstandverhaltens am Beispiel teilchengehärteter Superlegierungen. *Konferenz-Einzelbericht: Festigkeit und Verformung bei hoher Temperatur. Vortragstexte eines Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde*, 1989, Seite 139-163

- [Rie 87] Riedel, H. (1987) Fracture at High Temperatures. Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York
- [Rub 95] Rubesa, D. (1995) Lifetime for metallic materials in the creep-fatigue interaction regime based on the constitutive modelling of material behaviour. Doktorarbeit, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, Österreich
- [Sal 97] Salomonsson, A.; Järvstråt, N. (1997) Implementation and verification of Chaboche material model in VpSim. Diplomarbeit angefertigt bei Volvo Aero Corporation.
- [Sch 97] Schumacher (1997), Hahn-Meitner-Institut Berlin, mündliche Mitteilung.
- [Säh 93] Sähn, S.; Göldner, H. (1993) Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre. Fachbuchverlag Leipzig, Köln
- [Sie 97] Sievert, R.; Österle, W.; Olschewski, J.; Ziebs, J. (1997) Physical Interpretation of a Viscoplastic Model Applied to High Temperature Performance of a Nickel-base Superalloy. Zeitschrift für Metallkunde 88 (1997) Band 5
- [She] Sherby, O. D.; Trozera, T. A.; Dorn, J. E. (1956) Effect of Creep Stress History at High Temperatures on the Creep of Aluminium Alloys. Proc. ASTM 56, 56 (1956)
- [Sim 87] Sims, C.T.; Stoloff, N.S, Hagel, W.C. (1987) The Superalloys II. John Wiley & Sons, New York, Chichester, Brisbane, Toronto, Singapore, ISBN 0-471-01147-9
- [Ste 86] Steen, M. (1986) The relationship between microstructure and internal stress in creep. High Temperature Alloys for Gas Turbines and other Applications, 1986. Hrg. W. Betz et al. D. Reidel Publishing, Liege, Belgium, 1986, S. 1345
- [Wil 94] Wilshire, B.; Evans, R.W. (1994) Acquisition and Analysis of Creep Data. Journal of Strain Analysis, Vol. 29, No. 3, 1994

## Anhang A Liste der verwendeten Symbole

$A_1$	von den Versetzungsbögen der ersten Generation überstrichene, normierte Fläche [ ]
$A_2$	von den Versetzungsbögen der zweiten Generation überstrichene, normierte Fläche [ ]
$b$	Burgersvektor [m]
$B_1$	Zahl der Versetzungsbögen der ersten Generation in einer Gleitebene [ ]
$B_2$	Zahl der Versetzungsbögen der zweiten Generation in einer Gleitebene [ ]
$c_1$	Parameter zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit
$c_{2,3}$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit
$C_c$	Parameter im CRISPEN-Modell zur Modellierung des Schädigungszuwachses verursacht durch die Evolution der Mikrostruktur
$C_{MG}$	Monkman-Grant Konstante [% h]
$C'$	Parameter zur Modellierung der Zunahme der effektiven Spannung [ ]
$d$	Teilchendurchmesser
$da$	Zuwachs an Abgleitung [m]
$dt$	Zeitintervall [s]
$dx$	Weglänge [m]
$E_L$	Linienenergie einer Versetzung [J/m]
$F$	linienhaft verteilte Kraft [N/m]
$G$	Schubmodul [GPa]
$H$	Funktion im CRISPEN-Modell zur Beschreibung der Verfestigung
$k_B$	Boltzmann Konstante [J/K]
$k$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der Rückspannung im CRISPEN-Modell [MPa]
$k_0$	Parameter zur Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate [%/h]
$k_1$	Parameter zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate [%/h]
$k_{1eff}$	Parameter zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate im vereinfachten CRISPEN-Modell [%/h]
$k_2$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate [ $m^2/N$ ]
$k_3$	Parameter zur Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit Kriechrate im CRISPEN-Modell [%/h]
$k_4$	Parameter zur Modellierung der zeitlichen Änderung der Zahl der mobilen Versetzungsbögen [1/s]
$l$	Teilchenabstand [m]
$m'$	Geradensteigung einer Ausgleichgeraden im CRISPEN Modell [ $(MPa K)^{-1}$ ]
$n$	Spannungsexponent des Norton-Gesetzes
$n_c$	Parameter im CRISPEN-Modell zur Modellierung des Schädigungszuwachses verursacht durch den Verlust tragenden Querschnitts
$n'$	Achsenabschnitt einer Ausgleichgeraden im CRISPEN-Modell [ ]
$n_{\perp}$	Versetzungsdichte im Korn [ $1/m^2$ ]
$N_{mob}$	Zahl der mobilen Versetzungen [ $1/m^2$ ]
$N_{Saett}$	Zahl der mobilen Versetzungen im Sättigungszustand [ $1/m^2$ ]
$N_{tot}$	totale Versetzungsbogendichte [ $1/m^2$ ]
$N_0$	Zahl der mobilen Versetzungen bei Einsetzen der meßbaren Verformung [ $1/m^2$ ]
$P_1$	Zahl der Versetzungsbogenpaare der ersten Generation, die sich annihilieren können [ ]

$P_2$	Zahl der Versetzungsbogenpaare der zweiten Generation, die sich annihilieren können [ ]
$Q$	Aktivierungsenergie [J]
$R$	Funktion im CRISPEN-Modell zur Beschreibung der Erholung
$S$	Zustandsfunktion des CRISPEN-Modells
$t_B$	Bruchzeit [h]
$t_{B, \text{theo}}$	berechnete theoretische Bruchzeit [h]
$T$	Temperatur [K]
$T_C$	kritische Temperatur, oberhalb derer es zu einem Wechsel des Verformungsmechanismus kommt [K]
$T_M$	Schmelzpunkt einer Legierung [K]
$v$	mittlere Versetzungsgeschwindigkeit [m/h]
$v_0$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der mittleren Versetzungsgeschwindigkeit [m/h]
$V$	Aktivierungsvolumen [m <sup>3</sup> ]
$V_{\text{eff}}$	Aktivierungsvolumen im vereinfachten CRISPEN-Modell
$V^*$	elementares Aktivierungsvolumen [m <sup>3</sup> ]
$w_s$	Sprungfrequenz, mit der die Teilchen der Aushärtungsphase überwunden werden [s <sup>-1</sup> ]
$w_1$	Sprungfrequenz, mit der sich die Bögen der ersten Generation durch die Matrixkanäle bewegen [s <sup>-1</sup> ]
$w_2$	Sprungfrequenz, mit der sich die Bögen der zweiten Generation durch die Matrixkanäle bewegen [s <sup>-1</sup> ]
$W^*$	in einem atomaren Einzelschritt verrichtete mechanische Arbeit [Nm]
$\alpha$	Proportionalitätsfaktor [ ]
$\delta$	Gleitebenenabstand [m]
$\Delta$	Differenzoperator
$d\varepsilon$	Dehnungsinkrement [%]
$\varepsilon$	Dehnung [%]
$\varepsilon_0$	spontane inelastische Dehnung [%]
$\varepsilon_{\text{inelast}}$	verbleibende inelastische Dehnung [%]
$\varepsilon_{\text{tot}}$	totale Dehnung [%]
$\varepsilon_f$	Bruchdehnung [%]
$\dot{\varepsilon}$	Dehn- bzw. Kriechrate [%/h]
$\dot{\varepsilon}_0$	anfängliche Kriechrate bei Unterdrückung des primären Kriechens im vereinfachten CRISPEN-Modell [%/h]
$\dot{\varepsilon}_i$	anfängliche Kriechrate [%/h]
$\dot{\varepsilon}_{\text{min}}$	minimale Kriechrate [%/h]
$\phi$	mittlerer Korndurchmesser [m]
$\eta$	Parameter zur Modellierung der Zeitabhängigkeit der Kriechrate im CRISPEN-Modell [h]
$\lambda$	mittlere freie Weglänge [m]
$\sigma$	mechanische Spannung [MPa]
$\sigma_{\text{eff}}$	von einem Versetzungsaufstau resultierende, effektiv wirkende Spannung [MPa]
$\sigma_{\text{krit.}}$	kritische Spannung im CRISPEN-Modell zur Berücksichtigung eines evt. Wechsels des dominierenden Verformungsmechanismus bei konstanter Temperatur [MPa]
$\sigma_{\text{Rück}}$	Rückspannung im CRISPEN-Modell [MPa]
$\sigma_{\text{th}}$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der Rückspannung im CRISPEN-Modell [MPa]
$\sigma_T$	wahre Spannung [MPa]

$\sigma_0$	Streckgrenze [MPa]
$\sigma_1$	Parameter zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der Rückspannung im CRISPEN-Modell [MPa]
$\tau_{nb}$	Schubspannung
$\tau_O$	Orowan-Spannung [MPa]
$\tau_P$	innere Spannung zur Modellierung des Härtungsbeitrages der Mischkristallverfestigung [MPa]
$\nu$	Sprungfrequenz [1/s]
$\nu_{eff}$	effektive Sprungfrequenz [1/s]
$\nu_0$	Parameter zur Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Sprungfrequenz [1/s]
$\nu'_0$	Parameter zur Beschreibung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Sprungfrequenz [1/s]
$\nu^+$	Sprungfrequenz in Richtung der angelegten Spannung[1/s]
$\nu^-$	Sprungfrequenz entgegen der Richtung der angelegten Spannung[1/s]
$\omega$	Schädigungsparameter
$\mu$	Schmid-Faktor [ ]
$\psi_i$	geometrische Faktoren zur Berechnung der resultierenden Verformungsgeschwindigkeit in Modell 3 [ ]

## Anhang B Spannungs-Temperaturabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit

Die unter Einwirken einer äußeren Spannung  $\sigma$  in einer Gleitebene wirksame Schubspannung  $\tau_{nb}$  berechnet sich nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz [Haa 84] wie folgt:

$$(B 1) \tau_{nb} = \mu \sigma; \quad \mu - \text{Schmid-Faktor}$$

Das Produkt aus der Schubspannung  $\tau_{nb}$  und dem Betrag des Burgersvektors ergibt den Betrag der auf die Versetzungslinie wirkenden, linienhaft verteilten Kraft  $F$ :

$$(B 2) F = \tau_{nb} b$$

$$(B 3) F = \mu \sigma b$$

Ein Versetzungsbogen, der in seiner Gleitebene auf zwei Teilchen der Aushärtungsphase mit dem Durchmesser  $d$  und Abstand  $l$  trifft (s. Diagramm B 1), wird bei niedrigen Temperaturen vor den Teilchen aufgestaut, bis die auf den Bogen wirkende, linienhaft verteilte Kraft  $F$  ein kritisches Maß überschreitet und das Versetzungssegment die Teilchen abschert.

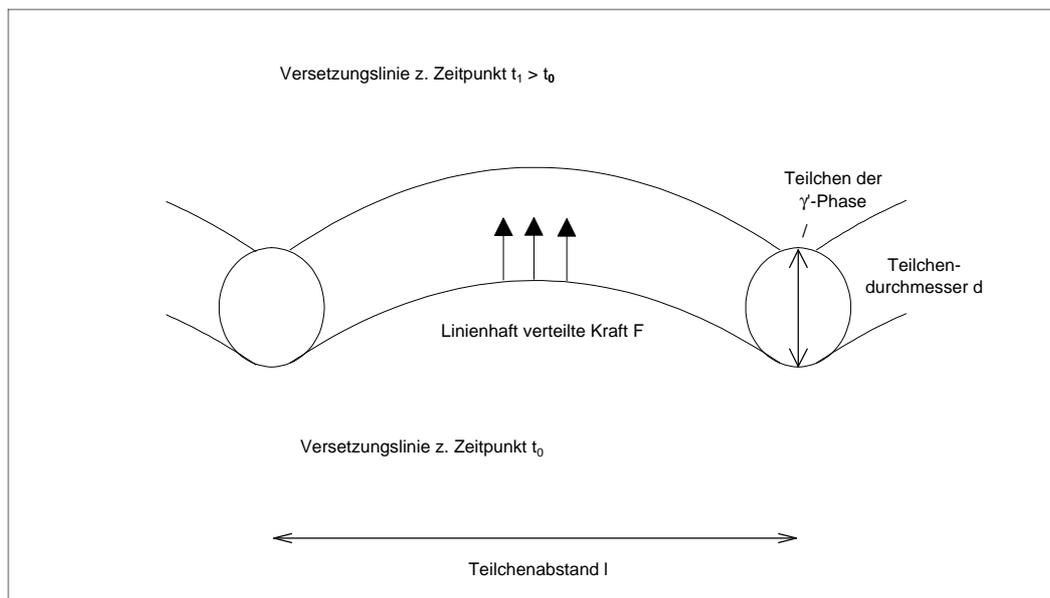


Diagramm B 1: Veranschaulichung des Überwindungsprozesses von den Teilchen der Aushärtungsphase durch ein zuvor aufgestautes Versetzungssegment

Die beim Scherprozeß verrichtete Arbeit  $W$  berechnet sich wie folgt:

$$(B 4) W = F l d; \quad l - \text{Teilchenabstand}$$

$$(B 5) W = \mu \sigma b l d$$

$$(B 6) W = \sigma V \quad V - \text{Aktivierungsvolumen für den Gesamtprozeß}$$

Das Aktivierungsvolumen  $V$  ist abhängig vom Abstand und dem Durchmesser der Teilchen sowie von dem Betrag des Burgersvektors der scherenden Versetzung. Der Betrag des Aktivierungsvolumens ist charakteristisch für den Mechanismus der Teilchenüberwindung.

Enthält die Schnittfläche  $z$  Atome, berechnet sich das elementare Aktivierungsvolumen  $V^*$  zu:

$$(B 7) \quad V^* = V / z$$

Die in einem einzelnen Schritt auf atomarer Ebene verrichtete Arbeit berechnet sich entsprechend zu:

$$(B 8) \quad W^* = \sigma V^*$$

Mit zunehmender Temperatur gewinnt der Anteil der thermischen Aktivierung der Teilchenüberwindung an Bedeutung. Die Sprungfrequenz  $\nu$ , mit der eine Stufenversetzung eine Energiebarriere  $Q$  rein thermisch aktiviert überwindet (s. Diagramm B 2), kann in Anlehnung an die Boltzmann-Statistik wie folgt berechnet werden:

$$(B 9) \quad \nu = \nu_0 \exp(-Q / (k_B T))$$

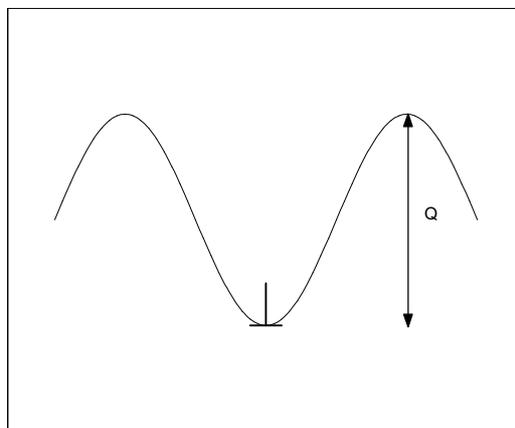


Diagramm B 2: Stufenversetzung in einer Potentialmulde.

Die thermisch aktivierte Bewegung ist ungerichtet. Unter Einwirkung einer äußeren Last erhöht sich die Sprungwahrscheinlichkeit in Richtung der angelegten Spannung entsprechend der auf atomarer Ebene geleisteten mechanischen Arbeit  $\sigma V^*$ :

$$(B 10) \quad \nu^+ = \nu_0 \exp(-Q + \sigma V^* / (k_B T))$$

In Gegenrichtung wird die Sprungwahrscheinlichkeit entsprechend erniedrigt:

$$(B 11) \quad \nu^- = \nu_0 \exp(-Q - \sigma V^* / (k_B T))$$

Die effektive Sprungfrequenz berechnet sich zu:

$$(B 12) \quad \nu_{\text{eff}} = \nu^+ - \nu^-$$

$$(B 13) \quad = \nu_0 \exp(-Q / (k_B T)) \{ \exp(\sigma V^* / (k_B T)) - \exp(-\sigma V^* / (k_B T)) \}$$

$$(B 14) \quad = \nu_0 \exp(-Q / (k_B T)) 2^{1/2} \{ \exp(\sigma V^* / (k_B T)) - \exp(-\sigma V^* / (k_B T)) \}$$

$$(B 15) \quad = \nu_0 \exp(-Q / (k_B T)) 2 \sinh(\sigma V^* / (k_B T))$$

$$(B 16) \quad = \nu'_0 \exp(-Q / (k_B T)) \sinh(\sigma V^* / (k_B T)); \quad \nu'_0 = 2 \nu_0$$

Die mittlere Geschwindigkeit, mit der sich die Versetzungen bewegen, berechnet sich aus dem Produkt aus effektiver Sprungfrequenz und mittlerer freier Weglänge  $\lambda$ . Für die sich einstellende Verformungsgeschwindigkeit ergibt sich in Anlehnung an die Orowan-Beziehung:

$$(B 17) \quad \dot{\epsilon} = N_{\text{mob}} v b$$

$$(B 18) \quad = N_{\text{mob}} v_{\text{eff}} \lambda b$$

$$(B 19) \quad = N_{\text{mob}} v'_0 \exp(-Q / (k_B T)) \sinh(\sigma V^* / (k_B T)) \lambda b$$

Wird die Zahl der beweglichen Versetzungen als unabhängig von der Beanspruchung angenommen, lässt sich die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit wie in Gleichung (B19) dargestellt allein mit Hilfe der Größen der Aktivierungsenergie und des Aktivierungsvolumens beschreiben. Diese Größen wurden zuvor eingeführt, um die Wechselwirkung eines Versetzungsbogensegmentes mit den Teilchen der Aushärtungsphase modellieren zu können. Die Beträge der Parameter sind dabei charakteristisch für den aktivierten Mechanismus, mit dem die Teilchen überwunden werden.

## Anhang C Durchgeführte Kriechversuche an Udimet 720 Li

Die folgenden Tabellen geben einen Überblick über die im Rahmen des von dem Bundesministerium für Bildung und Forschung geförderten Gesamtprojektes 'Umweltschonender Antrieb, Engine 3E 2010' an Udimet 720 Li vorgenommenen Kriechversuche.

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP1	T <sub>2</sub>	780	CRU7x027	EX872/5/3
TP1	T <sub>3</sub>	780	CRU7x029	EX872/5/3
TP1	T <sub>4</sub>	480	CRU7x023	EX872/5/3
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x011	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x012	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x017	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x018	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x020	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	525	CRU7x021	EX872/5/1
TP1	T <sub>4</sub>	780	CRU7x030	EX872/5/3

Teilprojekt 1: Untersuchung der Gefügestabilität

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP2	T <sub>1</sub>	950	CRU7x041	Z3-1244
TP2	T <sub>1</sub>	1075	CRU7x043	Z3-1244
TP2	T <sub>2</sub>	650	CRU7X038	Z3-1244
TP2	T <sub>2</sub>	900	CRU7x037	Z3-1244
TP2	T <sub>2</sub>	900	CRU7x039	Z3-1244
TP2	T <sub>4</sub>	525	CRU7x025	Z3-1244
TP2	T <sub>4</sub>	675	CRU7x034	Z3-1244
TP2	T <sub>4</sub>	800	CRU7x036	Z3-1244

Teilprojekt 2: Einfluß eines erhöhten Stickstoffgehaltes

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP3	T <sub>1</sub>	900	CRU7x071	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	900	CRU7x079	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	900	CRU7x080	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	900	CRU7x081	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	950	CRU7x050	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	950	CRU7x052	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	950	CRU7x053	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x055	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x056	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x057	EX872/3/3
TP3	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x082	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	450	CRU7x058	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	450	CRU7x060	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	450	CRU7x062	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	500	CRU7x059	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	500	CRU7x061	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	500	CRU7x063	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	500	CRU7x078	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	600	CRU7x076	EX872/3/3
TP3	T <sub>4</sub>	600	CRU7x077	EX872/3/3

Teilprojekt 3: Eigenspannungsabbau in kugelgestrahlten Oberflächen

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP4	T <sub>0</sub>	950	CRU7x072	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1050	CRU7x064	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1050	CRU7x066	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1100	CRU7x065	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1100	CRU7x067	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1150	CRU7x069	EX872/3/3
TP4	T <sub>0</sub>	1200	CRU7x068	EX872/3/3

Teilprojekt 4: Untersuchung des Zeitstandverhaltens unter monotoner Kriechbeanspruchung (I/III)

- Fortsetzung -

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP4	T <sub>1</sub>	950	CRU7x045	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	950	CRU7x046	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	950	CRU7x048	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	950	CRU7x049	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	950	CRU7x091	M1
TP4	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x047	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	1000	CRU7x089	M1
TP4	T <sub>1</sub>	1050	CRU7x054	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	1050	CRU7x088	M1
TP4	T <sub>1</sub>	1100	CRU7x087	M1
TP4	T <sub>1</sub>	1150	CRU7x070	EX872/3/3
TP4	T <sub>1</sub>	1150	CRU7x092	M1
TP4	T <sub>2</sub>	700	CRU7x073	EX872/3/3
TP4	T <sub>2</sub>	700	CRU7x090	M1
TP4	T <sub>2</sub>	750	CRU7x074	M1
TP4	T <sub>2</sub>	750	CRU7x075	M1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x002	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x003	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x004	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x005	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x006	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x007	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x008	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	780	CRU7x010	EX872/5/1
TP4	T <sub>2</sub>	800	CRU7x084	M1
TP4	T <sub>2</sub>	850	CRU7x083	M1
TP4	T <sub>2</sub>	900	CRU7x085	M1
TP4	T <sub>2</sub>	950	CRU7x086	M1
TP4	T <sub>3</sub>	525	CRU7x031	EX872/5/3
TP4	T <sub>3</sub>	580	CRU7x032	EX872/5/3
TP4	T <sub>3</sub>	780	CRU7x024	EX872/5/3

Teilprojekt 4: Untersuchung des Zeitstandverhaltens unter monotoner Kriechbeanspruchung (II/III)

- Fortsetzung -

Teilprojekt	Temperatur	Spannung [MPa]	Versuch	Serialnummer der Scheibe bzw. des COS-Shapes
TP4	T <sub>4</sub>	350	CRU7x111	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	350	CRU7x112	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	400	CRU7x110	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	480	CRU7x022	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	525	CRU7x009	EX872/5/1
TP4	T <sub>4</sub>	525	CRU7x026	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	600	CRU7x101	M1
TP4	T <sub>4</sub>	650	CRU7x108	M1
TP4	T <sub>4</sub>	680	CRU7x013	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	700	CRU7x098	M1
TP4	T <sub>4</sub>	700	CRU7x099	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	725	CRU7x014	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	725	CRU7x015	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	750	CRU7x016	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	750	CRU7x019	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	750	CRU7x095	M1
TP4	T <sub>4</sub>	750	CRU7x096	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	780	CRU7x028	EX872/5/3
TP4	T <sub>4</sub>	800	CRU7x094	M1
TP4	T <sub>4</sub>	800	CRU7x097	TEREC122
TP4	T <sub>4</sub>	800	CRU7x107	M1
TP4	T <sub>5</sub>	350	CRU7x104	M1
TP4	T <sub>5</sub>	400	CRU7x102	TEREC122
TP4	T <sub>5</sub>	400	CRU7x105	M1
TP4	T <sub>5</sub>	450	CRU7x106	M1
TP4	T <sub>5</sub>	550	CRU7x109	M1
TP4	T <sub>5</sub>	600	CRU7x103	TEREC122
TP4	T <sub>6</sub>	500	CRU7x042	EX872/5/3
TP4	T <sub>6</sub>	700	CRU7x044	EX872/5/3

Teilprojekt 4: Untersuchung des Zeitstandverhaltens unter monotoner Kriechbeanspruchung (III/III)

ID	Versuch	Temperatur	Halte- spannung $\sigma_{H1}$ [MPa]	Dehnungs- intervall $\Delta\varepsilon_1$ [%]	Halte- spannung $\sigma_{H2}$ [MPa]	Dehnungs- intervall $\Delta\varepsilon_2$ [%]
1	CC008	T <sub>1</sub>	950	0.3	1000	0.5
2	CC007	T <sub>1</sub>	950	0.3	1050	0.6
3	CC006	T <sub>1</sub>	950	0.3	1100	0.6
4	CC009	T <sub>1</sub>	950	0.3	1150	0.6
5	CC001	T <sub>2</sub>	800	0.2	850	0.3
6	CC004	T <sub>2</sub>	800	0.3	900	0.5
7	CC005	T <sub>2</sub>	800	0.3	950	0.6
8	CC002	T <sub>2</sub>	850	0.3	800	0.2
9	CC010	T <sub>4</sub>	600	0.3	650	0.6
10	CC011	T <sub>4</sub>	600	0.3	700	0.6
11	CC013	T <sub>4</sub>	600	0.3	800	0.6
12	CC014	T <sub>5</sub>	350	0.3	550	0.6

Teilprojekt 5: Untersuchung des Zeitstandverhaltens unter zyklischer Kriechbeanspruchung

## Lebenslauf

Name: Michael Rumi  
Geburtsdatum: 17. März 1969  
Geburtsort: Berlin  
Staatsangehörigkeit: deutsch  
Familienstand: ledig

### Schulausbildung:

1974 - 1981 Ellef-Ringnes-Grundschule, Berlin - Heiligensee  
1981 - 1988 Gabriele von Bülow Gymnasium, Berlin - Tegel

### Hochschulausbildung:

1988 Immatrikulation im Fachbereich Werkstoffwissenschaften  
an der Technischen Universität Berlin  
1994 Abschluß des Ingenieurstudiums  
Thema der Diplomarbeit:  
'Bruchverhalten der einkristallinen Nickel-Basis-Legierung SC16'  
angefertigt am Institut für metallische Werkstoffe  
betreut von Herrn Prof. Dr. rer. nat. H.J. Wever

### Auslandsaufenthalt:

1994 - 1995 Aufenthalt in Afrika nach dem Abschluß des Studiums

### Promotion:

Mai 1996 - Juli 1998  
Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für metallische  
Werkstoffe an der TU Berlin  
Thema der Doktorarbeit:  
'Verformungsverhalten der Hochdruckturbinen-  
Scheibenlegierung Udimet 720 Li bei hohen Temperaturen'  
in Zusammenarbeit mit der Firma BMW Rolls-Royce GmbH  
betreut von Herrn Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. G. Froberg  
und Herrn Dr. rer. nat. A. Plath  
August 1998 - Dezember 1998  
Angestellter der Firma BMW Rolls-Royce GmbH  
in der Abteilung Werkstofftechnik EB-5