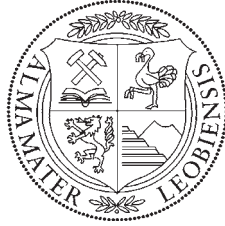


Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering

Montanuniversität Leoben



DIPLOMARBEIT

*Untersuchung des meta-dynamischen
Rekristallisationsverhaltens der Nickelbasislegierung
Allvac[®] 718Plus[™]
und
Optimierung der numerischen Gefügesimulation in
DEFORM 2D[™]*

Daniel Huber

Studienrichtung Werkstoffwissenschaft G970

Betreut von Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christof
Sommitsch

Juni 2009

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Diplomarbeit selbstständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche erkenntlich gemacht habe.

Leoben, Juni 2009

Daniel Huber

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand am Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation am Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben. Für das Gelingen der Arbeit möchte ich folgenden Personen meinen Dank aussprechen:

Ganz besonders möchte ich Herrn Univ. Prof. Christof Sommitsch, Leiter des Christian Doppler Laboratoriums für Werkstoffmodellierung und Simulation und neuer Vorstand des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz, für die Betreuung und Hilfestellung danken. In vielen Diskussionen konnte ich von seinem Wissen zehren, um in neuen Wegen denken und die vorliegende Arbeit vollenden zu können. Für sein stetes Interesse am Fortschreiten meiner Arbeit inklusive der Begutachtung möchte ich mich ebenfalls bedanken.

Weiters sei hier Herrn Dr. Christoph Stotter gedankt. Ihm verdanke ich den Einstieg in das fesselnde Thema der Mikrostrukturmodellierung. Ich wünsche ihm und seiner Familie alles Gute im neuen Berufsfeld.

Die Durchführung dieser Arbeit wurde erst seitens eines Industriepartners ermöglicht, womit ich allen Mitarbeitern bei Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG für die fruchtbaren Diskussionen und die Probenbereitstellung danken möchte. So gilt mein Dank Herrn Dr. Martin Stockinger, Leiter der Abteilung Forschung und Entwicklung der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, der mir vor allem in der Abschlussphase dieser Arbeit mit Rat und Tat zu Seite stand.

Den bisher genannten möchte ich nochmals ausdrücklich für das mir entgegengebrachte Vertrauen danken und hoffe dieses nicht enttäuscht zu haben.

Für zusätzliche Information über die Finite Elemente Methoden–Software DEFORM 2D™ gebührt mein Dank Herrn John Walters der meine Anfrage bei SFTC schnell und überaus zielführend bearbeitete.

Herr Dipl.-Ing. Michael Berchthaler, Leiter der Abteilung Werkstoffe und Prozesstechnik der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, stellte mir Informationsmaterial der Böhler Edelstahl GmbH zur Verfügung, wofür ich mich an dieser Stelle herzlich bedanken möchte.

Für die vielen und gewinnbringenden Diskussionen sowie das gute Arbeitsklima und das freundschaftliche Verhältnis möchte ich mich bei meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation, am

Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben sowie meinen Kolleginnen und Kollegen in der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG auf's Herzlichste bedanken.

Für die kritische Durchsicht der Arbeit danke ich meinen Kollegen Herrn Dr. Martin Stockinger und Herrn Dr. Martin Riedler sowie meiner Freundin Frau Dipl.-Päd. Silke Grill.

Meinen Freunden, Bekannten und Verwandten, vor allem meinen Eltern und meiner Freundin, möchte ich für das entgegengebrachte Verständnis danken, dass die abschließende Phase dieser Arbeit etwas länger gedauert hat.

Kurzfassung

Flugzeugturbinenscheiben sind während ihres Einsatzes hohen Spannungen, verursacht durch die Zentrifugalkräfte und die hohen Temperaturen, ausgesetzt. Diese extremen Bedingungen verlangen einen Werkstoff mit guter Hochtemperaturfestigkeit und guten Eigenschaften im Bereich der Kurzzeitermüdung. Eine Gruppe von Werkstoffen, die für diesen Einsatz herangezogen wird, sind die Nickelbasislegierungen, unter welchen die neu entwickelte Legierung Allvac[®] 718Plus[™] verbesserte Hochtemperatureigenschaften zeigen soll.

Die mechanischen Eigenschaften von Allvac[®] 718Plus[™] hängen stark von der Mikrostruktur, im speziellen von der Korngröße ab, welche von der Prozessgeschichte beeinflusst wird. Die resultierende Mikrostruktur ist hauptsächlich von den thermo-physikalischen Prozessen Rekristallisation und Kornwachstum, sowie von der Ausscheidungskinetik abhängig.

Im Vorfeld dieser Arbeit wurden die dynamische und statische Rekristallisationskinetik, sowie das Kornwachstum bereits untersucht. Die Bestimmung der meta-dynamischen Rekristallisationskinetik war Ziel dieser Arbeit. Hierzu wurden im Temperaturbereich von 950–1050 °C Doppelstauchversuche durchgeführt und die gemessenen Fließkurven nach einer neu entwickelten Methode ausgewertet. Auf Grund der Erkenntnisse vorangegangener Untersuchungen wurde der Temperaturbereich in zwei Teilbereiche aufgeteilt. Die beiden Bereiche lagen jeweils ober- und unterhalb der Lösungstemperatur der δ -Phase. Durch die Pinwirkung der δ -Phase auf die Korngrenzen zeigten sich Unterschiede in der Rekristallisationskinetik in den jeweiligen Temperaturbereichen.

Mit Hilfe der mathematisch ermittelten Rekristallisationsanteile, welche durch lichtmikroskopische Analysen validiert wurden, wurde die Kinetik der meta-dynamischen Rekristallisation auf Basis der Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov–Gleichung bestimmt.

Die erhaltenen Parameter wurden mittels Subroutine in die Finite Elemente Software DEFORM 2D[™] implementiert. Ziel war hierbei die Vorhersage der Mikrostruktur in Folge von meta-dynamischer Rekristallisation und als Funktion der lokal variierenden Prozessparameter, wie etwa der Temperatur und der Dehnrates, während des Gesenkschmiedeprozesses.

Abstract

Aerospace gas turbine disks operate in an environment of high stresses caused by centrifugal forces and elevated temperatures. These severe conditions necessitate the need for materials with high temperature strength and good low cycle fatigue resistance. One class of alloys used for this task are nickel based superalloys, out of which, the new grade Allvac[®] 718Plus[™] shall further enhance the high temperature properties.

The mechanical properties of Allvac[®] 718Plus[™] are sensitive to the microstructure, in particular to the grain size, which depends on the processing history. The final grain structure is mainly influenced by thermo-physical processes like recrystallization and grain growth, as well as by the precipitation kinetics.

In former works the kinetics of dynamic and static recrystallization, as well as grain growth was investigated. The objective of this work was the determination of the kinetics of meta-dynamic recrystallization. Therefore double-hit compression tests in a temperature range of 950—1050 °C were performed and the flow stress curves were analyzed by use of a newly developed method. Based on knowledge of prior tests the temperature range was divided into two parts. These two ranges were both above and below the solvus temperature of the δ -phase. Differences in the recrystallization kinetics in each temperature range were observed, based on the pinning of the grain boundaries by the δ -phase. The recrystallized fraction was calculated using the methods mentioned above and validated by optical microscopy. By use of these data the kinetics of meta-dynamic recrystallization was determined based on the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-equation.

The resulting parameters were furthermore implemented into the Finite Element code DEFORM 2D[™], allowing the prediction of the microstructure due to meta-dynamic recrystallization, which is a function of locally varying process parameters, i.e. temperature and strain rate, during hot closed die forging.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung	I
Danksagung	III
Kurzfassung	IV
Abstract	V
Inhaltsverzeichnis	VI
Abkürzungsverzeichnis	IX
1 Einleitung und Zielsetzung	1
2 Geschichtliche Entwicklung der Nickelbasis–Superlegierungen	4
3 Die Legierung Allvac[®] 718Plus[™]	8
3.1 Entwicklung der Nickelbasis–Legierung Allvac [®] 718Plus [™]	8
3.2 Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis– Legierung Allvac [®] 718Plus [™]	9
3.3 Einfluss der Legierungselemente in Nickelbasis– Legierungen	10
3.4 Beschreibung des Gefügeaufbaus und der typischen Phasen in Nickelbasis–Legierungen	14
3.4.1 Der γ –Mischkristall	14
3.4.2 Die γ' –Phase	16
3.4.3 γ'' –Phase $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al}, \text{Ti})$ und δ –Phase Ni_3Nb	18
3.4.4 TCP–Phasen und Phaseninstabilitäten	20

3.4.5	Karbide	21
3.5	Herstellung des Nickelbasis Vormaterials	22
3.6	Wärmebehandlung	25
4	Gesenkschmieden	26
4.1	Grundlagen	26
4.2	Umformmaschinen – Spindelpressen	30
5	Modellierung der Mikrostruktur	32
5.1	Semi-empirische Modelle der Rekristallisation	32
5.1.1	Die dynamische Rekristallisation	34
5.1.2	Die meta-dynamische Rekristallisation	36
5.1.3	Die statische Rekristallisation	38
5.2	Das semi-empirische Modell für das Kornwachstum	39
6	Experimentelles	41
6.1	Der thermo-mechanische Umformsimulator Servotest	41
6.2	Probengeometrie	43
6.3	Arten der Versuchsführung	43
6.3.1	Der Spannungsrelaxationsversuch	44
6.3.2	Der Doppelstauchversuch	45
7	Finite Elemente Simulation	49
7.1	Das FE-Programm DEFORM™	52
7.2	Implementierung der Gefügesimulation	53
8	Ergebnisse	56
8.1	Ergebnisse der Doppelstauchversuche	56
8.2	Ergebnisse der Mikrostruktursimulation	61

9 Zusammenfassung	69
Abbildungsverzeichnis	70
Tabellenverzeichnis	72
Literaturverzeichnis	73
A Appendix	79
A.1 FORTRAN-Code der Gefügesimulation	80
A.2 Parameter für die Gefügesimulation	81

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Erläuterung
ASTM	American Society for Testing and Materials
at.%	Atomprozent
CAD	computer aided design
CAE	computer aided engineering
CNC	computerized numerical control
DGL	Differentialgleichung
E	Elastizitätsmodul
EBS	electron-back-scatter-diffraction
ESR	electroslag remelting
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FTTU	fast thermal treatment unit
G	Schubmodul
GCP	geometrically closed packed
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
kfz	kubisch flächenzentriert
MKS	Mehrkörpersystem
N_V	Elektronenleerstellendichte
TCP	topologically closed packed
T_δ	δ -Solvustemperatur
T_m	Schmelztemperatur
TMTS	thermo-mechanical treatment simulator
VAR	vacuum arc remelting
VIM	vacuum induction melting

1 Einleitung und Zielsetzung

In modernen Flugtriebwerken erreichen die Gaseintrittstemperaturen in die Turbine 1300 °C und mehr. Dies erfordert den Einsatz von hochwarmfesten Werkstoffen. Für Turbinenschaufeln werden hauptsächlich gegossene Nickel- und Kobalt-Legierungen, in näherer Zukunft teilweise auch Titanaluminide, eingesetzt. Turbinenscheiben unterliegen nicht nur hohen Temperaturbelastungen sondern zusätzlich noch Kriechbeanspruchungen und Beanspruchungen im zeitfesten Bereich. Auf Grund der günstigen Materialbeeinflussung eignet sich für diese Teile nur das Schmieden als Herstellverfahren.

Durch das Schmieden können höchstbeanspruchte Triebwerkskomponenten mit guten mechanischen Eigenschaften und feiner Mikrostruktur nahe der Endgeometrie hergestellt werden. Hauptziele sind die Optimierung hinsichtlich Design und Endgeometrienähe, sowie beste mechanische Eigenschaften durch eine adäquate Mikrostruktur zu erhalten.

Bei hochwarmfesten Werkstoffen erweist sich die Wahl der geeigneten Warmumformbedingungen allerdings als schwierig. Diese Legierungen zeigen hohe Fließspannungen in einem begrenzten Umformtemperaturfenster. Wird die Schmiedetemperatur zu hoch, kommt es zu spontanem Kornwachstum, bedingt durch die Auflösung der Korngrenzenphase. Bei Unterschreitung des optimalen Umformtemperaturbereichs können sich unerwünschte Phasen ausscheiden und das Umformvermögen sinkt drastisch. Der hohe Materialpreis fordert zusätzlich die Minimierung des Schmiedeaufmaßes. Auf Grund von Kundenanforderungen muss das Schmiedeteil ein gleichmäßiges Gefüge mit in engen Grenzen liegenden Korngrößen aufweisen.

Diese Anforderungen implizieren hohe Ansprüche an das Schmiedeverfahren in Hinsicht auf Auslegung von Gesenken und Vorform sowie der Einhaltung bestimmter Umformparameter.

War die Ermittlung der optimalen Umformparameter in der Vergangenheit ein langwieriger Entwicklungsprozess, aufbauend auf langjähriger Erfahrung des Schmiedebetriebs und verbunden mit kostspieligen Schmiedeversuchen, so ist seit der Verfügbarkeit von leistungsfähigen Umformsimulationsprogrammen eine Reduktion der Entwicklungszeit für neue Schmiedeteile möglich. Die traditionelle Methode des Versuchens führt zu hohen Kosten in Bezug auf Werkzeuge, Herstellung und hohen Vorlaufzeiten vor dem eigentlichen Produktionsstart. Dies steht in direktem Gegensatz mit den Forderungen der modernen Industrie.

Mit der Einführung der Simulation und ihrer Anwendung im Schmiedeprozess änderten sich viele Methoden des Designs. Die Simulation der Umformung kann in drei große Be-

reiche unterteilt werden: *die globale Modellierung* (Vorhersage der Umformkräfte), *die lokale Modellierung* (Kalkulation der thermo-mechanischen Variablen mit Hilfe der Finite Elemente Methode (FEM)) und die *Mikrostrukturmodellierung* (Untersuchung der metallurgischen und mechanischen Eigenschaften).

Während der thermomechanischen Behandlung durchläuft das Material eine Serie von mikrostrukturellen Änderungen, wie zum Beispiel dynamische/statische Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum. Diese beeinflussen den Umformprozess, wie zum Beispiel Umformkräfte, Temperaturverteilung, Umformgrad und Umformgeschwindigkeit, sowie die Qualität des Endproduktes, vor allem Festigkeit, Duktilität und Zähigkeit. Daher stellt die Mikrostrukturmodellierung einen essentiellen Prozess in der Modellierung thermo-mechanischer Prozesse dar. Es ist wichtig die Mikrostrukturänderung und die FEM Simulation zu kombinieren, um so ein gemeinsames Modell für die Mikrostrukturentwicklung während der thermo-mechanischen Umformung des Materials zu erhalten.

Eine realistische Modellierung von Warmumformprozessen basiert auf der Berücksichtigung von mehreren Aspekten, welche sich gegenseitig bedingen und beeinflussen. Daher ist nicht nur eine genaue Kenntnis über thermische und tribologische Stoff- und Randwerte von Bedeutung, sondern vor allem bei Warmumformprozessen die Beschreibung der Fließkurven des Werkstoffs. Die jeweiligen Fließspannungen werden hauptsächlich durch den Werkstoffzustand bestimmt, welcher sich während eines mehrstufigen Umformungsprozesses ändert. Aus diesem Grund beeinflusst der Werkstoffzustand alle entscheidenden Prozessgrößen, wie zum Beispiel Kraft- und Arbeitsbedarf, Werkzeugbelastungen, und vor allem Gravurfüllung und die Werkstückgeometrie. Außerdem bedingt die resultierende Mikrostruktur die Endigenschaften des Bauteils [1–3].

Schon während der Auslegung und Simulation lässt sich durch zusätzliche im Modell implementierbare Routinen in Addition zu den Umformbedingungen die Mikrostrukturentwicklung ablesen. Basis solcher Routinen sind semi-empirische Gleichungssysteme, die durch experimentelle Daten auf den jeweiligen Werkstoff angepasst werden. Ziel dieser Arbeit war die Ermittlung der Parameter für die Gleichungen der meta-dynamischen Rekristallisation bei Allvac[®] 718Plus[™]. Auf Basis vorangegangener Arbeiten bezüglich dynamischer und statischer Rekristallisation sowie Kornwachstum sollte zusammen mit den Ergebnissen dieser Arbeit ein gesamtheitliches System von Gleichungen entstehen, mit dem sich die Mikrostrukturentwicklung während mehrstufiger Schmiedeprozesse in der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG darstellen lässt. Mit Hilfe von Fortran Userrountinen wurden die Gleichungssysteme in das Umformsimulationsprogramm DEFORM 2D[™] implementiert.

Diese vollständige Mikrostruktursimulation ermöglicht es den Mitarbeitern der Abtei-

lung Forschung und Entwicklung der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG bei Kundengesprächen Vorabaussagen über die finale Korngröße zu treffen sowie im Zuge der Simulation kritische Bereiche innerhalb der Bauteile zu lokalisieren und entsprechende Gegenmaßnahmen zu setzen. Weiters ist eine umfassende Mikrostrukturmodellierung ein Alleinstellungsmerkmal der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG gegenüber den Mitbewerbern.

2 Geschichtliche Entwicklung der Nickelbasis–Superlegierungen

Unter dem Ausdruck “Superlegierung” werden weitläufig Werkstoffe zusammengefasst, welche Eigenschaften wie hohe Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit über der durch martensitische Stähle abdeckbaren Grenztemperatur von ca. 650 °C besitzen [4]. Diese Definition wird meist durch die Forderung nach chemisch und strukturell bezogenen Materialien für spezielle Anforderungen erweitert. Eine Gemeinsamkeit dieser Materialien ist die kubisch–flächenzentrierte “austenitische” Kristallstruktur der Matrix. Die häufigsten Härtungsmechanismen sind Mischkristallhärtung und Karbide in den Kobalt–Legierungen sowie den Nickelbasis–Blechlegierungen. Bei Knet– und Gusslegierungen auf Nickel– und Eisenbasis kommt es auch zur Härtung auf Grund von Ausscheidungen intermetallischer Phasen.

Die Entwicklung von kriech– und korrosionsbeständigen Legierungen datiert bis kurz vor den Ersten Weltkrieg zurück. Sie wurde hauptsächlich durch die Anforderungen von Auslassventilen und Kompressoren von Flugtriebwerken vorangetrieben.

Obwohl Nickel bereits seit mehr als einem Jahrhundert als Werkstoff für diverse Einsätze, wie zum Beispiel Ni–Fe Legierungen (seit 1896) bekannt war, begann die Geschichte der Mischkristall–gehärteten Nickelbasis–Legierungen erst am 30. Jänner 1906 als Ambrose Monell, Mitarbeiter der “International Nickel Company” (Inco), das U.S. Patent mit der Nummer 811,239 für die Herstellung einer Ni–Cu Legierung, bekannt als Monel alloy 400 erhielt. Diese Ni–Cu Legierung hatte das gleiche Nickel–Kupferverhältnis wie im Erz, von dem es raffiniert wurde (70% Ni–30% Cu). Daher kann es auch als natürliche Legierung bezeichnet werden. 1908 erhielt die Firma Inco die bisher größte Bestellung an Monel. 119 748 Kilogramm an Monel Blech wurden benötigt um die neu erbaute Pennsylvania Railroad Station in New York City zu überdachen. Abb.2.1 zeigt eine Außenaufnahme um 1911.



Abbildung 2.1: Außenansicht der Pennsylvania Railroad Station in New York City, um 1911 [5].

In den bisher über hundert Jahren seit der Patentierung fand Monel Einsatz in verschiedensten Industriezweigen, von großen nautischen Riesen bis zu kleinsten elektronischen Komponenten, von der Lebensmittelherstellung bis zur Energietechnik [6].

Zur selben Zeit meldeten A.L. Marsh, Mitarbeiter von Inco UK, und E. Haynes zwei verschiedene Ni–Cr Legierung zum Patent an. Haynes konzentrierte sich später auf Kobaltlegierungen, während Inco dem Weg der Ni–Cr Legierungen folgte.

In Frankreich wurde eine durch W und C gehärtete Fe–60% Ni–11% Cr Legierung entwickelt. Patenthalter war die Firma Imphy S.A., der Name der Legierung war ATG (*alliage pour turbines à gaz*), was auf die damalige Hauptausrichtung auf stationäre Gasturbinen hinweist. Diese Legierung wurde in weiterer Folge bei der Ammoniak-Synthese unter der Bezeichnung BTG eingesetzt.

In den folgenden Entwicklungen wurden viele Ventil- und Kompressorlegierungen durch Zugabe von W gehärtet. 1917 meldete P. Chevenard von Imphy ein Patent für eine austenitische Eisenbasis-Legierung mit 34% Ni und 11% Cr an. Auf Grund auftretender Korrosionsschäden an Dampfturbinenschaufeln in verunreinigtem Dampf suchte Chevenard einen anderen Härtungseffekt. Basierend auf der bereits bekannten Härtung in Leichtmetallen suchte er in Richtung Ausscheidungshärtung. Dies führte zur Entdeckung der Härtungswirkung von Al und Ti und in weiterer Folge zum 1929 eingereichten Patent für Fe–Ni–Cr Legierungen mit hoher Bandbreite des Nickelgehalts. Ein paar Monate davor untersuchten N.B. Pilling, E. Merica und P.D. Merica die härtende Wirkung von Al und

Ti auf Nickellegierungen. Diese Untersuchungen führten zur Entwicklung von Al-Monel Metall, weitgehend bekannt als K Monel oder Monel alloy K-500. N.B. Pilling, E. Merica und P.D. Merica wiesen speziell auf die Wirkung von Ti, teilweise auch von Al, in einer Ni-Cr Matrix hin.

Durch das Aufkommen von Gasturbinenmotoren im Zweiten Weltkrieg wurde der Ruf lauter nach höherfesten Werkstoffen für den Hochtemperatureinsatz. L.B. Pfeil *et. al.* entwickelten als erste 1941 auf Basis der Arbeit von N.B. Pilling, E. Merica und P.D. Merica eine adäquate Legierung, Nimonic 80. Vier Jahre später folgte Nimonic 80A, eine robuste Legierung für den Einsatz als Ventilmaterial. Über die Jahre hinweg entwickelten sich immer höherfestere Legierungen: Nimonic 90 (1945), Nimonic 100 (1955), Nimonic 105 (1960) und Nimonic 115 (1964). Diese Entwicklungen basierten auf der Weiterentwicklung der Warmumformung und der Optimierung des Legierungsgehalts an Al, Ti, Co und Mo. Gleichzeitig entstanden auch immer neue Nickelbasis-Gusslegierungen und 1959 die ersten Maraging Stähle unter der wissenschaftlichen Leitung von C. Bieber.

1957 entdeckten W. Betteridge und A.W. Franklin die Grundlagen der Härtungsphase $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, bekannt als γ' , mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie. Diese Werkstoffe behalten ihre Festigkeit bei Temperaturen über 650 °C bei.

Ausgehend davon basierten die darauffolgenden Entwicklungen in einer graduellen Erhöhung des Titan- und Aluminiumanteils, und daher des Volumenanteils der γ' Härtungsphase und der Zugabe von Mischkristallbildnern. Diese Entwicklung war begleitet von immenser Untersuchungsarbeit um die Legierungszusammensetzung vorsichtig zu optimieren und das Auftreten von unerwünschten spröden Phasen zu vermeiden. Durch die hohe chemische Aktivität von Ti und Al wurden Vakuumschmelztechniken, sowie Umschmelzvorgänge zur Minimierung der Seigerungen notwendig (siehe Kap. 3.5).

H. Eiselstein entwickelte eine Reihe von Nickelbasis-Knetlegierungen, darunter Inconel 625 (1964), Inconel 718 (1962), Inconel 601 (1971), Inconel 706 (1972) und Inconel 617 (1975). All diese Legierungen sind auch heute noch die Arbeitstiere der Nickelbasis-Legierungen. Er zeigte auch die langsame Kinetik der Ausscheidungshärtung durch γ'' in den 1960ern. Die langsame Alterungsbildung von Ni_3Nb führte zu einer Reihe neuer Legierungen, von denen Inconel 718 als noch heute weitverbreitetste Legierung in der Herstellung von Gasturbinen hervorzuheben ist. Diese Legierung hält heute noch bei über 50% der kommerziell produzierten Superlegierungen.

Mit der Entwicklung des mechanischen Legierens durch J.S. Benjamin [7] entstanden auch die ersten pulvermetallurgisch hergestellten Nickelbasis-Legierungen.

In den folgenden Jahren wurden immer wieder speziell auf die korrosiven Anforderungen in der chemischen Industrie maßgeschneiderte Legierungen entwickelt.

Durch die hohe mechanische Festigkeit dieser Materialien ist die Warmumformung bei ausgedehntem γ' schwer möglich. Bei Volumenanteilen von mehr als 45% bei Raumtemperatur ist auf Grund des schmalen Prozessfensters nur mehr eine Herstellung über die Gussroute möglich. Für Turbinenschaufeln hat sich die Gussvariante, vor allem durch die Entwicklung der gerichteten Erstarrung und der Einkristallschaufeln weitgehend durchgesetzt.

Ni hat einzigartige Eigenschaften, welche es zu einer idealen Basis für korrosionsbeständige Legierungen machen. Es ist reichlich in der Erdkruste vorhanden, hat einzigartige elektrochemische Eigenschaften und die Möglichkeit der Passivschichtbildung, und ist vor allem ein duktiler Material. Einer der Hauptgründe für die Wahl von Nickel als Basiselement ist allerdings die Tatsache, dass Nickel die wichtigsten Legierungselemente lösen und große Mengen in Lösung halten kann.

Die 1964 von Inco entwickelte Legierung Inconel 625 zählt zu den letzten Legierungen der ersten Generation. Von diesem Zeitpunkt an basieren die Entwicklungen auf dem Gebiet der Nickelbasis–Legierungen auf der Weiterentwicklung von Produkten der ersten Generation. Anfangs wurden die Nickelbasis–Legierungen entwickelt um den Vorteil der Legierungszusammensetzung im Einsatz in der chemischen Industrie zu zeigen. Nach ihrer Einführung fand sich ein immer weiteres Spektrum des Einsatzes. Die zweite Generation der Legierungen wurde durch die gleichzeitigen metallurgischen Weiterentwicklungen im Erschmelzungsprozess vorangetrieben. Generell fanden diese Legierungen Einsatz in den bereits definierten Arbeitsbereichen. Die Legierungen der dritten Generation wurden bereits in Hinblick auf ihre Einsatzgebiete speziell maßgeschneidert [4, 6, 8–10].

3 Die Legierung Allvac[®] 718Plus[™]

3.1 Entwicklung der Nickelbasis–Legierung Allvac[®] 718Plus[™]

Wie eingangs erwähnt unterliegen moderne Flugzeugtriebwerke den höchsten Ansprüchen in Bezug auf Betriebssicherheit, Gewicht, Leistung, niedrige Emissionen und Einsatzdauer. Obwohl der Grad an technischer und ökologischer Vervollkommnung für zivile Triebwerke bereits sehr hoch ist, fordern zukünftige Marktsituationen eine weitere Reduktion der Kosten, des Gewichts sowie eine Steigerung der Leistungsfähigkeit. Das Design und die Konstruktion von fortschrittlichen Luftfahrtsystemen sind eng mit Herausforderungen an die verwendeten Werkstoffe verbunden.

Die Legierung Inconel 718 ist seit 1964 erfolgreich im Einsatz und wissenschaftlich gut dokumentiert. Der Grund für diese Popularität beinhaltet exzellente Festigkeit, gute Warm- und Kaltumformbarkeit, die beste Schweißbarkeit unter allen Superlegierungen und vor allem moderate Kosten. Speziell der Einsatz von Inconel 718 als Turbinenscheibenlegierung in Flugzeug- und Gasturbinen wurde in den letzten Jahren Standard. Vor allem wegen der hohen Steckgrenze und Zugfestigkeit sowie des exzellenten Kriechwiderstandes bis zu 650 °C. Aufgrund der Tatsache, dass die Legierung kein Co und einen hohen Anteil an Fe enthält, ist Inconel 718 zusätzlich relativ günstig. Eine Limitierung von Inconel 718 ist die maximale Einsatztemperatur von 649 °C. Dieses Limit basiert auf der Stabilität der primären Härtungsausscheidung γ'' . Lange Beanspruchung bei oder über 649 °C führt zu einer rapiden Überalterung der γ'' -Phase und diese wandelt in die Gleichgewichtsphase, die δ -Phase, um. Dies führt zu einem Verlust an Festigkeit und vor allem an Kriechlebensdauer.

Andere kommerzielle Superlegierungen, wie zum Beispiel Waspaloy und René 41, zeigen eine signifikant höhere Temperaturbeständigkeit. Diese Legierungen sind typische γ' Härter und daher schwieriger herzustellen und zu schweißen. Des Weiteren sind sie auf Grund des hohen Legierungsgehalts teurer als Inconel 718. Der Ruf nach einer Nickelbasis–Legierung mit der selben Kombination aus mechanischen Eigenschaften, moderatem Preis und einer höheren Einsatztemperatur (z.B. um 50 °C) wurde laut.

Bereits 1973 starteten Versuche Inconel 718 durch die Veränderung sowohl des (Al+Ti)/Nb Verhältnisses als der Summe (Al+Ti+Nb) in Atomprozent zu verbessern. Eine gezielte Wärmebehandlung sollte die $\gamma''+\gamma'$ Morphologie in Richtung höhere Einsatztemperatur

verbessern. In den letzten 20 Jahren richtete sich das Hauptaugenmerk auf die Abstimmung der Hauptlegierungselemente wie Al, Ti, Nb und die Zugabe von Co und Ta. Die Veränderung der Mengen an Hauptlegierungselementen führte zur Optimierung der Mikrostruktur und zur Stabilisierung der mechanischen Eigenschaften. Die Zugabe von P und B führt zu signifikanten Verbesserungen der Standzeit bei unveränderter Zugfestigkeit.

Im Zuge des “Metals Affordability Initiative CORE Program” wurden mehrere Alternativen für den Einsatz in statischen Strukturkomponenten in der Luftfahrt untersucht. Das Projektteam bestand aus den Triebwerksherstellern General Electrics, Honeywell und Pratt & Whitney; den Schmiedebetrieben Firth-Rixson and Landish Co., Inc.; den Vormaterialherstellern Allvac[®] und Carpenter Technology sowie dem Air Force Research Laboratory. Die von Wei-Di Cao *et al.* entwickelte Nickelbasis-Legierung mit dem Namen Allvac[®] 718Plus[™] wurde nach extensiven Schmelzversuchen zur näheren Betrachtung ausgewählt.

Wie der Name bereits sagt, ist Allvac[®] 718Plus[™] ein Derivat von Inconel 718. Die letztgültige Zusammensetzung spiegelt einen Entwicklungsprozess wider, der 1997 bei ATI Allvac[®] begann. Ausscheidungsmodellierungen führten zur Veränderung des (Al/Ti) Verhältnisses und des (Al+Ti) Gehalts um das Volumen an γ' zu erhöhen und den Anteil an γ'' und δ zu minimieren. Bei dem mit 4:1 gewählten (Al/Ti) Verhältnisses und einem (Al+Ti) Gehalt von vier Atomprozent ist γ' die vorherrschende festigkeitssteigernde Ausscheidungsphase, mit einem Volumenanteil von 19.7 bis 23.2%, abhängig vom δ -Phasenanteil. Zusätzlich verbesserten sich Eigenschaften wie zum Beispiel Standfestigkeit und thermische Stabilität. Weiters führte diese Veränderung in keiner Weise zu einer Versprödung bei thermischer Beanspruchung. Hervorzuheben ist eine Zugabe von 1% W und vor allem die Zugabe von 9% Co um teilweise Fe zu ersetzen. Diese neuentwickelte Legierung zeigt eine um 55 °C höhere Einsatztemperatur und verbesserte thermische Stabilität gegenüber Inconel 718. Eine weitere wichtige Eigenschaft ist eine gute Kombination von mechanischen Eigenschaften, moderatem Preis und guter Bearbeitbarkeit [11–17].

3.2 Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung Allvac[®] 718Plus[™]

Die vom Patentträger Allvac im materialspezifischen Normblatt angegebene chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung Allvac[®] 718Plus[™] ist in Tab. 3.1 aufgelistet.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung Allvac[®] 718Plus[™] in Gewichtsprozent [18].

	C	Cr	Mo	W	Co	Fe	Ni	Nb
min.	-	17.0	2.5	0.5	8.0	8.0	Rest	4.75
max.	0.06	21.0	3.1	1.5	10.0	10.0	Rest	5.8

	Ti	Al	P	B	S	Si	Mn
min.	0.5	1.2	-	-	-	-	-
max.	1.0	1.8	0.02	0.008	0.01	0.35	0.35

Für die Versuche zur meta-dynamischen Rekristallisation wurde Material aus einer Charge verwendet. Diese Charge wurde einer chemischen Analyse bei ATI Allvac unterzogen. Die Mittelwerte der Ergebnisse dieser Untersuchung sind Tab. 3.2 zu entnehmen.

Tabelle 3.2: Chemische Analyse des verwendeten Probenmaterials in Gewichtsprozent.

C	Cr	Mo	W	Co	Fe	Ni	Nb
0.023	18.01	2.66	1.06	8.95	9.35	Rest	5.44

Ti	Al	P	B	S	Si	Mn
0.75	1.52	0.006	0.005	0.0003	0.04	0.04

3.3 Einfluss der Legierungselemente in Nickelbasis-Legierungen

Die Wirkungsweise der in 3.2 gelisteten Legierungselemente in Hochtemperaturlegierungen auf Ni-Basis ist in Tab. 3.3 zusammengefasst.

Tabelle 3.3: Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Nickelbasis-Legierungen [19].

Element	Einfluss des Legierungselements
Fe	<ul style="list-style-type: none"> + Preiswerter Nickelerersatz (in begrenztem Maße) – Fördert die TCP¹-Phasenbildung – Verschlechtert die Oxidationsbeständigkeit bei höheren Gehalten
Cr	<ul style="list-style-type: none"> + Korrosionsschutz durch Cr₂O₃-Deckschichtbildung + Unterstützt die Al₂O₃-Deckschichtbildung + Karbidbildner, hauptsächlich M₂₃C₆ + Mischkristallhärtung – Hohe Elektronenleerstellenkonzentration; fördert TCP-Phasenbildung
Co	<ul style="list-style-type: none"> + verbessert die Lösungsglühbarkeit + fördert indirekt die Ausbildung kubischer γ'-Teilchen + reduziert die Stapelfehlerenergie + leichte Mischkristallhärtung + reduziert die Al- und Ti-Löslichkeit – verringert im Allgemeinen die Phasenstabilität – kann bei höheren Gehalten das Hochtemperaturkorrosionsverhalten verschlechtern
Mo	<ul style="list-style-type: none"> + Mischkristallhärtung (starke kovalente Bindung zu Ni) + erhöht den E-Modul (günstig für Kriechfestigkeit) + verringert den Diffusionskoeffizienten + erhöht die γ'-Lösungstemperatur + Karbidbildner, insbesondere M₆C-Typ – hohe N_V²-Zahl fördert die TCP-Phasenbildung – verschlechtert die Oxidations- und Heißgasbeständigkeit
W	<ul style="list-style-type: none"> ähnlich Mo, außerdem: – seigert besonders stark dendritisch und lässt sich nur unvollkommen ausgleichen – erhöht die Dichte stark

Fortsetzung auf nächster Seite...

¹TCP... topologically closed packed, siehe Kap. 3.4.4

²N_V ist die Elektronenleerstellenzahl, siehe Kap. 3.4.4

Tabelle 3.3 – fortgesetzt

Element	Einfluss des Legierungselements
Nb	<ul style="list-style-type: none"> + substituiert Al in γ' und erhöht damit den γ'-Anteil + verzögert die γ'-Vergrößerung + Mischkristallhärtung + MC-Bildner +/- bildet bei höheren Gehalten Ni_3Nb-Platten, vorwiegend an Korngrenzen. Diese können festigkeitssteigernd oder versprödennd wirken (siehe γ''- und δ-Phase, Kap. 3.4.3) - erhöht die γ/γ'-Fehlpassung¹; wird durch den geringen Diffusionskoeffizienten bei der γ'-Vergrößerung kompensiert - verschlechtert die Oxidationsbeständigkeit
Al	<ul style="list-style-type: none"> + γ'-Bildung (Ni_3Al) + Al_2O_3-Deckschichtbildung² + starke Mischkristallhärtung - mit steigendem Gehalt wird die Phasenstabilität verschlechtert³
Ti	<ul style="list-style-type: none"> + substituiert Al in γ', erhöht damit den γ'-Volumenanteil + MC-Bildner +/- unterschiedliche Einflüsse auf das Hochtemperaturkorrosionsverhalten - erhöht den γ'-Gitterparameter und Misfit-Parameter δ - beschleunigt damit die γ'-Vergrößerung - bildet bei höheren Gehalten η-Phase (Ni_3Ti); wirkt versprödennd - hohe N_V-Zahl; Anteil in Matrix aber gering
Si	<ul style="list-style-type: none"> + verbessert die Oxidations- und Heißgaskorrosionsbeständigkeit; Effekt wird meist nur für Beschichtungen ausgenutzt - hohe N_V-Zahl; fördert die TCP-Phasenbildung; wirkt versprödennd - reduziert die Solidustemperatur stark - erhöht die Heißrissigkeit beim Gießen
C	<ul style="list-style-type: none"> + Karbidbildung - reduziert die Solidustemperatur stark

Fortsetzung auf nächster Seite...

¹Bei der Auswirkung auf die γ/γ' -Fehlpassung (Misfit-Parameter δ) wird vom Wert für $\gamma = \text{Ni}$ und $\gamma' = \text{Ni}_3\text{Al}$ ausgegangen

²einzig wirksamer Langzeitoxidationsschutz für Temperaturen über 950 °C

³Es wird mehr Ni in γ' abgebunden und dadurch sinkt der Ni-Gehalt in der Matrix

Tabelle 3.3 – fortgesetzt

Element	Einfluss des Legierungselements
B	+ korn grenzen wirksames Element + verhindert die Bildung von Karbidfilmen auf Korngrenzen + Boridbildung (ersatzweise für Karbide) – reduziert die Solidustemperatur stark

Mn tendiert dazu zu den Korngrenzen zu segregieren. Dies führt zu einer Reduktion der Warmumformbarkeit und der Kriechduktilität auf Grund von Korngrenzenbrüchigkeit. Jedoch erhöht die Segregation von Si und Mn zu den Korngrenzen die Schweißbarkeit. Weiters bildet Mn mit Ni eine Verbindung des Typs Ni_3X bei tiefen Temperaturen aus einer Ordnungsreaktion. Dies führt allerdings zu keiner Steigerung der Hochtemperaturfestigkeit. Aus Abb. 3.1 ist weiters ersichtlich, dass Mn Al im System Ni–Al–X (mit X = Cu, Co, Fe, Cr, Ti, Nb, V, Mo, Si, Mn, Ta) substituieren kann. Mn kann auch S abbinden und an den Korngrenzen globulares MnS bilden [20].

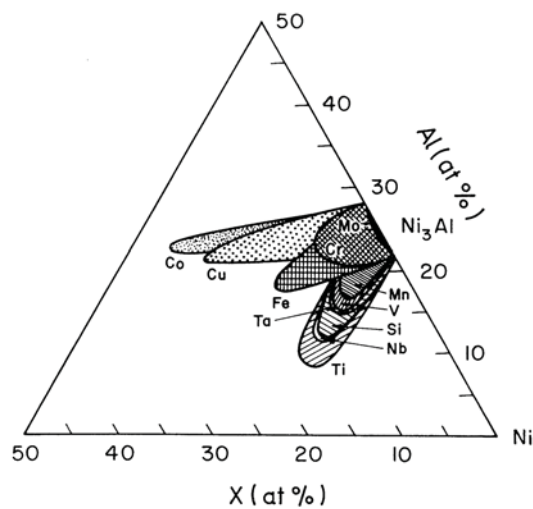


Abbildung 3.1: Semischematische Darstellung der Mischkristallhärtung von Ni_3Al in einer Vielzahl von ternären Systemen des Ni–Al–X-Typs bei ungefähr 1130 °C [20].

Untersuchungen an Inconel 718 zeigten weiters:

S senkt die Bruchdehnung bei 650 °C, hat allerdings keine Auswirkung auf die Streckgrenze und die Zugfestigkeit. Steigender P-Gehalt zeigt im Gegensatz dazu eine Erhöhung

der Zeitstandfestigkeit und der Duktilität. Sowohl P als auch S zeigen keinen Einfluss auf die Morphologie der Kornstruktur und die Morphologie und Menge der δ , γ' und γ'' Ausscheidungen [21].

3.4 Beschreibung des Gefügebau und der typischen Phasen in Nickelbasis–Legierungen

Die Entdeckung der γ' -Härtung zu Anfang des 20. Jahrhunderts legte den Grundstein für die kontinuierliche Weiterentwicklung einer erstaunlichen Legierungsfamilie, bekannt als Superlegierungen.

Unter den Nickellegierungen, die in den letzten über 100 Jahren entwickelt wurden, sind die Superlegierungen einzigartig. Ihre erstaunliche Einsatzfähigkeit bei Temperaturen bis zu $0.8 T_m$, wobei T_m die Schmelztemperatur ist, rührt von klugem Einsatz natürlicher Mikrostruktur mit starken Nanophasen in stabilen Bereichen eingebettet in einer widerstandsfähigen Matrix.

Über die Jahrhunderte hinweg haben Innovationen in der Herstellung die Eigenschaften der Superlegierungen vorangetrieben. Das Endergebnis waren Anwendungen in der Energietechnik und im Transportwesen [9].

3.4.1 Der γ -Mischkristall

Die Geschichte der γ -Matrix begann vor über 100 Jahren, als A. Marsh 1906 eine Reihe von Ni–Cr Legierungen für ihre Anwendung als Thermolemente, elektrische Widerstände und Heizelemente zum Patent [22] anmeldete. Im Jahr 1924 startete Paul Merica bei der “International Nickel Company” (Inco) ein Projekt mit dem Ziel, eine rostfreie Nickellegierung zu entwickeln, um das Vordringen von rostfreiem Stahl am Nickelmarkt zu bremsen. Das Resultat war eine Legierung (Inconel[®]600) mit 76% Ni, 15% Cr und 8% Fe, das letztgenannte um Fe–Cr Masteralloy als günstige Chromquelle zu nutzen.

Die Ni–Cr Matrix hat viele Vorteile, die sie als zielführende und beständige Matrix für Superlegierungen auszeichnet. Ni zeigt im Gegensatz zu Fe oder Ti keine allotrope Umwandlung, welche die Struktur oder die Eigenschaften destabilisieren könnte. Des weiteren hat Ni die Elektronenstruktur einer fast gefüllten 3d Elektronenschale, was sie nahezu inkompressibel macht. Dies erlaubt die Ausscheidung der duktilen γ' -Phase im Gegensatz

zu spröden Phasen, wie zum Beispiel die σ - oder Laves Phase, für welche eine höhere Kompressibilität der Matrix erforderlich ist. Weiterhin kann die Ni–Cr Matrix durch beträchtliche Mengen an Legierungselementen zur Mischkristallhärtung und zur Ausscheidungshärtung legiert werden. Ein weiterer Vorteil ist, dass sich eine festhaftende Oxidschicht ausbildet, die das Eindringen von Elementen wie H und S, sowie den Verlust von Legierungselementen verhindert. Diese niedrige Diffusivität entspringt der niedrigen Kationen–Leerstellen–Dichte. Durch das kubisch–flächenzentrierte (kfz) Kristallsystem bieten sich multiple Gleitsysteme, was gute Duktilität und Umformbarkeit mit minimaler Textur begünstigt [9].

Der γ -Mischkristall wird durch die Elemente Co, Fe, Cr, Nb, Ta, Mo und W gehärtet. Ebenfalls recht wirksame Mischkristallhärter sind Ti, Al, Hf und Zr, die jedoch nur in geringer Konzentration lösbar sind. Abb. 3.2 zeigt den Einfluss der Substitutionselemente auf den Gitterparameter der γ -Matrix.

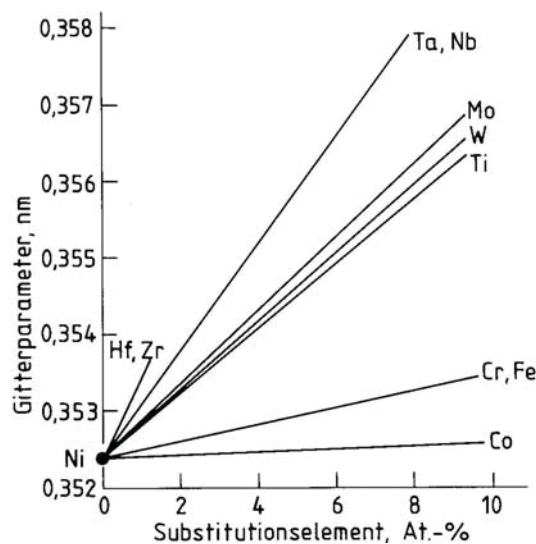


Abbildung 3.2: Einfluss der Substitutionselemente auf den Gitterparameter des Ni-Mischkristalls [19].

Co, Mo, Cr bewirken zusätzlich noch eine Absenkung der Stapelfehlerenergie, welche für das Basiselement Ni hoch liegt (Ni: $\approx 300 \text{ mJ/m}^2$; Co: $\approx 25 \text{ mJ/m}^2$). Dadurch wird das Quergleiten von Versetzungen erschwert und die Kriechfestigkeit gesteigert. Zusätzlich beeinflussen sie das Volumen der ausgeschiedenen Phasen. Al übt neben der γ' -Bildung und dem Korrosionsschutz noch eine dritte Funktion als stark mischkristallhärtendes Element aus. Sein Anteil in der Matrix ist jedoch auf Grund der γ' -Ausscheidungen gering,

ebenso wie der von Ti, Mo und W rufen bei den realisierbaren Gehalten im Mischkristall insgesamt den deutlichsten Effekt hervor:

- a) Ihre Atomradien sind etwa 12% größer als der von Ni.
- b) Sie verringern den Diffusionskoeffizienten der Matrix.
- c) Sie erhöhen den Elastizitätsmodul (E) sowie den Schubmodul (G).

Weiterhin wirkt Cr auf Grund der relativ großen löslichen Mengen recht stark mischkristallhärtend. Der Effekt der Mischkristallhärtung bleibt bis $0.6 T_m$ stabil, darüber hinaus ist er von der Diffusion abhängig.

Neben den im Korn mehr oder weniger homogen verteilten Legierungselementen konzentrieren sich einige in gelöster Form entlang der Korngrenzen, vor allem B und Zr. B weist mit 1.17 Angström (Å) einen um 28% kleineren Atomradius als Ni (1.62 Å) auf, Zr (2.16 Å) einen um 33% größeren. Beide Elemente füllen damit die weniger gut passenden Bereiche an Großwinkelkorngrenzen auf und verringern den Korngrenzendiffusionskoeffizienten. Dadurch werden sowohl das Korngrenzengleiten als auch die interkristalline Kriechschädigung verzögert. Die Gehalte dieser Elemente sind sehr gering und unbedingt in engen Grenzen zu spezifizieren, weil für den Korngrenzeneffekt nur eine Sättigung der Korngrenzen benötigt wird. Bei höheren Werten treten negative Begleiterscheinungen auf [19, 23, 24].

3.4.2 Die γ' -Phase

γ' hat sich als effektive Härtungsphase für Superlegierungen unter Beweis gestellt. Zu den Haupteigenschaften zählen unter anderem: Natürliche Tendenz sich schnell durch homogene Nukleation in einer inkompressiblen γ' Nickel Matrix auszuscheiden und Nanostrukturen von 12–300 nm zu bilden.

Der weit überwiegende Teilchenhärtungseffekt in Nickelbasis-Superlegierungen basiert auf der γ' -Phase. Sie ist die Ni-reichste im binären System Ni-Al mit der Nennstöchiometrie Ni_3Al . Abb. 3.3 zeigt die Ni-Seite des Ni-Al-Zustandsschaubilds. Die γ' -gehärteten Nickelbasis-Legierungen befinden sich im Zweiphasenfeld ($\gamma + \gamma'$). Exemplarisch ist eine Zusammensetzung gestrichelt eingezeichnet.

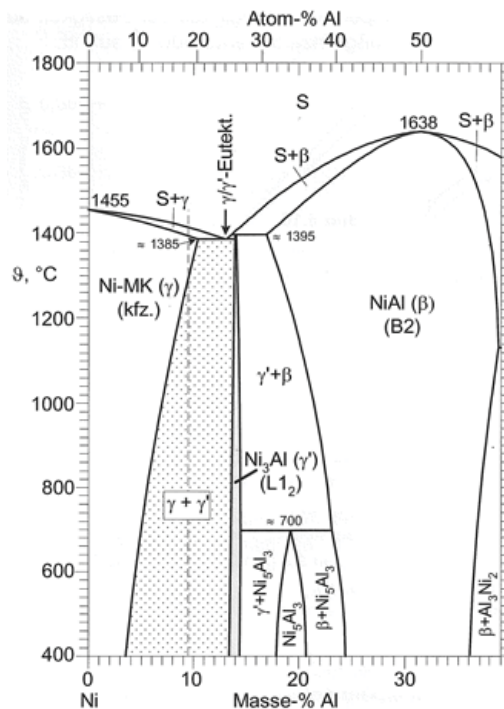


Abbildung 3.3: Ni-Seite des Zustandsschaubilds Ni–Al (MK: Mischkristall) [19].

Die wesentlichen Merkmale der intermetallischen γ' -Phase sind folgende:

- Die Gitterstruktur ist kfz mit einer geringen Fehlpassung ($\approx 0\text{--}1\%$) zur ungeordneten, ebenfalls kfz γ -Matrix, so dass die Phasengrenzfläche kohärent ist, ohne oder mit wenigen Fehlpassungsversetzungen in größeren Abständen. Die Keimbildung dieser Ausscheidung benötigt keine Vorzugsorte, so dass sie homogen erfolgt und eine gleichmäßige Verteilung in den Körnern vorliegt.
- Es handelt sich um eine geometrisch dichtest gepackte (GCP – geometrically closed packed), ferngeordnete intermetallische Phase mit dem Cu_3Au -Grundmuster und der Strukturbezeichnung $L1_2$ (siehe Abb. 3.4b). Die Überstruktur wird bis zum Schmelzpunkt der reinen Phase oder bis zur Lösung in der Mischkristallmatrix beibehalten.
- Die γ' -Phase weist einen schmalen Homogenitätsbereich im binären System Ni–Al auf. Es bestehen vielfältige Substitutionsmöglichkeiten, wovon Ni hauptsächlich durch Co ersetzt wird und Al vorwiegend durch Ti und Ta. In Werkstoffen mit entsprechenden Legierungsgehalten ist daher auch die Schreibweise $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ oder $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Al}, \text{Ti})$ üblich.

- Auf Grund der guten Gitterpassung mit der Matrix ist die Phasengrenzflächenenthalpie niedrig und somit die thermische Langzeitstabilität recht hoch.
- Die Volumenanteile der γ' -Phase reichen von wenigen Prozent in Blechlegierungen bis zu rund 60% in gegossenen einkristallinen Turbinenschaufelwerkstoffen. Trotz des hohen Ausscheidungsanteils sind die Bauteile bei Raumtemperatur noch im erforderlichen Maße bearbeitbar und zeigen ausreichende Duktilität und Zähigkeit. Nach der in 3.6 beschriebenen Wärmebehandlung zeigt Allvac[®] 718Plus[™] einen Phasenanteil von $\approx 21\%$.
- Ni₃Al weist eine anormale positive Temperaturabhängigkeit der Festigkeit auf, in der Form, dass ein Maximum der Fließgrenze bei etwa 800 °C auftritt.

Die schnelle Ausscheidungskinetik der γ' -Phase in konventionellen Nickelbasis-Legierungen führt zur typischen schlechten Warmumformbarkeit und Schweißbarkeit. Daher wurde für die Legierung Allvac[®] 718Plus[™] eine Möglichkeit gesucht, die Ausscheidungskinetik zu verlangsamen. Die Stabilität der γ' -Phase ist abhängig vom (Al/Ti) Verhältnis. Der Volumensanteil ist abhängig vom (Al+Ti) Anteil, welcher für eine γ' dominierte Legierung (mehr als 80% der Ausscheidungshärtung durch γ') über 3 at.% liegen soll. Durch einen zunehmenden γ' Anteil sinkt auch der γ'' -Phasenanteil. Allvac[®] 718Plus[™] zeigt globulares γ' in den Körnern und auf Korngrenzen. Die globulare Form der Ausscheidungen verzögert die Vergrößerung auf Grund der minimalen spezifischen Oberfläche. X. Xie, *et al.* [14] zeigten die thermische Stabilität der γ' -Phase. Nach einer Glühung von 500 Stunden bei 760 °C vergrößerte sie von 20 nm Ausgangsgröße zu 70 nm [9, 19, 23, 24]. J.F. Radavich, *et al.* [25] untersuchten die Langzeitstabilität der γ' -Phase und fanden eine Vergrößerung bei 2500 Stunden auf 732 °C von 20 nm zu einer Verteilung mit maximal 200 nm. J.F. Radavich, *et al.* und die Untersuchungen von G. A. Zickler *et al.* [26] bestätigten weiters das Nichtauftreten der γ'' -Phase in Allvac[®] 718Plus[™].

3.4.3 γ'' -Phase Ni₃(Nb, Al, Ti) und δ -Phase Ni₃Nb

Bei hoch Nb-haltigen Werkstoffen, besonders der für Rotorscheiben verwendeten Ni-Fe-Legierung Inconel 718 (der wohl meistuntersuchten Superlegierung), erfolgt neben der γ' -Härtung eine Aushärtung durch die γ'' -Phase Ni₃(Nb, Al, Ti). Diese besitzt einen geordneten Aufbau des Typs D0₂₂ (siehe Abb. 3.4c). Die γ'' -Phase ist auf Grund des insgesamt kfz Aufbaus kohärent mit der γ -Matrix [19], wobei die eine Seite gute Passung aufweist, die andere weniger gute, weshalb sie oft auch als semikohärent bezeichnet

wird. Aus diesem Grund erfolgt keine würfelförmige Ausscheidung wie bei γ' , sondern eine plättchenförmige. Im mittleren Temperaturbereich, der z.B. für Rotorscheiben relevant ist, liefert die γ'' -Phase auf Grund der Kohärenzspannungen einen hohen Härtingsbeitrag bei ausreichender Duktilität. Die Kohärenzverzerrung ist allerdings auch verantwortlich für eine rasche Vergrößerung und thermische Instabilität dieser Ausscheidungen, sodass die langzeitige Einsatzgrenze der Legierung Inconel 718 auf etwa 650 °C begrenzt ist.

In einer weiteren Umwandlungsstufe entsteht aus der γ'' -Phase das orthorhombisch geordnete Ni_3Nb , auch als δ -Phase bezeichnet (Strukturberichtstyp D0_a , Abb. 3.5). Diese Phase ist mit der γ -Matrix inkohärent. Ihre grob-plattenförmige Erscheinung ist unerwünscht, weil sie zu erhöhter Kerbempfindlichkeit und schlechterer Ermüdungsfestigkeit der Legierung führt. Für Rotorscheiben und ähnliche Anwendungen bis ca. 700 °C wurde auf Basis von Inconel 718 die Legierung Allvac[®] 718Plus[™] entwickelt. Auf Grund des höheren (Al + Ti)-Gehaltes und des höheren Al/Ti-Verhältnisses, bei gleich hohem Nb-Gehalt, ist γ' die hauptsächlich härtende Phase. Wie bereits in 3.4.2 erwähnt, weist Allvac[®] 718Plus[™] keine γ'' -Phase auf. Allerdings finden sich Anteile an δ -Phase. Die δ -Phase in Allvac[®] 718Plus[™] scheidet sich ähnlich wie bei Inconel 718 plattenförmig aus. Die orthorhombische Struktur vom Typ β - Cu_3Ti zeigt eine Orientierungsbeziehung $(\bar{1}11)_\gamma || (0\bar{1}0)_\delta$ und $[01\bar{1}]_\gamma || [10\bar{2}]_\delta$ mit der Matrix. Die δ -Phase ist reich an Ni, Nb, Al und Ti. Die Ausscheidung passiert zuerst an Korngrenzen, dann an Zwillingsgrenzen und abschließend im Volumen. Der Volumsanteil ist abhängig von Zeit und Temperatur und beeinflusst nachhaltig die Umformbarkeit sowie die Rekristallisationskinetik und das Kornwachstum durch die Pinwirkung der Ausscheidungen auf die Korngrenzen. Der Anteil an δ -Phase steigt mit steigender Glüh Temperatur bis 950 °C. Höhere Temperaturen führen zur Reduktion durch Auflösung. Durch die Verformung können die Platten der δ -Phase brechen und sich durch Diffusion ellipsoid einformen. Die δ -Phase ist neben der γ' -Phase die Hauptphase in Allvac[®] 718Plus[™] [19, 27].

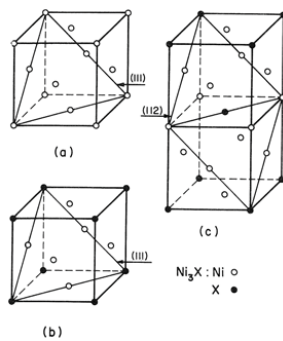


Abbildung 3.4: Einheitszellen der (a) kfz Struktur der Matrix, (b) L₁₂ Struktur der γ'-Phase und (c) der D0₂₂ Struktur der γ''-Phase [20].

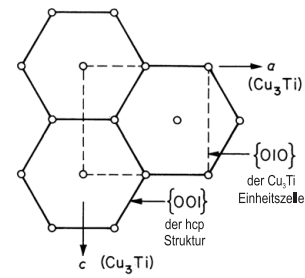


Abbildung 3.5: Orthorhombische Einheitszelle der Cu₃Ti Struktur dargestellt als eine orthohexagonale Einheitszelle in einer hcp Struktur. Die b-Achse der Cu₃Ti Struktur ist parallel zur c-Achse der hcp Struktur welche im rechten Winkel zur Blattebene steht [20].

3.4.4 TCP-Phasen und Phaseninstabilitäten

Im Gegensatz zu den GCP-Phasen mit dichtester geometrischer Packung bezogen auf die gesamte Raumausfüllung weisen die topologisch dichtest gepackten Phasen Ebenen mit dazwischenliegenden Schichten größerer Atome auf. Sie sind generell unerwünscht, weil sie auf Grund zu weniger Gleitsysteme hart und kaum verformbar sind und sich oft spießig oder plattenförmig ausscheiden. Damit verschlechtern sie besonders die Verformungs- und Zähigkeitseigenschaften sowie das Ermüdungsverhalten drastisch. Auch die Zeitstandfestigkeit sinkt rapide ab, sobald sich höhere Anteile einer versprödenden TCP-Phase bilden. Der Grund für das Absinken der Zeitstandfestigkeit liegt in der stark reduzierenden Zeitbruchverformung sowie der Tatsache, dass der Matrix stark mischkristallhärtende Elemente entzogen werden und in festigkeitsmäßig weniger wirksame spießige Ausscheidungen eingebaut werden. Die TCP-Phasen besitzen eine komplexe Kristallstruktur mit sehr großen Elementarzellen und einem breiten Homogenitätsbereich. Zu ihnen zählen die Laves-Phasen, die eine AB₂-Stöchiometrie aufweisen, sowie hauptsächlich die σ- und die μ-Phase. Laves-Phasen vom Typ (Fe, Cr, Mn, Si)₂(Mo, W, Nb, Ti) können sich nur in hoch Fe-haltigen Legierungen ausscheiden – besonders in der Gegenwart von Si. Die von der binären intermetallischen Phase FeCr abgeleiteten Bezeichnung σ deckt in Vielkomponentenlegierungen einen breiten Zusammensetzungsbereich ab mit der allgemeinen Formel (Fe, Ni, Co)_x(Cr, Mo, W)_y, wobei $x \approx y$. Die σ-Phase weist einen komplexen raumzentrierten, stark tetragonal verzerrten Aufbau mit 30 Atomen pro Einheitszelle auf und scheidet sich plattenförmig oder spießig aus, teilweise auch in Widmannstätten-Form.

Die hexagonal-rhomboedrische μ -Phase (13 Atome pro Einheitszelle) mit der Stammzusammensetzung Co_7W_6 wird meist als $(\text{Co}, \text{Fe})_7(\text{Mo}, \text{W})_6$ angegeben. Im Gegensatz zur γ' -Phase weisen TCP-Phasen keine Passung zur γ -Matrix auf und beanspruchen ein größeres Volumen. Da die 3d-Elektronenschale von Ni weit aufgefüllt ist, ist eine sehr Ni-reiche Matrix wenig kompressibel, und die Ausscheidung von Phasen mit großem Platzbedarf wird unterdrückt. Mit zunehmendem Substitutionsgrad der Ni-Matrixatome durch Elemente mit geringerer Elektronenschalenbesetzung und somit höherer Kompressibilität steigt die Neigung zur TCP-Phasenbildung.

Dies ist bei der Legierungsentwicklung durch Phasenstabilitätsberechnungen von vornherein zu berücksichtigen. Die Elektronenschalenbesetzung wird nach der Pauling'schen Theorie der metallischen Bindung durch die Elektronenleerstellenzahl N_V eines jeden Elementes ausgedrückt. Entscheidend ist die Ermittlung einer kritischen Elektronenleerstellenzahl der Restmatrix, nachdem alle anderweitig gebundenen Elementenanteile von der Gesamtzusammensetzung abgezogen wurden. Die mittlere Zahl der unbesetzten Elektronenplätze der Matrix ist ein Maß für die Anfälligkeit der Legierung für TCP-Phasen [19].

3.4.5 Karbide

In Ni-Basislegierungen kommen hauptsächlich Karbide der Typen MC und M_{23}C_6 vor, bei höheren Mo- und/oder W-Anteilen auch M_6C [19].

3.4.5.1 MC-Karbide

Bei dieser Teilchenart handelt es sich um die bei der Erstarrung zuerst entstandenen, thermodynamisch sehr stabilen, Primärkarbide. Da auch N aus der Schmelze sowie Reststickstoff aus dem erstarrten Werkstoff aufgenommen werden, handelt es sich oft um Karbonitride $\text{M}(\text{C}, \text{N})$. Im metallographischen Schliff sind sie meist als blockige, teilweise auch chinesenschriftförmig angeordnete Teilchen erkennbar mit orange (viel N) bis grau violett (wenig N) schimmernder Färbung. Der metallische Partner der MC-Karbide besteht überwiegend aus Ti, Ta und/oder Nb. All diese Elemente seigern bei der Erstarrung stark interdendritisch, so dass man die primären, relativ groben $\text{M}(\text{C}, \text{N})$ -Partikel praktisch immer in den Dendritenzwischenräumen antrifft. Da sie sich bei Lösungs- und Homogenisierungsglühungen nur wenig lösen, markieren sie das ehemalige Dendritengefüge auch dann noch, wenn das γ/γ' -Eutektikum beseitigt wurde. Die groben $\text{M}(\text{C}, \text{N})$ -Teilchen beeinflussen die mechanischen Eigenschaften nur unwesentlich. Ein geringer Anteil dieser Phase wird beim Lösungsglühen aufgelöst und scheidet sich bei nachfolgenden Wärme-

behandlungen als sehr feine Partikel vorwiegend an Versetzungen aus, ähnlich wie in austenitischen Stählen. Diese Ausscheidungen erhöhen die (Kriech-) Festigkeit wirksam, solange sie nicht zu stark vergrößert sind. Bei den thermodynamischen Aktivitäten in den Legierungen sind die MC-Karbide nicht stabil. Sie wandeln langfristig in die $M_{23}C_6$ -Art um [19].

3.4.5.2 $M_{23}C_6$

Die wichtigste Karbidart in Ni-Legierungen ist der $M_{23}C_6$ -Typ, dessen Metall hauptsächlich aus Cr besteht. Da sich diese Karbide bei Lösungsglühungen weitgehend auflösen und bei anschließenden Aushärtungsbehandlungen vorwiegend auf Korngrenzen ausscheiden, dienen sie zur Erhöhung der Korngrenzenviskosität gegen Korngrenzengleiten. Andererseits ist an interkristallinen Teilchen die Gefahr der Kriechrissinitiierung erhöht. Am günstigsten sind globulare Karbide auf Korngrenzen zu bewerten, durchgehende glatte Filme verspröden dagegen den Werkstoff und können beispielweise beim Schleifen von Bauteilen zu Rissen führen. In den meisten Knetlegierungen ist der C-Gehalt auf etwa 0.07% begrenzt, um die Umformbarkeit bei tiefen und hohen Temperaturen zu gewährleisten. In polykristallinen Gusslegierungen ist knapp der doppelte Gehalt üblich [19].

3.5 Herstellung des Nickelbasis Vormaterials

Im Laufe der letzten 40 Jahre wurde die Zusammensetzung von Superlegierungen für den Einsatz in kritischen Turbinenteilen immer komplexer. Dies führte zu einer Verbesserung der Herstellprozesse. Hauptaugenmerk muss hierbei auf den Erschmelzungsprozess gelegt werden. Für die Eigenschaften im resultierenden Superlegierungsingot stellt dieser den Ausgangszustand ein. Weder eine Änderung der Legierungszusammensetzung, noch eine genaue Schmiedeprozesskontrolle, noch eine Änderung der Wärmebehandlung führt zu einem qualitativ hochwertigerem Fertigteil, wenn das Ingotmaterial bereits von schlechter Qualität war.

Zu Beginn wurden die Superlegierungen, im speziellen die Modifikationen von austenitischen Stählen, erfolgreich in so genannten Elektrolichtbogenöfen erschmolzen. Durch die Entdeckung der festigkeitssteigernden Wirkung reaktiver Elemente wurde die Entwicklung eines Vakuum-Induktionsschmelzens (VIM-vacuum induction melting, Abb. 3.6) notwendig.

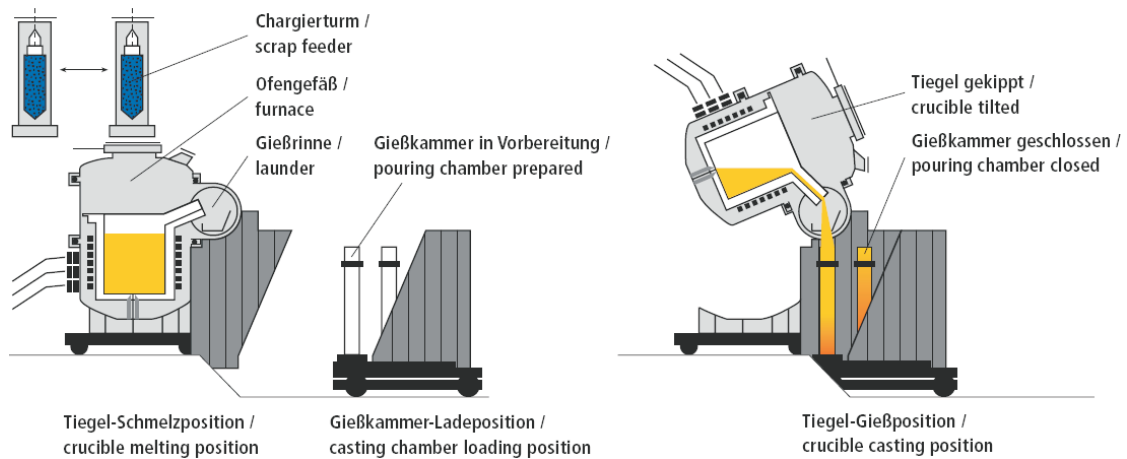
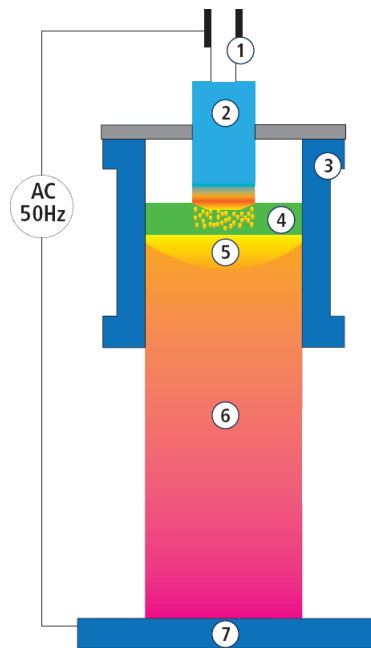


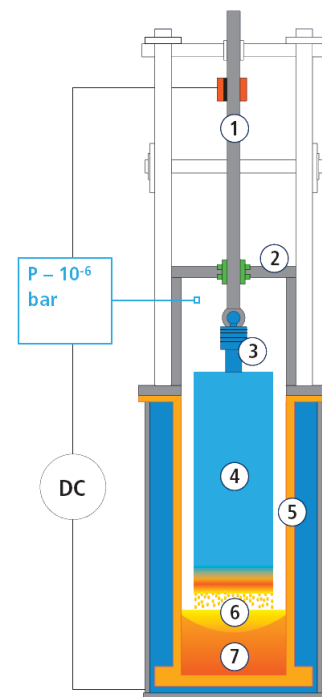
Abbildung 3.6: Der Vakuumschmelzofen [28].

Durch diese neue Technologie wurden immer höherlegierte Superlegierungen möglich. Die Forderung nach immer größeren Ingots stieß schnell an eine weitere natürliche Grenze, Mikro- und Makroseigerungen. Dies führte dazu, dass diese Ingots nicht mehr direkt einsetzbar wurden. Dadurch wurde der Begriff des “Double Melted” geprägt – ein Umschmelzen der VIM Gusselektrode mittels Vakuum-Lichtbogen-Umschmelzen (VAR-vacuum arc remelting, Abb. 3.8) oder Elektro-Schlacke-Umschmelzen (ESR-electroslag remelting, Abb. 3.7). Diese Kombination der Schmelzprozesse minimiert die Erstarrungsprobleme.



- 1 Pin / Stub
 - 2 Elektrode / Electrode
 - 3 Wassergekühlte Kupferkokille / Water Cooled Copper Mold
 - 4 Schlacke / Slag
 - 5 Flüssiges Metall / Liquid Metal
 - 6 Umgeschmolzener ESU-Block / Remelted ESR Ingot
 - 7 Wassergekühlte Bodenplatte / Water Cooled Bottom Plate
- AC Stromquelle / Power Supply

Abbildung 3.7: Der Elektro-Schlacke-Umschmelzofen [29].



- 1 Elektrodenstange / Stinger
 - 2 Ofenkopf / Furnace Head
 - 3 Pin / Stub
 - 4 Elektrode / Electrode
 - 5 Standkokille / Static Mold
 - 6 Flüssiges Metall / Liquid Metal
 - 7 Block / Ingot
- DC Stromquelle / Power Supply

Abbildung 3.8: Der Vakuum-Lichtbogenofen [29].

Aufgrund der Forderung von Triebwerksdesigner nach Werkstoffen immer höherer Reinheit und Homogenität sind auch Güten der Qualität "Triple Melted" in Gebrauch. Dies bedeutet, dass das Material zweifach umgeschmolzen wurde [30].

Die vorliegende Legierung wurde im Zustand Triple Melted, mit der Kombination (VIM-ESR-VAR) siehe Abb. 3.9, verwendet.

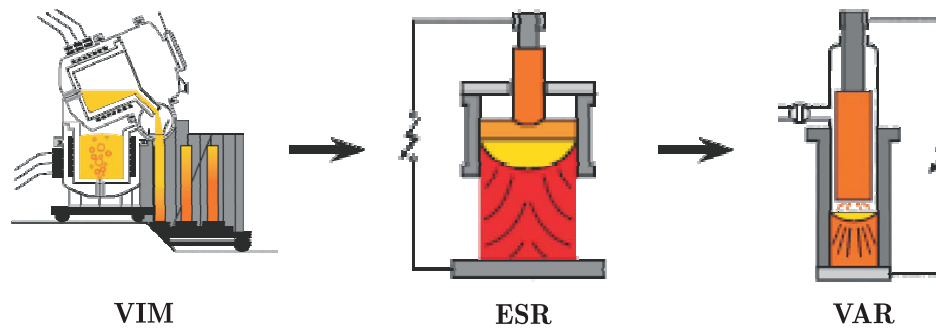


Abbildung 3.9: Der Stofffluss bei der Herstellung einer Triple Melted Superlegierung [28].

3.6 Wärmebehandlung

Zur Einstellung optimaler mechanischer Eigenschaften werden Nickelbasis-Legierungen wärmebehandelt. Diese Wärmebehandlung verfolgt folgende Ziele [19, 31]:

- Gusseigerungen zu reduzieren und Legierungselemente möglichst homogen zu verteilen
- unerwünschte Phasen oder Phasen mit ungünstiger Morphologie aufzulösen
- die optimale Größe, Größenverteilung, Anordnung und Form der Ausscheidungen einzustellen
- Eigenspannungen von der Herstellung und Fertigung abzubauen

Die Standardwärmebehandlung nach dem Umformprozess für Allvac[®] 718Plus[™] zur Einstellung optimaler Zug- und Kriechbrucheigenschaften besteht aus einem Lösungsglühen bei 954–982 °C für eine Stunde mit anschließender Abkühlung an Luft oder schneller. Darauf folgt ein Aushärten bei 788 °C für 2–8 Stunden gefolgt von einer Ofenabkühlung mit 38 °C/h auf 649 °C, für acht Stunden halten und an Luft abkühlen [18]. Ein Vergleich zwischen Lösungsglühen und Direct Aging zur Einstellung optimaler mechanischer Eigenschaften findet sich in [32].

4 Gesenkschmieden

4.1 Grundlagen

Das Schmieden gehört neben Stauchen, Walzen, Fließpressen, Strangpressen, Biegen und Durchziehen zu den Verfahren der Massivumformung. Schmiedeteile haben hervorragende Eigenschaften, die sie gegenüber anderen Fertigungsverfahren vorteilhaft erscheinen lassen. Speziell im heute immer mehr in den Vordergrund rückenden Leichtbau bieten Schmiedeteile einen Gewichtsvorteil gegenüber Gussteilen. Die größten Vorteile geschmiedeter Bauteile sind laut [33]:

- Beim Erstarren von Gussteilen entstehen Poren. Befinden sich diese an kritischen Stellen eines Bauteils, so kann es zu plötzlichem Versagen kommen.
- Beim Schmieden werden diese Poren geschlossen. Schmiedeteile sind daher bei geringerem Gewicht höher belastbar.
- Auf Grund überlegener Werkstoffeigenschaften und ihrer Gestaltungsmöglichkeiten sind Schmiedeteile besonders für kraft- und bewegungsübertragende Bauteile geeignet.
- Geschmiedete Bauteile sind in der Lage hohe statische und dynamische Lasten aufzunehmen.
- Der Faserverlauf im Bauteil folgt bei Schmiedeteilen den Belastungen (siehe Abb. 4.1).

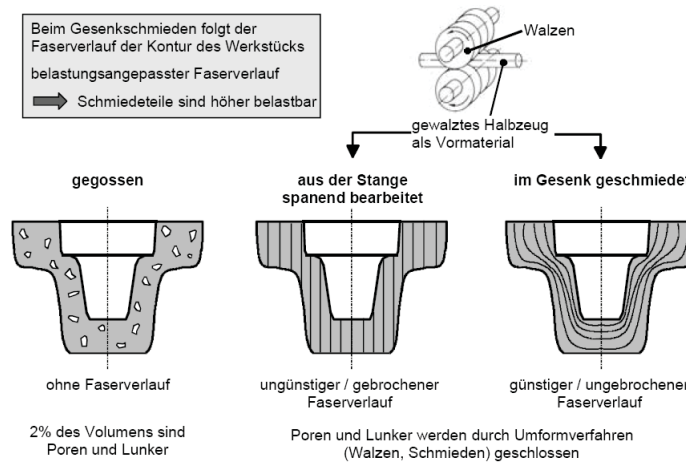


Abbildung 4.1: Vergleich der Faserverläufe bei einem Gussteil, spanend bearbeitetem Bauteil und Schmiedeteil [33]. Es ist wichtig darauf hinzuweisen, dass der Faserverlauf für das Schmiedeteil nicht korrekt eingezeichnet ist.

Bei den Schmiedeverfahren kann wiederum zwischen Freiform- und Gesenkschmieden unterschieden werden. Das Gesenkschmieden kann weiters in Schmieden mit Grat, ohne Grat und in Präzisionsschmieden unterteilt werden, worauf hier nicht näher eingegangen wird. Das Gesenkschmieden ist ein hochentwickelter Zweig der Schmiedetechnik. Er ist gekennzeichnet durch die Verwendung formgebender Werkzeuge, den Gesenken (siehe Abb. 4.2), sowie von Maschinen, die hohe Kräfte und Energien bereitstellen können. Weiters ist die genaue Führung der Werkzeugteile charakteristisch.

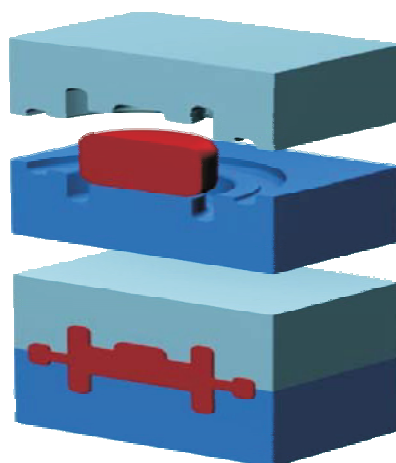


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung des Gesenkschmiedens. Hell- bzw. dunkelblau ist das Ober- bzw. Untergesenk, das Werkstück ist rot [34].

Die Anfänge des Schmiedens, als Sammelgruppe aller Verfahren, bei denen eine Dicken- oder Querschnittsänderung durch gegeneinanderbewegte Werkzeuge an einem Werkstück hervorgerufen wird, finden sich schon gegen Ende des Neolithikums (um 4000 v. Chr.). Weit vor den Eisenschmieden fertigten Gold-, Silber- und Kupferschmiede Waffen, Schmuck und Gebrauchsgegenstände. Aus Ägypten sind Teile aus Meteoriteisen bekannt, welche aus dem 4. Jahrtausend v. Chr. stammen. Die große Zeit des Schmiedens beginnt allerdings erst mit der Gewinnung von Eisen aus Erz im Hethiterreich. Wurde im 15. Jahrhundert v. Chr. Eisen zunächst noch für Ziergegenstände verwendet, hatte es bis ca. 500 v. Chr. die Bronze als Werkstoff für Waffen, Werkzeuge und andere Geräte fast völlig verdrängt. Die größten Schmiedeteile dieser Zeit, als die eigene Muskelkraft beschränkender Faktor war, sind Schiffsanker, sowie die Säule von Delphi mit 400 mm Durchmesser und 7.25 m Höhe (um 300 n. Chr.). Die frühen Anfänge des Gesenkschmiedens – einem Verfahren in dem der Werkstoff in geschlossene Hohlformen gepresst wird – finden sich bereits im Altertum. Aus dieser Zeit sind gesenkartige Werkzeuge für das Formen von kleineren Teilen aus Bronzeblech bekannt. Ein weiterer Vorläufer ist auch die Münzprägung in Steinformen. Römische Nageleisen (um 200 n. Chr.), eiserne Beschläge aus England und Frankreich (13. Jahrhundert), sowie Solinger Tischmesser (Mitte des 19. Jahrhunderts) sind zusätzliche frühe Beispiele. Ab dem 12. Jahrhundert n. Chr. wurden Maschinen, zunächst wasserkraftbetriebene Stielhämmer, eingesetzt. Abb. 4.3 zeigt einen “Rennfeuer”-Betrieb aus dem Mittelalter.

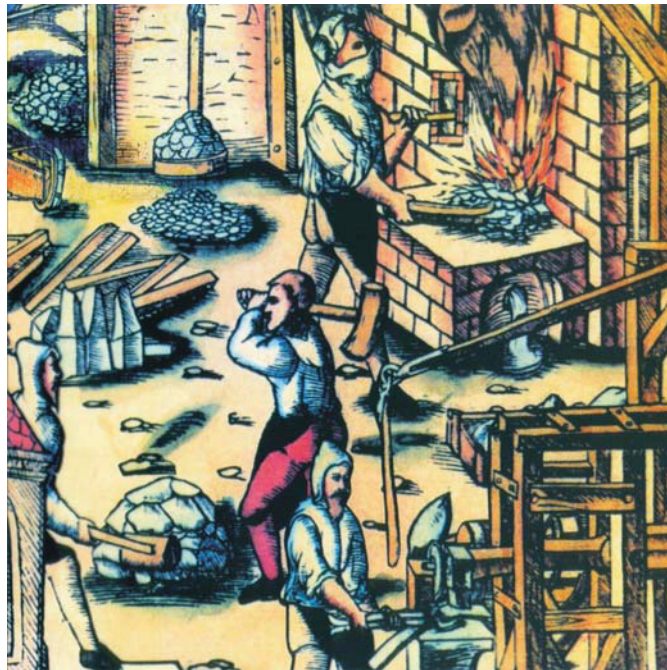


Abbildung 4.3: Mittelalterlicher “Rennfeuer”-Betrieb mit Schmiede. Die Verhüttung und die Esse wurden damals mit Holzkohle betrieben [34].

Mit dem Beginn der Industrialisierung gegen Ende des 19. Jahrhunderts startete eine starke Entwicklung auf dem Gebiet des Gesenkschmiedens. 1842 leitete der doppelwirkende Hammer von Nasmyth eine neue Epoche ein. Dieser Hammer wies bereits alle Merkmale moderner Schmiedehammerkonstruktionen auf. 1860 entwickelte Haswell die erste hydraulische Freiformschmiedepresse [34, 35].

Hochwarmfeste Nickelbasis-Legierung sind wegen ihrer hohen Warmfestigkeit schwierig zu schmieden. Sie haben eine höhere Fließspannung als warmfeste Eisenbasis-Legierungen, sind empfindlich gegen Schwankungen der Zusammensetzung, welche die Schmiedbarkeit, Korngröße und Eigenschaften des geschmiedeten Stückes stark beeinflussen können. Ebenfalls wichtig ist die Reinheit. Umformvermögen und Eigenschaften nach dem Umformen (Korngröße, Zähigkeit, Dauerschwingfestigkeit) hängen stark von der Schmiedetemperatur und dem Umformgrad ab. Beide bestimmen die Korngröße, da keine Umwandlung stattfindet. Aus diesem Grund ist ein Temperaturbereich festzulegen und einzuhalten.

Die Gesenkte werden auf ca. 150–250 °C vorgewärmt. Als Werkstoffe werden Warmarbeitsstähle oder Nickelbasis-Legierungen eingesetzt. Die Gravuren sind gut zu polieren, da die erreichbare Oberflächengüte am Schmiedestück wegen der geringen Zunderbildung hoch ist. Die Standzeiten der Gesenke sind gering. Graphit in Wasser oder Öl findet als Schmierstoff Einsatz [35].

4.2 Umformmaschinen – Spindelpressen

Die Maschinen zum Gesenkschmieden entwickelten sich von Fallhämmern weiter zu Oberdruck- und Gegenschlaghämmern. Im Laufe der Zeit kamen Hydraulikpressen, mechanische Pressen mit Kurbel- oder Exzenterantrieb sowie Spindelpressen hinzu. Diese Maschinentypen wurden ständig weiterentwickelt, bis hin zur Mechanisierung bzw. Automatisierung des Prozesses. Kenngröße des heutigen Standes der Massivumformung sind der Einsatz verschiedenster Verfahren und deren Kombination, eine optimale Werkstoffausnutzung, eine hohe Mengenleistung und die hohe Arbeitsgenauigkeit [34].

Maschinen der Umformtechnik werden nach drei spezifischen Kenngrößen eingeteilt [33]:

Arbeit: *Arbeits- und energiegebundene Umformmaschinen;*
Hämmer und Spindelpressen

Weg: *Weggebundene Umformmaschinen;*
Mechanische Kurbel und Exzenterpressen

Kraft: *Kraftgebundene Umformmaschinen;*
Hydraulikpressen

Bei der traditionellen Bauart der Schwungradspindelpresse ist die Spindel form- oder kraftschlüssig dauernd mit dem Schwungrad verbunden. Die Drehbewegung des Schwungrads und der Spindel wird in eine geradlinige Stößelbewegung umgesetzt. Diese Spindelpressen gewinnen ihre Auftreffenergie zu etwa 90% aus der Rotationsenergie des mit der Spindel verbundenen Schwungrades und zu ca. 10% aus der linearen Bewegung des Stößels. Beim Auftreffen des Werkzeugs auf das Werkstück wird die kinetische Energie von Schwungrad, Spindel und Stößel vollständig in Nutz- und Verlustarbeit umgewandelt. Der Antrieb der in Abb. 4.4 dargestellten Schwungradspindelpresse erfolgt durch mehrere am Schwungradumfang angeordnete Hydromotoren über Ritzel auf den verzahnten Schwungradkranz. Eine Weiterentwicklung ist die in Abb. 4.5 dargestellte Kupplungs-Spindelpresse mit ständig umlaufendem Schwungrad, welches zur Einleitung eines Arbeitshubs über eine schaltbare Reibkupplung mit der Spindel verbunden wird. Bei Erreichen einer einstellbaren Kraft trennt die Kupplung das Schwungrad von der Spindel, der Rückhub des Stößels erfolgt durch Rückzugzylinder. Ein wichtiges Merkmal sind kurze Beschleunigungszeiten des Stößels, da die beim Arbeitshub zu beschleunigenden Massen klein sind. Die Presskraft lässt sich über das Rutschmoment der Reibungs-

kupplung begrenzen [35, 36]. Diese Spindelpressen bilden die Hauptschmiedeaggregate für Turbinenscheiben in der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG.



Abbildung 4.4: Die Schwungradspindelpresse mit Hydromotoren der Maschinenfabrik Hasenclever GmbH war mit einer Prellschlagkraft von 31.500 Tonnen lange Zeit die größte der Welt.



Abbildung 4.5: Die Kupplungsspindelpresse SPKA 22.400 der Firma SMS Eumoco. Die Presse ist mit einer Prellschlagkraft von 35.500 Tonnen die größte Spindelpresse der Welt.

5 Modellierung der Mikrostruktur

In den folgenden Kapiteln wird auf die semi-empirischen Zusammenhänge und die Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)-Ansätze für dynamische, meta-dynamische und statische Rekristallisation sowie ein semi-empirisches Modell für Kornwachstum eingegangen. Die in den Gleichungen benannten Werte sind gesammelt im Anhang A.2 aufgelistet.

5.1 Semi-empirische Modelle der Rekristallisation

Obwohl die Kunst der Metallbearbeitung, inklusive der Arbeitsschritte Umformung und Glühbehandlung, bereits seit tausenden von Jahren praktiziert wird, wurde erst in jüngster Zeit die Aufmerksamkeit auf das Verständnis der mikrostrukturellen Vorgänge während dieser Prozesse gelegt. Die frühen Anfänge der Glühbehandlungen vorverformter Metalle wurden bereits 1963 von P.A. Beck aufgezeichnet. Mit fortschreitender Entwicklung von Charakterisierungsmethoden wurde auch das wissenschaftliche Verständnis erweitert.

Bereits 1829 fand der französische Physiker F. Savart akustische Anisotropie in Proben aus Gussblöcken verschiedener Metalle und schloss auf Kristalle unterschiedlicher Orientierung innerhalb der Proben. Er studierte auch die Änderung der Anisotropie durch plastische Verformung mit anschließender Glühbehandlung, während Glühen alleine keine Veränderung ergab. Dies war der erste fundierte Beweis für strukturelle Änderungen während der Glühung von kaltverfestigten Metallen.

Mitte des 19. Jahrhunderts wurde das Konzept der Kristallisation von Metallen extensiv diskutiert, mit dem Schluss, dass durch plastische Deformation Metalle in den amorphen Zustand übergehen. Dieser Trugschluss entstand, da man mit damaligen optischen Untersuchungsmethoden keine Mikrostruktur mehr erkennen konnte. Bei der Wiedererwärmung allerdings konnte die Mikrostruktur teilweise wieder erkannt werden. Dieses Phänomen wurde als Kristallisation interpretiert, als der Übergang vom amorphen Zustand in den kristallinen.

Erst 1887 führte H.C. Sorby metallographische Techniken ein, mit denen er in der Lage war, die längsverformten Körner in verformten Eisen zu untersuchen. Er erkannte, dass während der Glühbehandlung aus den verformten Körnern eine neue equiaxiale Kornstruktur entstand, einen Prozess den er Rekristallisation nannte. Weiters erkannte H.C. Sorby, dass die verformte Kornstruktur einen energetisch instabilen Zustand darstellen musste, und dass durch Rekristallisation ein Übergang in den stabilen Zustand möglich

war.

Obwohl der Begriff der Rekristallisation schon zu Beginn des 20. Jahrhunderts geprägt worden ist, wurden Rekristallisation und Kornwachstum lange Zeit nicht als getrennte Prozesse angesehen. Die hervorragenden Arbeiten von H.C.H. Carpenter und C.F. Elam (1920) sowie H. Altherthum (1922) zeigten erst, dass die Treibkraft für die Rekristallisation die gespeicherte Energie durch die Umformung, die treibende Kraft für Kornwachstum jedoch die Korngrenzenenergie ist. Dies wird durch die von H. Altherthum benutzte Terminologie hervorgehoben – Bearbeitungsrekristallisation und Oberflächenrekristallisation.

Um 1920 wurden bereits viele der Parameter identifiziert, die Einfluss auf die Rekristallisationsprozesse und die resultierende Mikrostruktur haben:

- Kinetik Die Beziehung zwischen Rekristallisationstemperatur zu Schmelztemperatur wurde von J.A. Ewing und W. Rosenhain (1900), sowie von F.J. Humphreys (1902) gezeigt. Der rekristallisierte Anteil steigt mit steigender Glühtemperatur.
- Dehnung A. Sauveur fand 1912, dass für das Einsetzen von Rekristallisation eine kritische Dehnung überschritten werden muss. Weiters fand G. Charpy 1910 einen Zusammenhang zwischen Korngröße und kritischer Dehnung. H.C.H. Carpenter und C.F. Elam bestätigten 1920 beide Effekte.

Ein tiefergehendes Verständnis für die Prozesse bei der Rekristallisation wurde erst 1934 durch die Entwicklung der Versetzungstheorie möglich. Die freie Energie eines kristallinen Materials wird während der Umformung durch das Auftreten von Versetzungen, Leerstellen und Grenzflächen erhöht, was das Material thermodynamisch instabil werden lässt. Obwohl dieser ungünstige Zustand laut Thermodynamik spontan wieder verschwinden sollte, laufen in der Praxis die nötigen atomistischen Prozesse bei niedriger homologer Temperatur sehr langsam ab. Dies hat zur Folge, dass die instabile Defektstruktur auch nach der Umformung noch bestehen bleibt.

Wird das Material anschließend bei höherer Temperatur geglüht, kommt es zu thermisch aktivierten Prozessen, wie zum Beispiel Festkörperdiffusion, wodurch die Defekte entweder ausheilen, oder sich in Konfigurationen niedrigerer Energie anordnen. Ein solcher Wiederherstellprozess ist Rekristallisation, bei der neue versetzungsfreie Körner innerhalb der verformten oder erhaltenen Kornstruktur gebildet werden. Diese neugebildeten Körner wachsen auf Kosten der alten Körner, was zu einer neuen Mikrostruktur mit niedrigerer Versetzungsdichte führt [37].

5.1.1 Die dynamische Rekristallisation

Finden Entfestigungsvorgänge während der Umformung statt, spricht man von dynamischer Rekristallisation, im Gegensatz zu statischen Prozessen, die während anschließender Glühbehandlung ablaufen. Dynamische Rekristallisation läuft während Metallbearbeitungsprozessen wie Warmwalzen, Extrusion und Schmieden ab. Sie zeigt sich in einer Herabsetzung der Fließspannung des Materials, was zu einer verbesserten Verformbarkeit führt.

Bei der Verformung von Metallen mit niedriger Stapelfehlerenergie, wie z.B. Cu, Ni und austenitischer Stahl, tritt dynamische Rekristallisation nach Erreichen einer kritischen Dehnung auf. Neue Körner werden an den alten Korngrenzen gebildet. Da das Material allerdings weiter umgeformt wird steigt wiederum auch die Versetzungsdichte in den neu gebildeten Körnern, was zu einer Reduzierung der Treibkraft für weiteres Wachstum führt, wodurch diese Körner eventuell aufhören zu wachsen. Ein weiterer Einflussfaktor auf das limitierte Wachstum neuer Körner ist die Nukleation von weiteren Körnern an den wandernden Korngrenzen.

Diese Art der dynamischen Rekristallisation, die klar erkennbare Stadien der Nukleation und des Wachstums zeigt, heißt diskontinuierliche dynamische Rekristallisation.

Die generellen Charakteristika von dynamischer Rekristallisation sind:

- Wie in Abb. 5.1 dargestellt zeigt eine Fließkurve für ein dynamisch rekristallisierendes Material einen breiten Peak.
- Eine kritische Verformung (φ_c) ist nötig, damit dynamische Rekristallisation einsetzt. Diese ist vor der Peakdehnung (φ_p) erreicht. Die maximale Fließspannung (σ_p) ist eng mit dem Zener–Hollomon Parameter verknüpft.
- φ_c sinkt konstant mit sinkender Spannung oder sinkendem Zener–Hollomon Parameter.
- Die dynamisch rekristallisierte Korngröße steigt monoton mit sinkender Spannung. Kornwachstum tritt nicht auf und die Korngröße bleibt während der Umformung konstant.
- Die Fließspannung und die resultierende Korngröße sind beinahe von der Startkorngröße unabhängig. Dennoch ist die Kinetik der dynamischen Rekristallisation in Proben mit kleiner Startkorngröße beschleunigt.

- Dynamische Rekristallisation startet häufig an existierenden Korngrenzen, obwohl bei geringen Umformgeschwindigkeiten und großer Startkorngröße intragranulare Nukleation an Bedeutung gewinnt [37].

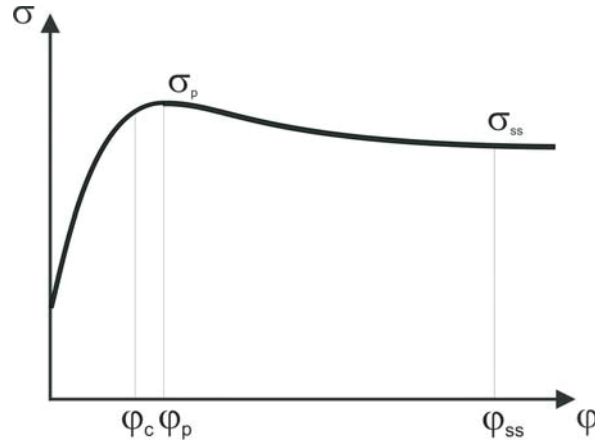


Abbildung 5.1: Skizze einer Fließkurve bei konstanter Dehnrates und Temperatur unter Einfluss dynamischer Rekristallisation (σ_p ... Maximalspannung, σ_{ss} ... Steady-State-Spannung, φ_p ... zur Maximalspannung korrespondierender Umformgrad, φ_c ... kritischer Umformgrad für das Einsetzen dynamischer Rekristallisation, φ_{ss} ... Steady-State-Umformgrad) [31].

Bei Warmumformung muss zur Beschreibung der Fließkurven zusätzlich zum Umformgrad noch die Umformtemperatur und die Umformgeschwindigkeit berücksichtigt werden. Grund hierfür ist die thermische Aktivierung der plastischen Verformung. Dieser Zusammenhang kann im Zener-Hollomon-Parameter Z mit

$$Z = \dot{\varphi} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (5.1)$$

zusammengefasst werden. Hierbei entspricht $\dot{\varphi}$ der Umformgeschwindigkeit, Q der Aktivierungsenergie für Warmumformung, R der molaren Gaskonstante und T der absoluten Temperatur. Z kann auch als temperaturkompensierte Dehnrates angesehen werden [38, 39]. Wie bereits eingangs erwähnt muss zum Einsetzen der dynamischen Rekristallisation ein kritischer Umformgrad überschritten werden. Dieser kritische Umformgrad φ_c wird allgemein durch die Gleichung

$$\varphi_c = a_{d1}\varphi_p, \quad (5.2)$$

wiedergegeben, wobei a_{d1} ein konstanter Wert ist und die Peakdehnung φ_p durch

$$\varphi_p = a_{d2} D_0^{a_{d3}} Z^{a_{d4}}, \quad (5.3)$$

bestimmt ist. Auf Grund der fehlenden Variation in der Startkorngröße D_0 konnte dieser Einfluss nicht untersucht werden und a_{d3} ist Null zu setzen. Hier ist a_{d4} wiederum ein Materialparameter.

Die Umformung für einen dynamisch rekristallisierten Anteil von 50% $\varphi_{0.5}$ wird über

$$\varphi_{0.5} = a_{d5} Z^{a_{d6}} \quad (5.4)$$

berechnet, wobei a_{d5} und a_{d6} Materialparameter sind.

Somit lässt sich der semi-empirische JMAK-Ansatz für den dynamisch rekristallisierten Anteil X_{DRX} als

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[\ln(0.5) \left(\frac{\varphi - \varphi_c}{\varphi_{0.5} - \varphi_c} \right)^{a_{d7}} \right] \quad (5.5)$$

anschreiben. Hierbei ist der Exponent a_{d7} eine Konstante und φ der aktuelle Umformgrad. Die dynamische rekristallisierte Korngröße D_{DRX} folgt aus

$$D_{DRX} = a_{d8} \exp[T a_{d9}], \quad (5.6)$$

wobei a_{d8} und a_{d9} Konstanten sind. Eine genaue Beschreibung der Bestimmung der dynamischen Rekristallisation in Allvac[®] 718Plus[™] findet sich in [40].

5.1.2 Die meta-dynamische Rekristallisation

Schmiedeprozesse laufen meist mehrstufig ab. Die einzelnen Umformschritte werden durch Zeitintervalle in denen das Werkstück auf dem Untergesenk liegt oder manipuliert wird unterbrochen. Sobald die kritische Verformung für dynamische Rekristallisation erreicht wurde, befinden sich bereits Rekristallisationskeime im Material. Wird die Umformung gestoppt, die Glühung allerdings fortgesetzt, wachsen diese Keime ohne Inkubationszeit in der heterogenen dynamisch rekristallisierten Matrix. Dieses Phänomen ist als meta-dynamische Rekristallisation bekannt. Die Mikrostruktur eines dynamisch rekristallisierten Materials ist sehr heterogen und kann folgendes enthalten:

- **A:** Kleine dynamisch rekristallisierte Körner (Nuklei), die fast versetzungsfrei sind.

- **B:** Größere rekristallisierte Körner mit mittlerer Versetzungsdichte, welche dynamisch wachsen.
- **C:** Unrekristallisierte Körner mit hoher Versetzungsdichte.

Jeder dieser Bereiche zeigt unterschiedliche Phänomene während anschließender Glühbehandlung:

- **Bereich A:** wird während der frühen Phase der Glühbehandlung durch meta-dynamische Rekristallisation wachsen.
- **Bereich B:** wird sich, wenn die Versetzungsdichte unter einem kritischen Wert liegt, meta-dynamisch erholen. Ist die Versetzungsdichte größer als die kritische Versetzungsdichte wird dieser Bereich anschließend statisch rekristallisieren.
- **Bereich C:** wird sich, abhängig von der Stapelfehlerenergie statisch erholen und darauf folgend statisch rekristallisieren. Ist das Material vollständig dynamisch rekristallisiert, wird Kornwachstum auftreten [37].

Die Kinetik der meta-dynamischen Rekristallisation ist auf Grund der nicht weiter zugeführten Umformenergie langsamer als eine unter rein dynamischen Bedingungen stattfindende Rekristallisation. Zur Beschreibung der Rekristallisationskinetik kann wiederum ein JMAK-Ansatz herangezogen werden. Allerdings kann man nicht mehr direkt das Verhältnis der Umformgrade heranziehen. Es muss ein Zusammenhang mit der Haltezeit gefunden werden. Während der Umformung kommt es auf Grund der eingebrachten Umformenergie zu adiabater Erwärmung im Werkstück. Während der Liegezeiten im Untergesenk oder während der Manipulation kühlt die Oberfläche allerdings stark ab. Um die kontinuierliche Temperaturveränderung im Anschluss an die Umformung berücksichtigen zu können, muss eine temperaturkorrigierte Zeit $W(t)$ eingeführt werden [31, 39, 41]. Die temperaturkompensierte Zeit für einen meta-dynamisch rekristallisierten Anteil von 50% ($W_{0.5}$) kann über

$$W_{0.5} = a_{m1} Z^{-a_{m2}} \varphi^{-a_{m3}} \quad (5.7)$$

berechnet werden. Hierbei entsprechen a_{m1} , a_{m2} und a_{m3} Materialparametern und φ dem Umformgrad nach Ende der Verformung. Der Einfluss des Umformgrades kann damit begründet werden, dass zwar die treibende Kraft für das Wachstum der meta-dynamisch rekristallisierten Körner nach Erreichen einer stationären Versetzungsdichte im unrekristallisierten Gefüge gleich bleibt, die Zahl der wachstumsfähigen Keime jedoch zunimmt

und somit die Kinetik der meta-dynamischen Rekristallisation beschleunigt [31]. Die Summe der temperaturkompensierten Zeitschritte $W(t)$ ist gleich

$$W(t) = \sum_{i=1}^n W_i. \quad (5.8)$$

Diese temperaturkompensierten Zeitschritte W_i mit einer mittleren annähernd konstanten Temperatur T berechnen sich über

$$W_i = t \exp \left\{ \frac{-Q_{MDRX}}{RT} \right\}, \quad (5.9)$$

Q_{MDRX} entspricht hier der Aktivierungsenergie für meta-dynamische Rekristallisation. Der semi-empirische JMAK-Ansatz für den meta-dynamisch rekristallisierten Anteil X_{MDRX} lautet somit

$$X_{MDRX} = 1 - \exp \left\{ \ln(0.5) \left(\frac{W(t)}{W_{0.5}} \right) \right\}. \quad (5.10)$$

Eine metallographische Auswertung der meta-dynamisch rekristallisierten Korngröße über Lichtmikroskopie oder EBSD-Methode ist nicht möglich, da sich die dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur nur marginalen in der Korngröße unterscheiden. Für Inconel 718 wird in der Literatur darauf verwiesen, dass die meta-dynamisch rekristallisierte Korngröße um 1.5–2 ASTM Korngrößen größer als die dynamisch rekristallisierte Korngröße ist [42].

5.1.3 Die statische Rekristallisation

Der Mechanismus der statischen Rekristallisation spielt bei der Hochtemperaturumformung mit relativ hohen Umformgraden, wie sie beim Gesenkschmieden typisch sind, nur eine untergeordnete Rolle. Allerdings kann es in Bereichen niedriger Umformung (im letzten Verformungsschritt) während anschließendem Rückwärmen oder einer Glühbehandlung zu statischer Rekristallisation und somit zu einem Anwachsen der Korngröße kommen. Dies führt in Zonen niedriger Abkühlgeschwindigkeit nach dem Wärmebehandeln zu verminderten mechanischen Eigenschaften und muss daher unbedingt beachtet werden. Unter einer kritischen Umformung für statische Rekristallisation entfestigt das Material nur durch statische Erholung, welche nur zu geringfügigen Veränderungen im verformten Gefüge führt [31, 37, 39].

Der JMAK–Ansatz zur Bestimmung der Kinetik wurde analog zur meta–dynamischen Rekristallisation definiert. Die Zeit für 50% statisch rekristallisierten Anteil $t_{0.5}$ ist definiert als

$$t_{0.5} = a_{s1} D_0^{a_{s2}} \varphi^{-a_{s3}} Z^{-a_{s4}} \exp\left(\frac{Q_{SRX}}{RT}\right). \quad (5.11)$$

Auf Grund der fehlenden Variation in der Startkorngröße D_0 konnte dieser Einfluss nicht untersucht werden und a_{s2} ist Null zu setzen. Weiters sind a_{s1} – a_{s4} Materialparameter und Q_{SRX} entspricht der Aktivierungsenergie für statische Rekristallisation. Der statisch rekristallisierte Anteil X_{SRX} ist gegeben durch

$$X_{SRX} = 1 - \exp\left\{\ln(0.5) \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{a_{s5}}\right\}. \quad (5.12)$$

Hier ist a_{s5} wiederum ein Materialparameter. Die statisch rekristallisierte Korngröße in Allvac[®] 718Plus[™] wurde im untersuchten Prozessfenster konstant mit $10 \mu\text{m} \pm 1.3$ gefunden [43].

Eine genauere Beschreibung der Untersuchungen und Ergebnisse der statischen Rekristallisation in Allvac[®] 718Plus[™] ist unter [32, 43] zu finden.

5.2 Das semi–empirische Modell für das Kornwachstum

Ursache für das Phänomen des Kornwachstums ist erneut eine Minimierung der freien Energie des Gefüges. Im Falle des normalen Kornwachstums begründet sich dieser Energiegewinn in der gekrümmten Ausrichtung von Korngrenzen. Die Wachstumsgeschwindigkeit kann physikalisch durch die Korngrenzenmobilität beschrieben werden. Daher kann laut [44] das Kornwachstum durch den in Glg. 5.13 dargestellten Zusammenhang beschrieben werden.

$$D_{(T,t)} = \left[\text{mob}_{(T)}^{a_{k1}} t + D_0^{a_{k1}} \right]^{\frac{1}{a_{k1}}}, \quad (5.13)$$

wobei gilt: $D_{(T,t)}$ ist der Korndurchmesser nach der Wärmebehandlung, D_0 ist der Ausgangskorndurchmesser, $\text{mob}_{(T)}$ ist die Mobilität der Korngrenze, t ist die Haltezeit auf Temperatur und a_{k1} ist ein Materialparameter.

Die Mobilität der Korngrenze ist gegeben durch

$$\text{mob}_{(T)} = a_{k2} \exp\left\{-\frac{Q_{GG}}{RT}\right\}, \quad (5.14)$$

mit der Konstanten a_{k2} und der Aktivierungsenergie für Korngrenzenwanderung Q_{GG} . Der Parameter $a_{(k1)}$ wird mittels

$$a_{k1} = a_{k3}T + a_{k4} \quad (5.15)$$

bestimmt, wobei a_{k3} und a_{k4} Materialparameter sind. Eine Betrachtung des Kornwachstums in Allvac[®] 718Plus[™] findet sich in [43].

6 Experimentelles

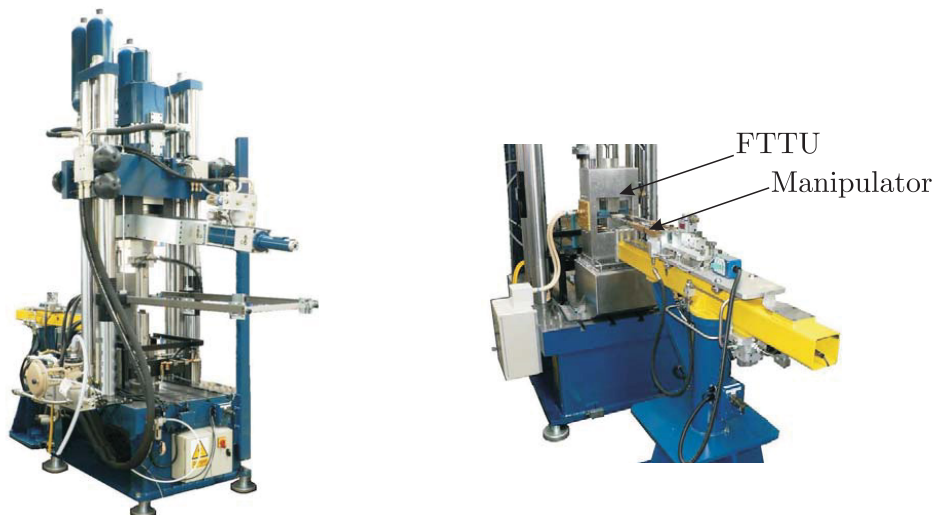
6.1 Der thermo-mechanische Umformsimulator Servotest

Die Umformversuche wurden am Lehrstuhl für Umformtechnik durchgeführt. Als Umformaggregat diente eine servohydraulische Warmumformprüfmaschine vom Typ TMTS Servotest, Abb. 6.1. Hierbei steht TMTS für “thermo-mechanical treatment simulator”. Diese Prüfmaschine dient zur Simulation von industriellen Warmumformprozessen. Prinzipiell besteht die Möglichkeit Zylinder- und Flachstauchversuche bis zu Temperaturen von 1300 °C durchzuführen und Fließkurven als Eingangsdaten für die numerische Simulation zu bestimmen. Auf Grund der hohen Werkzeuggeschwindigkeit von bis zu 1.0 m s^{-1} bei Vollast sind in Abhängigkeit der Probengeometrie Experimente mit Dehnraten bis 200 s^{-1} möglich. Dadurch entfällt die Extrapolation von Messdaten für höhere Dehnraten. Die maximale Probenhöhe von 24 mm bei Zylinderproben, beziehungsweise 10 mm Höhe und 60 mm Breite bei Flachstauchproben, erlaubt nach den Versuchen die Durchführung von weiteren Untersuchungen wie Härtemessung, Zugversuche oder Analysen der Mikrostruktur. Durch das Zusammenspiel von Versuchsofen und “Fast Thermal Treatment Unit” (FTTU) ist die Darstellung von mehrstufigen Versuchen mit innerhalb der Maschinenparameter beliebigen Aufheiz- und Abkühlraten möglich. Die mikrostrukturelle Entwicklung kann dabei durch das Abschrecken der Probe an beliebigen Stellen des Testzyklus untersucht werden. Die Manipulationszeit des Greifarms zwischen dem die Umformzone umschließenden Versuchsofen und der FTTU beträgt zirka 0.5 Sekunden. Ebenso können Kriechversuche durchgeführt werden. Durch den vollautomatischen Versuchsablauf ist eine hohe Reproduzierbarkeit der Messergebnisse gewährleistet. Die in der Testsoftware vordefinierten Deformationsgrade werden durch ein automatisches Anschlagssystem (wedge system) mit hinreichender Präzision (Abweichung der Probenhöhe $\pm 0.3 \text{ mm}$) erreicht.

Die wichtigsten Maschinendaten sind in Tab. 6.1 zusammengefasst.

Tabelle 6.1: Überblick über die Maschinendaten des TMTS Servotest [45].

Maschinendaten	
Maximale Kraft	500 kN
Maximale Werkzeuggeschwindigkeit bei Volllast	1.0 m s ⁻¹
Prüftemperaturbereich	Raumtemperatur – 1300 °C
Maximaler Arbeitshub	100 mm bei langsamen Versuchen 60 mm bei schnellen Versuchen
Manipulationszeit Greifarm	0.5 s
Genauigkeit der Temperaturmessung	< 400 °C: ± 1 °C > 400 °C: 0.25% des Messwertes
Abweichung von der vorgegebenen Dehnrage	< 2.5%
Maximale Aufheizrate	> 5.0 °C s ⁻¹ bei Al > 10.0 °C s ⁻¹ bei Stahl bis Curiepunkt
Abkühlgeschwindigkeiten	> 20.0 °C s ⁻¹ an Luft > 75.0 °C s ⁻¹ an Luft/Wasser
Zeit zwischen zwei Umformstufen	> 0.1 s
Höhe	4.2 m
Gewicht	ca. 6 Tonnen

**Abbildung 6.1:** Der TMTS Servotest (links) und die Detailansicht der FTTU und des Manipulators (rechts) [45].

6.2 Probengeometrie

Die Versuche zur Ermittlung der Parameter der meta-dynamischen Rekristallisation wurden im Doppelstauchversuch geführt. Die verwendeten Proben wurden aus Material im Zustand Triple Melted gefertigt. Hierzu wurden mittels Wasserstrahlanlage Zylinder aus Scheiben vom Stangenmaterial geschnitten und diese Proben anschließend auf Sollmaß CNC-bearbeitet.

Als Probengeometrie wurde die von M.V. Rastegaev [46] postulierte Zylinderstauchprobe verwendet. Der große Vorteil dieser Probengeometrie besteht in den stirnseitig ausgedrehten Schmiertaschen, siehe Abb. 6.2. In diese Schmiertaschen kann Glaspulver als Schmiermittel eingebracht werden um die Reibung zwischen den Werkzeugen und der Probe zu minimieren. Dadurch kann ein Ausbauchen der Probe während der Umformung und somit ein inhomogener Verformungszustand verhindert werden.

Auf halber Probenhöhe befindet sich zusätzlich noch eine Bohrung für das Thermoelement der Temperaturführung des TMTS Servotest.

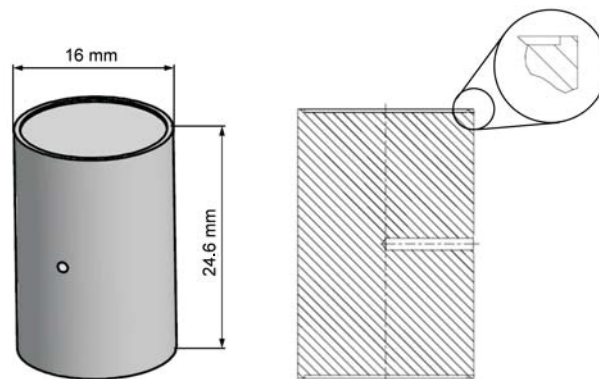


Abbildung 6.2: Die benutzte Rastegaev-Probengeometrie.

6.3 Arten der Versuchsführung

In den Intervallen zwischen den Hochtemperaturumformschritten kann es zur Entfestigung auf Grund von statischer Erholung, meta-dynamischer oder statischer Rekristallisation kommen. Der Grad und der Mechanismus der Entfestigung ist abhängig vom Umformgrad, der Umformgeschwindigkeit während des Umformschritts, der Temperatur während der Umformung sowie während des Haltens und von der Haltezeit [47].

Meta-dynamische Rekristallisation ist das Wachsen von dynamisch rekristallisierten Kör-

nen nach der Belastung. Daher muss zur Untersuchung der meta-dynamischen Rekristallisation die Umformung vor der Haltezeit weit über der Peakdehnung liegen, um ein dynamisch rekristallisiertes Gefüge einzustellen. S. Kleber *et al.* zeigten in [48], dass bei einer Umformung $\varphi < \varphi_{ss}$ eine Interaktion zwischen statischer und meta-dynamischer Rekristallisation während der Haltezeit stattfindet. Daher wird eine Umformung von $\varphi \approx 2\varphi_p$ vorgeschlagen.

Die Messung der meta-dynamischen Rekristallisation ist schwer handhabbar, da die Dauer der Entfestigungsvorgänge bei den für Warmumformung typischen Temperaturen weniger als eine Sekunde beträgt. Eine metallographische Auswertung über Lichtmikroskopie oder electron-back-scatter-diffraction (EBSD) Methode ist nicht möglich, da sich die dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur nur marginalen in der Korngröße unterscheiden. Zwei indirekte Messmethoden haben sich entwickelt, welche nun kurz dargestellt werden sollen [41].

6.3.1 Der Spannungsrelaxationsversuch

Der Spannungsrelaxationstest wurde häufig verwendet um die Entfestigung in austenitischen Stählen zu untersuchen. Er ist durch die Tatsache, dass die gesamte Kinetik für einen Prozessparameter über einen Versuch bestimmt werden kann sehr effektiv. Im Vergleich dazu wären 5–10 Doppelstauchversuche für dasselbe Ergebnis von Nöten.

Zur Durchführung werden in der Literatur meist servo-hydraulische Systeme des Typs Gleeble der Firma Dynamic Systems Inc. verwendet. Wichtiger Punkt bei der Durchführung solcher Experimente, vor allem bei hohen Umformgeschwindigkeiten, ist das abrupte Stoppen und anschließende konstante Halten des Stempelzylinders für längere Zeit. Hierzu wird über eine große Servoventilsteuerung der Ölfluss während der Umformung geregelt; ein kleines Ventil soll während des Spannungsrelaxationstest die genaue Positionierung des Zylinders garantieren. Als Heizsystem steht ein konduktives System zur Verfügung. Zur Minimierung der Reibung werden Grafitfolien zwischen die Probe und die WC Werkzeuge gelegt, während Ta- oder Mo-Folien ein Festhaften verhindern sollen. Zur Temperaturmessung wird ein Thermoelement an die Probenoberfläche geschweißt.

Im Zuge des Versuchs werden die Proben erwärmt und bis zum gewünschten Umformgrad verformt. Mittels der Verfahrenwegsteuerung wird der Umformgrad anschließend konstant gehalten und das Absinken der Umformkraft auf Grund der Entfestigung des Material als Funktion der Zeit aufgezeichnet.

Eine genaue Beschreibung der Auswertung sowie die Verwendung des Spannungsrelaxationsversuchs zur Untersuchung der statischen Rekristallisation ist unter [48–50] zu finden.

6.3.2 Der Doppelstauchversuch

Der größte Nachteil des Doppelstauchversuchs im Vergleich zum Spannungsrelaxationsversuchs ist, wie bereits erwähnt, der höhere Versuchs- und Probenaufwand um den Rekristallisationsprozess abbilden zu können. Weiters können bei hohen Umformgeschwindigkeiten keine isothermen Bedingungen mehr gehalten werden. In diesem Falle stehen die beiden Spannungs–Dehnungsdiagramme des ersten und des zweiten Umformschrittes für Materialien bei verschiedenen Temperaturen und sind daher schwer vergleichbar. Wie bereits allgemein erklärt, muss auch beim Doppelstauchversuch die Umformung im ersten Schritt groß genug sein um ein dynamisch rekristallisiertes Gefüge einzustellen, bei dem die dynamisch geformten Keimstellen während der Haltezeit durch meta–dynamische Rekristallisation wachsen. Abhängig von den Umformparametern können Doppelstauchversuche zur Untersuchung von meta–dynamischer oder statischer Rekristallisation verwendet werden [47, 48, 51, 52].

In den einzelnen Kapiteln dieser Arbeit wurde bereits hinreichend auf die Wichtigkeit der Inbetrachtung der δ –Phasenausscheidung hingewiesen. Zur Planung dieser Versuchsreihe wurde der Temperaturbereich auf Grund der Anforderung der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG gewählt. Die Temperaturschrittweite ergab sich auf Grund von T_δ und der Forderung ausreichender Stützstellen in jedem Temperaturbereich ($T < T_\delta$ und $T > T_\delta$) um die Kinetik genau darstellen und mathematisch fitten zu können.

Die Kinetik der meta–dynamischen Rekristallisation wurde in der vorliegenden Arbeit mit Hilfe von Doppelstauchversuchen unter isothermen Verhältnissen bei konstanter Umformgeschwindigkeit an einer TMTS Servotest untersucht. Die Durchführung von Spannungsrelaxationstests auf dem TMTS Servotest ist aufgrund der Ventilsteuerung für den Stempelkolben nicht möglich.

Die Versuche wurden in einem Temperaturfeld von 950–1050 °C bei konstanter Umformgeschwindigkeit von 0.1–10 s⁻¹ geführt. Nach dem zweiten Umformschritt wurden die Proben wasserabgeschreckt. Vor der Umformung wurden die Proben 30 Minuten bei der jeweiligen Umformtemperatur in einem Konvektionsofen geglüht und an Luft abgekühlt. Diese Vorbehandlung wurde durchgeführt, um eine einheitliche Mikrostruktur herzustellen und eine δ –Phasenausscheidung von ca. 2% zu erhalten. Dies ist den Anfangsbedingungen der industriellen Schmiedungen ähnlich [27, 53].

Die vollständig abgekühlten Proben wurden dann einzeln im Greifer der TMTS Servo-

test eingespannt. Zuerst wurden die Proben in der FTTU induktiv von Raumtemperatur auf 650 °C bei einer Heizrate von 10 °C s⁻¹ erwärmt. Nach Erreichen der 650 °C wurde ein Glaspulver in die Schmiertaschen der Rastegaevproben aufgebracht um die Reibung während der Umformung zu minimieren. Danach wurden die Proben bis zur jeweiligen Umformtemperatur weitererwärmt. Ein anschließendes Halten für 180 s bei Umformtemperatur sollte eine homogene Temperaturverteilung in der Probe garantieren. Abb. 6.3 zeigt den Temperatur-Zeit Verlauf für den Doppelstauchversuch bei 1050 °C.

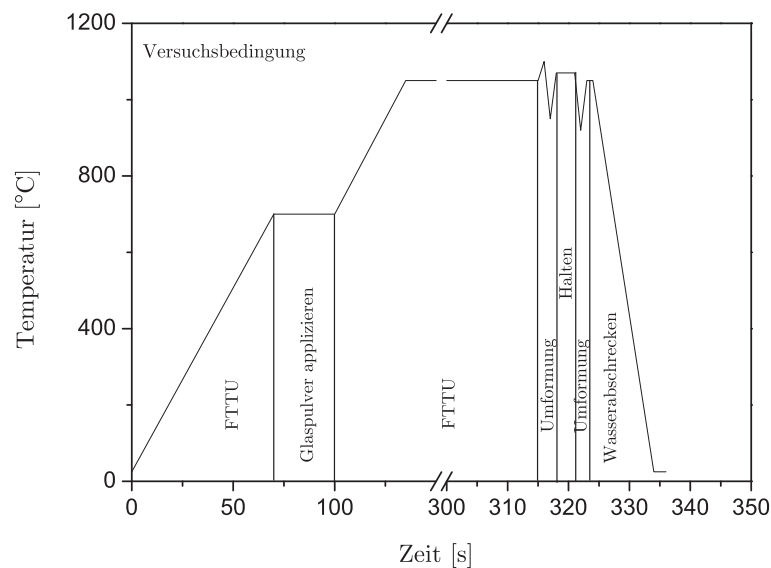


Abbildung 6.3: Temperaturverlauf für einen Doppelstauchversuch bei 1050 °C.

Die Transferzeit der Proben von der FTTU zu den Werkzeugen betrug 0.5 s. Die Werkzeuge befanden sich innerhalb eines Konvektionsofens, der ebenfalls auf Umformtemperatur gebracht wurde um isotherme Bedingungen herzustellen. Innerhalb des Konvektionsofens wurden die Proben zwischen den Werkzeugen bei programmierter Geschwindigkeit zum gewünschten Umformgrad gestaucht. Anschließend wurden die Proben entlastet und bei derselben Temperatur für die geforderte Haltezeit gehalten um abschließend noch einmal umgeformt zu werden. Die Haltezeiten zwischen den Umformschritten variierte von 0.3 bis 40 s nachdem während der ersten Umformung ein Umformgrad erreicht wurde, welcher zweimal der kritischen Dehnung für das Ansetzen der dynamischen Rekristallisation entspricht. Dadurch konnte eine vollständig dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur nach dem ersten Umformschritt garantiert werden. Sonst kann es zu konkurrierenden Abläufen der meta-dynamischen und statischen Rekristallisation kommen. Die Werte für die kritische Dehnung für die jeweilige Temperatur und Umformgeschwindigkeit wurden aus vorangegangenen Untersuchungen übernommen [40]. Die gewählten Haltezeiten basierten

auf den bei Inconel 718 in der Literatur gefundenen. Zum Abdecken der gesamten Rekristallisationskinetik wurden die Haltezeiten für einen meta-dynamisch rekristallisierten Anteil von 20% , 50% und 90% gewählt. Alle Versuche wurden bei Standardatmosphäre durchgeführt. Abb. 6.4 zeigt ein für Allvac[®]718Plus[™] typisches wahre Spannung-wahre Dehnungsdiagramm.

Die Prozessparameter der Doppelstauchparameter zur Untersuchung der meta-dynamischen Rekristallisationskinetik sind in Tab. 6.2 zusammengefasst.

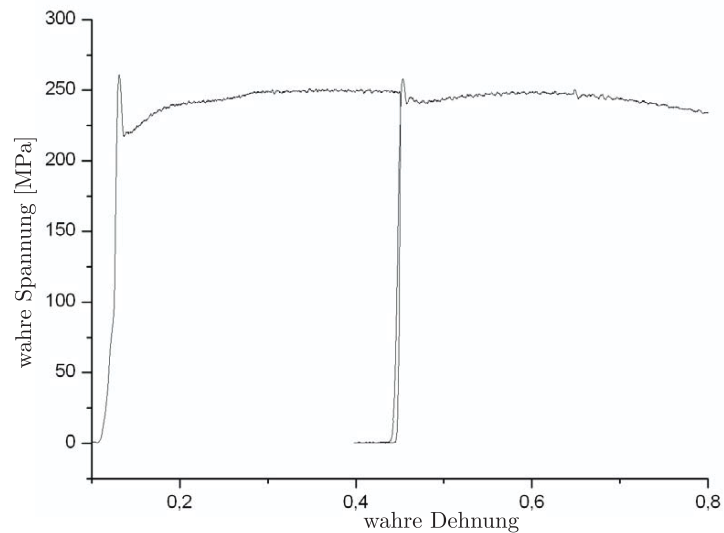


Abbildung 6.4: Wahre Spannung-wahre Dehnung Kurve eines Doppelstauchversuchs bei 1025 °C und einer Umformgeschwindigkeit von 1 s^{-1} . Die Kurve zeigt eine typische Streckgrenzenüberhöhung in beiden Umformschritten.

Tabelle 6.2: Umformbedingungen der Doppelstauchversuche zur Untersuchung der metadynamischen Rekristallisation.

<i>Temperatur [°C]</i>	<i>mittlere Umformgeschwindigkeit [s⁻¹]</i>	<i>Haltezeit [s]</i>
950	0.1	6, 15, 40
	1.0	3, 8, 20
	10	2, 4, 11
975	0.1	5, 9, 17
	1.0	2.5, 5, 10
	10	1.5, 2.5, 5
1000	0.1	2, 5, 15
	1.0	1.5, 2.5, 7
	10	0.5, 1.4, 4
1025	0.1	1, 3, 6.5
	1.0	1, 1.5, 3
	10	0.5, 1, 2
1050	0.1	0.5, 2, 5
	1.0	0.5, 1, 2.5
	10	0.3, 0.6, 1.5

7 Finite Elemente Simulation

Die Grenzen des menschlichen Verstandes zeigen sich speziell im Begreifen der komplexen Umwelt des Menschen als Ganzes. Daher werden Gesamtprozesse eines Systems in ihre individuellen Komponenten oder “Elemente” aufgespalten. Aus den Abläufen dieser wohlverstandenen Subprozesse wird das Gesamtsystem wieder aufgebaut um es zu untersuchen. In dieser Weise verfahren Ingenieure, Wissenschaftler und Ökonomen.

In vielen Situationen wird ein adäquates Modell aus einer finiten Anzahl von wohldefinierten Komponenten geschaffen. Diese Probleme nennt man diskret. In anderen Modellen wird die Aufteilung infinitesimal fortgesetzt und das Problem kann nur mehr über die mathematische Fiktion des Unendlichen definiert werden. Dies führt zu Differentialgleichungen oder ähnlichen Ausdrücken, welche ein Feld von unendlich vielen Elementen impliziert. Solche Systeme nennt man kontinuierlich (vgl. Abb 7.1).

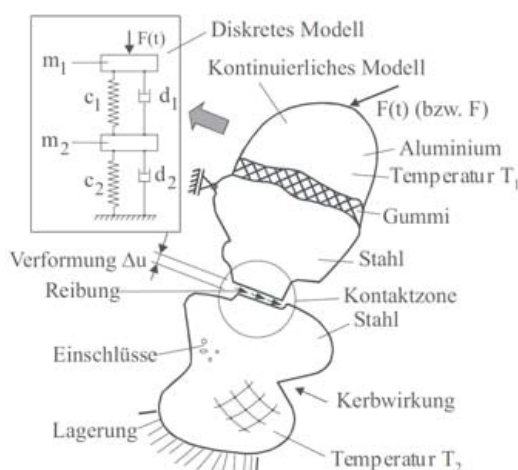


Abbildung 7.1: Ideales (diskretes) Modell versus reales (kontinuierliches) Modell am Beispiel einer schwingfähigen Struktur [54].

Mit dem Aufkommen von digitalen Computern konnte man diskrete Systeme generell lösen, selbst wenn die Anzahl der Elemente sehr groß war. Da die Kapazität der Computer allerdings begrenzt ist, kann man kontinuierliche Probleme nur durch mathematische Manipulation lösen. Die verfügbaren mathematischen Techniken für die exakte Lösung limitieren meist die Möglichkeit der Vereinfachung der Situation.

Um dieser Widerspenstigkeit realistischer kontinuierlicher Probleme Herr zu werden wurden verschiedene Methoden der Diskretisierung über die Jahre hinweg von Ingenieuren,

Wissenschaftler und Mathematikern vorgeschlagen. Alle beinhalten eine Approximation, welche als Grenzwert die Lösung des echten Kontinuums annähert, wenn die Anzahl an diskreten Variablen erhöht wird.

Diese Diskretisierung von kontinuierlichen Problemen wurde von Mathematikern und Ingenieuren unterschiedlich gelöst. Mathematiker haben generelle Methoden entwickelt, welche sich direkt auf das System beschreibende Differentialgleichungen anwenden lassen. Diese sind zum Beispiel die Finite Differenzen Annäherung, verschiedene Gewichtete Residuen Methoden oder Methoden um den stationären Bereich wohldefinierter Funktionen. Andererseits nähern sich Ingenieure in der Regel Problemen eher intuitiv und schaffen Analogien zwischen realen diskreten Elementen und finiten Teilbereichen eines Kontinuums.

Im Bereich der Festkörpermechanik zeigten D. McHenry, A. Hrenikoff, N.M. Newmark und R.V. Southwell in den 1940ern dass eine angemessen gute Lösung eines elastischen kontinuierlichen Problems erhalten werden kann, wenn kleine Teilbereiche eines Kontinuums durch einfache elastische Stäbe ersetzt werden. Im gleichen Zusammenhang zeigten M.J. Turner *et al.* später, dass eine direktere Substituierung der Eigenschaften durch die Überlegung, dass sich Teilbereiche oder Elemente des Kontinuums in einer vereinfachten Weise verhalten, erreicht werden kann. Aus dieser Sichtweise der “direkten Analogie” der Ingenieure wurde auch der Begriff der “Finiten Element” (FE) geboren. Als “Standardmethode anwendbar auf diskrete Systeme” bezeichnete sie R.W. Clough.

Somit war ein Werkzeug entstanden, welches ein verbessertes Verständnis erlaubte und einen einzigartigen Zugang zu einer Vielfalt von Problemen darstellte. Zusätzlich war es die Basis für die Entwicklung von standardisierten computergestützten Prozeduren.

Seit den frühen 1960ern wurden große Fortschritte gemacht und heutzutage sind die rein mathematische Vorgehensweise und die Methode der “direkten Analogie” aufeinander abgestimmt. Somit ist die Finite Elemente Methode (FEM) eine generelle Diskretisierungsmethode für Kontinuumsprobleme.

In der Analyse von Problemen diskreter Natur hat sich über die Jahre eine standardisierte Methodologie entwickelt, abhängig vom Arbeitsfeld des Benutzers. Alle solche Analysen folgen einem standardisierten Schema, welches universell adaptierbar für diskrete Probleme ist. Daher ist es möglich ein standardisiertes diskretes System zu definieren.

Die Existenz einer standardisierten Bearbeitung solcher standardisierten diskreten Probleme führt zur ersten Definition eines Finiten Elemente Prozesses als Methode der Approximation eines kontinuierlichen Problems in folgender Form:

- Das Kontinuum wird in eine finite Anzahl von Teilen (Elementen) geteilt, deren Verhalten wird durch eine finite Anzahl an Parametern beschrieben, und

- die Lösung des Gesamtsystems als Summe der Elemente folgt präzise den Regeln anwendbar auf ein standardisiertes diskretes Problem.

Die Entwicklung des standardisierten diskreten Systems wurde hauptsächlich durch die Arbeit im Bauingenieurwesen während des 19. und 20. Jahrhundert geprägt. Navier führte als erster den "direkte Steifigkeitsprozess" ein, welcher von R.F. Clebsch und weiteren überarbeitet wurde. R.V. Southwell, H. Cross und weitere haben viele Aspekte des Bauingenieurwesens durch die Einführung eines Relaxations-Iterativ-Prozesses revolutioniert. Kurz vor Beginn des zweiten Weltkrieges begannen Matrizen eine immer wichtigere Rolle in der Darstellung von Gleichungen zu spielen. So wurden die Prozeduren in Matrixform neu angeschrieben [55]. Abb. 7.2 zeigt eine kurze Zusammenfassung der Entwicklung der FEM.

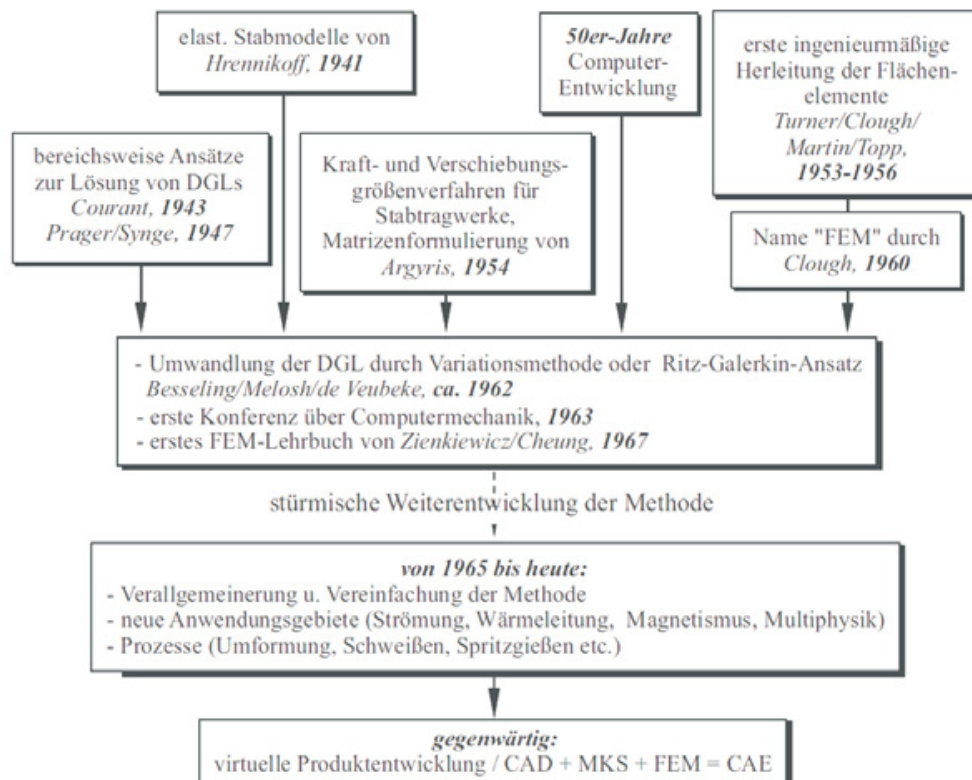


Abbildung 7.2: Zeittafel der Finite Elemente Methode Entwicklung (DGL... Differentialgleichung, CAD... Computer Aided Design, MKS... Mehrkörpersystem, CAE... Computer Aided Engineering) [54].

7.1 Das FE-Programm DEFORM™

Ihren Durchbruch verdankt die FEM einerseits der von O. C. Zienkiewicz [56] verfassten Monographie, andererseits begünstigte die rasante Entwicklung am Computersektor diesen Trend, da dadurch auch komplexe vorher kaum lösbare Probleme behandelbar wurden. Die immense Anwendungsvielfalt der FEM macht sie zum heute wohl am häufigsten verwendeten Diskretisierungsverfahren.

Aus diesem Grund wurde bis heute eine Vielzahl an Software zur Anwendung der FEM entwickelt. Unter diesen Programmen gibt es sowohl offene Systeme wie zum Beispiel ABAQUS oder ANSYS, als auch Spezialsoftware, welche zur Lösung spezieller Probleme entwickelt wurde. Ein international anerkanntes derartiges Softwarepaket ist das von Scientific Forming Technologies Corporation (SFTC) entwickelte FE-Programm DEFORM™, welches speziell für die Massivumformung ausgelegt wurde.

Die geschichtliche Entwicklung des Softwarepakets DEFORM™ basiert auf den von C. H. Lee und S. Kobayashi [57, 58] erstmals eingeführten mathematischen Formulierungen zur Lösung starr-plastischer Umformprobleme. Diese Formulierung vernachlässigt allerdings den elastischen Anteil. Ende der siebziger und Anfang der achtziger Jahre des vorherigen Jahrhunderts wurde im Zuge eines von der Luftwaffe der Vereinigten Staaten (USAF) finanzierten Programms ein Prozessmodell für das Schmieden von Turbinenscheiben aus Titan entwickelt und ein FEM-basierender Programmcode, genannt ALPID [59], eingeführt. Zusätzlich wurden thermo-viskoplastische FEM Analysen durchgeführt um die Temperaturverteilung während des Schmiedens zu untersuchen.

Basierend auf diesen Errungenschaften wurde DEFORM™ für die Anwendung an zweidimensionalen Problemen im Jahre 1986 entwickelt. Die bei der Anwendung in der Metallumformung vorherrschenden großen Deformationen führten bei der erweiterten Lagrange-Methode zu starken Netzverzerrungen und erforderte ein häufiges Neuvernetzen, wodurch sich die Berechnungszeit erhöhte. Erst im Jahre 1990 wurde die zweidimensionale Umformsimulation wirtschaftlich für industrielle Prozesse, als die automatische Neuvernetzungsroutine implementiert wurde.

Da die meisten Metallbearbeitungsprozesse allerdings dreidimensional sind, können diese nicht ohne erhebliche Einschränkungen zweidimensional abgebildet werden. So wurde Ende der 1990er Jahre DEFORM 3D™ entwickelt.

Obwohl SFTC den FEM-Code anfangs nur für die Metallumformung entwickelt hatte, wurde bald klar, dass dies nur ein kleiner Teil der Prozesse ist, bevor das Bauteil in den Einsatz kommt. So wurde Mitte der 1990er ein Modul für die Wärmebehandlung. Später folgte ein Modul für die mechanische Bearbeitung. Zur Berechnung von Eigenspannun-

gen wurden elasto–plastische und elasto–viskoplastische Formulierungen benutzt. Weiters wurde ein Mikrostrukturmodul, welches Phasenumwandlungen und Korngrößenentwicklung enthielt, implementiert. In den folgenden Jahren wurde das Modell um weitere Ansätze erweitert.

Um den komplexen thermo-mechanischen Materialantworten während des Herstellprozesses Rechnung zu tragen, wurden in DEFORM™ vier FEM–Module lose gekoppelt (Abb. 7.3). Diese vier Module sind das Umformmodell, das Wärmeübertragungsmodell, das Mikrostrukturmodell und das Kohlenstoffdiffusionsmodell [60].

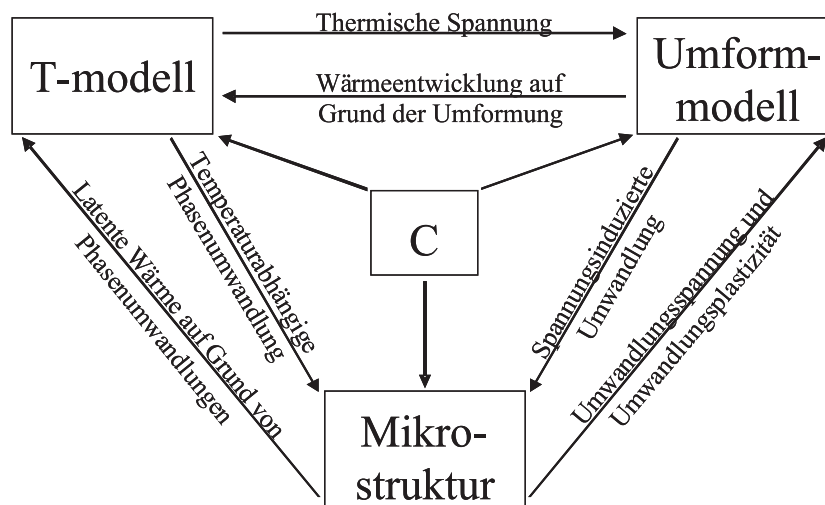


Abbildung 7.3: Überblick über die verschiedenen gekoppelten Module in DEFORM™.

7.2 Implementierung der Gefügesimulation

Auf die Nutzung des in Kap. 7.1 besprochenen in DEFORM™ vorimplementierten Mikrostrukturmodells wurde verzichtet. Zwecks höherer Transparenz eines eigens entwickelten Programmcodes, welcher der Mikrostrukturänderung wie unter Kap. 5.1 besprochen Rechnung trägt, wurde die Möglichkeit von DEFORM™ genutzt, interne Schnittstellen über Subroutinen anzusprechen und auszulesen. Die genaue Beschreibung der Implementierung einer Subroutine in DEFORM 2D™ ist im DEFORM 2D™ Handbuch [61] beschrieben.

Subroutinen in DEFORM™ basieren auf der Programmiersprache FORTRAN. Unter Zuhilfenahme DEFORM™ – eigener Vorlagen können vom Nutzer zusätzliche Berechnungen implementiert und deren Ergebnisse knoten– bzw. elementbezogen gespeichert werden.

Ziel der im Zuge dieser Arbeit entwickelten Subroutine war die Darstellung der Gefügeentwicklung während eines mehrstufigen Gesenkschmiedeprozesses. Basierend auf den semi-empirischen Modellen für dynamische, meta-dynamische und statische Rekristallisation sowie Kornwachstums wurde aufbauend auf den Arbeiten von [31, 62] ein Quellcode (siehe A.1) entwickelt, der diese Prozesse berücksichtigt.

Nach Eingabe der für den Umformprozess notwendigen Daten im DEFORM™ PreProcessor wird während der Simulation für jeden Knoten und jedes Element des FE-Netzes sowie für jeden Zeitschritt diese Subroutine durchlaufen. Die lokalen Prozessparameter wie Umformgrad, Temperatur, Umformgeschwindigkeit, etc. werden durch den DEFORM™ Solver berechnet und über Schnittstellen im Programm zur Verfügung gestellt. Mit Hilfe dieser Werte können die lokalen Rekristallisationsbedingungen sowie der mittlere Korndurchmesser berechnet und in vordefinierten USER-Variablen gespeichert werden. Diese USER-Variablen lassen sich im Deform™ PostProcessor in ähnlicher Weise wie die integrierten Umformvariablen darstellen.

Wie bereits in Kap. 3.4.3 sowie in [26, 27, 40, 43] beschrieben hat die δ -Solvustemperatur T_δ einen großen Einfluss auf die Mikrostrukturentwicklung während der Umformung. Abhängig von der lokalen Temperatur im Bauteil kann durch ausgeschiedene δ -Phase sowohl Rekristallisation als auch Kornwachstum gehemmt sein. Somit war von Anbeginn der Arbeit ersichtlich, dass die Berechnung der Kinetik in zwei Temperaturbereiche aufgeteilt werden muss. Basierend auf den Erkenntnissen von [27] und den Ergebnissen der Doppelstauchversuche wurde als Grenze für ein Materialverhalten ober- und unterhalb T_δ eine Temperaturschranke von 1000 °C eingeführt.

Wie in Abb. 7.4 dargestellt gliedert sich der Quellcode in mehrere Phasen, die durchlaufen werden.

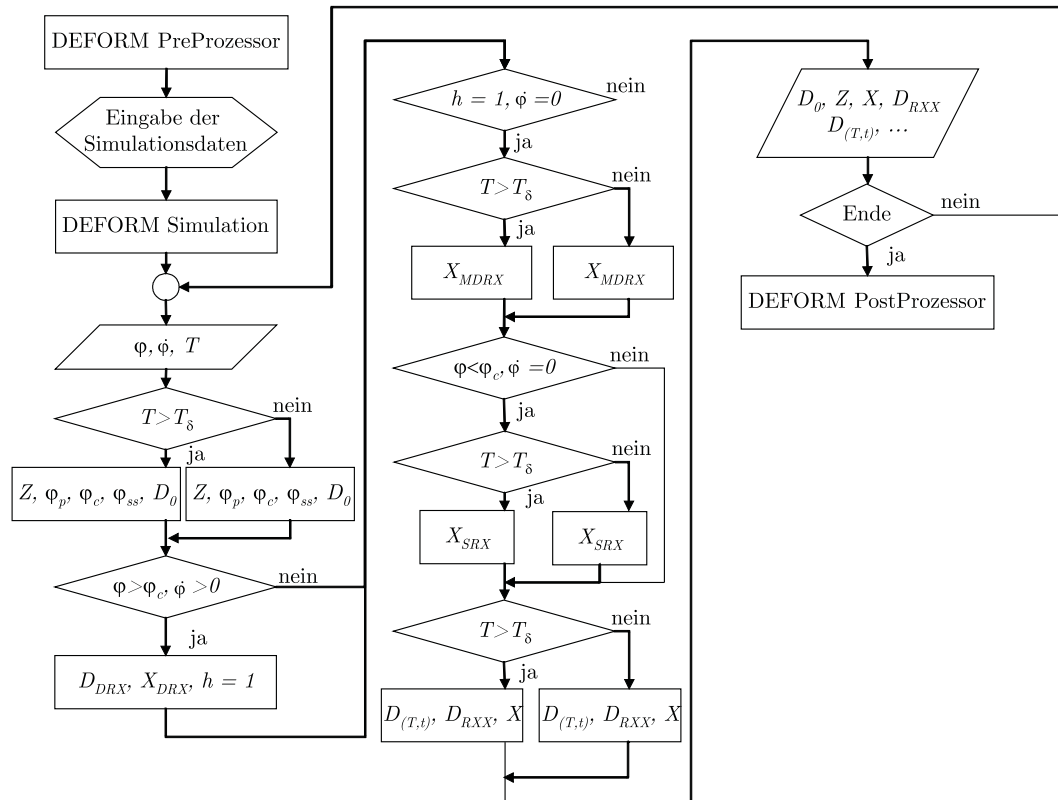


Abbildung 7.4: Ablaufdiagramm der Mikrostruktursubroutine ($h \dots$ Hilfsvariable).

Die für Allvac[®] 718Plus[™] spezifischen Materialparameter für die Mikrostruktursimulation werden während der Berechnung aus einer separaten Datei ausgelesen. Diese Variante der externen Speicherung der Parameter macht die Nutzung des Gefügemodells variabler. So ist es nun möglich, bei gleichbleibender Subroutine, die Parametersets für verschiedene Legierungen in jeweiligen Parameterdateien abzulegen und so das Modell für verschiedenste Legierungssysteme anwenden zu können.

8 Ergebnisse

8.1 Ergebnisse der Doppelstauchversuche

Die Software des TMTS Servotest misst während des Versuchs diverse Daten, darunter Temperatur (über das Thermoelement), Last, Verfahrweg, etc. mit. Diese Daten werden in Dateien gespeichert, welche anschließend für die Auswertung herangezogen werden können. Diese Dateien können unkorrigiert oder korrigiert gespeichert werden. Letzteres bedeutet, dass die Kräfte mit einer eingestellten Maschinensteifigkeit korrigiert werden. Allerdings ist die in der Software definierte Maschinensteifigkeit höher als die tatsächliche Steifigkeit des Gesamtsystems. Dies soll ein Überschwingen verhindern.

Für die Auswertung der meta-dynamischen Rekristallisation wurden unkorrigierte Dateien verwendet und die Maschinensteifigkeit manuell korrigiert. Hierzu wurden die Textdateien in Microsoft Excel importiert und eine Maschinensteifigkeit von 550 kNmm^{-1} , in Absprache mit Herrn Stöckl vom Lehrstuhl für Umformtechnik, gewählt. Über diese Maschinensteifigkeit K wurde der reale Umformweg laut

$$\Delta_{neu} = \Delta_{alt} - \frac{F}{K} \quad (8.1)$$

berechnet. Dieser Wert Δ_{neu} entspricht der aktuellen Höhe der Probe, F ist die von der TMTS Servotest aufgebrauchte Umformkraft. Wie bereits in [40] beschrieben, kann unter Voraussetzung der Volumenskonstanz der aktuelle Durchmesser d_i über

$$d_i = d_0 \sqrt{\frac{h_0}{\Delta_{neu}}} \quad (8.2)$$

berechnet werden. Hierbei entsprechen d_0 dem Ausgangsdurchmesser und h_0 der Ausgangshöhe der Rastegaevprobe. Aus

$$\varphi = \ln \left(\frac{h_0}{\Delta_{neu}} \right) \quad (8.3)$$

folgt der Umformgrad φ und

$$k_w = \frac{4F}{d_i^2 \pi} \quad (8.4)$$

führt zur wahren Spannung k_w . Somit kann k_w über φ für die jeweiligen Temperaturen, Umformgeschwindigkeiten und Haltezeiten aufgetragen werden. Auf Grund der adiabati-

schen Erwärmung während der Umformung liegt die Temperatur der Rekristallisationskinetik höher als die anfängliche Versuchstemperatur. Dieser Umstand machte eine Isothermisierung der Daten, wie in [63, 64] beschrieben, unmöglich. Daher wurde eine mittlere Temperatur während der Haltezeit benutzt, um die Kinetik der meta-dynamischen Rekristallisation zu beschreiben.

Ziel dieser Arbeit war die Bestimmung der Rekristallisationskinetik mittels der von Rao, *et al.* [47] publizierten “offset-stress” Methode. Allerdings zeigt Allvac[®] 718Plus[™] eine ausgeprägte Streckgrenze während der Warmumformung. Dieses Phänomen beruht auf der Wirkung der interstitiell und substitutionell gelösten Atome [65]. Durch diese Spannungsüberhöhung wurde eine Auswertung mittels “offset-stress” Methode unmöglich, da der Beginn der Fließkurve der zweiten Umformung nicht eindeutig bestimmbar war. Die Rohdaten eines Doppelstauchversuchs als k_w - φ -Diagramm sind in Abb. 6.4 dargestellt. Auf Grund dieser Spannungsüberhöhung musste eine neue Methode, basierend auf der “offset-stress” Methode zur Ermittlung der Entfestigung während der Haltezeit entwickelt werden. Basis dieser neuen Auswertemethode sind wiederum die Daten der k_w - φ -Diagramme. Allerdings werden nicht die Absolutwerte der Fließspannungen gemäß [47] ins Verhältnis gesetzt, sondern die ideelle Formänderungsarbeit als Maß der zur Umformung der Probe aufgewendeten Arbeit.

Die spezifische Formänderungsarbeit w_{id} ist als die pro Volumeneinheit gespeicherte Formänderungsarbeit definiert. Sie entspricht dem Integral

$$w_{id} = \int_{\varphi_1}^{\varphi_2} k_f d\varphi \quad (8.5)$$

wobei k_f die Fließspannung und φ der Umformgrad ist.

Unter der Annahme eines isotropen Werkstoffes und verlustfreiem Umformen ergibt sich die ideelle Formänderungsarbeit zu

$$W_{id} = V w_{id} = V \int_{\varphi_a}^{\varphi_b} k_f d\varphi \quad (8.6)$$

mit V als umgeformtes Volumen [33]. Dieser Ansatz wurde übernommen und für k_w anstelle von k_f angeschrieben. Das Volumen wurde über alle Proben hinweg als konstant angesetzt. Abschließend wurde das Integral über die k_w - φ -Kurven gebildet.

Zu Beginn der Auswertung wurden die Kurven für den ersten Umformschritt (Abb. 8.1 (a)), den zweiten Umformschritt (Abb. 8.1 (b)) sowie die Gerade des stationären Bereichs bis zu einem Umformgrad von 0.1 übereinander gelegt. Als Belastungskurve für den stationären Bereich wurde die Entlastungskurve nach dem ersten Umformschritt herangezogen.

gen (Abb. 8.1 (c)). Die Grenze von 0.1 wurde aus Beobachtung der Kurvengeometrien bestimmt. Als Schwellwert für den Start der k_w - φ -Kurve wurden 2 MPa gewählt.

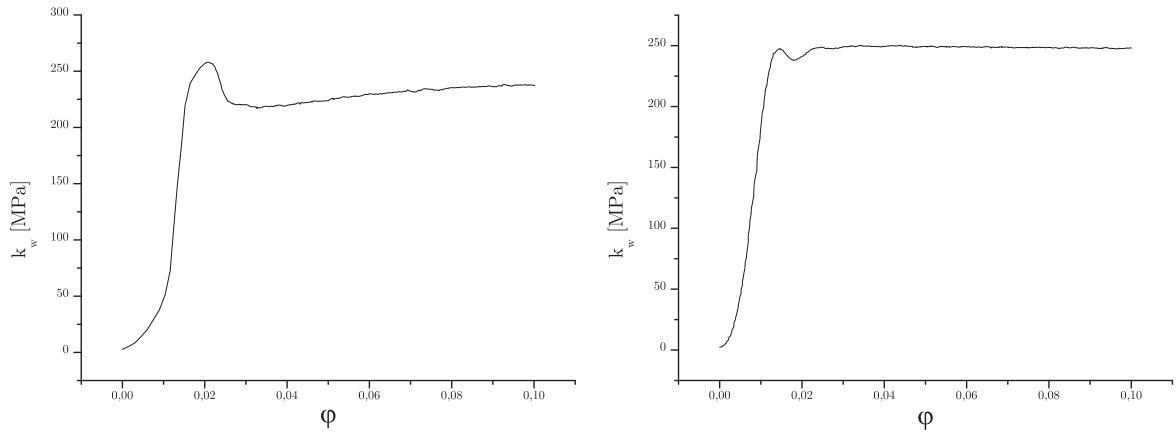
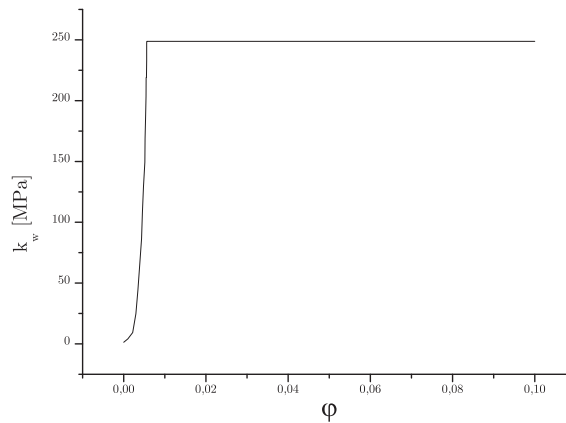
(a) k_w - φ -Diagramm des ersten Umformschritts(b) k_w - φ -Diagramm des zweiten Umformschritts(c) k_w - φ -Diagramm des stationären Bereichs mit angepasster Belastungskurve

Abbildung 8.1: k_w - φ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung am Beispiel $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s⁻¹.

Weiters wurden die Endniveaus der wahren Spannung der Umformkurven an das des stationären Bereichs angepasst (Abb. 8.2).

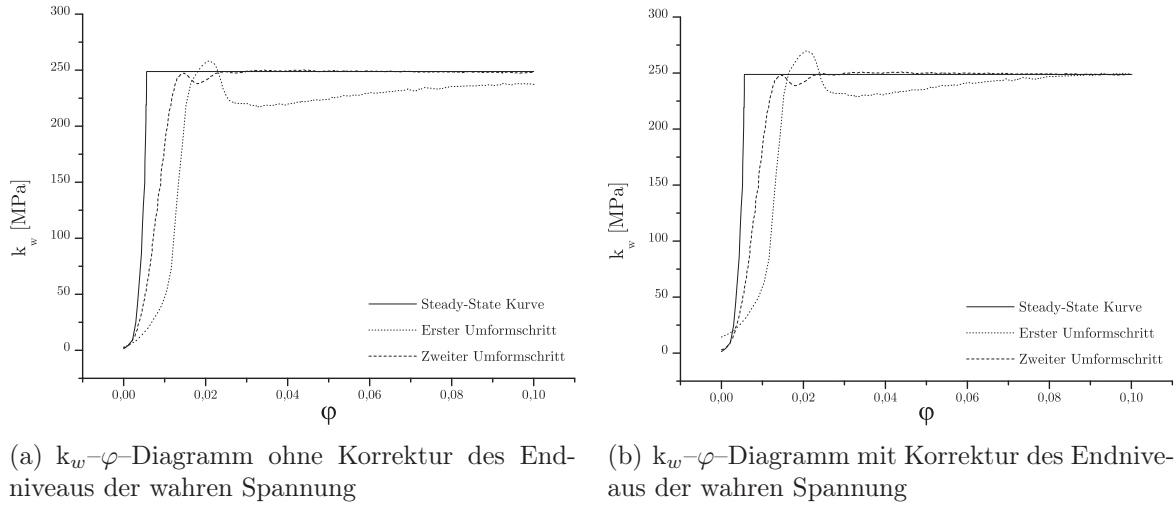


Abbildung 8.2: Gegenüberstellung der k_w - φ -Diagramme mit und ohne Korrektur des Endniveaus der wahren Spannung am Beispiel $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s $^{-1}$.

Abschließend wurden die Flächen unter den einzelnen Kurven mit Hilfe der Software Origin[®] Pro 7 und des dort integrierten Analysepakets ausgewertet. Dieses Paket berechnet das Integral der Kurven über die Trapezregel. Somit standen zur Auswertung die Fläche unter der Kurve des ersten Umformschrittes A_1 , die Fläche unter der Kurve des zweiten Umformschrittes A_2 und die Fläche unter der Steady-State-Kurve A_{ss} zur Verfügung. Diese Werte wurden gemäß [47] verwendet, um die Entfestigung FS über

$$FS = \left[\frac{A_{ss} - A_2}{A_{ss} - A_1} \right] \quad (8.7)$$

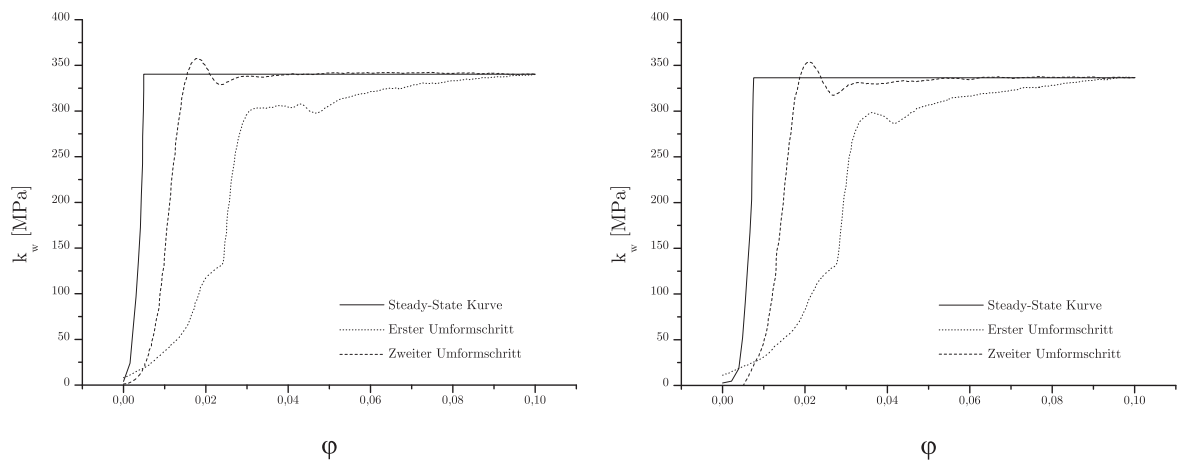
zu berechnen. Daraus ist auch ersichtlich, dass ohne die Anpassung der Belastungskurve für die Kurve des stationären Bereichs, A_{ss} , nie gleich groß wie A_2 werden könnte und somit FS nie Null werden könnte.

Auf Grund der Tatsache, dass der erste Umformschritt eine zu 100% dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur herstellte, kann diese Entfestigung vollständig der meta-dynamischen Rekristallisation zugesprochen werden. Somit entspricht FS direkt dem meta-dynamisch rekristallisierten Anteil X_{MDRX} . Die Werte für FS wurden den Prozessparametern T , $\dot{\varphi}$ und der Haltezeit t zugeordnet.

Wie bereits in Kap. 3.4.3, sowie in [26, 40] besprochen hat die ausgeschiedene δ -Phase einen Einfluss auf die Mobilität der Korngrenzen. Abhängig von der Temperatur, über oder unter der Lösungstemperatur der δ -Phase T_δ , wird die meta-dynamische Rekristallisation erschwert oder nicht. Demnach ist die Kinetik ebenfalls über und unter T_δ verschieden.

Somit wurde die Auswertung der Ergebnisse in zwei Temperaturbereiche aufgeteilt, um diesem Phänomen Rechnung zu tragen.

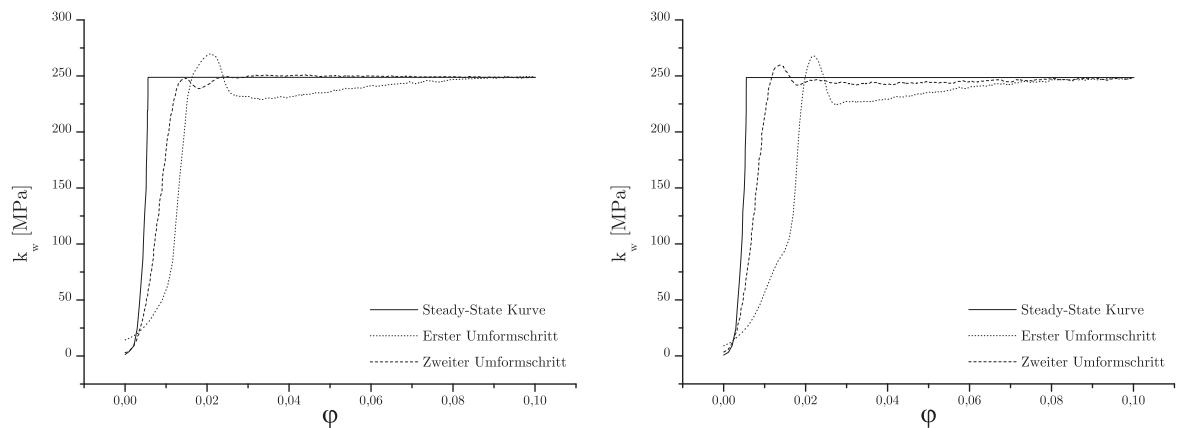
Abb. 8.3 und Abb. 8.4 zeigen jeweils zwei k_w - φ -Diagramme für verschiedene Haltezeiten bei $\dot{\varphi}=0.1 \text{ s}^{-1}$ und bei jeweils einer Temperatur unterhalb T_δ (950 °C) und oberhalb T_δ (1025 °C). Die Haltezeiten entsprechen der kürzesten (links) und der längsten (rechts) untersuchten Haltezeit.



(a) Korrigiertes k_w - φ -Diagramm bei $T=950 \text{ °C}$ und $\dot{\varphi}=0.1 \text{ s}^{-1}$ und einer Haltezeit von 6 s

(b) Korrigiertes k_w - φ -Diagramm bei $T=950 \text{ °C}$ und $\dot{\varphi}=0.1 \text{ s}^{-1}$ und einer Haltezeit von 40 s

Abbildung 8.3: Korrigierte k_w - φ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung bei $T=950 \text{ °C}$ und $\dot{\varphi}=0.1 \text{ s}^{-1}$.



(a) Korrigiertes k_w - φ -Diagramm bei $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s $^{-1}$ und einer Haltezeit von 1 s

(b) Korrigiertes k_w - φ -Diagramm bei $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s $^{-1}$ und einer Haltezeit von 6.5 s

Abbildung 8.4: Korrigierte k_w - φ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung bei $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s $^{-1}$.

Entsprechend Kap. 5.1.2 wurde zunächst die temperaturkompensierte Zeit für 50% meta-dynamisch rekristallisierten Anteil laut Glg. 5.7 unter Zuhilfenahme der Ergebnisse für den Zener-Hollomon Parameter Z aus [40] bestimmt. Da pro Parameterset T - $\dot{\varphi}$ ein Einfachstauchversuch zur Validierung der vollständig dynamisch rekristallisierten Mikrostruktur durchgeführt wurde, war auch das in Glg. 5.7 geforderte φ als Umformgrad vor der Haltezeit bekannt. Als Anhaltspunkt für die Größenordnung der Materialparameter wurden die Werte für Inconel 718 aus [31] gewählt.

Mit Hilfe der so bestimmten Werte für $W_{0.5}$ und den gemessenen Werten für X_{MDRX} bei bekannter Haltezeit und Temperatur konnte weiters durch Umformulierung der Gleichungen 5.8, 5.9 und 5.10 die Aktivierungsenergie für meta-dynamische Rekristallisation Q_{MDRX} bestimmt werden.

8.2 Ergebnisse der Mikrostruktursimulation

Nach der Fertigstellung des Quellcodes wurde anhand eines realen Schmiedeteils der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG eine Verifizierung des Modells durchgeführt. Dazu wurden von Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG die Gesenk- und Werkstückgeometrien in Form von CAD-Daten für eine aus Allvac[®] 718Plus[™] geschmiedete Versuchsscheibe zur Verfügung gestellt. Die in der Simulation konstant gehaltenen Eingabeparameter sind in Tab. 8.1 zusammengefasst. Die elastischen, plastischen und thermischen Daten für Allvac[®] 718Plus[™] wurden ebenfalls von Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG zur

Verfügung gestellt.

Tabelle 8.1: Simulationsparameter für die Gesenkschmiedung einer Turbinenscheibe.

Werkstoffdaten	
Name	Allvac [®] 718Plus [™]
Temperatur	20 °C
E-Modul	als Funktion der Temperatur
Poisson-Zahl	konstant 0.3
Wärmeausdehnungskoeffizient	als Funktion der Temperatur
Wärmeleitfähigkeit	als Funktion der Temperatur
Wärmekapazität	als Funktion der Temperatur
Emissionskoeffizient	als Funktion der Temperatur
Fließkurven	als Funktion der Temperatur und der Dehnrates
Objektdatei Werkstück	
Typ	plastisch
Geometrie	aus CAD-Daten
Netz	1535 Elemente
Thermische Randbedingungen	entlang der gesamten freien Oberfläche wird Wärmeübertragung erlaubt
Startkorngröße	20 μm , ASTM 6
Objektdatei Werkzeug	
Typ	starr
Geometrie	aus CAD-Daten
Netz	\approx 1040 Elemente
Temperatur	240 °C
Kontaktbedingungen	
Reibfaktor m	0.35
Wärmeübergangszahl	$7.3 \left[\frac{\text{W}}{\text{m}^2\text{K}} \right]$

Als Ausgangsgeometrie des thermomechanischen Prozesses wurde ein auf Länge gesägtes und überdrehtes Stöckel verwendet, welches im Ofen auf 1000 °C vorgewärmt wurde. Die mittlere Korngröße wurde auf Grund von Mikrostrukturuntersuchungen mit 20 μm festgesetzt. Obwohl der erste Glühprozess unterhalb bzw. gegen Ende des Prozesses nahe T_δ liegt, wodurch Kornwachstum in diesem Stadium stark gehemmt sein sollte, wurde er in der Simulation berücksichtigt. Die Simulation bestätigte ein Nichtauftreten von Kornwachstum.

Die hier simulierte Turbinenscheibe wurde im Realprozess durch zwei Schmiedungen mit jeweils zwei Umformschritten in zwei unterschiedlichen Gesenken hergestellt. Zwischen den Schmiedungen wurde das Schmiedestück im Ofen auf 1000 °C rückgewärmt. Eine schematische Darstellung des Simulationsablaufs ist in Abb. 8.5 dargestellt.

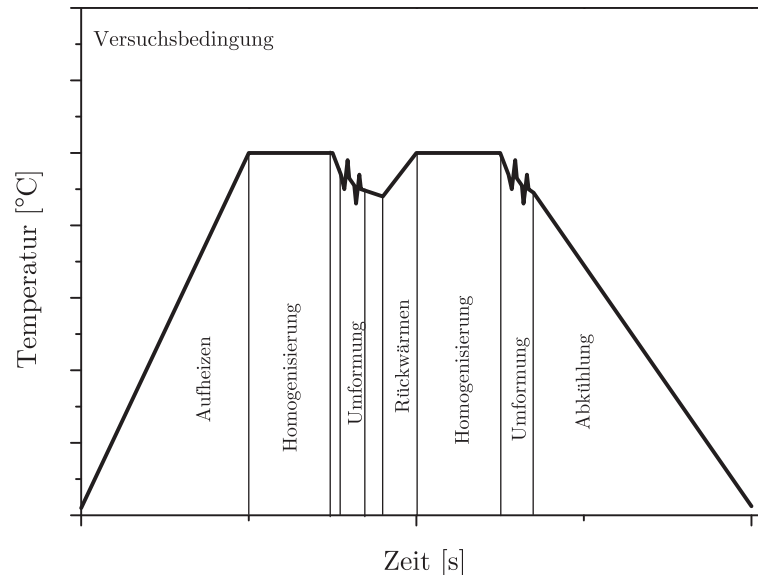


Abbildung 8.5: Schematische Darstellung des Temperatur-Zeitverlaufs während der Versuchs-schmiedung

Die Ergebnisse der Simulation bestätigten die Erkenntnisse zur meta-dynamischen Rekristallisation. Im Modell konnte meta-dynamische Rekristallisation nur in Bereichen des Werkstücks auftreten, welche bereits dynamische Rekristallisation zeigten und die $\varphi > \varphi_c$ zeigten. Diese Zusammenhänge werden in den Abbildungen 8.6, 8.7 und 8.8 dargestellt. Weiters bestätigte die Simulation ein Fortschreiten der meta-dynamischen Rekristallisation während der Manipulationszeiten bzw. der Ruhezeiten im Untergesenk. Dies kann Abb. 8.9 entnommen werden. Somit konnte eine ganzheitliche Aussage über den dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierten Anteil innerhalb des Werkstücks getroffen werden.

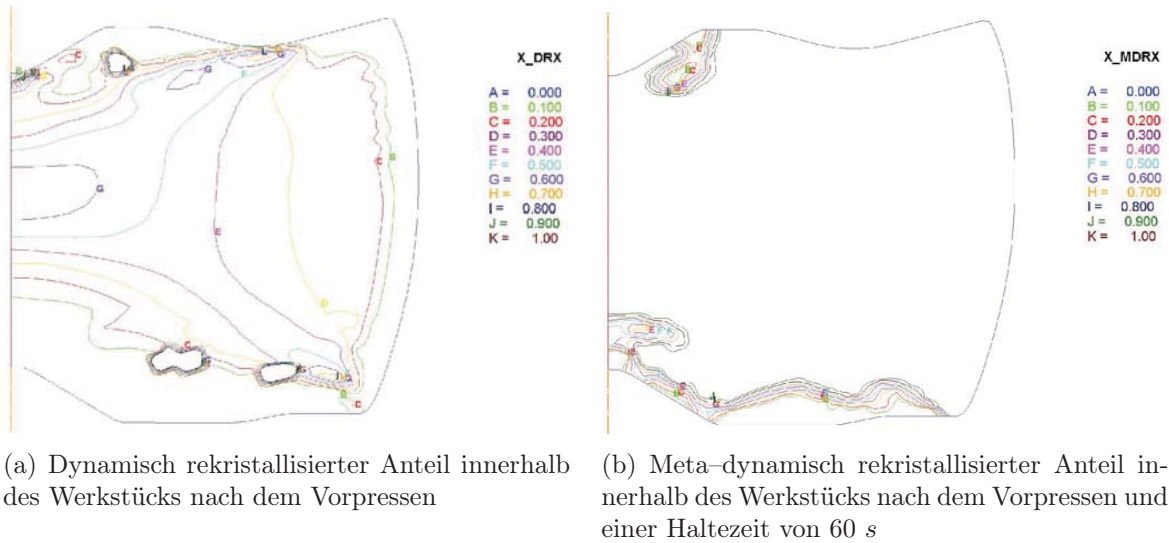


Abbildung 8.6: Darstellung des dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierten Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem Vorpressen.

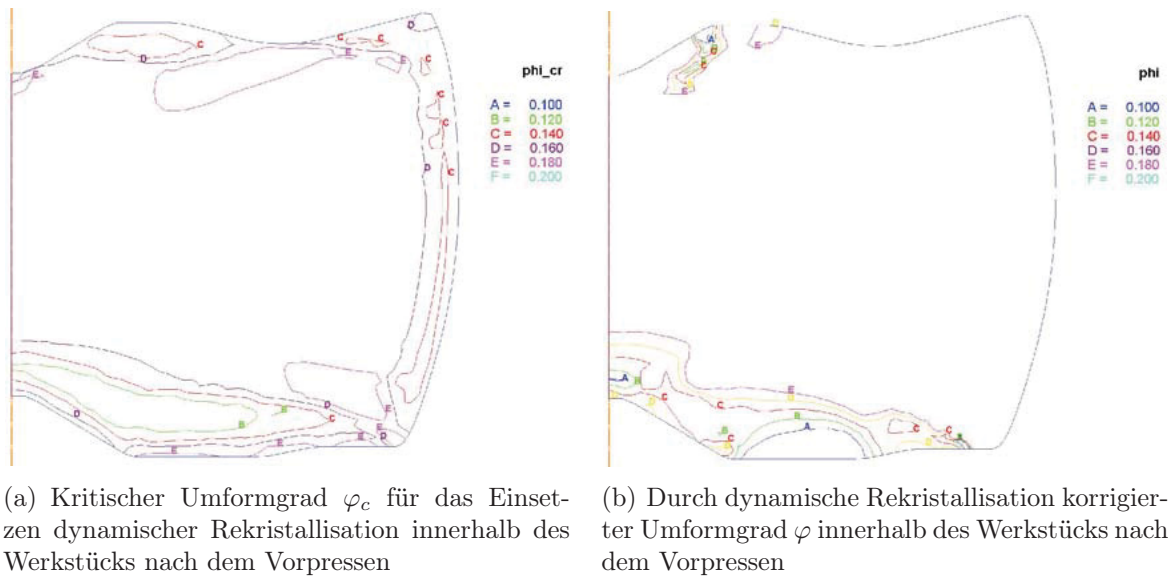
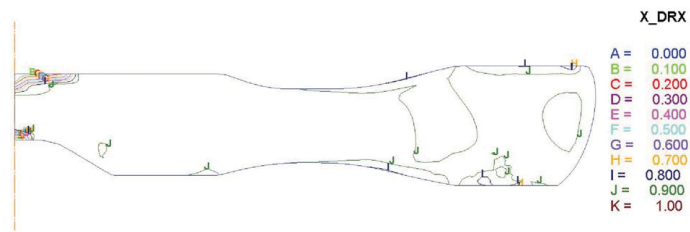


Abbildung 8.7: Darstellung des kritischen Umformgrades und des aktuellen Umformgrades innerhalb des Werkstücks nach dem Vorpressen.



(a) Dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem ersten Schlag des Fertigpressens



(b) Meta-dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem ersten Schlag des Fertigpressens und einer Haltezeit von 25 s

Abbildung 8.8: Darstellung des dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierten Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem ersten Schlag des Fertigpressens.

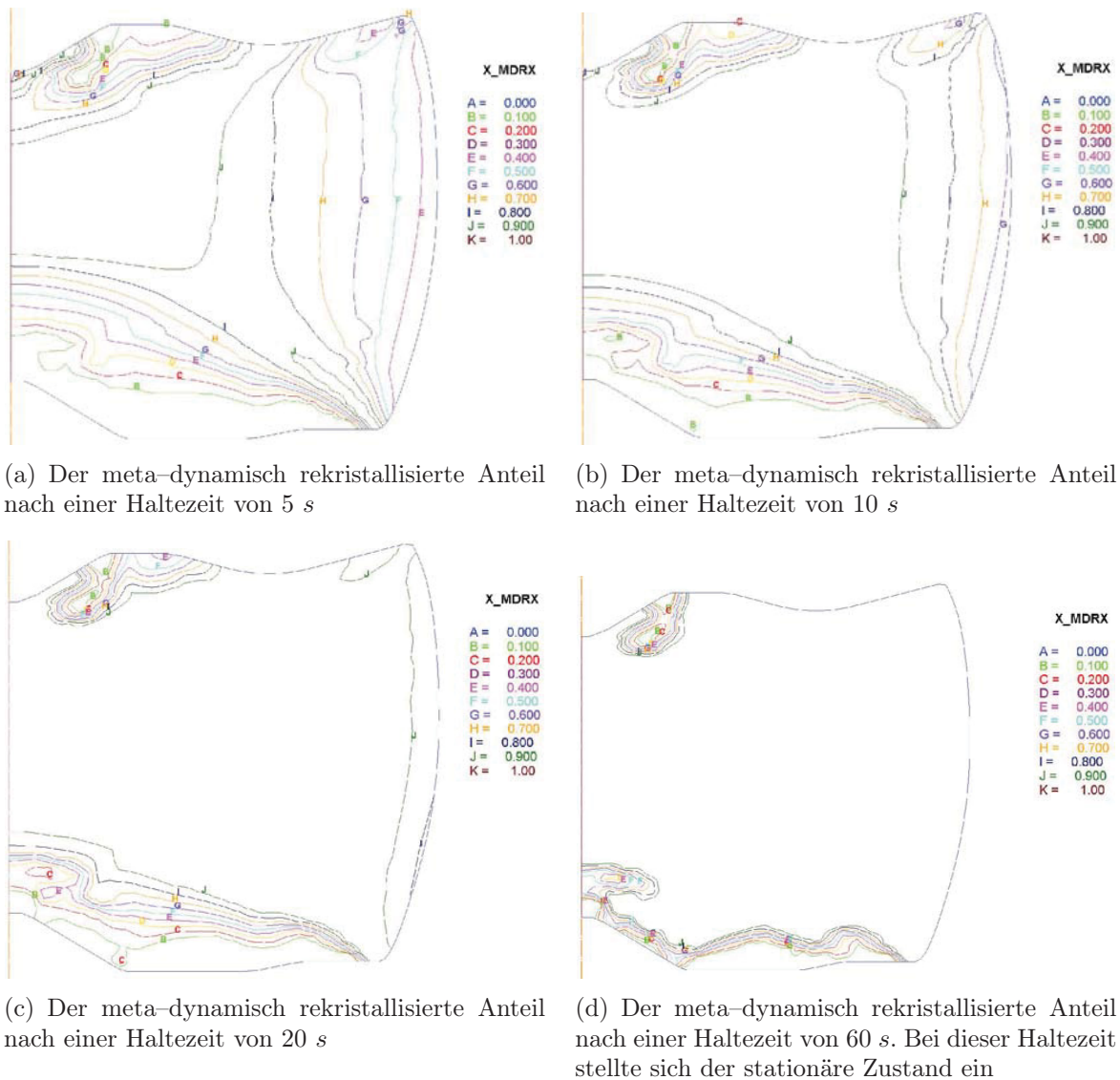


Abbildung 8.9: Fortschreiten der meta-dynamischen Rekristallisation während der Haltezeit nach dem Vorpressen.

Da Allvac[®] 718Plus[™] ein Derivat von Inconel 718 ist, wurden die Ergebnisse der Simulation der meta-dynamischen Rekristallisation für beide Legierungen verglichen. Für die Mikrostruktursimulation des Inconel 718 wurde die Subroutine aus [31] verwendet.

Abb. 8.10 zeigt einen Vergleich des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils nach dem Vorpressen, während in Abb. 8.11 der meta-dynamisch rekristallisierte Anteil nach dem ersten Schlag des Fertigpressens verglichen wird. Abschließend ist in Abb. 8.12 ein Vergleich des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils nach dem Fertigpressen und einer Haltezeit von 20s dargestellt. Nach dieser Haltezeit wurde in der Versuchsschmiedung das

Schmiedeteil wasserabgeschreckt. In der Simulation liegt für diesen Zeitpunkt sowohl für Allvac[®] 718Plus[™] als auch für Inconel 718 keine vollständige meta-dynamische Rekristallisation vor.

Die unterschiedliche Verteilung des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils in Allvac[®] 718Plus[™] und in Inconel 718 begründet sich auf der Tatsache, dass beide Materialien unterschiedliches Fließverhalten zeigen und somit auch φ_c und φ lokal unterschiedliche Werte annehmen.

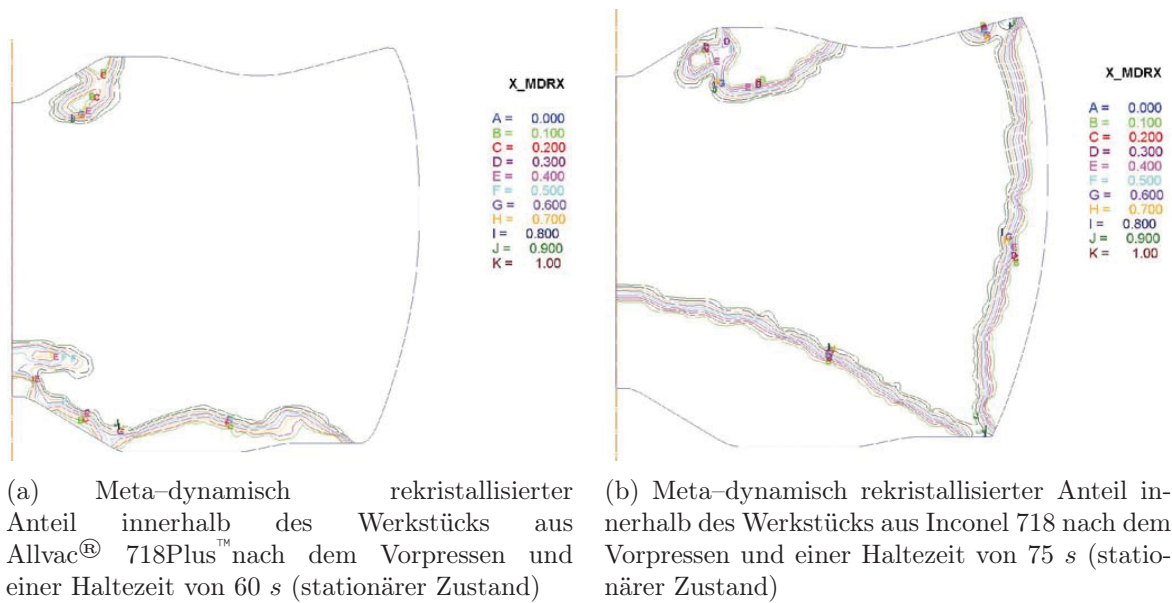
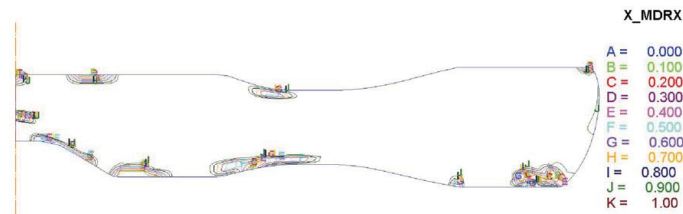
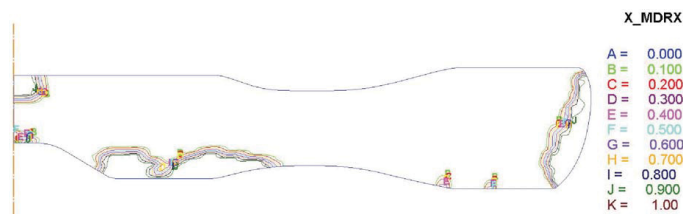


Abbildung 8.10: Vergleich des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac[®] 718Plus[™] und Inconel 718 nach dem Vorpressen.

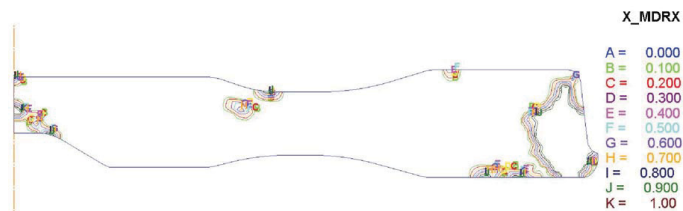


(a) Meta-dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks aus Allvac[®] 718Plus[™] nach dem ersten Schlag des Fertigpressens und einer Haltezeit von 25 s (stationärer Zustand)

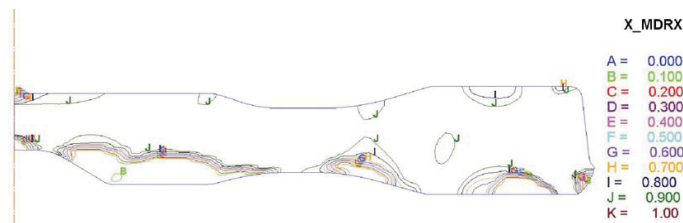


(b) Meta-dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks aus Inconel 718 nach dem ersten Schlag des Fertigpressens und einer Haltezeit von 25 s (stationärer Zustand)

Abbildung 8.11: Vergleich des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac[®] 718Plus[™] und Inconel 718 nach dem ersten Schlag des Fertigpressens.



(a) Meta-dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks aus Allvac[®] 718Plus[™] nach dem Fertigpressen und einer Haltezeit von 20 s



(b) Meta-dynamisch rekristallisierter Anteil innerhalb des Werkstücks aus Inconel 718 nach dem Fertigpressen und einer Haltezeit von 20 s

Abbildung 8.12: Vergleich des meta-dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac[®] 718Plus[™] und Inconel 718 nach dem Fertigpressen.

9 Zusammenfassung

Diese Diplomarbeit stellt eine Zusammenfassung der Untersuchungen der meta-dynamischen Rekristallisation in Allvac[®] 718Plus[™] am Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation dar. Zusätzlich zu diesem Hauptziel war es Inhalt der vorliegenden Arbeit ein Mikrostrukturmodell auf Basis der Arbeiten von [31, 62] zu entwickeln. Für die Entwicklung des Mikrostrukturmodells wurde auf die am Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation getätigten Vorarbeiten zum Thema dynamische [40], statische [32] Rekristallisation und Kornwachstum [43] zurückgegriffen.

Allem voran stand eine ausführliche Literaturrecherche zum Thema Allvac[®] 718Plus[™] und Inconel 718 sowie zu den Mechanismen und zu den Untersuchungsmethoden der meta-dynamischen Rekristallisation. Die anschließenden Umformversuche am TMTS Servotest bildeten den Grundstock der Arbeit. Durch das Auftreten eines Streckgrenzenphänomens in der Legierung Allvac[®] 718Plus[™] musste eine neue Auswertemethode auf Basis der von Rao, *et al.* [47] postulierten “offset-stress” Methode entwickelt werden. Diese neue Methode betrachtet die Fläche unter den k_w - φ -Kurven des ersten und des zweiten Umformschrittes sowie des Steady-State-Bereichs.

Der meta-dynamisch rekristallisierte Anteil X_{MDRX} ist bei gegebener Temperatur und Umformgeschwindigkeit sowie gewähltem Umformgrad vor dem Stoppen der Umformung abhängig von der Haltezeit. Dieser Zusammenhang ist in den k_w - φ -Kurven gut ersichtlich (Abb. 8.3 und Abb. 8.4).

Der Mechanismus der meta-dynamischen Rekristallisation muss in der Mikrostruktursimulation unbedingt beachtet werden. Sie führt nach vollständig abgelaufener dynamischer Rekristallisation zu einem Anwachsen der dynamisch rekristallisierten Körner um 1.5–2 ASTM Korngrößen. Auf Grund der Tatsache, dass eine metallographische Auswertung über Lichtmikroskopie oder EBSD-Methode nicht möglich erscheint, da sich die dynamisch und meta-dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur nur marginalen in der Korngröße unterscheiden, wurde dieser in der Literatur erwähnte Wert angenommen.

Die Ergebnisse dieser Umformversuche wurden zum Abschluss dieser Arbeit in eine Subroutine des Umformsimulationsprogramms DEFORM[™] implementiert. Die Auswertung einer Simulationsstudie zeigte, dass das Programm die mikrostrukturellen Vorgänge der Rekristallisation und des Kornwachstums entsprechend den semi-empirischen Ansätzen (Kap. 5) adäquat wiedergibt.

Abbildungsverzeichnis

2.1	Außenansicht der Pennsylvania Railroad Station in New York City, um 1911	5
3.1	Semischematische Darstellung der Mischkristallhärtung von Ni ₃ Al in einer Vielzahl von ternären Systemen des Ni–Al–X-Typs bei ungefähr 1130 °C	13
3.2	Einfluss der Substitutionselemente auf den Gitterparameter des Ni–Mischkristalls	15
3.3	Ni-Seite des Zustandsschaubilds Ni–Al	17
3.4	Einheitszellen der kfz Struktur der Matrix, L1 ₂ Struktur der γ'-Phase und der D0 ₂₂ Struktur der γ''-Phase	20
3.5	Orthorhombische Einheitszelle der Cu ₃ Ti Struktur	20
3.6	Der Vakuum-Induktionsschmelzofen	23
3.7	Der Elektro-Schlacke-Umschmelzofen	24
3.8	Der Vakuum-Lichtbogenofen	24
3.9	Der Stofffluss bei der Herstellung einer Triple Melted Superlegierung	25
4.1	Vergleich der Faserverläufe bei einem Gussteil, spanend bearbeitetem Bauteil und Schmiedeteil	27
4.2	Schematische Darstellung des Gesenkschmiedens	27
4.3	Mittelalterlicher "Rennfeuer"-Betrieb mit Schmiede	29
4.4	Die Schwungradspindelpresse der Maschinenfabrik Hasenclever GmbH	31
4.5	Die Kupplungsspindelpresse SPKA 22.400 der Firma SMS Eumoco	31
5.1	Skizze einer Fließkurve bei konstanter Dehnrates und Temperatur unter Einfluss dynamischer Rekristallisation	35
6.1	Der TMTS Servotest und die Detailansicht der FTTU und des Manipulators	42
6.2	Die benutzte Rastegaev-Probengeometrie	43
6.3	Temperaturverlauf für einen Doppelstauchversuch bei 1050 °C	46

6.4	Wahre Spannung–wahre Dehnung Kurve eines Doppelstauchversuchs bei 1025 °C und einer Umformgeschwindigkeit von 1 s ⁻¹	47
7.1	Ideales (diskretes) Modell versus reales (kontinuierliches) Modell am Beispiel einer schwingfähigen Struktur	49
7.2	Zeittafel der Finite Elemente Methode Entwicklung	51
7.3	Überblick über die verschiedenen gekoppelten Module in DEFORM TM	53
7.4	Ablaufdiagramm der Mikrostruktursubroutine (<i>h</i> . . . Hilfsvariable).	55
8.1	k_w - $\dot{\varphi}$ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung am Beispiel $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s ⁻¹	58
8.2	Gegenüberstellung der k_w - $\dot{\varphi}$ -Diagramme mit und ohne Korrektur des Endniveaus der wahren Spannung am Beispiel $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s ⁻¹	59
8.3	Korrigierte k_w - $\dot{\varphi}$ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung bei $T=950$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s ⁻¹	60
8.4	Korrigierte k_w - $\dot{\varphi}$ -Diagramme zur Auswertung des Entfestigung bei $T=1025$ °C und $\dot{\varphi}=0.1$ s ⁻¹	61
8.6	Darstellung des dynamisch und meta–dynamisch rekristallisierten Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem Vorpressen	64
8.7	Darstellung des kritischen Umformgrades und des aktuellen Umformgrades innerhalb des Werkstücks nach dem Vorpressen	64
8.8	Darstellung des dynamisch und meta–dynamisch rekristallisierten Anteil innerhalb des Werkstücks nach dem ersten Schlag des Fertigpressens	65
8.9	Fortschreiten der meta–dynamischen Rekristallisation während der Haltezeit nach dem Vorpressen	66
8.10	Vergleich des meta–dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac [®] 718Plus TM und Inconel 718 nach dem Vorpressen	67
8.11	Vergleich des meta–dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac [®] 718Plus TM und Inconel 718 nach dem ersten Schlag des Fertigpressens	68
8.12	Vergleich des meta–dynamisch rekristallisierten Anteils innerhalb eines Werkstücks aus Allvac [®] 718Plus TM und Inconel 718 nach dem Fertigpressen	68

Tabellenverzeichnis

3.1	Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung Allvac [®] 718Plus [™] in Gewichtsprozent	10
3.2	Chemische Analyse des verwendeten Probenmaterials in Gewichtsprozent .	10
3.3	Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Nickelbasis-Legierungen	11
6.1	Überblick über die Maschinendaten des TMTS Servotest	42
6.2	Umformbedingungen der Doppelstauchversuche zur Untersuchung der meta-dynamischen Rekristallisation	48
8.1	Simulationsparamter für die Gesenkschmiedung einer Turbinenscheibe. . .	62

Literaturverzeichnis

- [1] P. Janscheck, R. Kopp, R. Bünten und K. Karhausen: “FEM-Simulation des Schmiedens von Flugtriebwersscheiben”, in: “Werkstoffwoche”, S. 191–196, 1996.
- [2] Z. Gao und R. V. Grandhi: “Microstructure optimization in design of forging processes”, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* **40**:691–711, 2000.
- [3] K. F. Karhausen: *Integrierte Prozeß- und Gefügesimulation bei der Warmumformung*, Bd. 52 von *Umformtechnische Schriften*, Stahleisen mbH, 1995.
- [4] M. Durand-Charre: *The microstructure of superalloys*, Gordon & Breach Science Publishers, 1997.
- [5] <http://de.wikipedia.org>. 08. Juni 2009.
- [6] L. E. Shoemaker und G. D. Smith: “A century of Monel metal: 1906–2006”, *JOM* **58**(9):22–26, 2006.
- [7] J. S. Benjamin: *Metallurgical and materials transactions* **1**:2943–2951, 1970.
- [8] S. J. Patel: “A century of discoveries, inventors, and new nickel alloys”, *JOM* **58**(9):18–20, 2006.
- [9] R. F. Decker: “The evolution of wrought age-hardenable superalloys”, *JOM* **58**(9):32–36, 2006.
- [10] F. G. Hodge: “The history of solid-solution-strengthened Ni alloys for aqueous corrosion service”, *JOM* **58**(9):28–31, 2006.
- [11] K. Schreiber, K. Loehnert und R. F. Singer: “Opportunities and Challenges for the New Nickel Base Alloy 718PlusTM”, in: “Second Symposium on Recent Advantages of Nb-Containing Materials in Europe”, 2006.
- [12] R. A. Jeniski, Jr. und R. L. Kennedy: “Development of ATI Allvac[®] 718PlusTM Alloy and Applications”, in: “Second Symposium on Recent Advantages of Nb-Containing Materials in Europe”, 2006.
- [13] R. A. Jeniski, Jr. und R. L. Kennedy: “Nickel-base superalloy designed for aerospace”, *Advanced materials & processes* **164**(12):19–22, 2006.

- [14] X. Xie, G. Wang, J. Dong, C. Xu, W.-D. Cao und R. Kennedy: “Structure stability study on a newly developed nickel–base superalloy — Allvac[®] 718Plus[™]”, in: “Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005”, (E. Loria, Hg.), S. 179–191, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [15] D. S. Berstrom und T. D. Bayha: “Properties and microstructure of Allvac[®] 718Plus[™] alloy rolled sheet”, in: “Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005”, (E. Loria, Hg.), S. 243–252, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [16] R. L. Kennedy: “Allvac[®] 718Plus[™], superalloy for the next forty years”, in: “Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005”, (E. Loria, Hg.), S. 1–14, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [17] E. A. Ott, J. Groh und H. Sizek: “Metals Affordability Initiative: Application of Allvac Alloy 718Plus[®] for Aircraft Engine Static Structural Components”, in: “Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005”, (E. Loria, Hg.), S. 35–45, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [18] W.-D. Cao: “Allvac[®] 718Plus[™] Alloy, Technical data sheet”, *Techn. Ber.*, ATI Allvac Allegheny Technologies, 2020 Ashcraft Ave, PO Box 5030, Monroe, NC 28110-5030, 2005.
- [19] R. Bürgel: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Vieweg, Wiesbaden, 3. Aufl., 2006.
- [20] A. K. Jena und M. C. Chaturvedi: “The role of alloying elements in the design of nickel–base superalloys”, *Journal of materials science* **19**:3121–3139, 1984.
- [21] X. Xie, X. Liu, Y. Hu, B. Tang, Z. Xu, J. Dong und K. Ni: “The role of phosphorus and sulfur in Inconel 718”, in: “Superalloys 1996”, (R. Kissinger, D. Deye, D. Anton, A. Cetel, M. Nathal, T. Pollock und D. Woodford, Hg.), S. 599–606, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 1996.
- [22] A. Marsh: “U.K. patent 2129”, 1906.
- [23] W.-D. Cao und R. Kennedy: “Role of chemistry in 718–type alloy–Allvac[®] 718Plus[™] alloy development”, in: “Superalloys 2004”, (K. A. Green, T. M. Pollock, H. Harada, T. E. Howson, R. C. Reed, J. J. Schirra und S. Walston, Hg.), S. 91–99, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2004.

- [24] R. F. Decker: “Strengthening Mechanisms in Nickel–Base Superalloys”, in: “Steel Strengthening Mechanisms Symposium”, S. 147–171, Climax Molybdenum Company, 1969.
- [25] J. F. Radavich und T. Carneiro: “A Microstructural Study of Alloy 718 Plus™”, in: “Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 2005”, (E. Loria, Hg.), S. 329–340, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [26] G. A. Zickler, R. Schnitzer, R. Radis, R. Hochfellner, R. Schweins, M. Stockinger, E. Kozeschnik und H. Leitner: “Microstructure and mechanical properties of the superalloy ATI Allvac®718Plus™”, *Materials Science & Engineering A* **in press**, 2009.
- [27] C. Stotter, C. Sommitsch, J. Wagner, H. Leitner, I. Letofsky-Papst, G. A. Zickler, W. Prantl und M. Stockinger: “Characterization of δ -phase in superalloy Allvac 718Plus™”, *Int. J. Mat. Res.* **99**(4):376–380, 2008.
- [28] “Vakuum Induktionsofen für Werkstoffe höchster Ansprüche”, *Techn. Ber.*, Böhler Edelstahl GmbH, Mariazeller Straße 25, 8605 Kapfenberg, 2008.
- [29] “Sonderstahlwerk”, *Techn. Ber.*, Böhler Edelstahl GmbH, Mariazeller Straße 25, 8605 Kapfenberg, 2007.
- [30] L. W. Lherbier: *Superalloys II*, Kap. 14, John Wiley and Sons, 1987.
- [31] M. Stockinger: *Mikrostrukturelle Simulation des Gesenkschmiedens von Nickelbasis-Legierungen*, Dissertation, Technische Universität Graz, 2003.
- [32] F. Ingelman-Sundberg: *The effect of thermo-mechanical treatments on the materials properties and micro-structure evolution of the nickel-base superalloy Allvac 718 Plus™*, Diplomarbeit, Politecnico di Milano, 2008.
- [33] E. Doege und B. A. Behrens: *Handbuch Umformtechnik*, Springer, 2007.
- [34] Industrieverband Massivumformung e.V.: “Branchenpräsentation der Massivumformung”, PowerPoint Präsentation, 2008. www.metalform.de.
- [35] K. Lange und H. Meyer-Nolkemper: *Gesenkschmieden*, Springer Verlag, 2. Aufl., 1977.
- [36] *Taschenbuch für den Maschinenbau*, W. Beitz and K.-H. Küttner, 18. Aufl., 1995.
- [37] F. J. Humphreys und M. Hatherly: *Recrystallization and related annealing phenomena*, Elsevier, 2. Aufl., 2004.

- [38] B. Buchmayr: *Werkstoff- und Produktionstechnik mit MathCAD: Modellierung und Simulation in Anwendungsbeispielen*, Springer, 2002.
- [39] C. M. Sellars und J. A. Whiteman: “Recrystallization and grain growth in hot rolling”, *Metal Science* S. 187–194, 1979.
- [40] D. Huber, C. Stotter, C. Sommitsch, S. Mitsche, P. Poelt, B. Buchmayr und M. Stockinger: “Microstructure modeling of the dynamic recrystallization kinetic during turbine disc forging of the nickel based superalloy Allvac 718 PlusTM”, in: “Superalloys 2008”, (R. Reed, K. Green, P. Caron, T. Gabb, M. Fahrman, E. Huron und S. Woodard, Hg.), S. 855–861, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2008.
- [41] C. Sommitsch, D. Huber und M. Stockinger: “Metadynamic recrystallization of the nickel-based superalloy Allvac 718PlusTM”, in: “Thermec09, International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials”, (T. C. et al., Hg.), S. in press, 2009.
- [42] A. J. Brand, K. Karhausen und R. Kopp: “Microstructural simulation of nickel base alloy Inconel* 718 in production of turbine discs”, *Materials Science and Technology* **12**:963–969, 1996.
- [43] C. Sommtisch, D. Huber, F. Ingelman-Sundberg, S. Mitsche, M. Stockinger und B. Buchmayr: “Recrystallization and grain growth in the nickel-based superalloy Allvac 718Plus”, *Int. J. Mat. Res.* **in press**, 2009.
- [44] S. Jaiswal, D. Farrugia, Z. Husain, P. Ingham, J. Wilkinson und P. Morris: “Modelling of microstructure in rod rolling of alloy and stainless steels”, *Techn. Ber.*, European Commission, UK 1996.
- [45] “Servotest Metallurgy Testing Thermo-Mechanical Treatment Simulator (TMTS)”, *Techn. Ber.*, Servotest UK, 2009.
- [46] M. V. Rastegaev: “A new method of homogeneous compression of specimens for determining flow stress and coefficient of internal friction (englische Version)”, *Zavodskaja Laboratoriya* **3**:354–355, 1940.
- [47] K. P. Rao, Y. K. D. V. Prasad und E. B. Hawbolt: “Study of fractional softening in multi-stage hot deformation”, *Journal of Materials Processing Technology* **77**:166–174, 1998.

- [48] S. Kleber und C. Sommitsch: “Stress Relaxation Measurements of Meta–dynamic and Static Recrystallization of Alloy 80A”, in: “Recrystallization and Grain Growth Part 2”, (B. Bacroix, J. H. Driver, R. L. Gall, C. Maurice, R. Penelle, H. Réglé und L. Tabourot, Hg.), S. 1237–1242, 2004.
- [49] L. P. Karjalainen und J. Perttula: “Characteristics of Static and Metadynamic Recrystallization and Strain Accumulation in Hot–deformed Austenite as Revealed by the Stress Relaxation Method”, *ISIJ International* **36**(6):729–736, 1996.
- [50] J. I. Kömi und L. P. Karjalainen: “Effect of restoration on hot ductility of high alloy and duplex stainless steels”, *Materials Science and Technology* **18**:563–570, 2002.
- [51] W. P. Sun und E. B. Hawbolt: “Prediction of the Onset of Static Recrystallization after Hot Deformation”, *ISIJ International* **35**(7):908–913, 1995.
- [52] W. P. Sun und E. B. Hawbolt: “Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization—An Application on the Hot Rolling of Steels”, *ISIJ International* **37**(10):1000–1009, 1997.
- [53] R. Radis, G. Zickler, M. Stockinger, C. Sommitsch und E. Kozeschnik: “Interaction of the precipitation kinetics of δ and γ' in Ni–base superalloy ATI Allvac[®]718Plus[™]”, in: “Thermec09, International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials”, (T. C. et al., Hg.), S. in press, 2009.
- [54] B. Klein: *FEM Grundlagen und Anwendungen der Finite–Element–Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau*, Vieweg, 7. Aufl., 2007.
- [55] O. C. Zienkiewicz, R. L. Taylor und J. Z. Zhu: *The Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals*, Elsevier, 6. Aufl., 2006.
- [56] O. C. Zienkiewicz: *The finite element method in structural and continuum mechanics*, McGraw-Hill, New York, 1. Aufl., 1967.
- [57] C. H. Lee und S. Kobayashi: “New Solutions to Rigid–Plastic Deformation Problem Using a Matrix Method”, *ASME J. of Engineering For Industry* **95**:865–873, 1973.
- [58] S. Kobayashi, S. I. Oh und T. Altan: *Metal forming and the finite element method*, Oxford University Press, New York – Oxford, 1989.
- [59] S. I. Oh: “Finite Element Analysis of Metal Forming Problems with Arbitrarily Shaped Dies”, *Int. J. of Mech. Sci.* **24**:479, 1982.

-
- [60] W.-T. Wu und J. P. Tang: “Manufacturing Process and Process Modeling”, Presented at IUMRS–ICA–2004, Hsinchu, Taiwan, R.O.C., 2004.
- [61] *DEFORM™ 2D Version 9.1 User’s Manual*, 2007.
- [62] C. Sommitsch und V. Wieser: “Microstructural simulation of hot forming processes”, in: “EUROMAT 2001 — Proceedings of the 7th European Conference on Advanced Materials and Processes”, 2001.
- [63] R. Kopp, R. Luce, B. Leisten, M. Wolske, M. Tschinich, T. Rehrmann und R. Volles: “Flow stress measuring by use of cylindrical compression test and special application to metal forming process”, *steel research* **72**:394–401, 2001.
- [64] A. Laasraoui und J. J. Jonas: “Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates”, *Met. Trans.* **22A**:1545–1557, 1991.
- [65] S. A. Nalawade, M. Sundararaman, R. Kishorea und J. G. Shahb: “The influence of aging on the serrated yielding phenomena in a nickel–base superalloy”, *Scripta Materialia* **59**:991—994, 2008.

A Appendix

A.1 FORTRAN-Code der Gefügesimulation

A.2 Parameter für die Gefügesimulation

GESPERRT

*Auf Grund von Geheimhaltungsvereinbarungen ist der Inhalt
dieses Anhangs nicht frei zugänglich.*