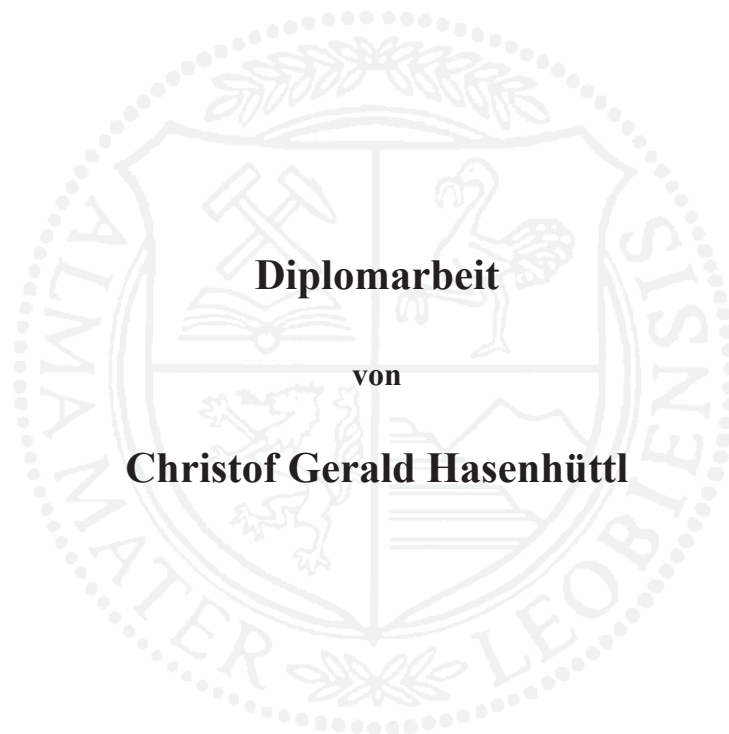


Montanuniversität Leoben

**Analyse und Simulation
des Abschreckvorgangs für Flugzeug-
Triebwerksbauteile**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG durchgeführt.

Leoben, Februar 2010

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt wurde.

Leoben, Februar 2010

Danksagung

Ich möchte Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Clemens, Vorstand des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, danken für die Möglichkeit diese Arbeit in Zusammenarbeit mit seinem Institut durchzuführen und die Betreuung und Begutachtung von Seiten des Departments.

Meinen herzlichen Dank auch meinem Betreuer bei Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Martin Riedler für sein Engagement und seine reichlichen Hilfestellungen bei der Erstellung dieser Diplomarbeit. Die zahlreichen Besprechungen mit ihm und die ausführlichen Beratungen und Diskussionen sowie seine gewissenhafte Korrektur haben wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Dipl.-Ing. Dr. techn. Martin Stockinger, Leiter der Forschung und Entwicklung bei Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, für seine Unterstützung und die Durchsicht und Korrektur der Diplomarbeit. Gleichfalls spreche ich allen seinen Mitarbeitern, dem Team der F&E-Abteilung, meinen Dank aus.

Herrn Dipl.-Ing. Peter Schwarzböck von der Voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG möchte ich ebenso danken wie den Mitarbeitern der Werkstätte. Bei den Quenchomatversuchen und deren Aufzeichnung standen sie stets mit Rat und Tat zur Seite. Sowohl der Ideenreichtum bei Improvisationslösungen, als auch das freundliche Umfeld haben mir bei dieser Arbeit sehr geholfen.

Ein abschließender Dank auch an meine Familie und Freunde für ihre Unterstützung, Freundschaft und Hilfsbereitschaft.

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis.....	II
Tabellenverzeichnis.....	III
Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole.....	IV
1 Einleitung	1
2 Grundlagen (Stand der Technik)	2
2.1 Nickelbasis-Legierungen.....	2
2.1.1 Phasen in Ni-Basislegierungen	3
2.1.2 Die γ' -Phase	5
2.1.3 Wärmebehandlung aushärtbarer Ni-Basislegierungen	10
2.1.4 INCONEL 718	11
2.2 Near- α -Titanlegierungen	12
2.2.1 Wärmebehandlung.....	15
2.2.2 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,08Si (Ti 6-2-4-2-S)	16
2.2.3 Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften.....	16
2.2.4 Anwendungen	19
2.3 Wärmeübergang	21
2.4 Finite-Elemente-Simulation	25
2.4.1 FE-Programm DEFORM 2D™	25
2.4.2 PreProzessor	25
2.4.3 Simulationseinheit [7].....	26
2.4.4 PostProzessor.....	27
2.4.5 Inverse-Heat-Modul	28
3 Experimentelles.....	29
3.1 Großtechnische Versuche.....	29
3.1.1 Herstellung der verwendeten Turbinenscheiben.....	29
3.1.2 INCONEL 718-Scheibe	29
3.1.3 Ti 6-2-4-2-Scheibe	31
3.2 Laborversuche (Quenchomatversuche).....	32

4	Ergebnisse	34
4.1	Ergebnisse der iterativen Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten	34
4.1.1	Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft	35
4.1.2	Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad	36
4.1.3	Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad	37
4.1.4	Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser	39
4.1.5	Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe an Luft	40
4.1.6	Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe im Salzbad	41
4.1.7	Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad	42
4.1.8	Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe in Wasser	44
4.1.9	Vergleich der Messungen	46
4.2	Ergebnisse der Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten (HTC) mittels inverser Simulation	48
4.3	Ergebnisse der Quenchomatversuche für Ti 6-2-4-2	55
5	Metallographie	62
6	Zusammenfassung und Gegenüberstellung	68
	Literaturverzeichnis	V

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Änderung des Gitterparameters von Ni in Abhängigkeit vom Gehalt verschiedener Substitutionselemente [1].....	3
Abb. 2: Mikrostruktur von Nickel-Superlegierungen in Abhängigkeit von Art und Menge der Legierungselemente [2].....	4
Abb. 3: Das Zweistoffsystem Ni-Al [3]	5
Abb. 4: Fließgrenze von Ni ₃ Al in Abhängigkeit von der Temperatur [5].....	6
Abb. 5: Bildung eines Kear-Wiltsdorf-Locks durch Quergleitung in der L1 ₂ -Struktur [8]	7
Abb. 6: Einfluss von Si auf das Kriechverhalten von Ti 6-2-4-2-S [13].	14
Abb. 7: Typische Gefüge warmfester Titanlegierungen: bimodal (TIMETAL 834) und lamellar (TIMETAL 1100) [13]	15
Abb. 8: Typische Wärmebehandlungen von Titanlegierungen [13]	16
Abb. 9: Ti 6-2-4-2 Dehngrenze bei verschiedenen Temperaturen als Funktion der Abkühlrate aus dem Lösungsglühgebiet und nachfolgender Wärmebehandlung von 8 h bei 595 °C [16].....	17
Abb. 10: LCF bei 10 ⁴ Zyklen als Funktion der Abkühlrate für bimodale Mikrostrukturen;.....	18
Abb. 11: Einfluss der Abkühlrate auf die Kriechdehnung nach 100 h für bimodale Mikrostrukturen; Ti 6-2-4-2 [16]	18
Abb. 12: Verdichterscheiben für das GE CF6 Triebwerk; vordere Stufen: Ti 6-4; hintere Stufen Ti 6-2-4-2 [16].....	19

Abb. 13: Verdichter für Regionaljets; Ti 6-2-4-2; bimodale Mikrostruktur [16]	20
Abb. 14: a) Siedephasen der Nukiyamakurve: freie Konvektion, Blasensieden und Filmsieden; b) Abkühlkurve mit Übergang zwischen Film- und Blasensieden θ_1 (T_{DNB}) und der Temperatur am Beginn der freien Konvektion θ_2 (T_{LE}) [24]	22
Abb. 15: Phasen der Dampfbildung bei der Tauchkühlung am Beispiel von Wasser [20]	23
Abb. 16: Schematische Darstellung der Dampfschicht und ihrer Auflösung [21].....	24
Abb. 17: Überblick über die verschiedenen gekoppelten Module in DEFORM™ [22]	27
Abb. 18: Geometrie der Turbinenscheibe aus INCONEL 718	30
Abb. 19: Geometrie der Verdichterscheibe aus Ti 6-2-4-2	31
Abb. 20: Schematischer Aufbau des Quenchomaten.....	33
Abb. 21: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft mit Versuchs- und Simulationswerten	36
Abb. 22: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad mit Versuchs- und Simulationswerten	37
Abb. 23: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad mit Versuchs- und Simulationswerten	38
Abb. 24: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser mit Versuchs- und Simulationswerten	39
Abb. 25: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe an Luft mit Versuchs- und Simulationswerten	40

Abb. 26: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe im Salzbad mit Versuchs- und Simulationswerten.....	42
Abb. 27: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad mit Versuchs- und Simulationswerten.....	43
Abb. 28: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe in Wasser mit Versuchs- und Simulationswerten.....	45
Abb. 29 a): Wärmeübergangskoeffizient einer inversen Zweipunktsimulation.....	49
Abb. 30: Vergleich Experiment-Simulation bei Wasserabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2.....	51
Abb. 31: Vergleich Experiment-Simulation bei Salzbadabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2.....	52
Abb. 32: Vergleich Experiment-Simulation bei Polymerbadabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2.....	52
Abb. 33: Vergleich Experiment-Simulation bei Luftabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2.....	53
Abb. 34: Darstellung der durch inverse Simulation ermittelten HTC in Abhängigkeit von Kühlmedien und Temperatur.....	54
Abb. 35: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konzentration ohne Badbewegung.....	57
Abb. 36: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konzentration bei voller Badbewegung.....	57
Abb. 37: Quenchomatabschreckung (45 °C) bei 11 %, 13 % und 18 % Konzentration bei voller Badbewegung.....	58

Abb. 38: Vergleich der Zeit-Temperatur-Kurven ohne Badbewegung (dünne Linien) und bei voller Badbewegung (dicke Linien).....	59
Abb. 39: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$] von 970°C bis 650°C	60
Abb. 40: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$] von 970°C bis 300°C	61
Abb. 41: Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation: a) fein globular, b) grob globular, c, d) bimodal (LM, TEM) [13]	63
Abb. 42: Schematische Darstellung der Prozessroute für bimodale Mikrostrukturen von $\alpha+\beta$ Titanlegierungen [16].....	64
Abb. 43: Bimodales Mikrogefüge einer Quenchatprobe, abgeschreckt bei 11 %iger Polymer-Konzentration.....	65
Abb. 44: Gefüge der Quenchatproben bei 15 %iger Polymerkonzentration als Abschreckmittel	66
Abb. 45: Mikrostruktur von Quenchatproben mit einer Abkühlgeschwindigkeit von $19,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ durch Eintauchen in ein Bad mit 18 %iger Polymerkonzentration	66
Abb. 46 a) Messpunkte für die Turbinenscheibe aus INCONEL 718 b) Messpunkte für die Verdichterscheibe aus Ti 6-2-4-2	68
Abb. 47: Abkühlkurven von Scheiben aus INCONEL 718 und Ti 6-2-4-2 in 4 verschiedenen Medien	69
Abb. 48: Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten durch inverse Berechnung (volle Linien) bzw. iterative Berechnung (strichlierte Linien) für Ti 6-2-4-2.....	72
Abb. 49: Inverser Wärmeübergangskoeffizient an Luft verglichen mit iterativem Konvektionskoeffizient an Luft ($\epsilon = 0,27$).....	73

Abb. 50: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konz. und voller Badbewegung	75
Abb. 51: Quenchomatabschreckung (45 °C) bei 11 %, 13 % und 18 % Konz. und voller Badbewegung	75
Abb. 52: Vergleich der Zeit-Temperaturkurven ohne Badbewegung (dünne Linien) und bei voller Badbewegung (dicke Linien)	76
Abb. 53: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [°C/s] von 970 °C bis 300 °C	77

Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung von INCONEL 718 nach AMS 5662-5664 (EN 2.8456) [7].....	12
Tab. 2: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft.....	35
Tab. 3: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad	37
Tab. 4: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad.....	38
Tab. 5: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser.....	39
Tab. 6: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe an Luft	40
Tab. 7: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Salzbad.....	41
Tab. 8: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad	43
Tab. 9: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Wasser	44
Tab. 10: Durchschnittliche Abkühlraten (970-650 °C) der Ti 6-2-4-2-Scheiben in unterschiedlichen Medien.....	47
Tab. 11: Durchschnittliche Abkühlraten (970-650 °C) der INCONEL 718-Scheiben in unterschiedlichen Medien.....	47

Tab. 12: Wichtige Prozessparameter und die daraus folgenden Gefügeeigenschaften für bimodale Mikrostrukturen [16].....	64
Tab. 13: Durchschnittliche Abkühlraten der Ti 6-2-4-2-Scheiben in unterschiedlichen Medien	70
Tab. 14: Durchschnittliche Abkühlraten der INCONEL 718-Scheiben in unterschiedlichen Medien	70

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

kfz.....	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
at.-%.....	Atomprozent
E	Elastizitätsmodul
G	Schubmodul
GCP	geometrisch dichtest gepackt (geometrically closed-packed)
APB	Antiphasengrenze (Anti-phase-boundary)
SF.....	Stapelfehler
LCF	Ermüdung bei niedriger Lastspielzahl (Low cycle Fatigue)
T_{β}	beta-Transustemperatur
α_p	primäre alpha-Phase
HCF.....	Ermüdung bei hoher Lastspielzahl (High cycle Fatigue)
T_{LE}	Leidenfrosttemperatur
T_{DNB}	kritische Wärmestromdichte
h, α	Wärmeübergangskoeffizient (HTC, heat temperature coefficient)
FEM.....	Finite Elemente Methode
UT	Ultraschallprüfkontur
DEF	DEFORM™ (Simulationsprogramm)
ε	Emissionskoeffizient
Poly1,2	Bezug auf polymeres Abschreckmedium
EXP	experimentell
LM	Lichtmikroskop
TEM.....	Transmissionselektronenmikroskop

1 Einleitung

Für die Anwendung in Triebwerken müssen Werkstoffe spezielle Hochtemperaturbeständigkeits- und Kriecheigenschaften aufweisen. Je nach Einsatzort des Bauteiles im Triebwerk und den damit einhergehenden mechanischen und thermischen Belastungen müssen die verwendeten Materialien den immer höher steigenden Anforderungen gerecht werden. Dazu ist eine perfekt abgestimmte Prozesskette, vom Schmieden bis zum Ablauf der Wärmebehandlung, unbedingt notwendig.

In dieser Arbeit werden Turbinenscheiben aus der Nickel-Basislegierung INCONEL 718 und der Near- α -Titanlegierung Ti 6-2-4-2 in verschiedenen Medien abgeschreckt. Der entscheidende Parameter bei Ti 6-2-4-2 ist, wie vom Triebwerkshersteller spezifiziert, die durchschnittliche Abkühlrate zwischen 970 °C und 650 °C. Es werden speziell präparierte Turbinenscheiben, die mit Thermoelementen versehen sind, in großtechnischen Versuchen einem Abschreckvorgang in unterschiedlichen flüssigen Medien unterzogen und die Temperatur-Zeit-Verläufe analysiert. Zusätzlich werden Versuche am sogenannten Quenchomat der VOEST Alpine Stahl Donawitz mit kleinen Ti 6-2-4-2-Proben bei verschiedenen Polymer-Abschreckmittel-Konzentrationen, Badtemperaturen und Umströmungsgeschwindigkeiten durchgeführt und metallographisch analysiert. Die Versuchsergebnisse werden mit dem Finite-Elemente-Programm DEFORM 2D™ verglichen. Danach wird versucht, durch Anpassung der Simulationsparameter in DEFORM™ hohe Übereinstimmung mit den großtechnischen Versuchen zu erzielen. Ziel dieser Diplomarbeit ist es, die Simulationsparameter so weit anzupassen, dass durch iterative Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten Abschreckvorgänge vollständig simuliert werden können und damit keine weiteren Feldversuche mehr notwendig sind. Auf diese Weise soll diese Arbeit zur Entwicklung einer kostengünstigen Methodik zur Charakterisierung des Wärmeübergangs beim Abkühlen kritischer Luftfahrtschmiedeteile führen.

2 Grundlagen (Stand der Technik)

2.1 Nickelbasis-Legierungen

Das Basiselement Ni weist einige Merkmale auf, die den Ni-Legierungen von allen Hochtemperaturwerkstoffen die günstigste Kombination aus mechanischen Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit und Verarbeitbarkeit verleihen:

- Die Gitterstruktur ist bis zum Schmelzpunkt durchgehend kubisch flächenzentriert (kfz). Die dichtest gepackte kfz-Struktur weist einen inhärent niedrigeren Diffusionskoeffizienten auf als das kubisch raumzentrierte (krz) Gitter
- Es lassen sich sowohl genügend hohe Cr- als auch Al-Gehalte realisieren, um Korrosionsschutz bis zu sehr hohen homologen Temperaturen zu erzielen
- Kein anderes Basiselement ermöglicht im Hochtemperaturbereich eine so hohe Festigkeitssteigerung durch Legierungsmaßnahmen, besonders durch Teilchenhärtung mit sehr hohen Volumenanteilen an kohärenter γ' -Phase [1]

Der Einsatz von Ni-Werkstoffen bei sehr hohen Temperaturen wird hauptsächlich durch folgende zwei Punkte eingeschränkt:

- Der Schmelzpunkt von Ni liegt mit 1455 °C von allen infrage kommenden Basiselementen am niedrigsten, welcher durch Legieren weiter abgesenkt wird. Dadurch werden im Einsatz hohe homologe Temperaturen wirksam, welche für diffusionskontrollierte Vorgänge maßgeblich sind. Rund 1100 °C können daher von Ni-Basislegierungen langfristig nicht überschritten werden
- Die Temperaturleitfähigkeit ist relativ gering und der thermische Ausdehnungskoeffizient hoch, ähnlich den Werten der austenitischen Stähle und der Co-Basislegierungen. Bei sehr hohen Temperaturen wird die thermische Ermüdung deshalb zu einer kritischen Eigenschaft, die nur mit großem Aufwand beherrscht werden kann [1]

2.1.1 Phasen in Ni-Basislegierungen

Der kfz- γ -Mischkristall wird vorwiegend 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 gelöst vorliegen. Abb. 1 gibt die Änderung des Gitterparameters durch die gängigen Legierungselemente wieder [1].

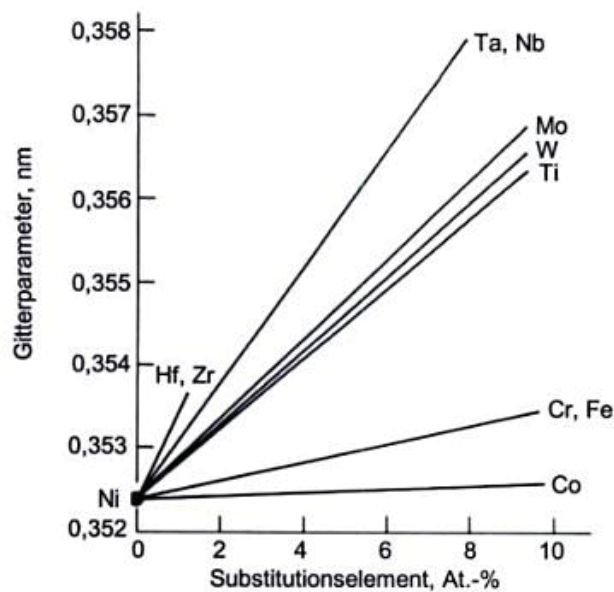


Abb. 1: Änderung des Gitterparameters von Ni in Abhängigkeit vom Gehalt verschiedener Substitutionselemente [1]

Co bewirkt vor allem eine Absenkung der Stapelfehlerenergie, welche bei reinem Ni relativ hoch ist. Dadurch wird die Kriechfestigkeit gesteigert. 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' -Ausscheidung gering, ebenso wie der von Ti. Mo und W rufen bei den realisierbaren Gehalten im Mischkristall insgesamt den deutlichsten Effekt hervor:

- Ihre Atomradien sind etwa 12 % größer als der von Ni
- sie verringern den Diffusionskoeffizienten der Matrix und
- sie erhöhen die elastischen Moduln E und G

Weiterhin wirken Cr und Fe auf Grund ihrer relativ großen löslichen Mengen recht stark mischkristallhärtend.

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 einen um 28 % kleineren Atomradius als Ni auf, Zr einen um 33 % größeren. Beide Elemente füllen damit die weniger gut passenden Bereiche an den Großwinkelkorngrenzen und verringern den Korngrenzendiffusionskoeffizienten. Des Weiteren wird das Korngrenzengleiten sowie die interkristalline Kriechschädigung verzögert. Die Gehalte dieser Elemente sind sehr gering und unbedingt in engen Grenzen zu spezifizieren, weil bei höheren Werten negative Begleiterscheinungen auftreten [1]. Abb. 2 zeigt die Mikrostruktur von Nickel-Superlegierungen in Abhängigkeit von Art und Menge der Legierungselemente.

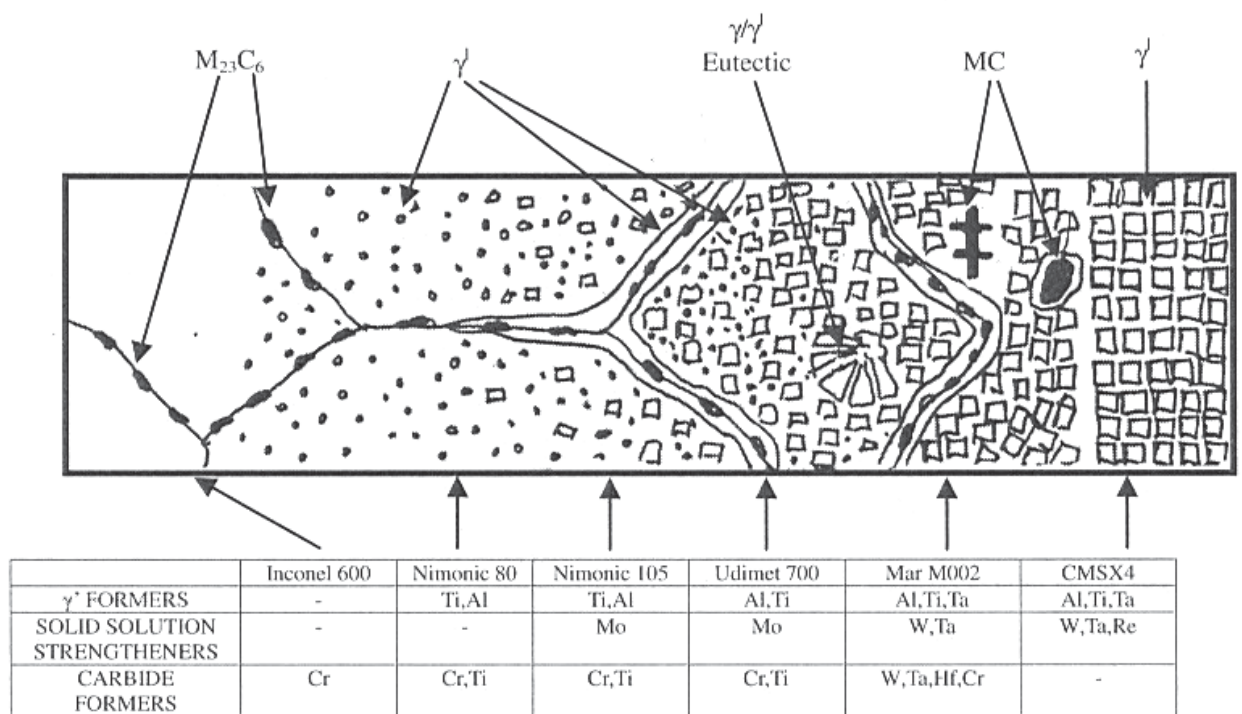


Abb. 2: Mikrostruktur von Nickel-Superlegierungen in Abhängigkeit von Art und Menge der Legierungselemente [2]

2.1.2 Die γ' -Phase

Die γ' -Phase ist die Ni-reichste mit der Zusammensetzung Ni_3Al (Abb. 3). Die wesentlichen Merkmale dieser intermetallischen Phase sind folgende:

- Die Gitterstruktur ist kfz mit einer geringen Fehlpassung zur γ -Matrix, so dass die Phasengrenzfläche fast perfekt kohärent ist, d. h. ohne oder mit wenigen Fehlpassungsversetzungen in größeren Abständen. Die Keimbildung dieser Ausscheidung erfolgt homogen, so dass eine gleichmäßige Verteilung in den Körnern vorliegt
- Es handelt sich um eine geometrisch dichtest gepackte (GCP – geometrically closed packed), geordnete Phase mit Cu_3Au -Struktur und der Strukturbezeichnung L1_2 . Die Überstruktur wird bis zum Schmelzpunkt der reinen Phase bzw. bis zur Lösung in der Matrix beibehalten (Abb. 3)

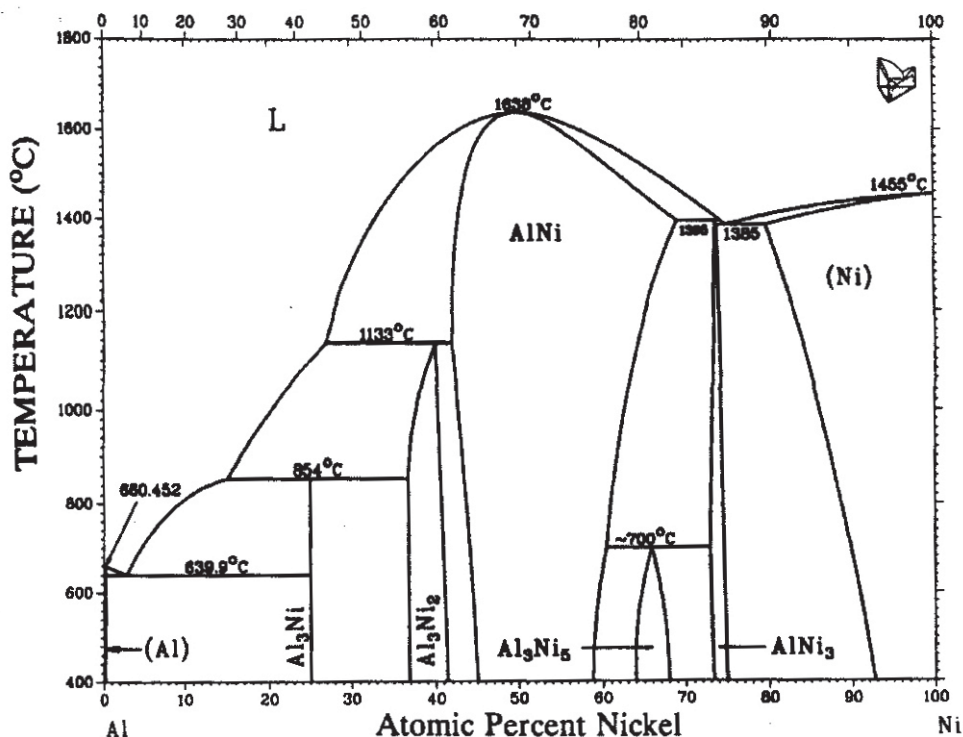


Abb. 3: Das Zweistoffsystem Ni-Al [3]

Die γ' -Phase weist einen schmalen Homogenitätsbereich im binären System Ni-Al auf. Es bestehen vielfältige Substitutionsmöglichkeiten, wobei Ni hauptsächlich durch Co ersetzt wird und Al vorwiegend durch Ti, Nb und Ta. Cr, Mo und Fe können beide Atomsorten in geringem Maße ersetzen. Weiters können seltener legierte Elemente ebenfalls in diese Phase eingebaut werden [3].

- 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 70 % in gegossenen Einkristall-Schaufelwerkstoffen. Trotz des hohen Ausscheidungsanteils sind die Bauteile bei Raumtemperatur noch im erforderlichen Maße bearbeitbar und zeigen ausreichende Duktilität und Zähigkeit
- Ni_3Al weist eine anomale positive Temperaturabhängigkeit der Festigkeit auf, in der Form, dass ein Maximum der Fließgrenze bei etwa 700 °C auftritt, was unter dem Namen Streckgrenzenanomalie bekannt ist (Abb. 4) [4]

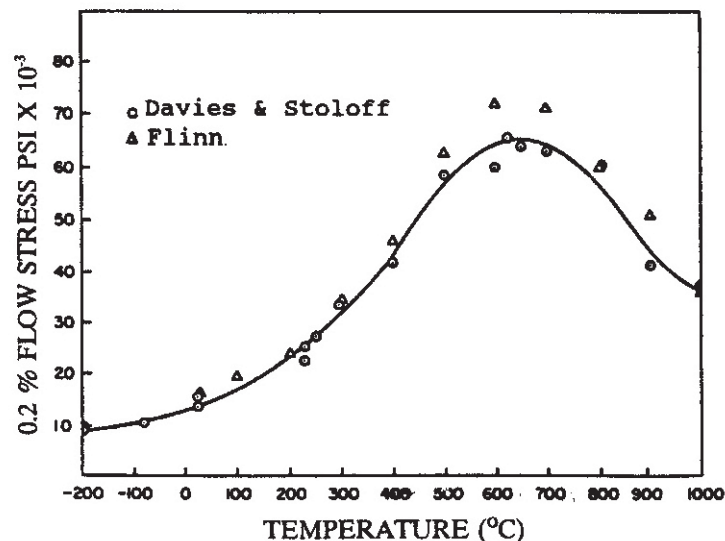


Abb. 4: Fließgrenze von Ni_3Al in Abhängigkeit von der Temperatur [5]

Die Gleitsysteme sind vom Typ $\{111\}\langle 110\rangle$, d. h. dicht gepackte Ebenen mit dicht gepackten Richtungen wie im kfz-Gitter. Allerdings haben die Versetzungen gegenüber „regulären“ kfz-Versetzungen den doppelten Burgersvektor (Super-

versetzungen). Sie zerfallen in sogenannte Superpartialversetzungen, zwischen denen eine Antiphasengrenze (APB) aufgespannt ist. Die einzelne Superpartialversetzung kann dabei in der gewohnten Weise unter Bildung von Stapelfehlern (SF) in reguläre Partialversetzungen aufspalten. Die Besonderheiten dieser Versetzungsaufspaltung bilden die Grundlage für das Verständnis der besonderen plastischen Eigenschaften [6].

Es besteht generell Einigkeit, dass die mechanistische Ursache für die Anomalie der Kear-Wilksdorf-Mechanismus ist. Danach ist die Energie der Antiphasengrenze auf den Würfflächen $\{100\}$ geringer gegenüber der auf den $\{111\}$ -Ebenen, so dass für Schraubenversetzungen eine mit der Temperatur zunehmende Tendenz der Aufspaltung auf Würfflächen besteht, während die $\{111\}$ -Ebenen die für die Verformung bevorzugten Gleitebenen bleiben [3] (Abb. 5).

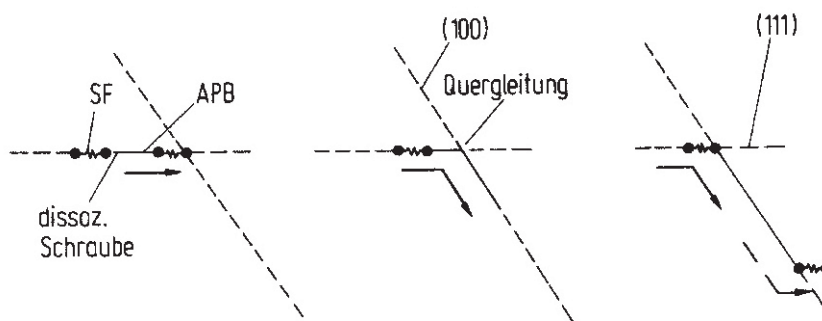


Abb. 5: Bildung eines Kear-Wilksdorf-Locks durch Quergleitung in der L_{12} -Struktur [8]

Dadurch wird eine mit der Temperatur zunehmende Segmentierung der Schraubenversetzungen und eine entsprechend abnehmende Beweglichkeit bzw. steigende Festigkeit verursacht, die durch ternäre Elemente in weiten Grenzen variiert werden kann [3].

Um hohe Kriechfestigkeiten zu erzielen, sind folgende Parameter zu berücksichtigen:

- Möglichst hoher γ' -Volumenanteil
- Optimale γ' -Größe, γ' -Form und γ' -Anordnung
- Optimierte Gitterfehlpassung zwischen der γ -Matrix und den γ' -Ausscheidungen
- Möglichst träge Vergrößerungskinetik

γ' -Volumenanteil

Für Knetlegierungen muss ein ausreichend großer Temperaturbereich zur Warmformgebung existieren, in welchem die γ' -Phase aufgelöst ist und noch keine Anschmelzungen auftreten. Je enger dieser Bereich ist, umso genauer muss die Temperatur bei der thermomechanischen Behandlung geführt werden, um nicht in das γ' -Ausscheidungsgebiet zu gelangen, das höhere Umformkräfte und Rissgefahr mit sich bringt. Höhere γ' -Gehalte lassen sich nur in Gusslegierungen oder mit Pulvermetallurgie realisieren. In hochentwickelten Einkristallwerkstoffen beträgt der Anteil bis etwa 70 Vol-% [2]. Um den γ' -Volumenanteil anzuheben, müssen die Gehalte der Legierungselemente erhöht werden, welche diese Phase bilden, also vorwiegend Al und Ti. Die Löslichkeit für Al und Ti sowie weiterer γ' -bildender Elemente in der Matrix wird durch einige Legierungspartner, welche Ni im Mischkristall ersetzen, verringert. Besonders der Cr-Gehalt muss sorgfältig auf die anderen Elemente abgestimmt werden, damit es nicht zur Ausscheidung unerwünschter Phasen kommt.

γ' -Größe, γ' -Form und γ' -Anordnung

Auf Grund der Seigerungen in Gusslegierungen sowie der Wärmebehandlungsbedingungen können sich in bestimmten Gefügebereichen und über das ganze Gefüge betrachtet unterschiedliche γ' -Größenverteilungen einstellen. Die γ' -Keimbildung erfolgt weitgehend homogen, so dass sich die Ausscheidungen gleichmäßig über das Korn verteilen. Die γ' -Größe und γ' -Größenverteilung hängen dabei von der Wärmebehandlung ab. Die Ausscheidung kann kugelig, kubisch oder

länglich-plattenförmig erfolgen, je nach Gitterfehlpassung und Grenzflächenenergie [4].

γ/γ' -Gitterfehlpassung

Um die festigkeitssteigernden Kohärenzspannungen in der Umgebung der Teilchen zu erhöhen, ist man für manche Anwendungen bestrebt, die Gitterfehlpassung anzuheben. Damit steigt allerdings die Phasengrenzflächenenthalpie und somit die Vergrößerungsgeschwindigkeit der Partikel. Da die thermische Langzeitstabilität der Phasen für die Kriechfestigkeit entscheidend ist, passt man bei der Legierungsentwicklung die Gitterparameter umso enger aneinander an, je höher die Bauteiltemperaturen sind.

γ' -Vergrößerung

Aus zwei Gründen ist es wichtig, die Vergrößerungskinetik quantitativ zu erfassen: Erstens kann bei stark vergrößerten Teilchengefügen der Verformungsmechanismus vom Überklettern zum Umgehen wechseln und damit ein Festigkeitsabfall eintreten. Zweitens sollte es grundsätzlich möglich sein, aus der Teilchengröße die im Einsatz vorherrschende Temperatur bei bekannter Zeit zu ermitteln. Wenn keine bedeutenden Temperaturschwankungen vorliegen, steht damit ein metallographisches Hilfsmittel zur Verfügung, mit dem bei Bauteilzustandsbeurteilungen die Temperatur einigermaßen genau angegeben werden kann [3].

γ'' -Phase

Bei INCONEL 718 tritt wie bei Nickelbasislegierungen mit höheren Niobgehalten eine metastabile Niedertemperaturvariante der δ -Phase auf, die teilkohärent ist und die Nennstöchiometrie Ni_3Nb besitzt. Die Struktur wird als tetragonal raumzentriert beschrieben und durch die Kantenlänge von 3,624 Å ergibt sich ein Misfit zur Matrix von ca. 0,7 %. Als Folge der Teilkohärenz der γ'' -Phase stellen sich relativ hohe Grenzflächenspannungen zur Matrix ein, welche ein Wachstum der Ausscheidung bei thermischer Langzeitbeanspruchung über 650 °C bewirken und somit die

Kriechbeständigkeit dieser Legierung, verglichen mit reinen γ' -ausscheidenden Legierungen, verschlechtern. INCONEL 718 wurde, anders als die meisten Nickelbasis-Superlegierungen, auf eine möglichst hohe Festigkeit bei Temperaturen bis zu 650 °C und nicht auf Kriechbeständigkeit ausgelegt, weshalb diese nur moderate Werte erreicht [7].

2.1.3 Wärmebehandlung aushärtbarer Ni-Basislegierungen

Nahezu alle aushärtbaren Werkstoffe werden zur Einstellung optimaler mechanischer Eigenschaften wärmebehandelt, nachdem diese in ihre Bauteilform gebracht worden sind. Die Wärmebehandlungen verfolgen mehrere mögliche Ziele, die auch auf andere Legierungstypen übertragbar sind:

- Die optimale Größe, Größenverteilung, Anordnung und Form der Ausscheidung einzustellen
- Harte Teilchen (meist Karbide) auf Korngrenzen auszuscheiden
- Gussseigerungen zu reduzieren und die Legierungselemente möglichst weitgehend homogen zu verteilen; damit die Anschmelztemperatur in Richtung Gleichgewicht-Solidustemperatur angehoben wird
- γ/γ' -Resteutektikum zu reduzieren oder ganz aufzulösen
- Eigenspannungen von der Herstellung und Fertigung abzubauen
- Bei Knetwerkstoffen die Korngröße durch Rekristallisation einzustellen
- Die Korngrenzenmorphologie gezielt zu verändern (gezackte Korngrenzen)
- Innere Hohlräume zu beseitigen bei überlagertem Druck (Hippen)
- Eine (gezielte) Voroxidation der Bauteile vorzunehmen
- Den Gefügestand nach einer Beschichtungsbehandlung (wieder-)herzustellen und die Haftung zwischen Schicht und Grundwerkstoff zu verbessern
- Nach Betrieb den optimalen Gefügestand wiederherzustellen und eventuell unerwünscht ausgeschiedene Phasen zu beseitigen

Auf Grund der geringen Temperaturleitfähigkeit der Ni-Basislegierungen dürfen die Temperaturgradienten beim Aufheizen und Abkühlen nicht beliebig hoch gewählt werden, um nicht zu hohe Eigenspannungen zu induzieren. Diese könnten zu Verzug und im Extremfall zu Rissbildung führen. Zwar haben viele Bauteile im Betrieb schroffe Temperaturwechsel zu ertragen, allerdings liegen die maximalen Temperaturen deutlich niedriger als die Lösungsglühtemperaturen. Zusätzlich sind bei Wärmebehandlungen auch dickwandige Bauteilpartien betroffen, welche im Betrieb möglicherweise geringeren Temperaturschwankungen unterliegen [1,8].

2.1.4 INCONEL 718

Entwicklung und Einsatz:

Die Legierung INCONEL 718 wurde von H. L. Eiselstein (Huntington Alloy Product) entwickelt. Sie härtet hauptsächlich über die im vorigen Kapitel beschriebene γ'' -Phase aus [9].

Heute ist INCONEL 718 die meistverwendete Nickelbasis-Superlegierung mit hoher Warmfestigkeit und guten Zähigkeitseigenschaften. Eingesetzt wird sie vor allem im Temperaturbereich bis 650 °C mit Spitzen bis zu 800 °C. Anders als die meisten aushärtbaren Superlegierungen besitzt INCONEL 718 gute Schweißseigenschaften.

INCONEL 718 hat bei Raumtemperatur eine Zugfestigkeit von ca. 1400 MPa, bei 760 °C beträgt sie 950 MPa, fällt bei noch höheren Temperaturen aber stark ab. Die Zugfestigkeit bei 870 °C beträgt nur mehr 340 MPa.

INCONEL 718 findet nach wie vor große Anwendung in seinem ursprünglichen Betätigungsfeld, dem Gasturbinenbau. Typische Bauteile aus INCONEL 718 sind Turbinenschaufeln, Turbinenscheiben, Befestigungs- und Verkleidungselemente sowie Rotorwellen [9].

Der Werkstoff wird auch häufig für Warmarbeitswerkzeuge verwendet, so z. B. für Strangpresswerkzeuge in der Kupferverarbeitung, für Warmlochdorne in der Stahl- und Messingverarbeitung und für Gesenkschmiedeeinsätze [10,11].

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung von INCONEL 718 nach AMS 5662-5664 (EN 2.8456) [7]

Element	Anteil in %	Element	Anteil in %
Ni	50,00-55,00	C	0,08 max.
Cr	17,00-21,00	Mn	0,35 max.
Fe	Rest	Si	0,35 max.
Nb	4,75-5,50	P	0,015 max.
Mo	2,80-3,30	S	0,015 max.
Ti	0,65-1,15	B	0,006 max.
Al	0,20-0,80	Cu	0,30 max.
Co	1,00 max.		

Bei INCONEL 718 ist der Gehalt an γ' -bildenden Elementen (Aluminium und Titan) zugunsten von Niob, das gemeinsam die γ'' -Ausscheidung bildet, abgesenkt (siehe Tab. 1)

INCONEL 718 wird auf Grund seines hohen Eisengehaltes oft zu den Superlegierungen mit Nickel-Eisen-Basis gezählt. Eisen fungiert in der austenitischen Matrix als mäßiger, aber überaus kostengünstiger Mischkristallhärter [10,12].

2.2 Near- α -Titanlegierungen

Für Anwendungen im Hochdruckverdichter kommen warmfeste Near- α -Legierungen zum Einsatz. Hier liegt die maximale Einsatzgrenze heute bei etwa 540 °C (1000 °F). Diese Begrenzung ist nicht primär durch eine unzureichende Warmfestigkeit oder Kriechbeständigkeit der Near- α -Legierungen vorgegeben, sondern durch das speziell im Vergleich zu Nickelbasis-Superlegierungen nur mäßige Oxidationsverhalten der Titanlegierungen. Bei Langzeitbeanspruchung bilden Titanlegierungen an der Oberfläche einen sogenannten „alpha-case“, d.h. eine durch Sauerstoffanreicherung

verursachte Zone mit spröder α -Phase, die zu einer drastischen Verminderung der Duktilität und der Ermüdungsfestigkeit führt.

Diese Temperaturbegrenzung hat zur Folge, dass die heißesten Teile im Verdichter, d. h. die letzten Verdichterschaufel- und -scheibenreihen, oft aus den nahezu doppelt so schweren Ni-Superlegierungen gefertigt werden müssen. Neben dem Gewichtsnachteil entstehen zusätzliche Probleme, die mit dem unterschiedlichen Ausdehnungsverhalten oder der Verbindungstechnik der unterschiedlichen Legierungssysteme zusammenhängen. Deshalb werden massive Anstrengungen unternommen, einen vollständig aus Titanlegierungen bestehenden Verdichter zu entwickeln. Hierzu sind jedoch Titanlegierungen erforderlich, die bis etwa 600 °C oder auch noch darüber hinaus eingesetzt werden können. Dies erklärt die umfangreichen Forschungs- und Entwicklungsarbeiten auf dem Gebiet der warmfesten Titanlegierungen. Speziell die Klasse der Near- α -Legierungen wurde in den vergangenen Jahren kontinuierlich weiterentwickelt [13].

Near- α -Titanlegierungen sind die klassischen Hochtemperaturtitanlegierungen. Diese Legierungsklasse bietet sich hierfür geradezu an, da sie doch die guten Kriecheigenschaften der α -Legierungen mit den hohen Festigkeiten der ($\alpha+\beta$)-Legierungen vereint.

Ein hoher Al-Gehalt führt zu Spannungsrisskorrosionsproblemen, so dass alle heute verwendeten Titanlegierungen im Aluminiumgehalt auf maximal 6 % begrenzt sind. Von zentraler Bedeutung für den Erfolg der warmfesten Legierungen waren jedoch Untersuchungen, die ergaben, dass das Kriechverhalten der Legierung Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti 6-2-4-2) durch Zugabe von nur 0,1 % Si drastisch verbessert werden konnte (Ti 6-2-4-2-S). Der Einfluss auf das Kriechverhalten ist in Abb. 6 dargestellt. Eine der möglichen Erklärungen hierfür ist, dass sich Si bei hohen Temperaturen als Silicid an Versetzungen ausscheidet und so deren Klettern behindert. Heute enthalten alle neueren Titan-Hochtemperaturlegierungen Si-Zusätze bis zu 0,5 %. Die derzeit aktuellste Hochtemperaturlegierung, die amerikanische TIMETAL 834, vormals IMI 834 (Ti-5,8Al-4,0Sn-3,5Zr-0,7Nb-0,5Mo-0,35Si-0,06C), kann die Anforderungen von annähernd 600 °C Einsatztemperatur erreichen, vorausgesetzt Langzeitstabilität und Oxidationsschutz sind gewährleistet [13].

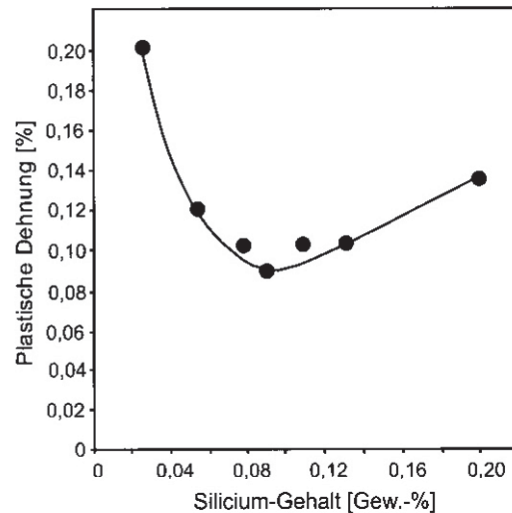


Abb. 6: Einfluss von Si auf das Kriechverhalten von Ti 6-2-4-2-S [13].

Auch wenn der Mechanismus letztlich noch nicht restlos geklärt ist, so ist der positive Einfluss des Siliziums auf das Hochtemperaturverhalten unbestritten. Das mechanische Verhalten der warmfesten Near- α -Titanlegierungen wird jedoch nicht nur durch die Silizide, sondern auch nachhaltig durch das Mikrogefüge bestimmt. Hierbei ist die Größe und Anordnung der hexagonalen α -Phase und der kubisch raumzentrierten β -Phase von zentraler Bedeutung. Lamellare Gefüge, die durch Abkühlen aus dem β -Gebiet entstehen, und globulare Gefüge, die das Resultat eines Rekristallisationsprozesses sind, können sowohl in feiner als auch grober Verteilung einzeln oder als bimodales Gefüge gleichzeitig auftreten. Abb. 7 zeigt ein bimodales und ein lamellares Titangefüge.

Im Vergleich zu globularen bimodalen Gefügen weisen lamellare Gefüge zwar meist als Folge der gröberen Struktur und dem damit verbundenen geringeren Volumenanteil an Phasengrenzflächen ein überlegenes Zeitstandverhalten auf, globulare und bimodale Gefüge besitzen jedoch auf Grund der Feinheit ihrer Gefüge bessere Ermüdungseigenschaften. So kommen im Triebwerk je nach Einsatzbereich und Auslegungsphilosophie bei primär kriechbeanspruchten Bauteilen lamellare Gefüge zum Einsatz, während in überwiegend LCF-beanspruchten Teilen bimodale Gefüge Verwendung finden [13,14]. Bei den diese Arbeit betreffenden Bauteilen wird ein bimodales Gefüge erwartet, da von Hochdruckverdichterscheiben hauptsächlich LCF-Beständigkeit gefordert ist. Das Lösungsglühen erfolgt deshalb unterhalb der β -Transustemperatur.

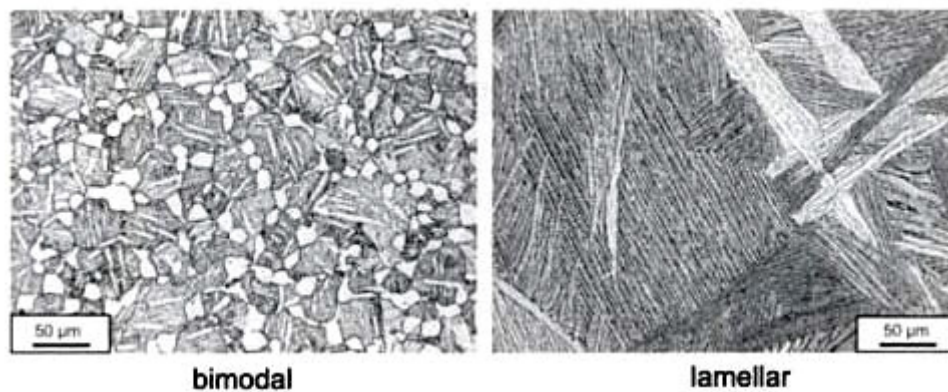
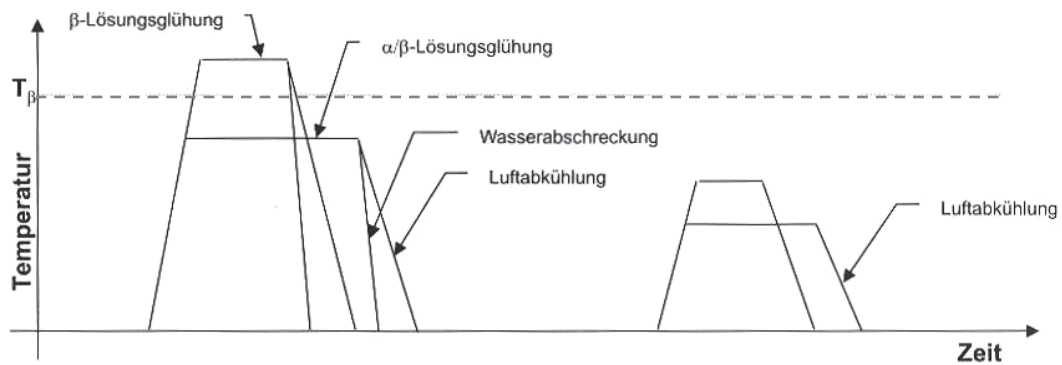


Abb. 7: Typische Gefüge warmfester Titanlegierungen: bimodal (TIMETAL 834) und lamellar (TIMETAL 1100) [13]

2.2.1 Wärmebehandlung

Bei der Wärmebehandlung unterscheidet man zwischen einer β -Lösungsglühung und einer α/β -Lösungsglühung (Abb. 8). Wird oberhalb des β -Transus gegläht, so entsteht ein lamellares oder Widmanstätten-Gefüge (Abb. 7) Dieses Gefüge zeichnet sich durch besonders hohe Bruchzähigkeiten bei gleichzeitig reduzierter Duktilität aus. Erfolgt die Glühung unterhalb des β -Transus, so entsteht ein bimodales Gefüge aus globularer α -Phase, deren Phasenanteil durch die Temperatur festgelegt wird, und ein Umwandlungsgefüge, das durch die Abschreckgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen beeinflusst wird (Abb. 7). Nach der Lösungsglühung erfolgt meist eine Spannungsarmglühung oder eine definierte Auslagerung zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften [13].



Lösungsglühung

- Temperatur : lamellare / bimodale Gefüge ($T > T_{\beta}$ / $T < T_{\beta}$)
verschiedene bimodale Gefüge (α_p)
- Zeit : Kornvergrößerung ($T > T_{\beta}$)
Wasserstoffaufnahme
- Abkühlrate : Umwandlungsverhalten

Auslagerung

- Temperatur : Ausscheidung,
Spannungsarmglüfung
- Zeit : Ausscheidung,
Spannungsarmglüfung

Abb. 8: Typische Wärmebehandlungen von Titanlegierungen [13]

2.2.2 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,08Si (Ti 6-2-4-2-S)

Ti 6-2-4-2-S (kurz Ti 6-2-4-2) ist eine Hochtemperaturlegierung, die eine gute Kombination aus Zugfestigkeit, Kriechfestigkeit, Zähigkeit und Hochtemperaturfestigkeit aufweist. Sie gehört zu den höchst kriechfesten Titanlegierungen und kann bis zu 565 °C eingesetzt werden. Eine entsprechende Wärmebehandlung ist für das Erreichen der maximalen Kriechfestigkeit erforderlich.

Der 6 %ige Al-Anteil in der Legierung ist ein starker α -Stabilisator, während die 2 % Molybdän einen gemäßigt hohen Prozentsatz eines starken β -Stabilisators darstellen. Zinn und Zirkon entfalten ihre Wirkung als Mischkristallverfestiger, ohne die Stabilität einer der Phasen besonders zu beeinflussen. Als Ergebnis dieser Kombination entsteht eine schwach β -stabilisierte α/β -Legierung [15]. Der geringe Anteil an Silizium verbessert die Kriechbeständigkeit wesentlich.

2.2.3 Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur werden in hohem Maße von der Abkühlrate bestimmt. Diese hat aber auch entscheidenden Einfluss auf die

mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen. Das wird in Abb. 9 deutlich, wo die Fließspannung einer Ti 6-2-4-2-Legierung mit bimodaler Mikrostruktur (α_p ca. 20 %) aufgetragen ist. Es wird ersichtlich, dass die Abhängigkeit der Fließspannung von der Abkühlrate für beide Hochtemperaturrexperimente (450 °C, 510 °C) sowie für den Raumtemperaturversuch einen ähnlichen Verlauf zeigt. Die strichlierten Linien in Abb. 9 deuten an, dass für geringe Abkühlraten von 1 °C/min die bimodale Struktur zu einem durchgehend äquiaxialen Gefüge führt [16].

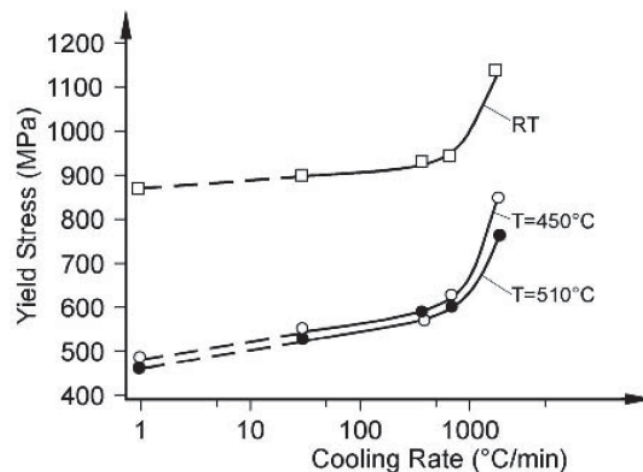


Abb. 9: Ti 6-2-4-2 Dehngrenze bei verschiedenen Temperaturen als Funktion der Abkühlrate aus dem Lösungsglühgebiet und nachfolgender Wärmebehandlung von 8 h bei 595 °C [16]

Die Abhängigkeit der Hochtemperatur-LCF-Belastbarkeit bei 450 °C von der Abkühlrate für bimodale Gefüge wird in Abb. 10 gezeigt. Man kann sehen, dass LCF-Belastung quantitativ eine ähnliche Abhängigkeit von der Abkühlrate zeigt wie die Dehngrenze in Abb. 9. LCF-Beanspruchung schließt sowohl Rissbildung wie auch Mikrorissausbreitung ein. Bei voll lamellaren Mikrostrukturen nehmen der Widerstand gegenüber Rissbildung (HCF-Beanspruchung) und der Widerstand gegen Mikrorissausbreitung bei steigender Abkühlrate zu. Das belegt, dass der Einfluss der Abkühlrate (Feinheit der voll lamellaren Struktur) auf LCF bei Raumtemperatur, aber auch bei bimodalen Mikrostrukturen und LCF-Hochtemperaturtests angewendet vorliegt. Dies gilt so lange keine Haltezeiten bei Spitzenbelastung im LCF-Test vorgesehen sind (Kriech-/Ermüdungswechselwirkung) [16].

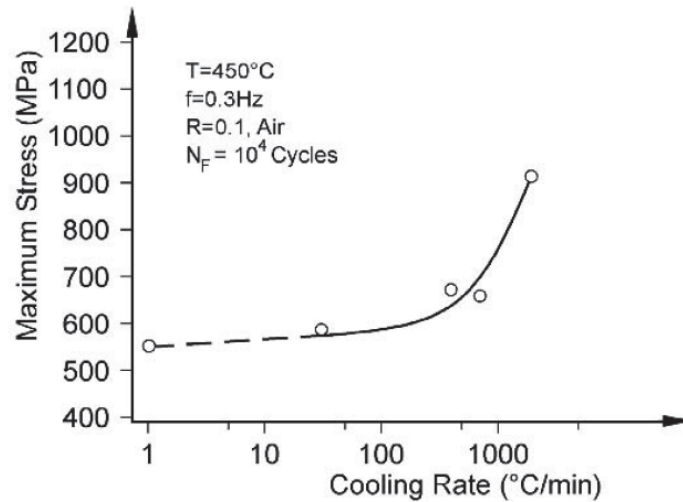


Abb. 10: LCF bei 10^4 Zyklen als Funktion der Abkühlrate für bimodale Mikrostrukturen; Ti 6-2-4-2; Testtemperatur: 450 °C [16]

Für Hochtemperaturanwendungen ist die Kriechbeständigkeit eine sehr wichtige Eigenschaft, zusätzlich zur Ermüdungsbeständigkeit. Diese Anforderungen sind deshalb so hoch, weil normalerweise nur kleine plastische Kriechdehnungen für Strukturkomponenten erlaubt sind, wie z. B. für Verdichterscheiben in Flugtriebwerken. Für alle bimodalen ($\alpha+\beta$)-Strukturen wird die charakteristische Abhängigkeit der plastischen Kriechdehnung von der Abkühlgeschwindigkeit in Abb. 11 dargestellt. Dabei ist zu beachten, dass die plastischen Kriechdehnungen ein Minimum bei einer mittleren Kühlrate zwischen 100 °C/min und 500 °C/min aufweisen. Der Kriechwiderstand als Funktion der Abkühlrate voll lamellarer sowie der bimodaler Mikrostrukturen folgt dem schon bekannten Trend [16].

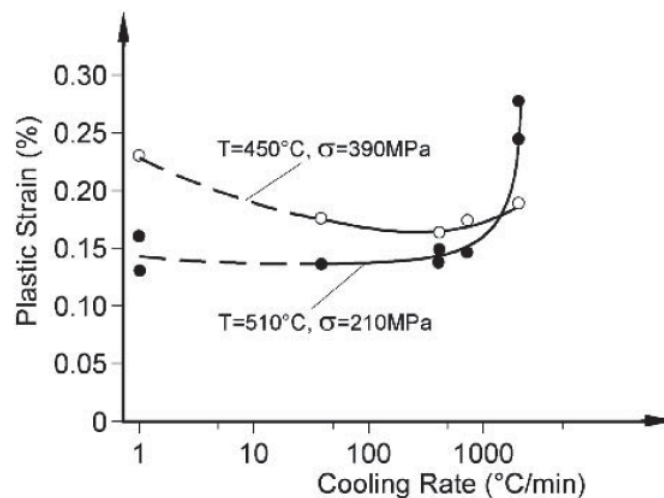


Abb. 11: Einfluss der Abkühlrate auf die Kriechdehnung nach 100 h für bimodale Mikrostrukturen; Ti 6-2-4-2 [16]

Die Lebensdauervorhersage für Ti 6-2-4-2 gelingt über einen weiten Temperaturbereich. Eine Reduktion der Lebensdauer bei höheren Temperaturen ist hauptsächlich durch erhöhte Oxidation bedingt [17].

2.2.4 Anwendungen

Die Hauptanwendungen für Hochtemperatur-Titanlegierungen wie Ti 6-2-4-2 sind Schaufeln und Scheiben für die Verdichterstufen in Flugtriebwerken. In den letzten Verdichterstufen kann Ti 6-4 wegen schlechteren Kriechverhaltens nicht mehr verwendet werden. Ein gutes Beispiel ist der in Abb. 12 gezeigte Hochdruckverdichter mit fünf Ti 6-4-Stufen, gefolgt von zwei Ti 6-2-4-2-Stufen. Dabei wird, wie oben beschrieben, ein bimodales Gefüge eingestellt, weil die LCF-Beständigkeit, neben ausreichender Kriechfestigkeit, die wichtigste Eigenschaft für diese Anwendung ist und bimodale Gefüge ein besseres LCF-Verhalten als rein lamellare Gefüge aufweisen.



Abb. 12: Verdichterscheiben für das GE CF6 Triebwerk; vordere Stufen: Ti 6-4; hintere Stufen Ti 6-2-4-2 [16]

Ein weiteres Beispiel für den Einsatz von Ti 6-2-4-2 mit bimodalem Gefüge ist der Einsatz als Axialverdichter. Diese werden oft als letzte Verdichterstufe in kleinen

langsam drehenden Flugtriebwerken eingesetzt. Der Verdichter in Abb. 13 hat einen Durchmesser von 350 mm und wird in kleinen Triebwerken von regional fliegenden Maschinen verwendet. Er weist mehrere axiale Stufen zwischen dem Fan und dem Hochdruckverdichter auf [16].



Abb. 13: Verdichter für Regionaljets; Ti 6-2-4-2; bimodale Mikrostruktur [16]

2.3 Wärmeübergang

Trotz vieler experimenteller und theoretischer Untersuchungen von Abschreckprozessen sind Dampf- und Kondensationsphänomene bis jetzt nicht vollständig verstanden worden. Es wird allgemein angenommen, dass Abschreckung einem komplexen Prozess von Dampffilmbildung und anschließendem Kollabieren dieser Schicht folgt. Anschließend kommt es zur Bildung von Dampfblasen, die eine Verwirbelung des umgebenden Mediums bewirken und zur Zunahme des Wärmeübergangs führen. Es ist umstritten, wie diese Erkenntnis für Finite-Elemente-Simulation genutzt werden kann, weil FE-Modelle genau definierte Werte für den Wärmeübergangskoeffizienten benötigen. Es gibt mehrere experimentelle wie auch analytische Ansätze zu diesem Problem, die publiziert wurden. Die Ergebnisse sind aber oft widersprüchlich oder unzureichend begründet [18].

Als eines der ersten systematischen Experimente kann Nukiymas Studie einer erhitzten Platte mit einer darüberliegenden siedenden Flüssigkeit erwähnt werden. Nukiyama ermittelte den Wärmefluss als eine Funktion der Differenz zwischen der Oberflächen- und Kühlmediumtemperatur, wie in Abb. 14a gezeigt, die als Nukiyamakurve bekannt ist. Auf Basis dieser Wärmeübergangskurve ist es möglich, die verschiedenen Stufen des Siedens beim Abschreckexperiment zu unterscheiden und sie schließlich zu einem gesamten Wärmefluss zusammenzuführen [18]. Es gibt drei Hauptphasen: Das Filmsieden, die Blasenverdampfung und die freie Konvektion. Der Wärmefluss erreicht ein Maximum bei der sogenannten kritischen Wärmestromdichte, die Blasenverdampfung und Filmsieden trennt. Die Hauptstufen der Abschreckung können auch in sogenannten „Abkühlkurven“ (Abb. 14b) gefunden werden, die die aufgenommene Proben temperatur als eine Funktion der Zeit repräsentieren [18,23].

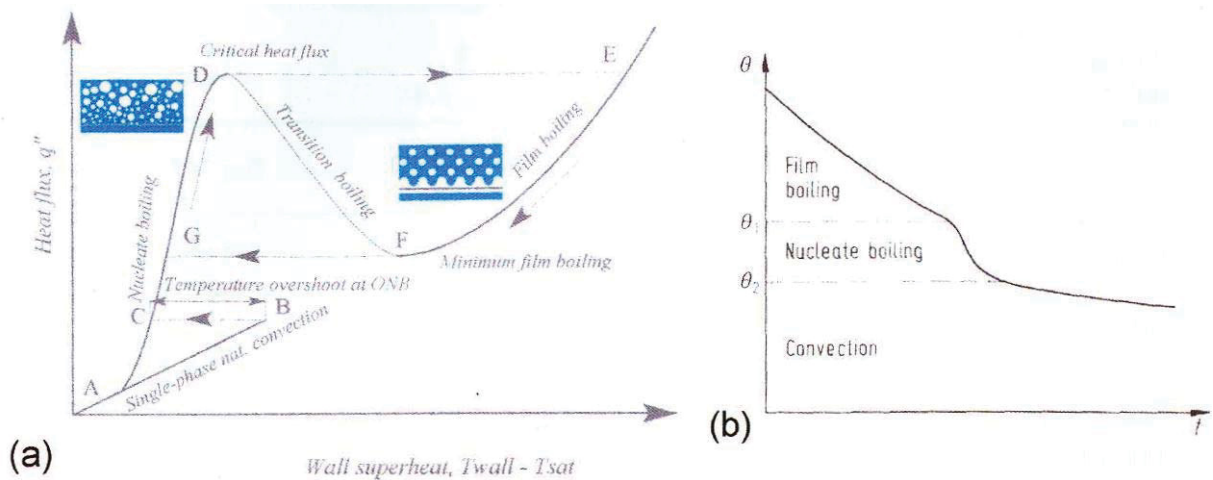


Abb. 14: a) Siedephasen der Nukiyamakurve: freie Konvektion, Blasensieden und Filmsieden; b) Abkühlkurve mit Übergang zwischen Film- und Blasensieden θ_1 (T_{DNB}) und der Temperatur am Beginn der freien Konvektion θ_2 (T_{LE}) [24]

Bei der Kühlung heißer Metalloberflächen mit Flüssigkeiten tritt das sogenannte Leidenfrost-Phänomen auf.

Dabei kommt es bei hohen Oberflächentemperaturen zu einer Dampffilmbildung zwischen dem Kühlmittel und der Oberfläche. Der Wärmeübergang beim Filmsieden erfolgt durch Wärmeleitung und Strahlung [23]. Eine niedrigere Abkühlgeschwindigkeit ist die Folge der isolierenden Wirkung der Dampfschicht. Es kommt zu einem Bereich stabiler Filmverdampfung. Bei Unterschreiten einer bestimmten Temperatur (Leidenfrosttemperatur, T_{LE}) bricht der Dampffilm zusammen. Dieser Zusammenbruch ist auf Grund des direkten Kontakts zwischen Kühlflüssigkeit und Oberfläche durch einen Anstieg der übertragenen Wärmestromdichte und des Wärmeübergangskoeffizienten gekennzeichnet [18].

Zur Bestimmung der Abkühlgeschwindigkeit ist die Kenntnis der Lage des Leidenfrostpunktes von entscheidender Bedeutung (Abb. 15) [19].

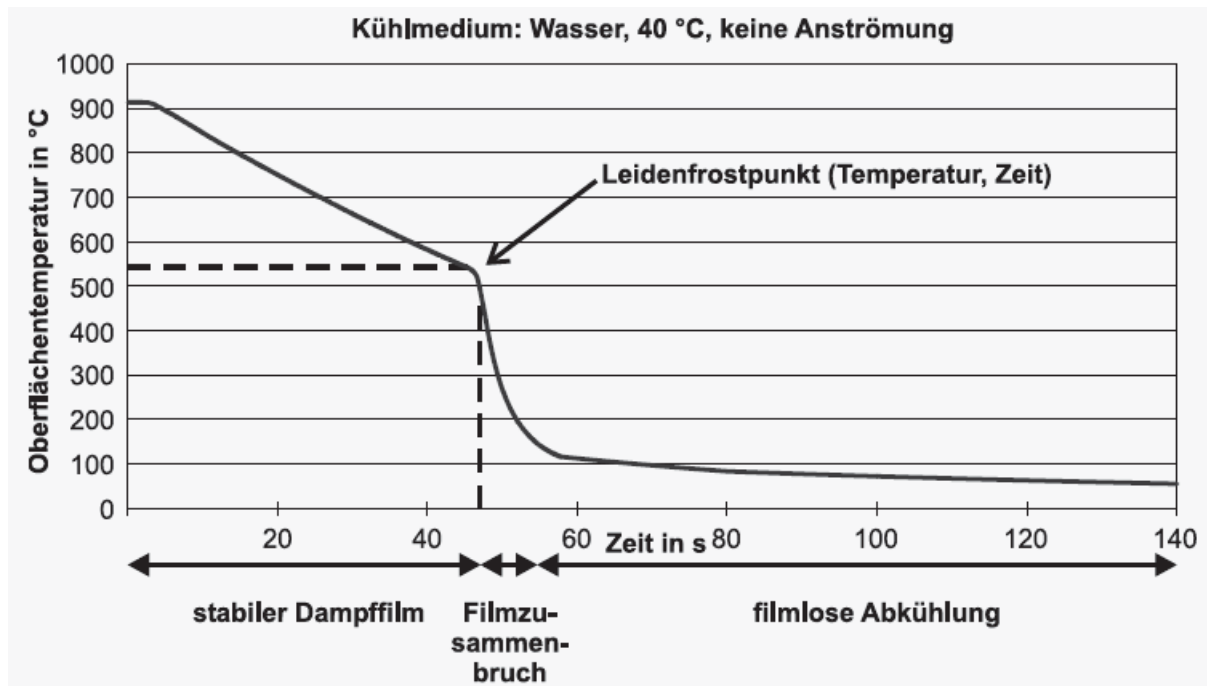


Abb. 15: Phasen der Dampfbildung bei der Tauchkühlung am Beispiel von Wasser [20]

Eine steigende Leidenfrosttemperatur (T_{Le}) resultiert in einer erhöhten Abkühlrate, weil der Dampffilm früher kollabiert. Das kann durch folgende Randbedingungen ausgelöst werden: eine geringere Badtemperatur, eine stärkere Bewegung des Bades sowie durch äußere Einflüsse. Je schneller die Dampfschicht zerstört wird, umso früher werden die Dampfblasen von der Komponentenoberfläche abtransportiert. Hindernisse wie geometrisch anspruchsvolle Teile erschweren die Flüssigkeitsbewegung, weshalb die Dampfschichtdecke lokal stabiler bleiben kann. Auch auf der ebenen Oberfläche eines einfachen Teiles wie z. B. eines Zylinders ist T_{Le} kein Einzelwert, weil während der Tauchabkühlung die Schicht sukzessive der Länge nach kollabiert, was unterschiedliche T_{Le} zur Folge hat [12,18]. Der Einfluss dieser Größen auf T_{Le} ist zwar bekannt, kann aber nur selten quantifiziert werden. Problematisch ist hierbei, dass der Dampffilm bevorzugt an Kanten, Ecken, Rauigkeitsspitzen usw. zusammenbricht. Dies führt zu einer örtlich sehr ungleichmäßigen Kühlwirkung [19].

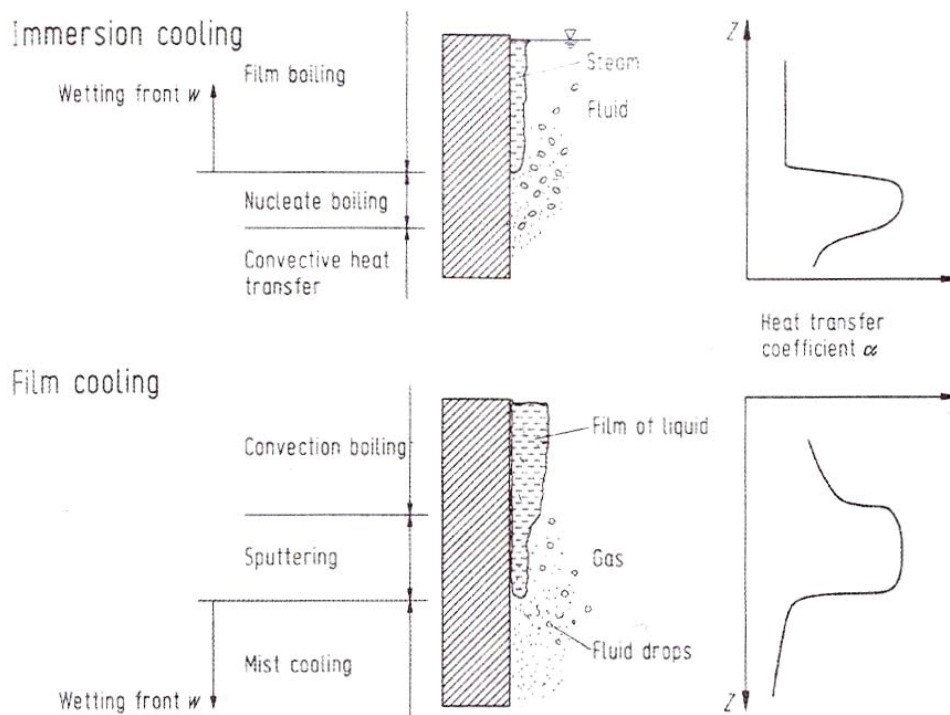


Abb. 16: Schematische Darstellung der Dampfschicht und ihrer Auflösung [21]

Der Wärmeübergangskoeffizient h wird durch äußere Bewegung und die Eigenschaften der Flüssigkeit bestimmt. Signifikante Unterschiede sind für Öl- oder Polymerflüssigkeiten sowie für Wasserabschreckung mit Unreinheiten dokumentiert, weshalb in dieser Arbeit auch großtechnische Abschreckversuche in verschiedenen Medien durchgeführt und untersucht werden.

Der Wärmeübergangskoeffizient h stellt den entscheidenden Faktor für die Abkühlung dar. Im Gegensatz zu den anderen Eingabedaten für Simulationen kann er nicht direkt gemessen werden, was sich in einer geringen Anzahl an publizierten Datenwerten äußert. Die vorhin genannten Parameter beeinflussen die Abkühlrate, vor allem wegen des Einflusses auf die sich ausbildende Dampfschicht beim Eintauchen in das Bad. Die Beständigkeit und die Neubildung dieser Schicht haben wesentlichen Einfluss auf die Kinetik des Abschreckvorganges. Darum werden Temperaturmessungen innerhalb der Versuchsbauteile durchgeführt, um die vorherrschenden Abschreckeinflüsse der Abkühlung, wie sie in dieser Diplomarbeit untersucht werden, zu beschreiben.

2.4 Finite-Elemente-Simulation

2.4.1 FE-Programm DEFORM 2D™

Das Finite-Elemente-Programm DEFORM 2D™ ist ein bewährtes Werkzeug, um Umformprozesse wie das Gesenkschmieden zu simulieren. Es kann aber auch zur Simulation rein thermischer Vorgänge verwendet werden, um z. B. Abschreckvorgänge oder generell Wärmebehandlungen zu charakterisieren.

DEFORM™ arbeitet mit rein plastischen, elastischen oder elasto-plastischen Materialmodellen, wobei die Simulation von Umformprozessen bei nicht isothermen Bedingungen mit der thermischen Rechnung in DEFORM™ voll gekoppelt durchgeführt wird. Materialparameter sowie Inputdaten müssen über Versuche bestimmt und die Ergebnisse durch Experimente verifiziert werden.

Moderne Finite-Elemente-Programme bestehen meist aus drei wesentlichen Modulen, nämlich einem PreProzessor, einer Simulationseinheit und einem PostProzessor.

2.4.2 PreProzessor

Im PreProzessor kommt es zur Definition des Problems. Das ist besonders wichtig, da es Einfluss auf alle folgenden Prozessschritte und Ergebnisse hat, wie etwa die Dauer der Simulation, die Genauigkeit oder die Verwertbarkeit der Simulationsergebnisse.

Die Eingabe aller simulationsrelevanten Daten erfolgt über eine Eingabemaske. Die wichtigsten Parameter werden in weiterer Folge kurz beschrieben:

- Festlegung des Materialverhaltens in Hinblick auf Elastizität und Plastizität sowie der Werkstücktemperatur
- Einlesen von Geometrien
- Wahl des Finite-Elemente-Netzes und der Element- bzw. Knotenanzahl

- Importieren eines Werkstoffes aus einer Datenbank mit den entsprechenden Materialkennwerten
- Bestimmung der thermischen Randbedingungen wie Oberfläche für den Wärmeübergang oder auch Umgebungstemperatur, Konvektionskoeffizient, Emissionskoeffizient und Wärmestrom

Die letztgenannten Werte können als Konstante, als Funktion in Abhängigkeit der Zeit oder der Temperatur gewählt werden, was für die Abschrecksimulationen entscheidende Bedeutung hat.

2.4.3 Simulationseinheit [7]

Im Simulationsmodul werden die eigentlichen numerischen Berechnungen durchgeführt, die im PreProzessor definiert werden. Dies erfolgt in einer gekoppelten Temperatur- und Verformungsrechnung. Die Kinematik der Umformung wird mit einer modifizierten Lagrange-Methode beschrieben. Somit folgt das finite Netz der Materialbewegung, was eine einfache schrittweise Berechnung der Umformgrade und Spannungen ermöglicht. Nachteilig wirkt sich eine mögliche extreme Verzerrung von Elementen bei großen Verschiebungen aus. Um daraus folgende Konvergenzprobleme zu vermeiden, muss während der Simulation neu vernetzt werden. Eine Neuvernetzung wird bei Bedarf von DEFORM™ automatisch vollzogen und die Kriterien dafür beeinflussen die Geschwindigkeit und das Konvergenzverhalten der Simulation nachhaltig. Komplexe Randbedingungen ergeben ein nicht lineares Gleichungssystem, welches für jeden Schritt zu lösen ist. DEFORM™ sorgt durch geeignete Methoden dafür, nicht lineare Gleichungssysteme zu linearisieren. Zwei Möglichkeiten sind:

Newton-Raphson-Methode: Hierbei handelt es sich um ein Tangentenverfahren, wobei die Steigung in den approximierten Punkten nach jedem Iterationsschritt berechnet werden muss. Dadurch geht allerdings der Geschwindigkeitsvorteil der sehr schnellen Konvergenz wieder verloren.

Modifizierte Newton-Raphson-Methode: Bei dieser Methode wird die im Startpunkt ermittelte Steigung für alle weiteren Iterationsschritte verwendet, wodurch die Geschwindigkeit der Konvergenz meist abnimmt, die Berechnungszeit auf Grund der nur einmal notwendigen Lösung des Gleichungssystems jedoch kürzer ist.

Während der Simulation ist es möglich, den aktuellen Fortschritt der Berechnung anhand eines „Messagefiles“ zu verfolgen, wodurch eine Analyse der Abbruchursache bei auftretenden Konvergenzproblemen erleichtert wird.

Um den komplexen thermo-mechanischen Materialantworten während des Herstellprozesses Rechnung zu tragen, wurden in DEFORM™ vier FEM-Module lose gekoppelt (Abb. 17). Diese vier Module sind das Umformmodell, das Wärmeübertragungsmodell, das Mikrostrukturmodell und das Kohlenstoffdiffusionsmodell [22].

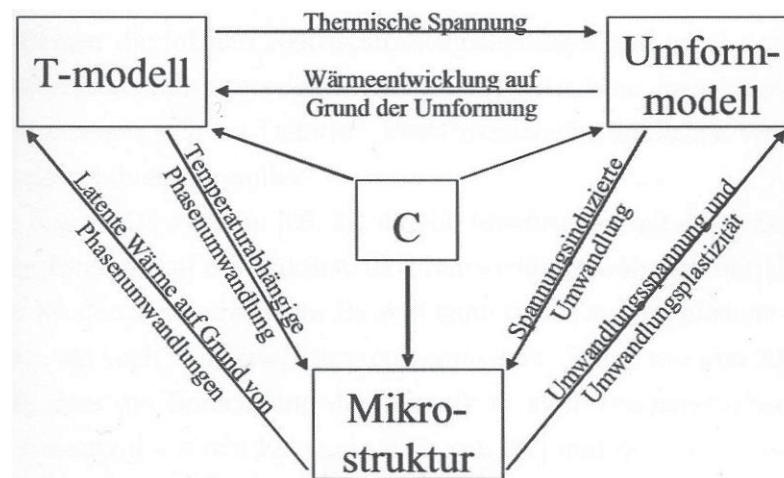


Abb. 17: Überblick über die verschiedenen gekoppelten Module in DEFORM™ [22]

2.4.4 PostProzessor

Die Darstellung, Aufbereitung und Auswertung der simulierten Ergebnisse erfolgt im PostProzessor. Es ist dabei möglich, beispielsweise Umformschritte, Dehnraten oder Temperatur Schritt für Schritt nachzuverfolgen. Die Darstellung erfolgt dabei

wahlweise durch Isolinien, Farbverläufe oder Vektoren. Ein weiteres sehr hilfreiches Werkzeug ist das „Point Tracking“. Damit ist es möglich, Verläufe an einzelnen Punkten im Werkstück zu verfolgen und auch graphisch darzustellen. Damit wird ein Vergleich mit Messwertdaten an definierten Punkten im Bauteil möglich.

2.4.5 Inverse-Heat-Modul

Eine spezielle Möglichkeit, den Wärmeübergang zu simulieren, bietet das Inverse-Heat-Modul. Dabei kann mit vorgegebenen (z. B. gemessenen) Zeit-Temperatur-Daten für einen oder mehrere Punkte der Wärmeübergangswert ermittelt werden. Damit ist es möglich den umgekehrten Weg zur üblichen, vorher beschriebenen Variante zu gehen. Es ist DEFORM™ allerdings dabei nicht möglich, zwischen den Wärmeübertragungsmechanismen Emission und Konvektion zu unterscheiden, so dass nur ein Wert für den Wärmeübergangskoeffizienten ausgegeben wird.

Zu den Eingabewerten gehören neben der Geometrie, der Umgebungstemperatur usw. auch die Ober- und Untergrenzen des Koeffizienten, der Startwert und Kontrollpunkte, die den Verlauf des Diagramms „Wärmeüberkoeffizient über Temperatur“ entscheidend prägen. Simulationsparameter wie die Anzahl der Schritte pro Zeit, die Genauigkeit, die Anzahl der Iterationen und Simulationen usw. können dabei eingestellt werden. Auch hier kann der Wärmeübergangskoeffizient von der Temperatur oder der Zeit abhängig dargestellt werden. Die Anzahl der Kontrollpunkte sowie die Anzahl der Messpunkte sind für die Simulationsdauer und Genauigkeit entscheidend. Grundsätzlich ist der Zeitaufwand für die Berechnung bei „Inverse Heat“ jedoch bedeutend höher als bei der in Abschnitt 2.4.3 beschriebenen, klassischen Variante der iterativen Simulation, wie die Simulationen in Abschnitt 4.2 zeigen.

3 Experimentelles

3.1 Großtechnische Versuche

3.1.1 Herstellung der verwendeten Turbinenscheiben

Kritische rotierende Luftfahrtkomponenten wie z. B. Turbinenscheiben müssen eine Vielzahl an Prozessschritten über sich ergehen lassen, um die hohen Standards, die bei mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur gefordert werden, zu erfüllen. Derzeit sind Nickelbasis-Legierungen die am häufigsten eingesetzte Materialgruppe in Flugzeugturbinen [18]. Vor allem im Verdichter sind jedoch auch Titanlegierungen im Einsatz. Die für diese Diplomarbeit verwendeten Turbinenscheiben werden in mehreren Schritten in einem genau definierten thermomechanischen Prozess (Schmieden + Wärmebehandlung) hergestellt.

Die INCONEL 718-Hochdruckturbinenscheiben werden nach dem letzten Umformschritt in Wasser, die Ti 6-2-4-2 Hochdruckkompressorscheiben an Luft abgekühlt.

Die in dieser Arbeit beschriebenen Wärmebehandlungen erfolgen im Anschluss für beide Werkstoffe bei 985 °C mit einer nachfolgenden Abkühlung in den Medien Luft, Salzbad, Polymerbad und Wasser.

3.1.2 INCONEL 718-Scheibe

In Abb. 18 ist die Geometrie der Turbinenscheiben mit einem Durchmesser von 695 mm und einer maximalen Dicke von 100 mm dargestellt.

Die gemessenen Zeit-Temperatur-Daten repräsentieren den Abkühlvorgang an definierten Punkten im Inneren des Werkstückes. Die Messdaten werden durch Thermoelemente aufgenommen. Diese stecken in Bohrungen mit 4 mm

Durchmesser und haben eine Spielpassung. Wenn nötig, werden sie mit einem Spezialkleber befestigt.

Um Oberflächeneffekte zu vermeiden, werden alle Thermoelemente in Blindlöchern platziert. Die Spitze der Thermoelemente wird am Sacklochende angebracht, das einen von Abstand von 5,4 bis 50 mm zur Oberfläche hat. Um ein Eindringen von Fluid zu vermeiden, muss der Durchmesser der Thermoelemente mit jenem der Bohrung übereinstimmen.

Um den Temperaturabfall zu messen, werden „Typ N“-Thermoelemente verwendet. Für kurze Reaktionszeiten sind sehr dünne Thermoelemente vorteilhaft.

Für die Turbinenscheibe aus INCONEL 718 werden, wie in Abb. 18 dargestellt, drei Messpunkte festgelegt, die niedrige, mittlere und hohe Abkühlraten repräsentieren. In weiterer Folge werden sie auch mit „innen“, „mittig“ und „außen“ bezeichnet.

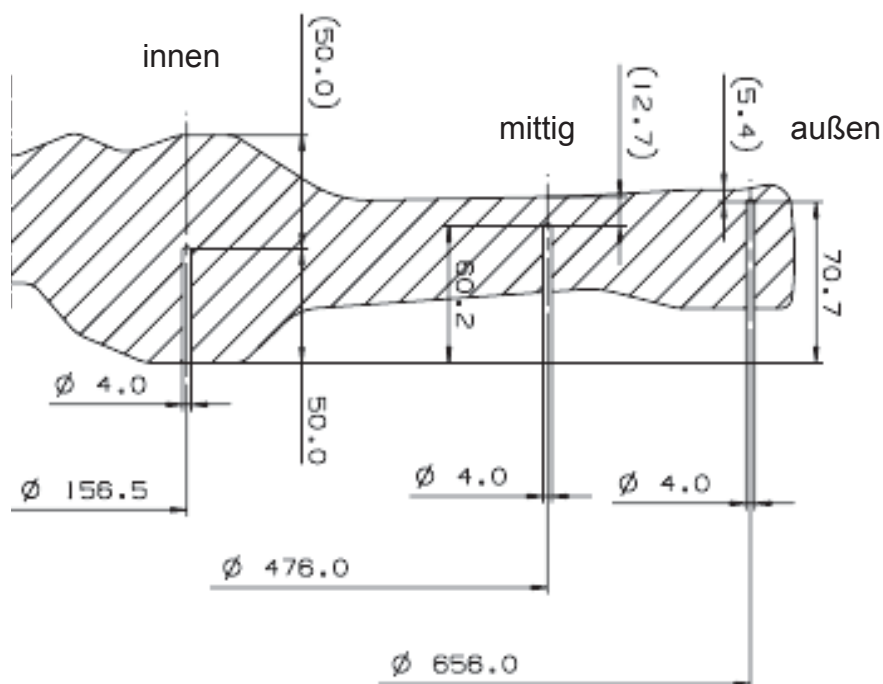


Abb. 18: Geometrie der Turbinenscheibe aus INCONEL 718

3.1.3 Ti 6-2-4-2-Scheibe

Als Basis der Simulationen werden bei den Titanscheiben (Abb. 19) vor allem die Messungen an den Punkten mit Durchmesser 250 mm und 492 mm herangezogen. Diese Punkte repräsentieren die beiden Extremwerte der Abkühlgeschwindigkeiten innerhalb der UT-Kontur (Ultraschall-Prüfgeometrie). Diese Messpunkte werden im Simulationsprogramm DEFORM™ mittels „Pointtracking“ fixiert und den Messkurven gegenübergestellt. Die Temperaturmessungen erfolgen analog zu jenen der INCONEL 718-Scheiben.

Die weiteren Messpunkte sowie die Verwendung von zwei Scheiben ermöglichen parallele Untersuchungen zusätzlicher Faktoren. Diese sind beispielsweise der Einfluss der Geometrie, Einflüsse über gegenseitige Wechselwirkungen durch zu geringen Abstand und die dadurch geänderten Strömungsverhältnisse.

Über die Verteilung von vier Thermoelementen pro Teilkreis sind auch Untersuchungen über den Winkeleinfluss beim Eintauchen und die Strömung beim Abkühlen möglich.

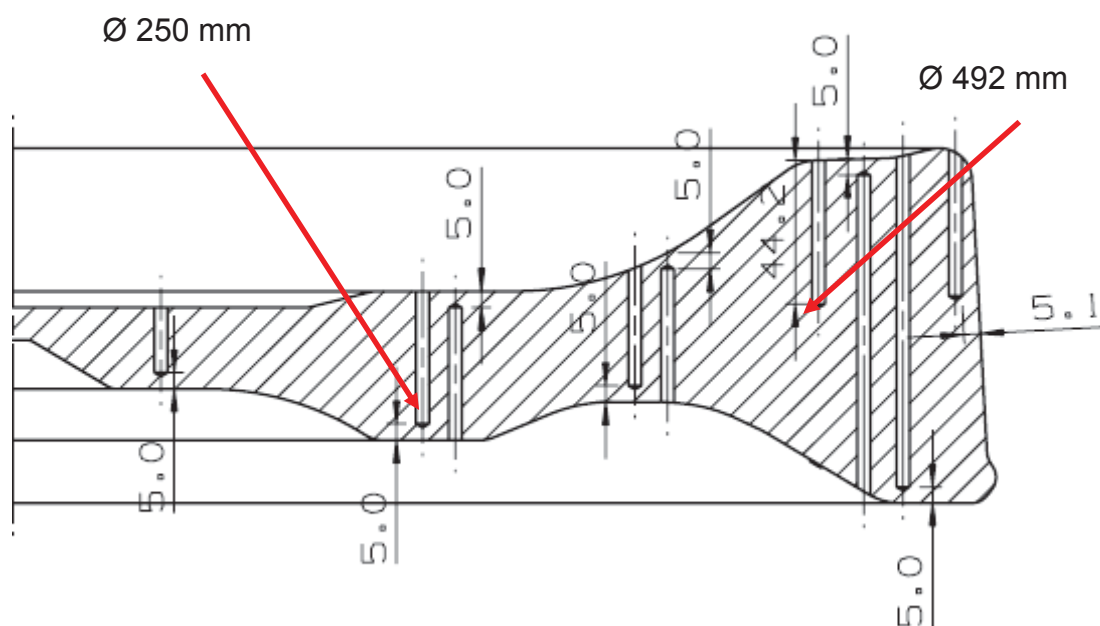


Abb. 19: Geometrie der Verdichterscheibe aus Ti 6-2-4-2

3.2 Laborversuche (Quenchomatversuche)

Ein Quenchomat ist eine Apparatur zum Abschrecken von kleinen Metallproben (Abb. 20). Diese Proben sind mit Thermoelementen versehen, mit denen der Zeit-Temperatur-Verlauf im Inneren der Probe aufgezeichnet werden kann.

Ziel der Quenchomatversuche ist es, Einflüsse auf die Abschreckrate zu dokumentieren. Hier werden vor allem die Wirkung der Strömungsgeschwindigkeit, der Konzentration des Polymers im Wasser und die Temperatur des Bades untersucht. Diese Untersuchungen sind im Feldversuch nicht möglich.

Es werden nur Proben aus Ti 6-2-4-2 verwendet. Einerseits, weil mehr Vergleichsdaten aus dem großtechnischen Versuch vorliegen, andererseits weil die Kriechschädigung in Abhängigkeit von der Abkühlrate hier sehr kritisch ist und deshalb die idealen Abkühlbedingungen gefunden werden müssen. Die Probe wird auf 985°C erhitzt. Damit liegt die Lösungsglüh-temperatur nur knapp unterhalb der β -Transustemperatur was dazu dient, möglichst niedrige α_{PR} -Gehalte einzustellen. Dann wird die Probe bis zu einer Temperatur von ca. 970 °C an Luft belassen, um dem Transfer im großtechnischen Versuch zu entsprechen.

Die Proben werden anschließend ruckartig eingetaucht und der Zeit-Temperatur-Verlauf aufgezeichnet. Bei gleichen Bedingungen werden bis zu zehn Wiederholungen durchgeführt, wodurch der Einfluss zufälliger Ausreißer minimiert werden soll. Danach werden die Zeit-Temperatur-Kurven analysiert und die Einflüsse auf die Kühlraten in einer dreidimensionalen Matrix gegenübergestellt.

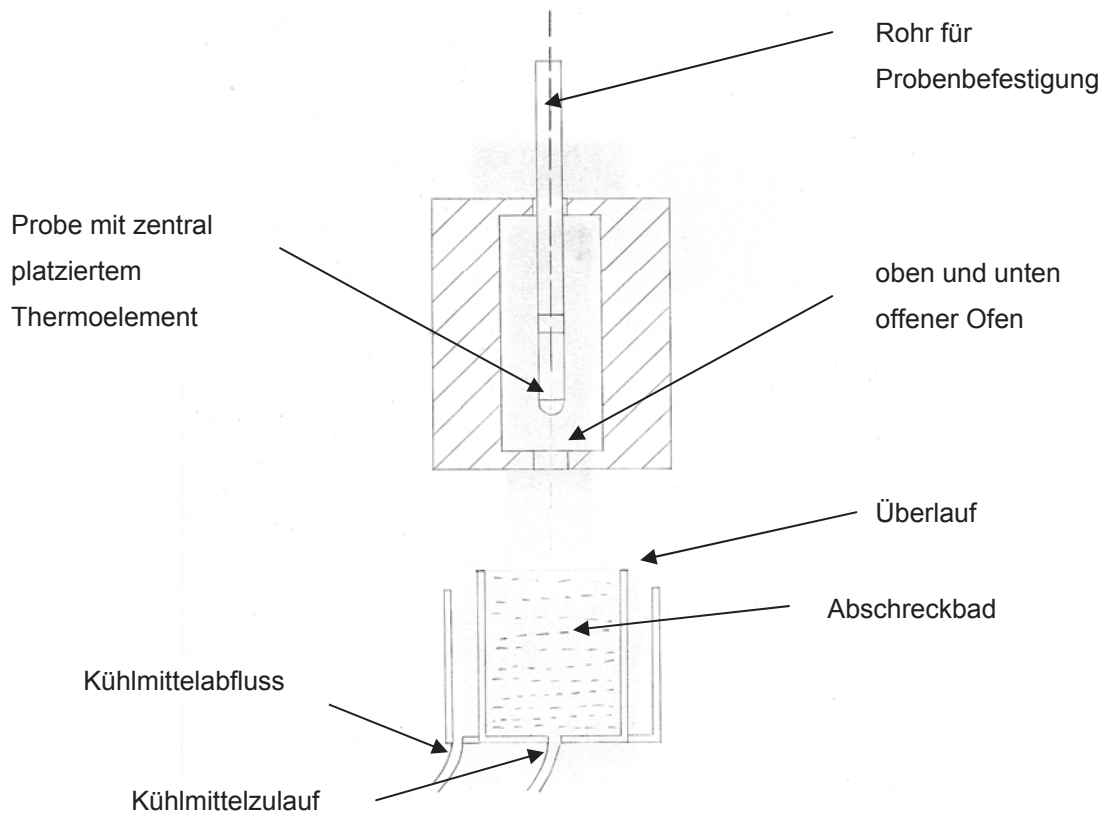


Abb. 20: Schematischer Aufbau des Quenchomaten

4 Ergebnisse

4.1 Ergebnisse der iterativen Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten

Um eine hohe Übereinstimmung von Messung und Simulation zu gewährleisten, werden die zeit- oder temperaturabhängigen Konvektionskoeffizienten, und bei Luft auch der Emissionskoeffizient, nach jeder Simulation jeweils so verändert, dass die Abkühlkurven möglichst genau übereinstimmen. Aus diesen Messungen wird die durchschnittliche Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C ermittelt und mit Spezifikationswerten des Triebwerksherstellers verglichen. Um einen direkten Vergleich der Spezifikationswerte zu ermöglichen, sind die durchschnittlichen Abkühlraten auch in °F/min angegeben.

Die Vorteile einer Simulation – mit Eingabe von Konvektionskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur – liegen in der besseren Vergleichbarkeit mit theoretischen $h(T)$ -Werten an vordefinierten Geometrien wie Platten oder Zylindern. Zusätzlich ist dabei der Einfluss der Bauteilmasse gering, dadurch kommt es zu einer besseren Vergleichbarkeit unterschiedlicher Abkühlmedien und Werkstoffe. Auch ein Vergleich von Geometrieinflüssen bei sonst gleichen Daten ist leichter möglich. $h(T)$ kann näherungsweise auch für andere Bauteile verwendet werden.

Bei Simulationen mit zeitabhängiger Eingabe der Konvektionskoeffizienten ist es einfacher, in Bezug auf die Transferzeit, eine Übereinstimmung mit den Messergebnissen zu erreichen. Weiters kann die Flexibilität bei der Eintauchtemperatur leichter gewährleistet werden, wie auch ein guter Ausgleich zwischen der hohen Abkühlrate außen und der niedrigen Abkühlrate innen erreicht werden kann. $h(t)$ eignet sich nur für ein bestimmtes Bauteil und diese Simulationsart ist daher sinnvoll zum Vergleich mehrerer Messstellen an diesem.

4.1.1 Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft

Es zeigt sich dabei, dass es hier sinnvoll ist den Wärmeübergang in Emission und Konvektion zu trennen, weil bei Luft die beiden Wärmeübertragungsanteile in der gleichen Größenordnung liegen, während bei fluiden Medien der Emissionskoeffizient ε eine weit untergeordnete Rolle spielt. Dabei wird ε konstant bei 0,27 gehalten. Eine Temperaturabhängigkeit liegt zwar vor, der Einfluss auf die Simulation ist aber sehr gering. Der Konvektionskoeffizient wird hier in Abhängigkeit von der Temperatur gewählt. Er liegt im Bereich von 0,042 bis 0,005 kW/m²K (Tab. 2). Die niedrige Abkühlrate bewirkt außerdem, dass die Zeit-Temperatur-Verläufe sich außen und innen fast gleichen und die Wärmeleitfähigkeit des Titans somit kaum Auswirkungen auf die Messwerte der innenliegenden Thermoelemente hat (Abb. 21).

Tab. 2: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]
1000	0,005
900	0,005
850	0,015
650	0,042
500	0,020
300	0,010
20	0,008

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
250	0,43
492	0,39
Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
250	46,4
492	42,1

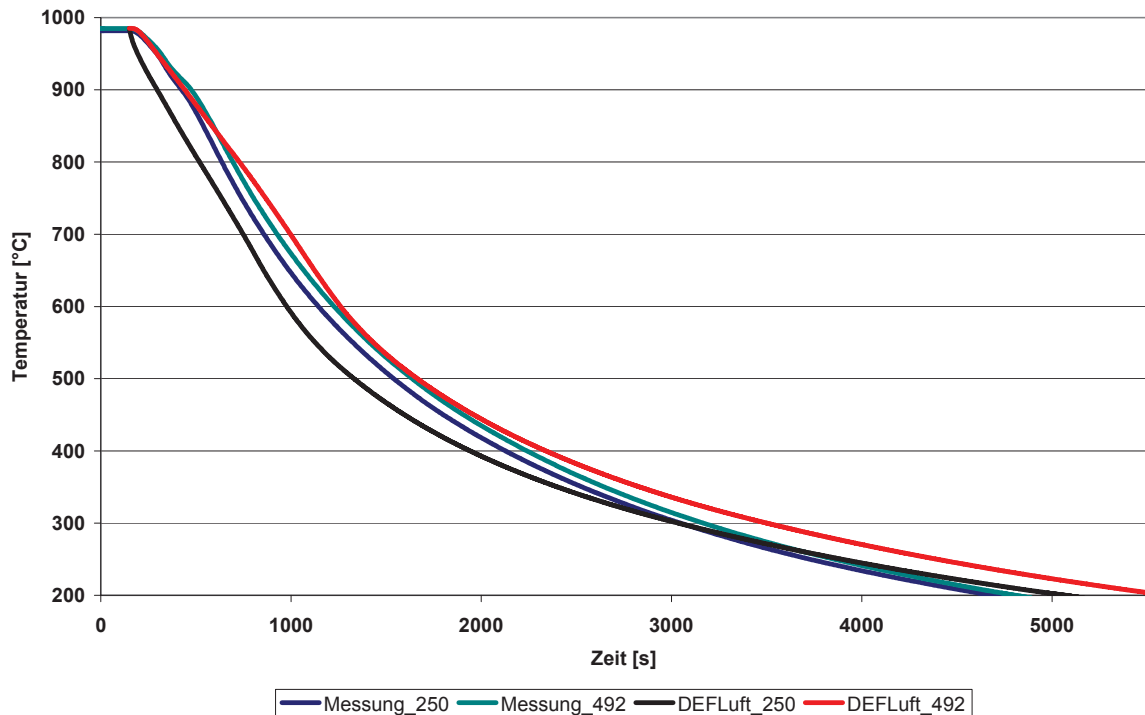


Abb. 21: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe an Luft mit Versuchs- und Simulationswerten

4.1.2 Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad

Die dick ausgeführten Kurven stellen die Simulationen am Rand (250 mm) und im Inneren (492 mm) dar und sind mehreren Messwerten gegenübergestellt (Abb. 22). Die mehrfachen Messwerte bei gleichem Durchmesser entstammen bei den Hochdruckverdichterscheiben Thermoelementen, die jeweils um 90° versetzt angeordnet sind, entsprechend der Eintauchrichtung. Der Emissionskoeffizient ist in dieser Simulation, wie bei allen Berechnungen von fluiden Medien in dieser Arbeit, auf null gesetzt, auch in der Transferzeit am Beginn. Es wird also angenommen, dass sein Einfluss gering ist. Eine Abbildung der Messergebnisse nur über den Konvektionskoeffizienten ist daher möglich.

Nach dem Transfer an Luft steigt der Konvektionskoeffizient rasch bis auf 1 kW/m²K an. Wenn die Temperatur am randnahen Messpunkt bis auf 550 °C gefallen ist, dann ist eine Simulation mit einem Konvektionskoeffizienten von 0,6 kW/m²K besser anzunähern (Tab. 3). Die Simulationsergebnisse hüllen die Versuchsergebnisse ein, sind also bei Messpunkt 250 schneller und bei Messpunkt 492 langsamer. Die Temperatur des Bades und damit die Endtemperatur liegen hier bei 358 °C.

Tab. 3: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]	Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
985	0,02	250	4,38
975	0,02	492	1,76
910	1,0		
740	1,0		
550	0,6		
358	0,6		
		Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
		250	473
		492	190

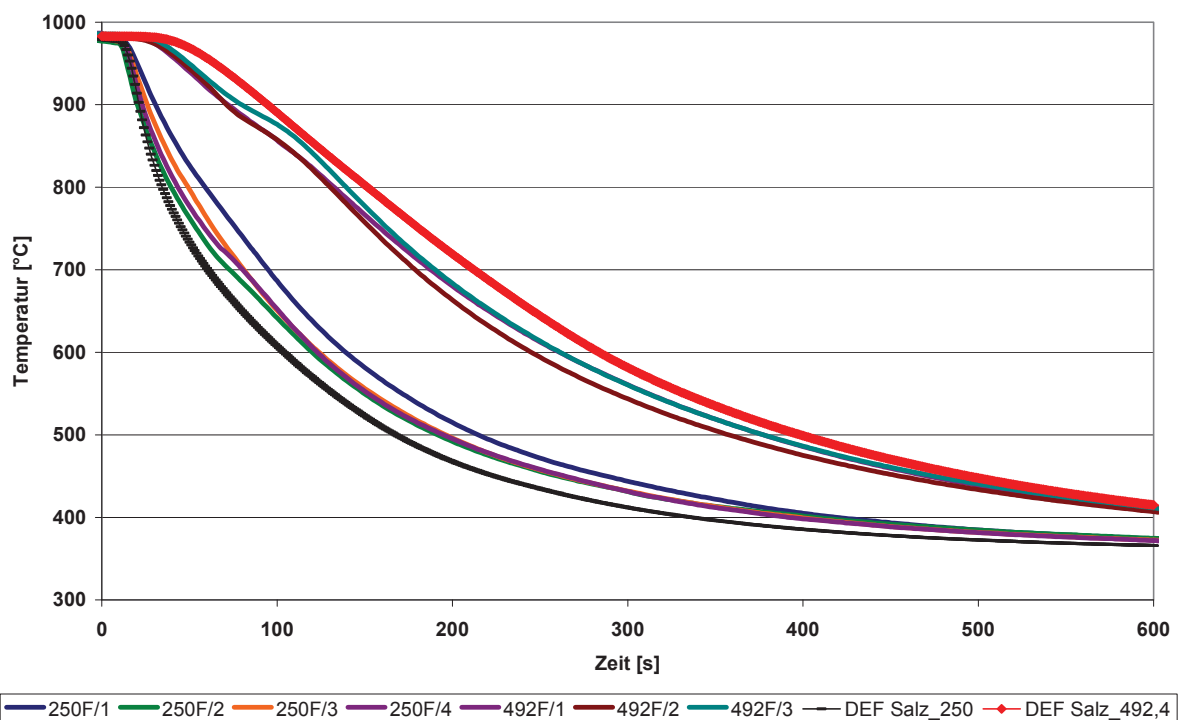


Abb. 22: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Salzbad mit Versuchs- und Simulationenwerten

4.1.3 Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad

Bei der Simulation des Polymerabschreckens und einer Transferzeit von 78 s vom Ofen zum Abschreckbecken (wird als Poly 2 bezeichnet; eine Transferzeit von 68 s als Poly 1) zeigt sich ein ähnliches Bild wie bei der Simulation der Abschreckung im Salzbad (Abb. 23). Die Messkurven werden von den simulierten Kurven

umschlossen, die angegebenen Werte für den Konvektionskoeffizienten stimmen sowohl für die äußere wie auch für die innere Messung sehr gut überein (Tab. 4). Bei der Messung sind in den Zeit-Temperatur-Verläufen einige Schwankungen zu sehen. Um als Referenz für die Simulation nützlich zu sein, müssen diese Schwankungen im Verlauf geglättet werden.

Tab. 4: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]
985	0,02
945	0,03
600	1,5
475	1,0
40	0,5

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
250	6,30
492	2,76
Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
250	680
492	298

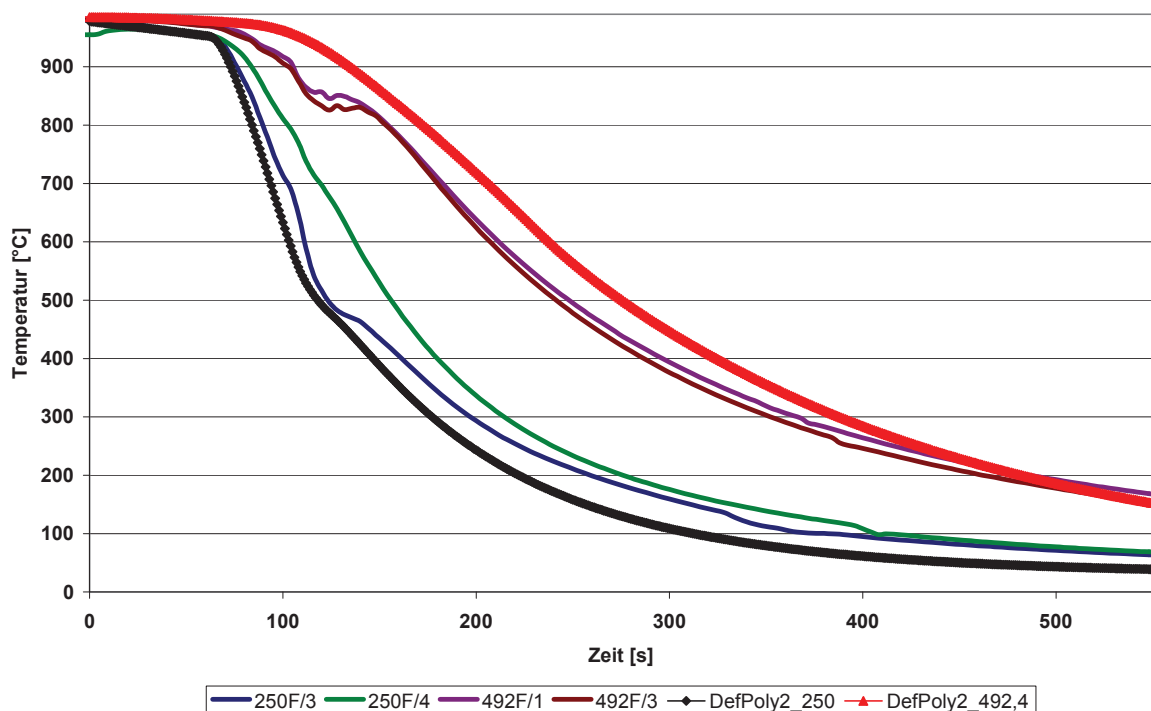


Abb. 23: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe im Polymerbad mit Versuchs- und Simulationenwerten

4.1.4 Abkühlung einer Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser

Bei Wasser als Medium verläuft der Abschreckvorgang am schnellsten. Die in Abb. 24 gezeigten Messkurven, die für Wasser sehr nahe beieinander liegen, können nach der Transferzeit mit einem Konvektionskoeffizienten von $2-0,8 \text{ kW/m}^2\text{K}$ sehr gut beschrieben werden (Tab. 5). Dieser Wert ist deutlich geringer als jener Wert von $4 \text{ kW/m}^2\text{K}$, der aus früheren Untersuchungen für INCONEL 718 vorgeschlagen wurde [5].

Tab. 5: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]	Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
985	0,01	250	9,89
960	0,02	492	3,22
710	2,0		
590	1,5		
20	0,8		
		Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
		250	1068
		492	347

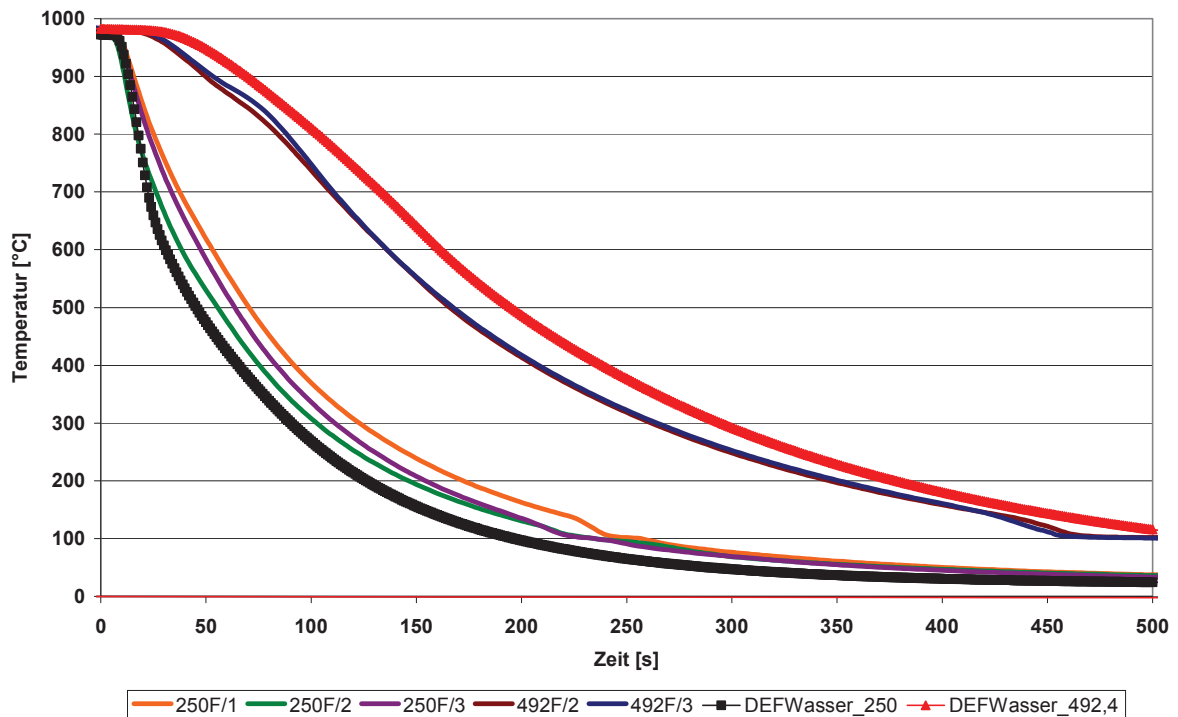


Abb. 24: Abkühlung der Ti 6-2-4-2-Scheibe in Wasser mit Versuchs- und Simulationswerten

4.1.5 Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe an Luft

Bei der Luftabkühlung der Scheibe aus INCONEL 718 können die Zeit-Temperatur-Verläufe der Messungen gut simuliert werden (Abb. 25). Hier eignet sich für den Konvektionskoeffizienten der gleiche zeitliche Verlauf (Tab. 6), wie er auch schon bei der Luftabkühlung der Titanscheiben verwendet worden ist. Lediglich der Emissionskoeffizient ist hier mit 0,5 deutlich höher zu wählen. Grund dafür könnten Oberflächeneffekte sein.

Tab. 6: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe an Luft

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]
1000	0,005
900	0,005
850	0,015
650	0,042
500	0,02
300	0,01
20	0,008

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
außen	0,60
mittig	0,49
innen	0,28

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
außen	64,8
mittig	52,9
innen	30,2

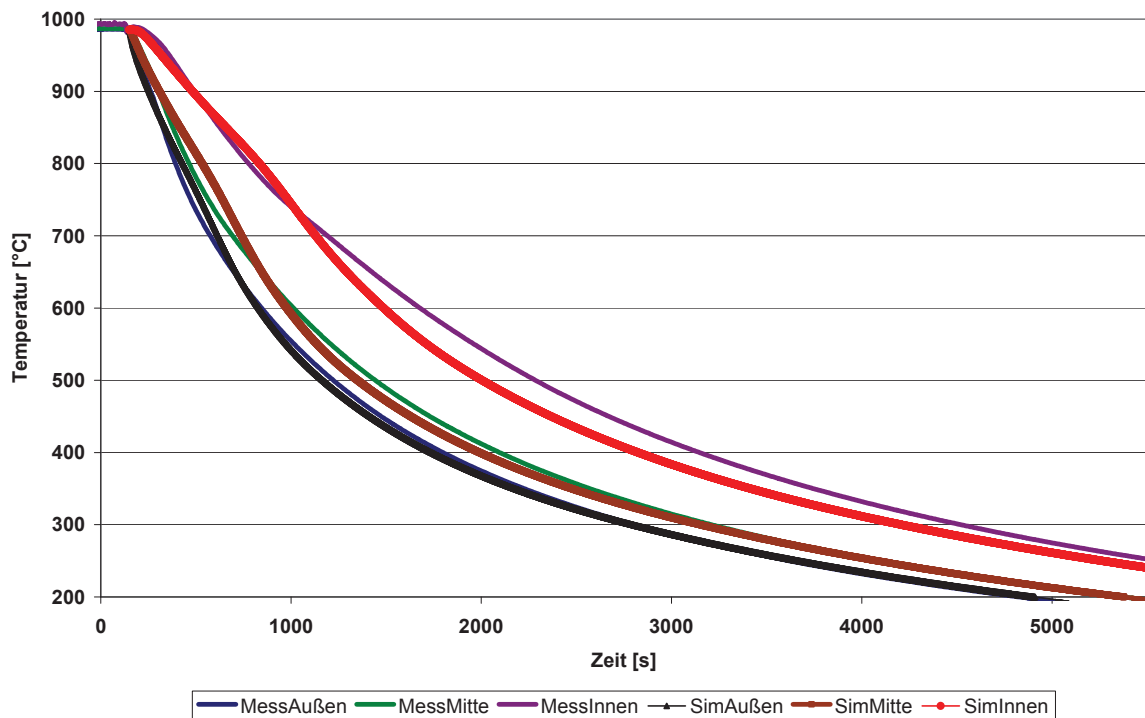


Abb. 25: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe an Luft mit Versuchs- und Simulationen

4.1.6 Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe im Salzbad

Bei der Abschreckung der INCONEL 718-Scheibe im Salzbad war die Messung für die randnahe äußere Stelle unbrauchbar (Bruch des Thermoelements) und scheint daher im Diagramm nicht auf. Der Konvektionskoeffizient bewegt sich zwischen 1,5 kW/m²K und 0,5 kW/m²K (Tab 7). Mit der schroffen Änderung des Konvektionskoeffizienten zwischen 950 °C und 590 °C kann eine gute Übereinstimmung, insbesondere an der mittleren Messstelle, erzielt werden (Abb 26).

Tab. 7: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Salzbad

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]
985	0,05
971	0,05
970	1,5
650	1,5
630	0,6
358	0,6

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
außen	-
mittig	3,45
innen	1,35
Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
außen	-
mittig	373
innen	146

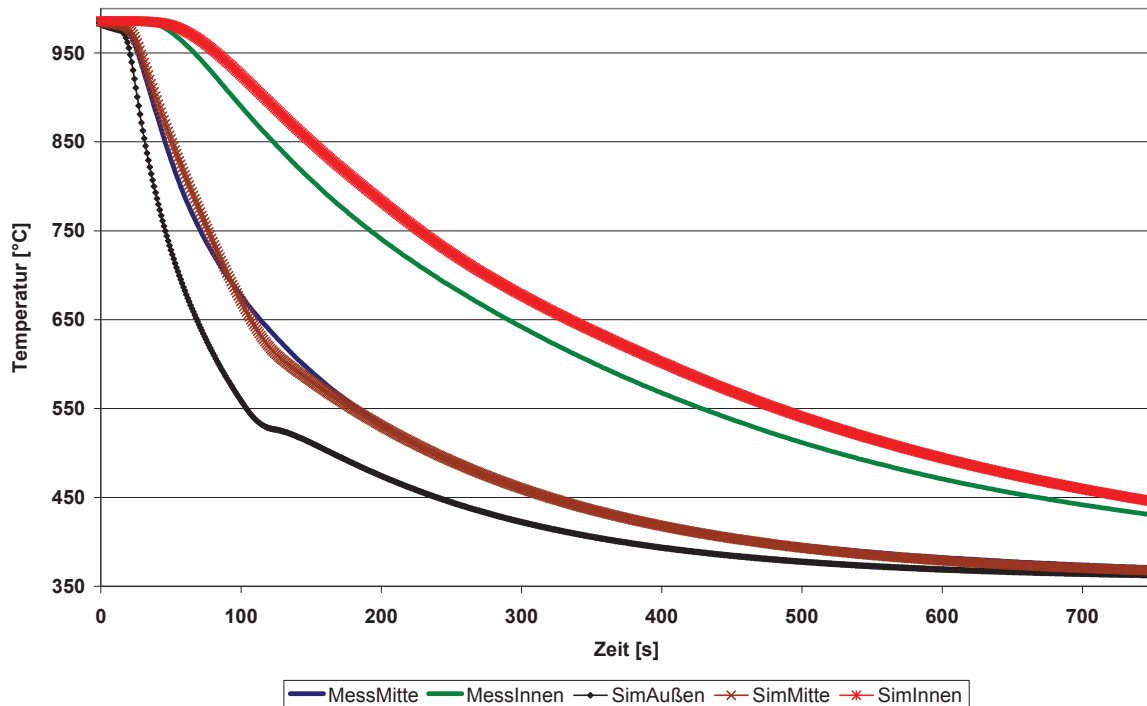


Abb. 26: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe im Salzbad mit Versuchs- und Simulationswerten

4.1.7 Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad

Bei einem Abschreckmedium mit 11,4 % Polymer zeigen die der Simulation zu Grunde liegenden Konvektionskoeffizienten einen Wert zwischen 1,5 und 0,5 kW/m²K (Tab. 8). Damit kann eine ähnliche Abkühlcharakteristik wie bei Salzbadabschreckung erwartet werden, wobei bei Polymerbadabschreckung zusätzlich die größere Temperaturdifferenz zu berücksichtigen ist. Eine weitere Herausforderung stellt bei der Analyse dieser Messung die beeinträchtigte Temperaturlaufzeichnung dar. Die mögliche Ursache dafür dürfte der nicht ausgehärtete Thermolement-Kleber sein. Durch diesen Umstand bedingt, muss die Messkurve über weite Teile geglättet werden um sie mit der Simulation in Abb. 27 vergleichen zu können. Die Werte für den Konvektionskoeffizienten entsprechen fast genau jenen, die auch schon für die Ti 6-2-4-2-Versuche ermittelt wurden.

Tab. 8: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m²K]
985	0,06
950	0,1
590	1,5
480	1,0
40	0,5

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
außen	6,24
mittig	5,08
innen	2,29
Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
außen	673
mittig	548
innen	247

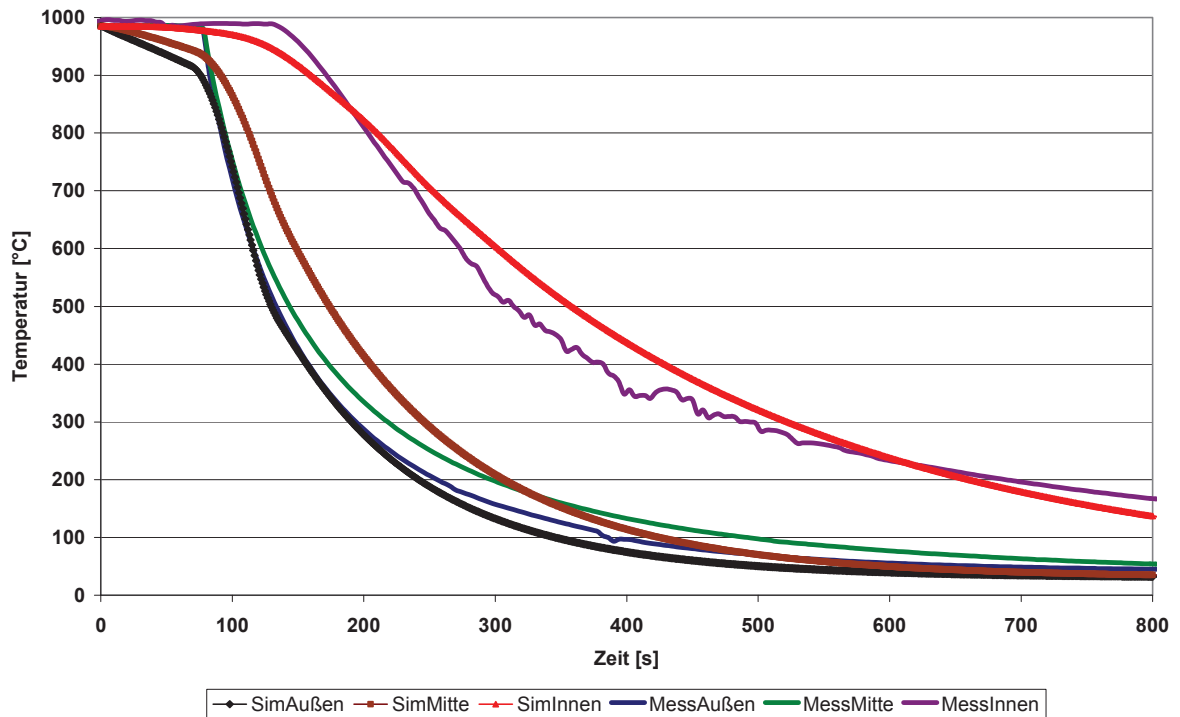


Abb. 27: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe im Polymerbad mit Versuchs- und Simulationenwerten

4.1.8 Abkühlung einer INCONEL 718-Scheibe in Wasser

Die Abschreckung von INCONEL 718-Scheiben in einem Wasserbad stellt von der Simulation her die vergleichsweise größte Herausforderung dar. Durch den raschen Abtransport der Wärme am Rand kann es bei einer Anpassung der Simulation an die Messkurve außen dazu kommen, dass die Simulationskurve innen deutlich vom Messwertverlauf innen abweicht. Der der Simulation zu Grunde liegende Wert für den Konvektionskoeffizienten wird mit $5 \text{ kW/m}^2\text{K}$ gewählt (Tab. 9). Da aber eine starke Erhöhung des Konvektionskoeffizienten auf die Werte 10 oder $15 \text{ kW/m}^2\text{K}$ kaum Veränderungen des Verlaufes im Inneren und in der Mitte bewirkt, wird auch in Anlehnung an die Theorien des Wärmeübergangs darauf verzichtet. Wie in Abb. 28 zu sehen, bleibt die Übereinstimmung mit der Messung außen dadurch bestehen und die Abweichung an dieser Außenpunktsimulation ist sehr gering. Abweichungen bei den innen liegenden Messpunkten sind eventuell auf die Wärmeleitfähigkeit im Schmiedestück zurückzuführen. Es wird daher Böhler Schmiedetechnik eine Überprüfung durch Messung in einem zertifizierten Labor empfohlen.

Tab. 9: Konvektionskoeffizient als Funktion der Temperatur und Abkühlrate der INCONEL 718-Scheibe im Wasser

Temperatur [°C]	Konvektionskoeff. [kW/m ² K]
985	0,02
977	0,02
976	0,07
966	0,07
965	5
20	5

Messpunkt	durchschn. Abkühlrate im Bereich von 970-650 °C [°C/s]
außen	15,29
mittig	12,34
innen	5,44
Messpunkt	durchschn. Abkühlrate [°F/min]
außen	1651,32
mittig	1332,72
innen	587,52

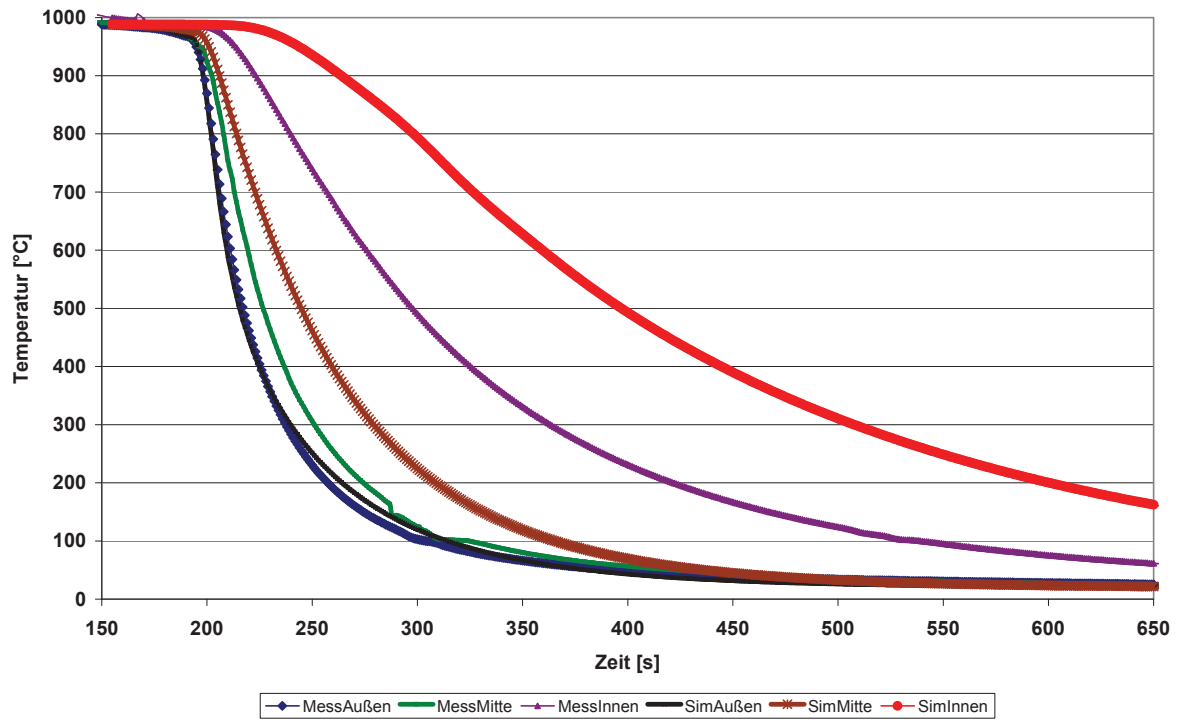


Abb. 28: Abkühlung der INCONEL 718-Scheibe in Wasser mit Versuchs- und Simulationsergebnissen

4.1.9 Vergleich der Messungen

Tab. 10 und Tab. 11 zeigen die durchschnittlichen Abkühlraten der Versuche in verschiedenen Medien. Wie zu erwarten, geschieht die Abkühlung in Wasser am schnellsten, danach folgen Polymerbad, Salzbad und Luft. Diese Abfolge stimmt erwartungsgemäß für die Abschreckversuche beider Arten von Turbinenscheiben. Beim Vergleich der Abkühlkurven der Messpunkte der Titanscheibe ist das Verhältnis der Messwerte der Punkte 250/492 (außen/innen) im Bereich von 2,3 bis 3,0 außer bei Luft (1,1). Das Verhältnis der Messpunkts-Abkühlraten außen/innen bei INCONEL 718 liegt im Bereich von 2,1 bis 2,8, wobei das Verhältnis der Messpunkts-Abkühlraten auch hier bei Luft am niedrigsten ist, was auf den geringen Einfluss der Material-Wärmeleitung bei Luftabkühlung zurückzuführen ist. Die Faktoren zwischen den Abkühlraten zweier vergleichbarer Messpunkte unterschiedlicher Materialien (bspw. Innen/492) sind bei Wasser mit Werten von 1,7 am größten und nehmen bis zum Abkühlmedium Luft mit Werten von 0,7 ab.

Es würde somit bei genauerer Betrachtung die Möglichkeit bestehen, auf Zeit-Temperatur-Verläufe anderer Schmiedeteile bei gleichem Abschreckmedium zu schließen, aber nicht direkt umzulegen. Ebenso könnte auch auf Abkühlvorgänge bei gleicher Bauteilgeometrie und anderem Medium geschlossen werden. Diese Annahmen sollten allerdings zusätzlich durch Messversuche abgesichert werden.

Tab. 10: Durchschnittliche Abkühlraten (970-650 °C) der Ti 6-2-4-2-Scheiben in unterschiedlichen Medien

	250 °C/s	°F/min	492 °C/s	°F/min
Wasser	9,89	1068	3,22	347
Poly 1	6,75	729	2,38	257
Poly 2	6,30	680	2,76	298
Salz	4,38	473	1,76	190
Luft	0,43	46,4	0,39	42,1

Tab. 11: Durchschnittliche Abkühlraten (970-650 °C) der INCONEL 718-Scheiben in unterschiedlichen Medien

	Außen °C/s	°F/min	Mitte °C/s	°F/min	Innen °C/s	°F/min
Wasser	15,3	1651	12,3	1332	5,44	587
Poly 1	6,24	673	5,08	548	2,29	247
Poly 2	6,10	659	4,73	511	2,20	238
Salz	-	-	3,45	373	1,35	146
Luft	0,60	64,8	0,49	52,9	0,28	30,2

4.2 Ergebnisse der Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten (HTC) mittels inverser Simulation

Die folgenden Schritte sind für die inverse Simulation nötig:

- Importieren der Bauteilgeometrie und Festlegen der Netzfeinheit
- Auswahl des Materials
- Wahl der Werkstück- und Abschrecktemperatur
- Eingabe der Zeit-Temperatur-Messwerte als „Thermal History“ für alle gewählten Punkte (in diesem Fall ein randnaher und ein tief im Werkstück liegender)
- Festlegen der Wärmeübergangszone
- Auswahl des Startwertes und der Grenzwerte sowie Festlegung der Kontrollpunkte und der Interpolationsmethode (Linear oder B-Spline)
- Eingabe der Parameter wie beispielweise Zeitänderung pro Schritt und die min./max. Änderung pro Schritt
- Einstellen der maximalen Iterationen und Simulationen pro Schritt und der Genauigkeit der Iterationen

Nachdem die Berechnung beendet ist, wird der Wärmeübergangskoeffizient als Funktion der Zeit oder Temperatur angezeigt. Der Verlauf weist dabei die angegebenen Kontrollpunkte als Stützstellen auf. Damit kann die Anzahl der Kurvenpunkte selbst gewählt werden.

Wenn auf Basis der inversen Berechnungen ein Wärmeübergangskoeffizient übernommen werden soll, so ist zu bedenken, dass dieser Wert der Simulation entnommen ist. Daher ist es sinnvoll, zuerst die Übereinstimmung der gemessenen Zeit-Temperatur-Kurve (Thermal History) mit der simulierten Zeit-Temperaturkurve zu überprüfen. Erst wenn der Vergleich eine brauchbare Übereinstimmung ergibt, kann der ausgegebene HTC für Vergleiche und weitere Berechnungen herangezogen werden. Dann erfolgt ein erneutes Simulieren des Prozesses für die Verifikation.

Die in Abb. 29a-c angegebenen Diagramme zeigen ein Beispiel für einen durch „Inverse Heat-Simulation“ ermittelten unbrauchbaren Wärmekoeffizienten für ein polymeres Abschreckmedium. Dabei wird deutlich, dass hier keine Übereinstimmung der Mess- und Simulationsverläufe gegeben ist. Die Kurven weisen so starke Abweichungen voneinander auf, weshalb der ausgegebene Wärmeübergangskoeffizientenverlauf nicht für Simulationen geeignet ist.

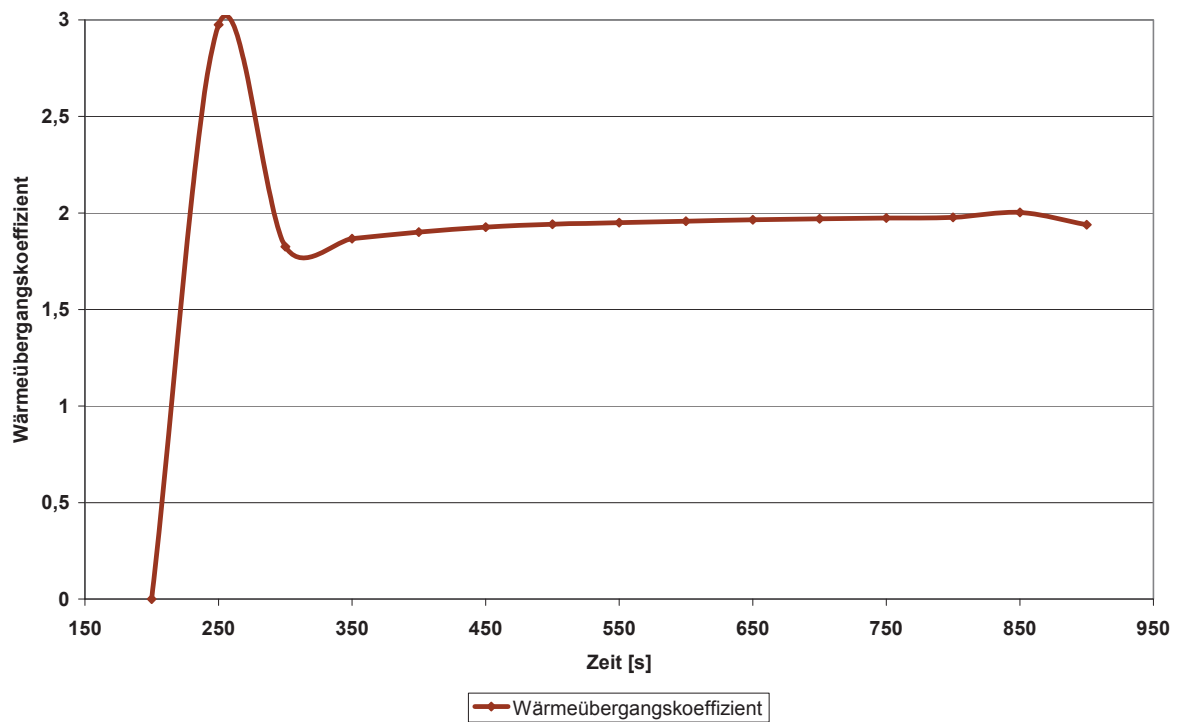
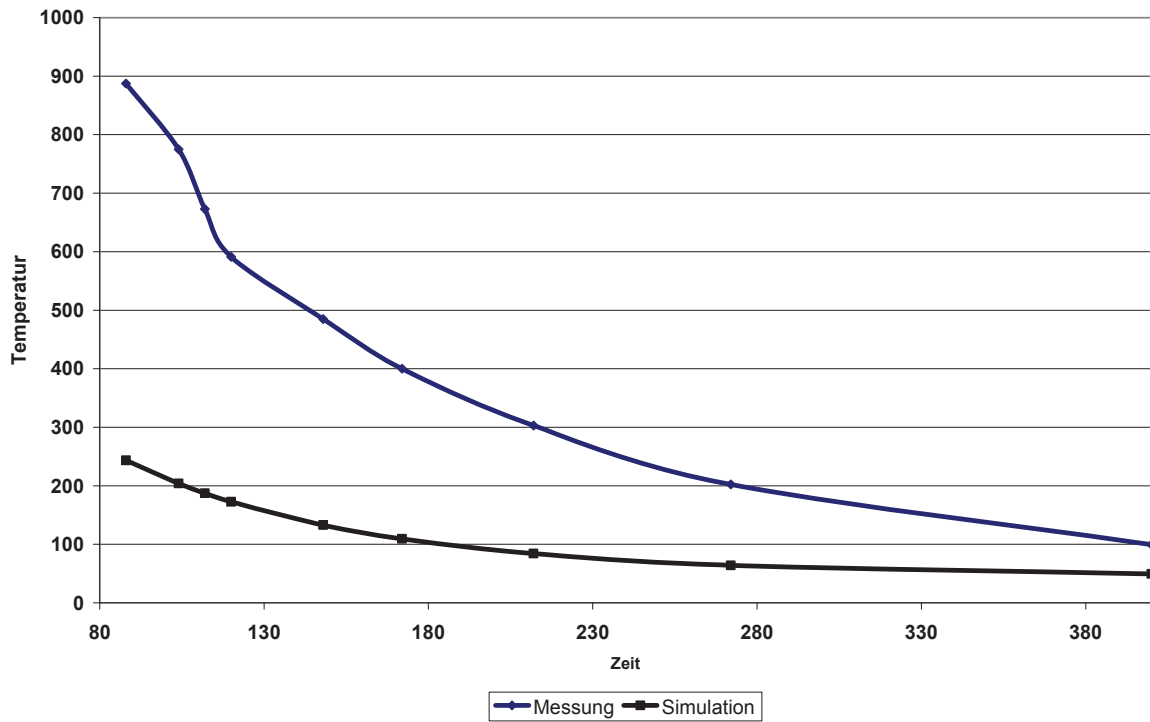
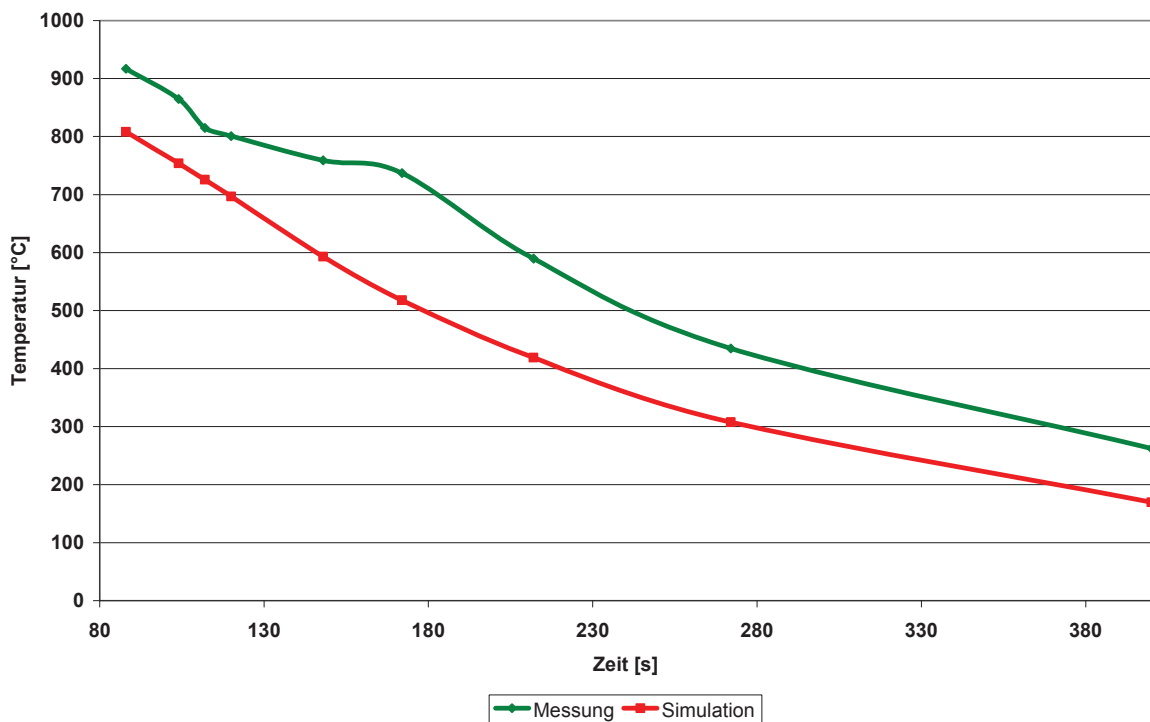


Abb. 29 a): Wärmeübergangskoeffizient einer inversen Zweipunktsimulation



b) dazugehöriger Vergleich der Messung und Simulation bei Durchmesser 250 mm



c) dazugehöriger Vergleich der Messung und Simulation bei Durchmesser 492 mm

Wenn die Zeit-Temperatur-Kurven hingegen eine hohe Übereinstimmung aufweisen, kann der ausgegebene simulierte Wärmeübergangskoeffizient für Vergleiche bzw. Berechnungen verwendet werden. Die Aussagekraft der für die Vergleiche herangezogenen Wärmeübergangskoeffizienten ist an den Abb. 30-33 ersichtlich, die einer randnahen Einpunktsimulation entstammen. Dabei werden als Referenz nur die Messwerte eines oberflächennahen Thermoelements verwendet. Bei einer Zwei- oder Mehrpunktsimulation wird aus mehreren Messwertkurven ein Wärmeübergangskoeffizient errechnet.

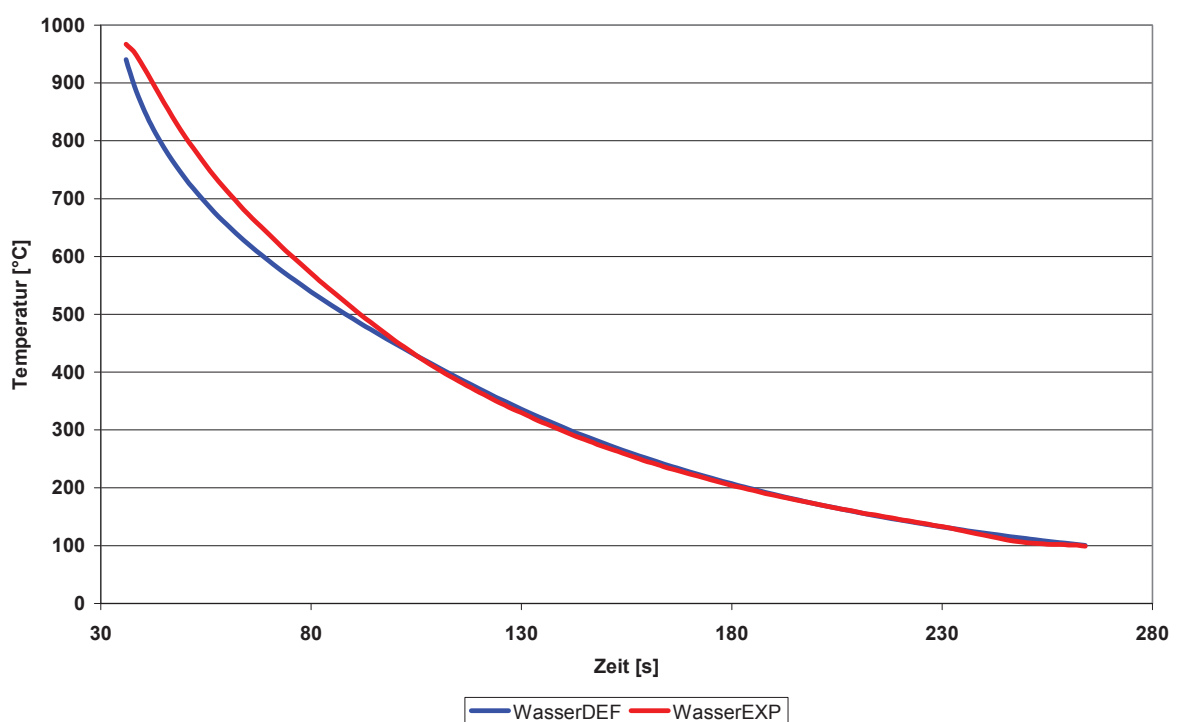


Abb. 30: Vergleich Experiment-Simulation bei Wasserabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2

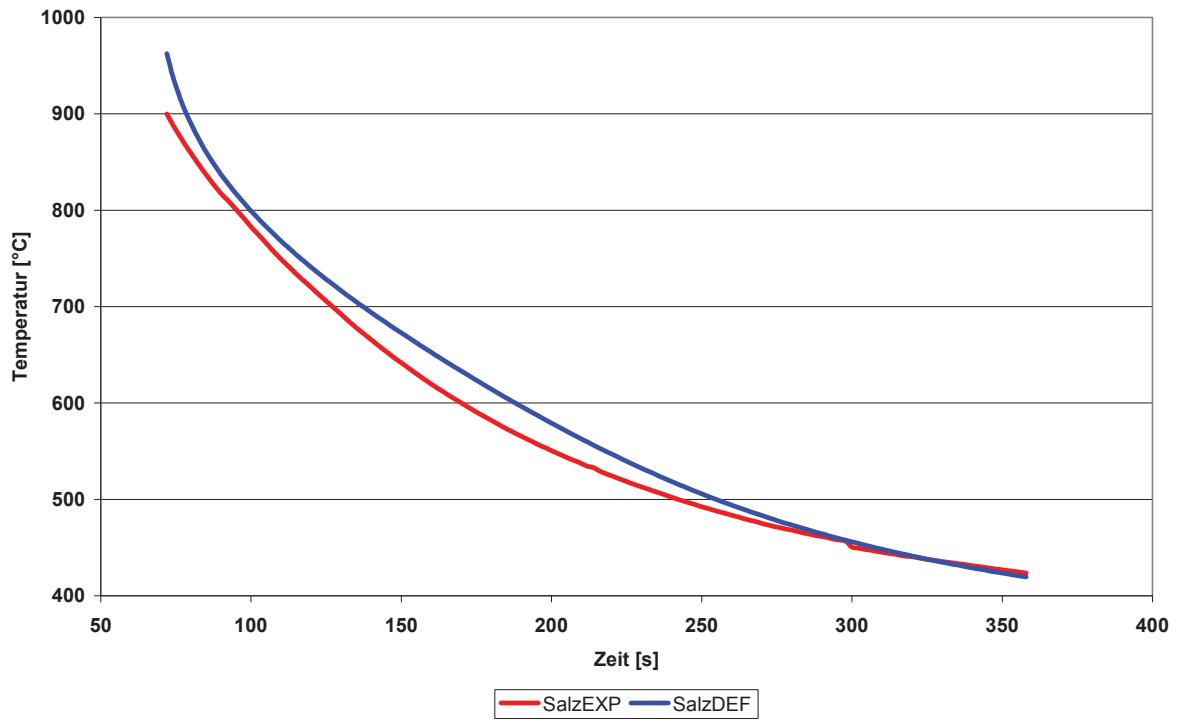


Abb. 31: Vergleich Experiment-Simulation bei Salzbadabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2

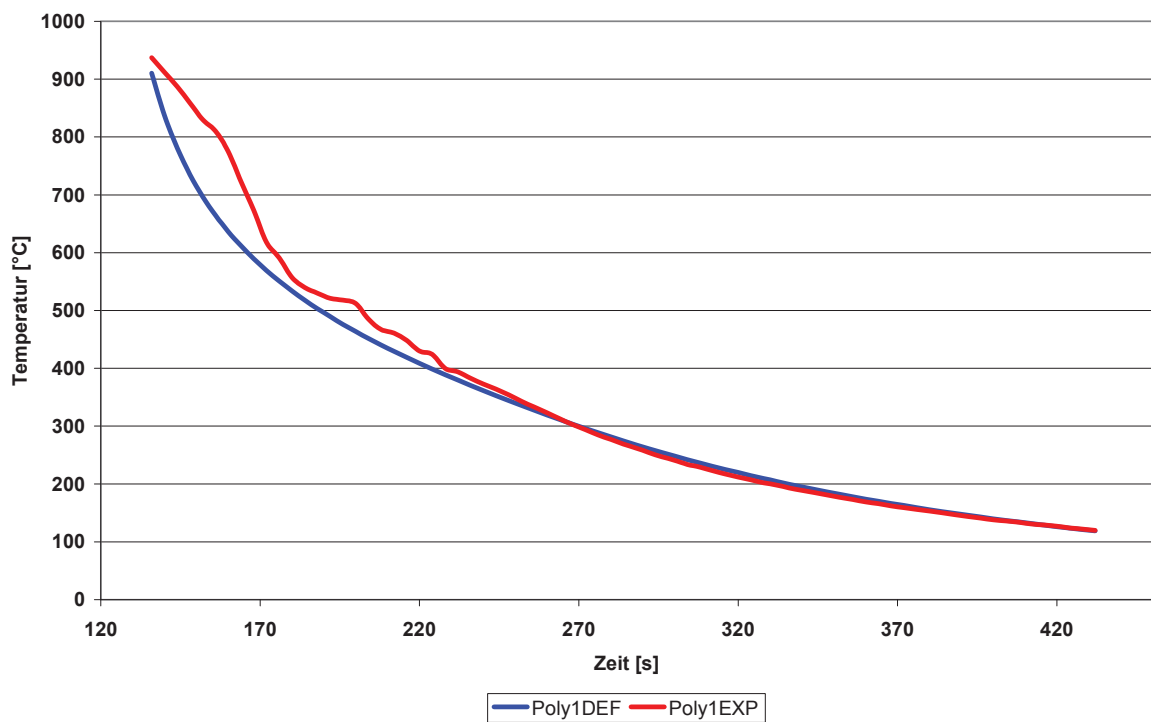


Abb. 32: Vergleich Experiment-Simulation bei Polymerbadabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2

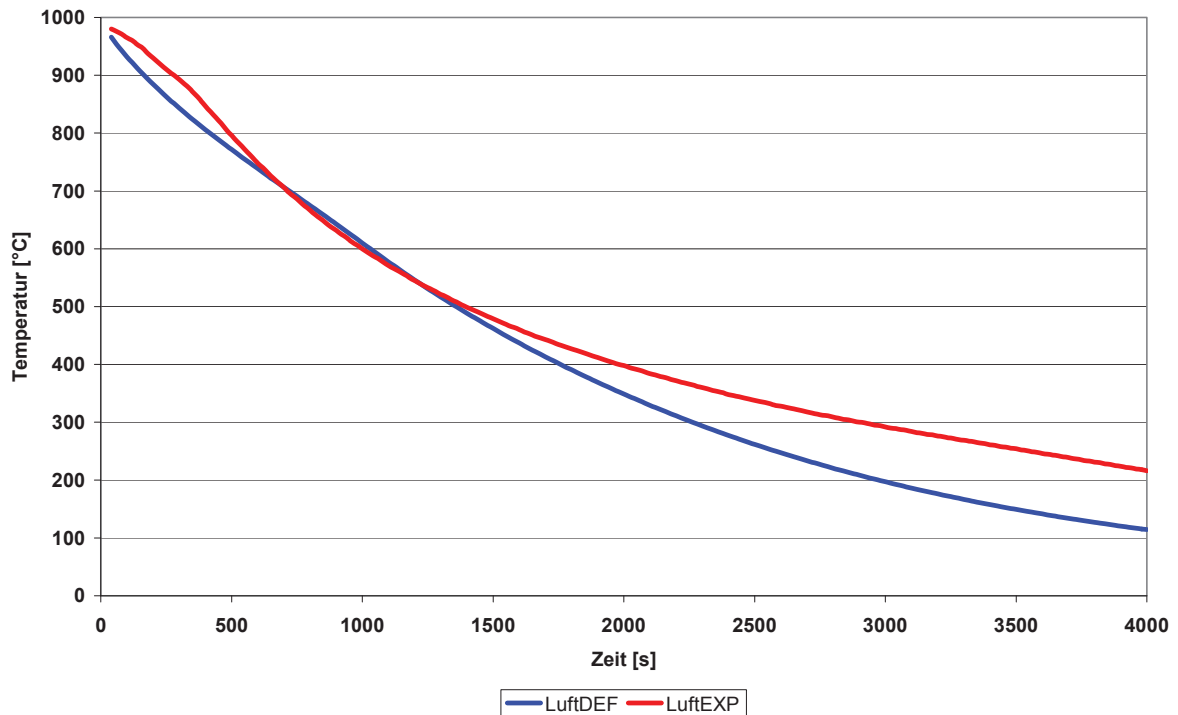


Abb. 33: Vergleich Experiment-Simulation bei Luftabkühlung mit „Inverse Heat“; Ti 6-2-4-2

Die so ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten zeigen gleiche Größenordnungen wie bei der iterativen Methode (siehe Abb. 34).

Die Werte bewegen sich in Bereichen, die für die Versuche mit den jeweiligen Medien zu erwarten waren. Auch die Simulation beim polymeren Abschreckmedium zeigt eine ähnliche Charakteristik, jedoch ist hier zuerst ein Anstieg und bei tieferen Temperaturen ein Abfall des Wärmeübergangskoeffizienten erkennbar. Bei Wasser ist dieser verhältnismäßig kleiner und er findet bei höheren Temperaturen statt. Bemerkenswert ist auch, dass die Berechnungen der Salzbadversuche einen relativ konstanten Wert ergeben, während dieser in den flüssigen Medien Wasser und Polymerbad merklich variiert.

Der Wärmeübergangskoeffizient für Luft ist wie erwartet sehr gering und weist, absolut gesehen, wenig nennenswerte Schwankungen auf.

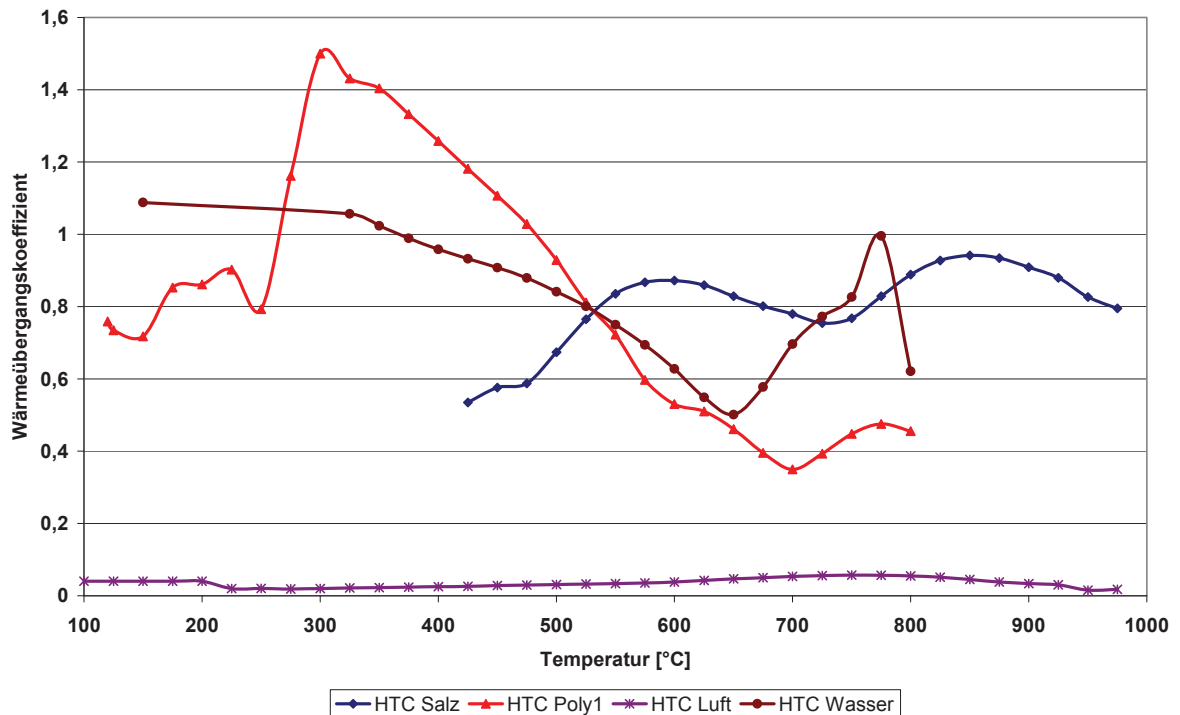


Abb. 34: Darstellung der durch inverse Simulation ermittelten HTC in Abhängigkeit von Kühlmedien und Temperatur

Wesentliche Einflussgrößen und deren Auswirkungen auf den simulierten HTC:

Bei der inversen Simulation zeigt sich, dass der Import von Zeit-Temperatur-Daten, etwa aus einer Messung, in DEFORM™ eine Vorbearbeitung erfordert, weil sich die Messungen als „Thermal History“ nicht direkt importieren lassen und bei Intervallmessungen von 2 oder 4 Sekunden große Datenmengen zu verarbeiten sind.

Die Eingabe eines HTC-Startwertes bzw. von Randbedingungen, die auf Grund der iterativen Simulationen sinnvoll erscheinen, ist nicht in allen Fällen auch bei der inversen Simulation zielführend. Es zeigt sich, dass iterative und inverse Simulationen in ihren Werten nicht vorbehaltlos vergleichbar sind. Der Startwert zeigt dabei besonders große Sensitivität für die Genauigkeit des HTC.

Es hat sich auch herausgestellt, dass die Anzahl der Messdatenpunkte einen Einfluss auf die Genauigkeit des Simulationsergebnisses nimmt. Je mehr Datenpunkte zur Verfügung stehen, z. B. Werte für ein Intervall von 2 s anstatt 4 s

oder 8 s, desto besser passt die Simulationskurve zur Messung. Im Gegensatz dazu führt aber eine Messung mit vielen Datenpunkten auf Grund ihrer Charakteristik zu einer Kurve mit vielen kleinen Unebenheiten und Knicken. Es ist der Simulation aber nur möglich, Kurven als Polynome vierten Grades darzustellen. Deshalb ist es sinnvoll, die Zeit-Temperatur-Daten der Messung zuvor zu glätten und erst dann als Eingabewerte zu benutzen.

Weil auch Knicke in der Kurve, gleich welcher Ursache, das Simulationsergebnis negativ beeinflussen, bietet es sich an, abschnittsweise zu rechnen, was allerdings den Aufwand wesentlich erhöht. Dieses Phänomen tritt hauptsächlich bei randnahen Messpunkten auf, da sich im Inneren Änderungen des Wärmeüberganges nicht so deutlich in dem Mess- bzw. Simulationsverlauf niederschlagen.

Bei Eingabe der „Thermal History“ von zwei oder mehreren Punkten, von denen einer im Inneren des Werkstückes liegt, ergibt die Simulation eine tendenziell höhere Abweichung. Mögliche Gründe dafür liegen in einer fehlerhaften Wärmeleitfähigkeit oder darin, dass die Ergebnisse auch vom Finite-Elemente-Netz beeinflusst sind. Randnahe Simulationspunkte alleine scheinen von dieser Problematik nicht so stark betroffen. Bei Zweipunkt-Simulationen ohne Präferenz für einen Simulationspunkt gilt es daher, ein ausgewogenes Mittelmaß zwischen innen und außen in Bezug auf die Simulationsergebnisse zu finden.

4.3 Ergebnisse der Quenchomatversuche für Ti 6-2-4-2

Nachdem Ti 6-2-4-2 besonders anfällig für Kriechschädigung ist und daher die Abschreckrate in dieser Hinsicht ein wesentliches Kriterium darstellt und überdies mehr Vergleichsdaten großtechnischer Versuche vorliegen, wurden die Quenchomatproben aus Ti 6-2-4-2 gefertigt.

Es zeigt sich, dass jene Proben, die in Wasser abgeschreckt werden, wie erwartet am raschesten abkühlen. Bei geringerer Badtemperatur (20 °C) kommt es bei Wasserabschreckung zu einem steileren und früheren Abfall als bei höheren

Temperaturen (45 °C). Deutlich messbar ist dabei ein Ansteigen der Rate nach den ersten 5 bis 10 Sekunden. In diesem Bereich kollabiert die anfänglich entstandene Dampfschicht, die bis dorthin die Probe umschließt. Durch die wesentlich kleinere Wärmeleitfähigkeit von Wasserdampf im Vergleich zu flüssigem Wasser kommt es hier zu einer Verzögerung. Bei einer Temperatur von 400 °C bis 500 °C können sich noch weitere Schichten aus Dampf anlagern, die allerdings in ihrer Wirkung sehr viel weniger Einfluss zu haben scheinen.

Auch bei 11 %iger Polymerkonzentration im Wasser beeinflusst die Temperatur wesentlich die Abkühlrate. Der Unterschied zwischen 30 °C und 45 °C Badtemperatur (siehe Abb. 36 u. 37) bei sonst gleichen Randbedingungen ist hier markant. Der Dampfschichtabriss erfolgt bei 15 °C höherer Temperatur des Bades anstatt bei ca. 850 °C erst bei ca. 750 °C und dementsprechend länger ist auch die Abkühldauer. Eine Erhöhung der Konzentration auf 13 % bei 45 °C bewirkt hingegen in diesem Versuch kaum eine Veränderung der Zeit-Temperatur-Kurvencharakteristik (siehe Abb. 37).

Bei den meisten Versuchen mit 18 %iger Polymerkonzentration wird eine ungefähr gleichbleibende Abkühlrate ohne nennenswerte Änderung der Kurvensteigung beobachtet (siehe Abb. 35, 36 u. 37) Die Bewegung des Bades und die Temperatur haben hier einen spürbar geringeren Einfluss als bei niedrigeren Konzentrationen.

Der Abriss der Dampfschicht zwischen der Probe und der Quenchmatflüssigkeit erhöht demnach den Wärmeübergangskoeffizienten schlagartig, wodurch es zu einem starken Anstieg der Abschreckrate kommt. Bei entsprechend hohen Konzentrationen (18 %) scheint dieser Vorgang viel später und seltener (oder gar nicht) stattzufinden. Diese Erkenntnis deckt sich im Übrigen mit den Beobachtungen während der Versuchsphase, weil die Ablösung der Dampfschicht stets mit einem deutlich hörbaren Geräusch einhergeht.

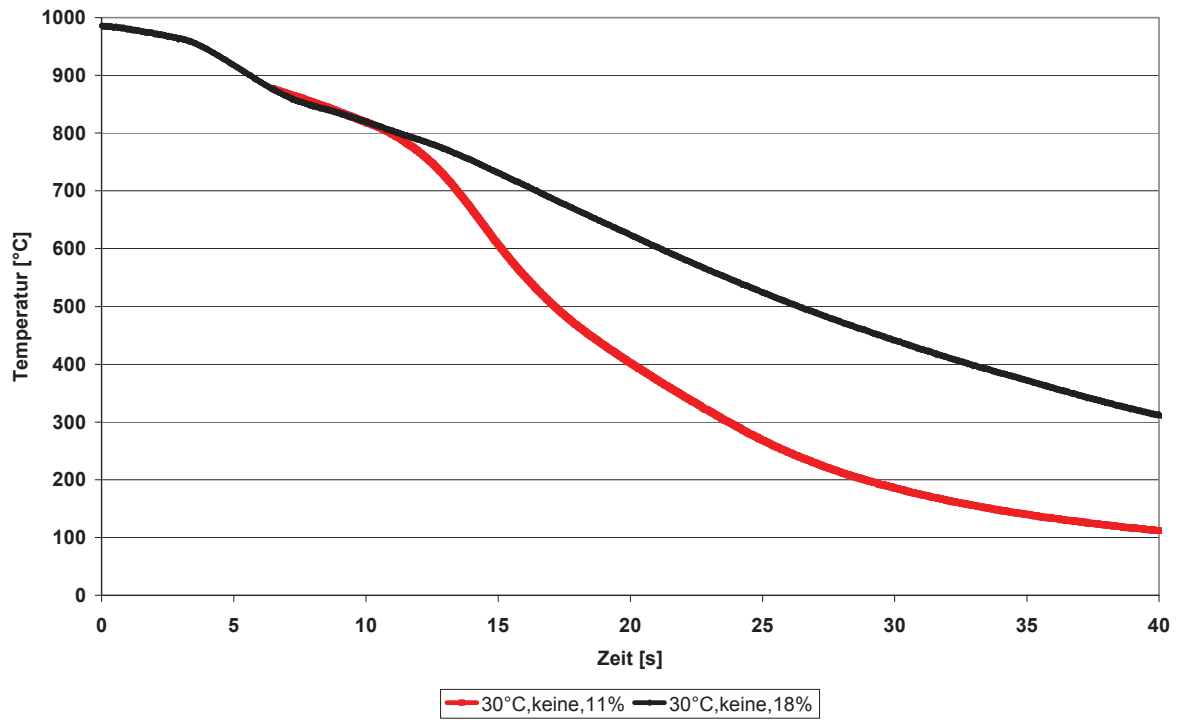


Abb. 35: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konzentration ohne Badbewegung

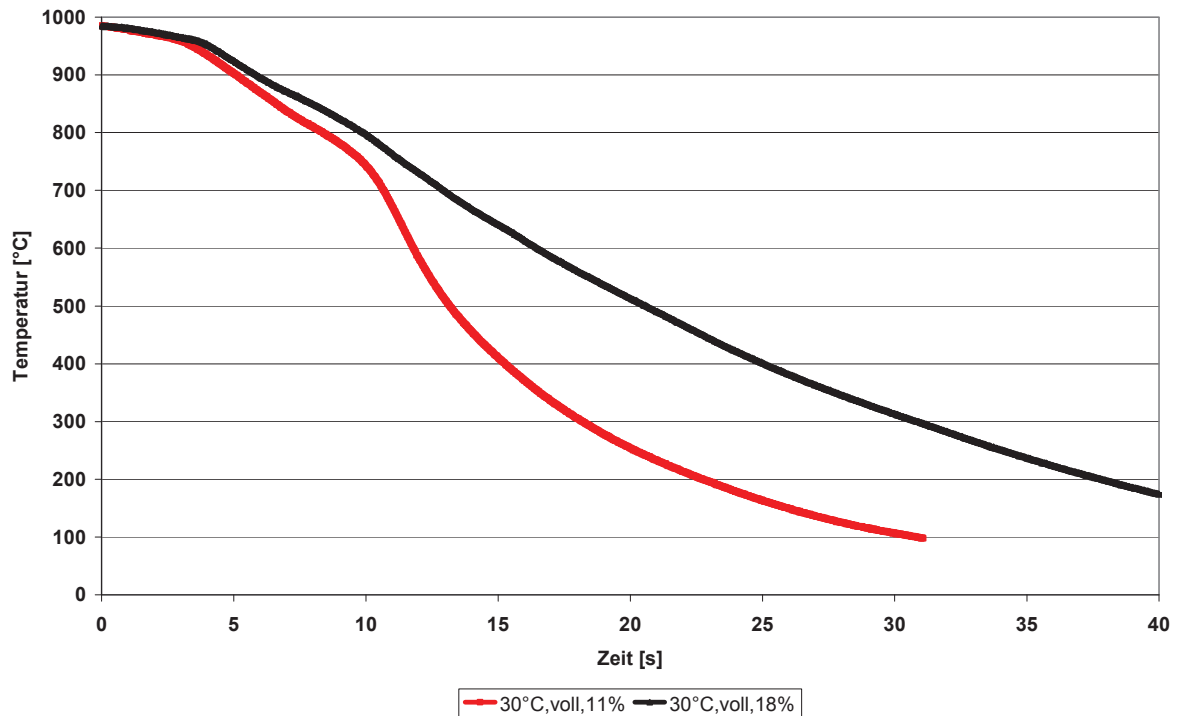


Abb. 36: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konzentration bei voller Badbewegung

Bei Erhöhung der Temperatur des Abschreckbades zeigt sich eine ganz ähnliche Charakteristik, siehe. Abb. 37, wobei die Effekte zeitlich später eintreten:

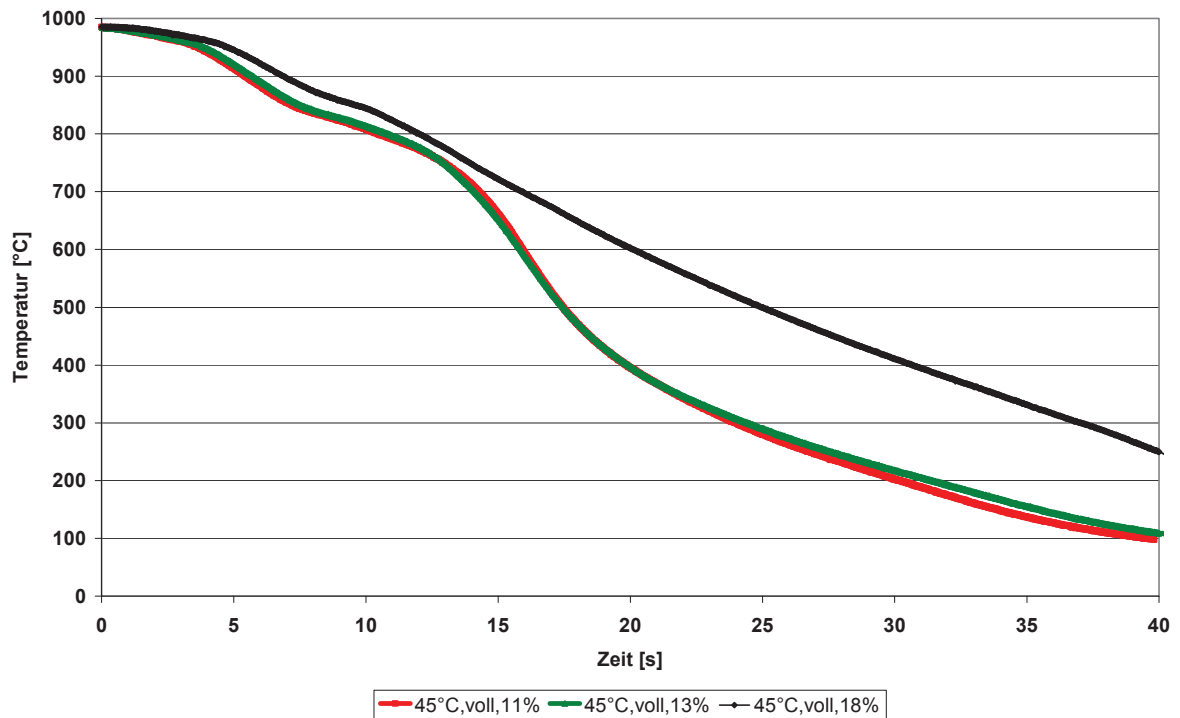


Abb. 37: Quenchematabschreckung (45 °C) bei 11 %, 13 % und 18 % Konzentration bei voller Badbewegung

Die Badbewegung wird entweder durch die freie Konvektion und die dadurch auftretende Turbulenz erzeugt oder es kann zu einer erzwungenen Strömung durch Einsatz von Pumpen kommen. Die Strömungsbewegung variiert mit der Viskosität der Quenchematflüssigkeit und damit auch mit der Konzentration. Da kein Referenzpunkt für diese Messung festgelegt ist, wird die Strömungsgeschwindigkeit mit „keine“ (freie Badbewegung) und „volle“ (erzwungene Badbewegung) bezeichnet, womit die großtechnischen Versuche der Titanscheibenabkühlung in dieser Hinsicht ausreichend genau reproduzierbar sind.

Grundsätzlich kann festgehalten werden, dass eine volle Strömungsleistung und damit eine erhebliche Badbewegung zu höheren Abkühlraten führt, unabhängig

davon, welche Konzentrationen oder Temperaturen vorliegen. Dieser Vergleich zeigt sich auch in den Messkurven, siehe Abb. 38.

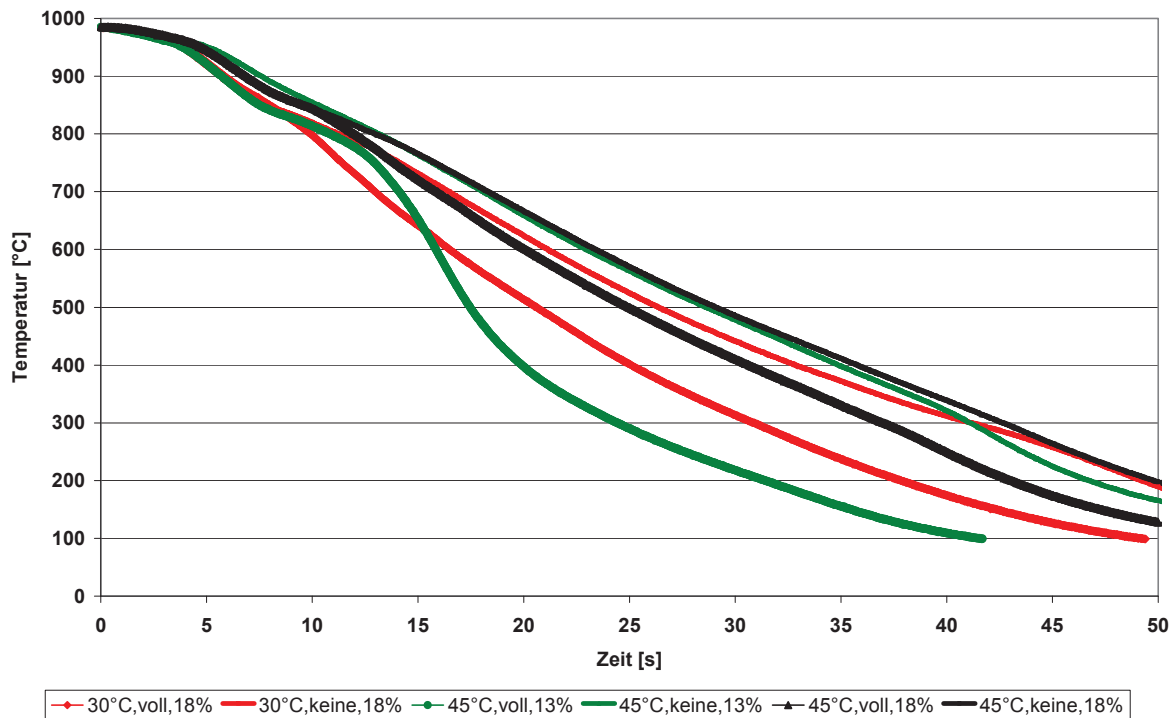


Abb. 38: Vergleich der Zeit-Temperatur-Kurven ohne Badbewegung (dünne Linien) und bei voller Badbewegung (dicke Linien)

Deutlich erkennbar ist hier die Verzögerung der Abkühlrate, die bei den Messungen ohne erzwungene Badbewegung festgestellt wird. Bei tieferen Badtemperaturen ist diese Ausprägung noch markanter. Je höher der Anteil des Polymers im Abschreckmedium wird, desto mehr nähern sich die Kurven einander an, d. h. der Einfluss der Strömung wird geringer.

Je nachdem zwischen welchen Temperaturen die Abkühlrate berechnet wird, ist die Auswirkung auf die Einflussgrößen unterschiedlich. Eine Vorstellung davon vermittelt Abb. 39.

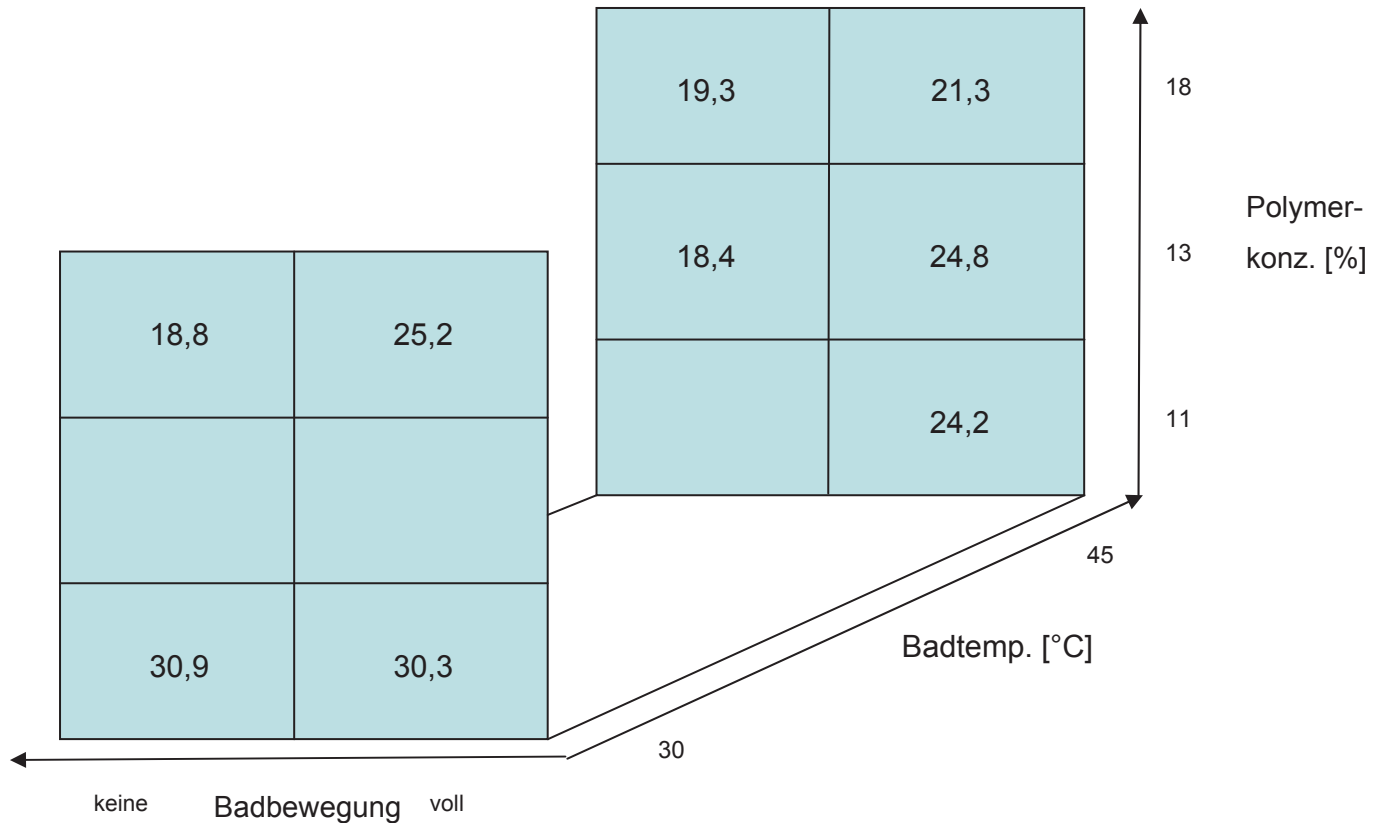


Abb. 39: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [°C/s] von 970 °C bis 650 °C

Die angegebenen Werte zeigen die Abschreckraten vom Steilabfall der Kurve nach Ende der Transferzeit (970 °C) bis zu einem mittleren Spezifikationswert von 650 °C. Die Matrix gibt Tendenzen bezüglich der Abkühlgeschwindigkeit der Proben an, die sich wie folgt zusammenfassen lassen:

Die Abkühlung erfolgt umso schneller, je

- niedriger die Konzentration des Polymers ist
- größer die Badbewegung/Strömungsgeschwindigkeit ist und
- tiefer die Badtemperatur ist

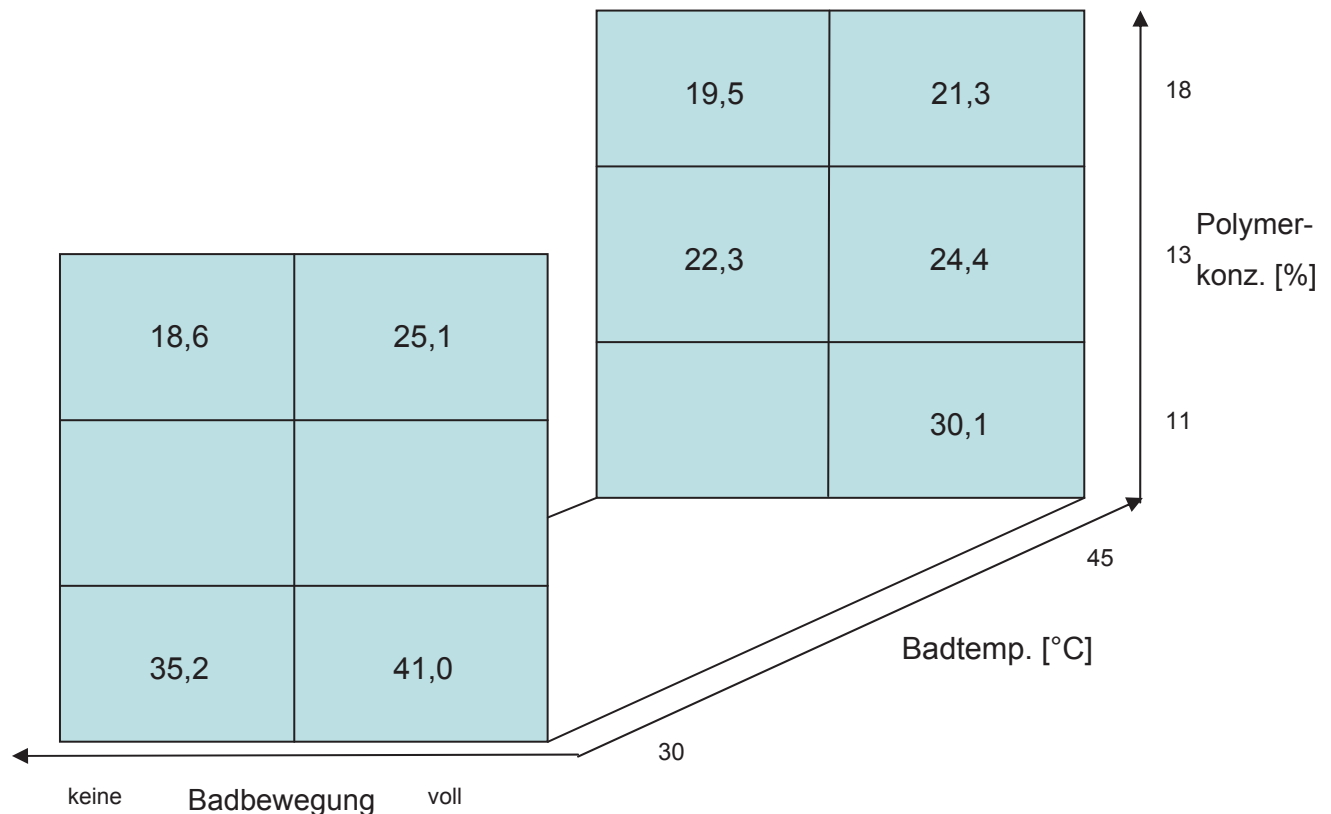


Abb. 40: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [°C/s] von 970 °C bis 300 °C

Die Matrix der Abkühlraten auf Basis der Messungen von 970 °C bis 300 °C (Abb. 40) zeigt sehr ähnliche Abhängigkeiten von den Einflussfaktoren. Jedoch macht der Vergleich mit den jeweiligen Werten der vorherigen Matrix deutlich, dass sich bei Konzentrationen von 18 % die Raten kaum ändern. Bei niedrigeren Konzentrationen ist hingegen eine merkliche Steigerung zu beobachten.

Wegen des Abrisses der Dampfschicht ist der gemittelte Wert bis 300 °C bei 11 % und 13 % deutlich höher als jener bis 650 °C. Bei den Versuchen mit einem Konzentrationswert von 18 % ist dies nicht der Fall. Die Matrix verdeutlicht in dieser Darstellung die Auswertung der Einzelkurven, d. h. kaum Änderungen der Abkühlrate bei 18 %. Da hier aber alle gültigen Versuchswerte gemittelt in die Berechnung mit eingeflossen sind und nicht nur repräsentative Einzelkurven, ist die Aussagekraft noch höher zu bewerten.

5 Metallographie

Das Gefüge übt einen nachhaltigen Einfluss auf die Eigenschaften der Titanlegierungen aus. Unter dem Gefüge versteht man in diesem Zusammenhang bei den fast immer zweiphasig vorliegenden Titanlegierungen primär die Größe und Anordnung der Phasen α und β . Die beiden extremen Formen der Phasenordnung sind das lamellare Gefüge, das durch einfaches Abkühlen aus dem β -Gebiet entsteht, sowie das globulare Gefüge als Resultat einer Rekristallisationsglühung. Beide Gefügearten können sowohl in feiner als auch in grober Verteilung vorliegen [13]. Die Art des Gefüges ist wesentlich für die mechanischen Eigenschaften, die bei einem Bauteil für Flugtriebwerke genau definierten Anforderungen genügen müssen.

Für globulare Gefüge muss die Legierung zunächst im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet entsprechend hoch verformt werden, um genügend Kaltverformung einzubringen, so dass bei der nachfolgenden Lösungsglühung ebenfalls im Zweiphasengebiet ein rekristallisiertes, globulares Gefüge entsteht (Abb. 41 a) Mit zunehmender Glühzeit vergrößert sich das globulare Gefüge (Abb. 41 b) [13].

Die Lösungsglühetemperatur bestimmt den Volumenanteil der primären α -Phase. Lösungsglühetemperaturen dicht unterhalb des β -Transus führen zu bimodalen Mikrostrukturen, d. h. Gefügen mit einem Anteil von globularem (primärem) α in einer Matrix aus lamellar angeordnetem α und β (Abb. 41 c, d).

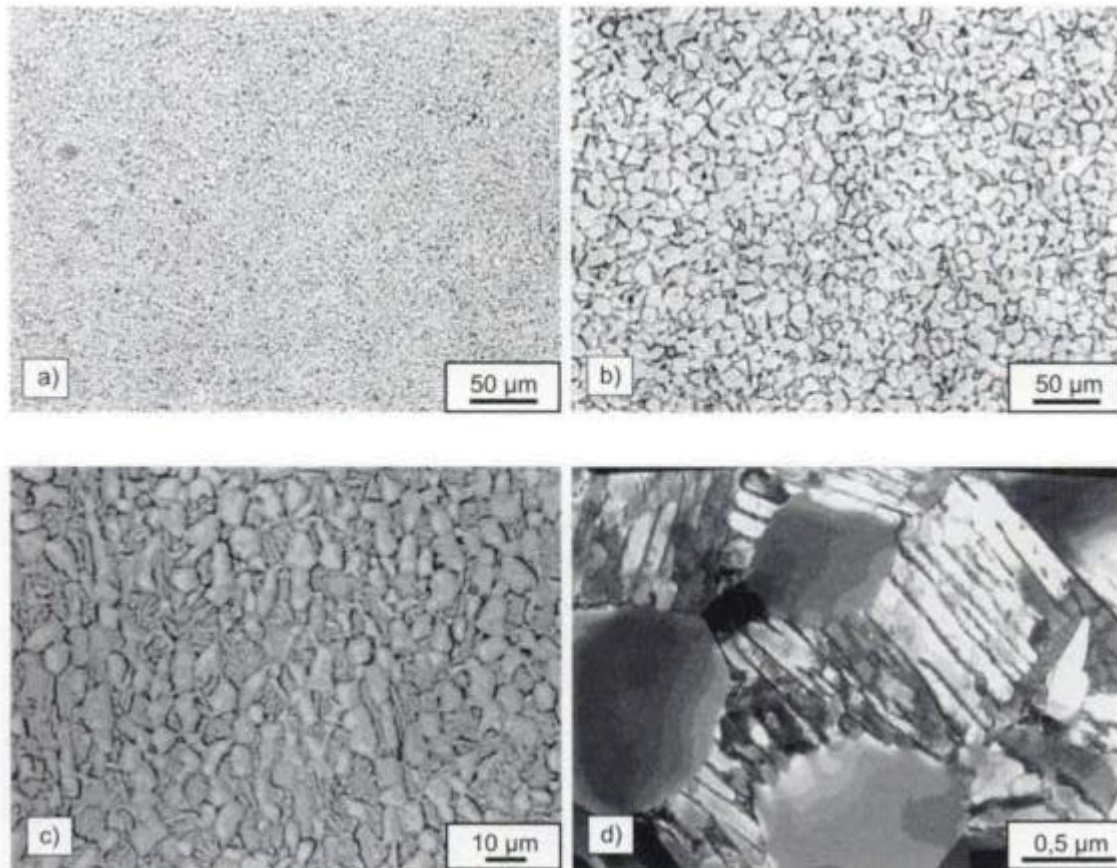


Abb. 41: Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation: a) fein globular, b) grob globular, c, d) bimodal (LM, TEM) [13]

Feine Gefüge erhöhen sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität, sie verzögern Rissbildung und sind Voraussetzung für superplastisches Verhalten. Im Gegensatz dazu sind grobe Gefüge beständiger gegen Kriechen und Rissausbreitung. Globulare Gefüge weisen häufig höhere (Dauer-)Festigkeiten und Bruchdehnungen auf und werden bei superplastischer Verformung bevorzugt, während lamellare Strukturen höhere Widerstände gegen Kriechen und Ermüdungsrissausbreitung aufweisen und zu höheren Bruchzähigkeiten führen. Da das bimodale Gefüge als eine Kombination aus lamellarem und globularem Gefüge angesehen werden kann, weist es ein sehr ausgewogenes mechanisches Verhalten auf [13].

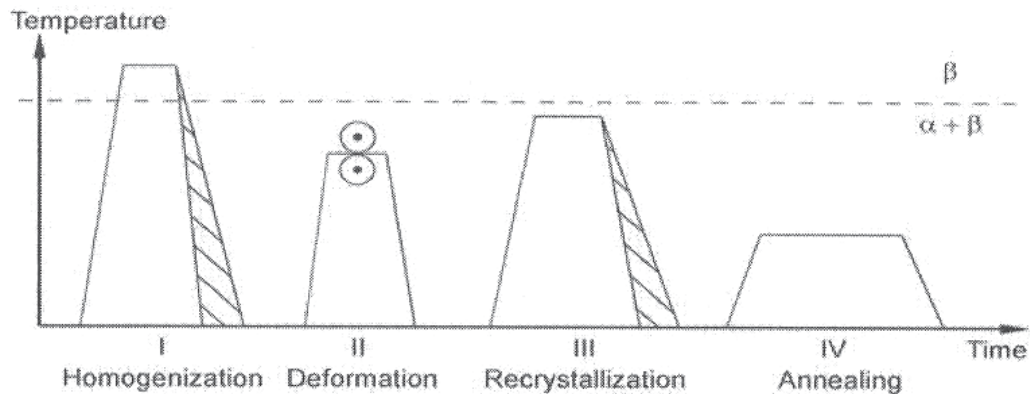


Abb. 42: Schematische Darstellung der Prozessroute für bimodale Mikrostrukturen von $\alpha+\beta$ Titanlegierungen [16]

Die notwendig erforderliche Prozessroute für das Herstellen sogenannter bimodaler Mikrostrukturen ist in Abb. 42 schematisch dargestellt. Der Prozess in vier verschiedene Schritte unterteilt: Die Homogenisierung im β -Phasenfeld (I), Umformung im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet (II), Rekristallisation im $(\alpha+\beta)$ -Phasenfeld (III) und das Spannungsarmglühen (IV). Die entscheidenden Parameter dieser Prozessroute und die resultierenden Mikrostruktureigenschaften der bimodalen Gefüge sind in Tab. 12 zusammengefasst [16].

Tab. 12: Wichtige Prozessparameter und die daraus folgenden Gefügeeigenschaften für bimodale Mikrostrukturen [16]

Processing Step	Important Parameters	Microstructural Features
I	Cooling Rate	Width of α Lamellae ($\rightarrow \alpha_p$ Size)
II	Deformation Temperature Deformation Degree Deformation Mode	Texture Type – Texture Intensity – Dislocation Density Texture Symmetry
III	Annealing Temperature Cooling Rate	– Vol% of α_p ($\rightarrow \beta$ Grain Size) – Alloy Element Partitioning Width of α Lamellae
IV	Annealing Temperature	– Ti_3Al in α – Secondary α in β

Die mikroskopische Analyse zeigt folgende Charakteristik:

Bei einer Abschreckung der Quenchematprobe im Bad mit einer Polymerkonzentration von 11 % und 30 °C bei voller Badbewegung ist deutlich ein bimodales Gefüge erkennbar (Abb. 43). Die Abschreckung aus dem ($\alpha+\beta$)-Gebiet erfolgt mit einer durchschnittlichen Abkühlrate von 41 °C/s. Diese Versuchsreihe repräsentiert damit den schnellsten vorkommenden Abschreckvorgang.

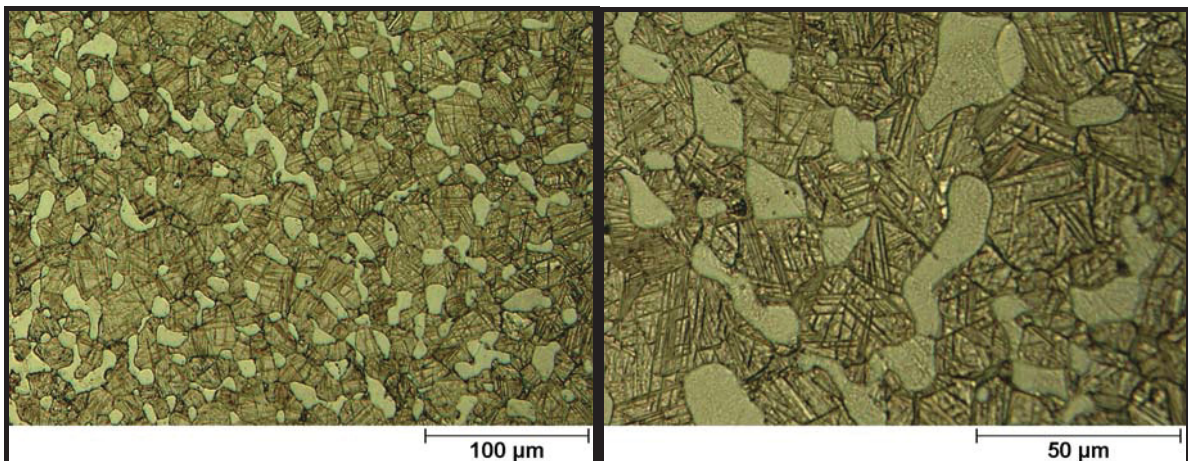


Abb. 43: Bimodales Mikrogefüge einer Quenchematprobe, abgeschreckt bei 11 %iger Polymerkonzentration

Bei 15 %iger Polymerkonzentration weisen die Gefüge einen bimodalen Charakter auf, der sich nur unwesentlich von jenen bei einer Abschreckung mit 11 % unterscheidet. Bedingt durch die ähnliche Abkühlrate sind daher auch wenige Gefügeabweichungen im Schlibbild zu erkennen (Abb. 44).

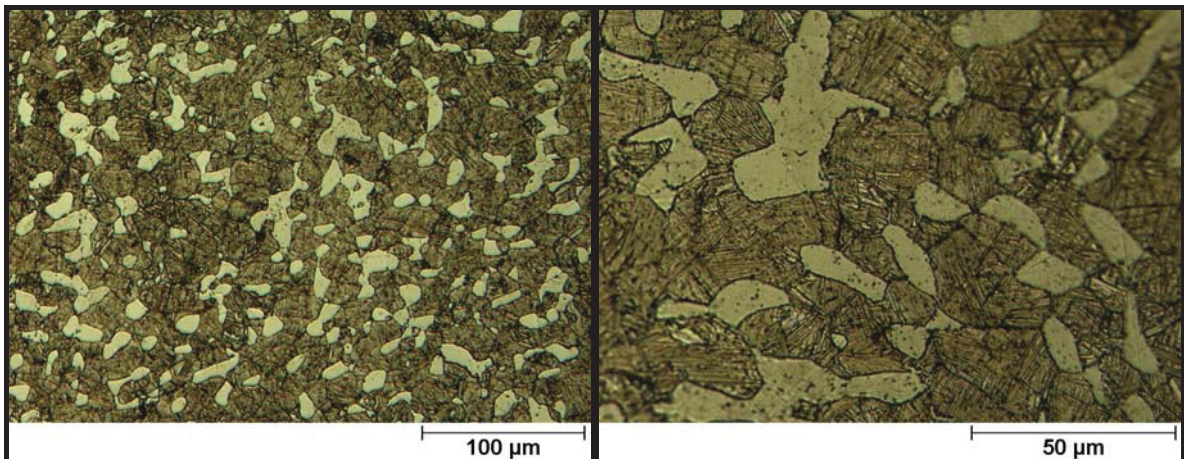


Abb. 44: Gefüge der Quenchomatproben bei 15 %iger Polymerkonzentration als Abschreckmittel

Durch die spezielle Abkühlcharakteristik ist die langsamste Variante in den Quenchomat-Versuchsreihen besonders interessant. Die durchschnittliche Abkühlrate erfolgt hier mit $19,5\text{ °C/s}$. Die Versuchsbedingungen waren: 18 % Polymerkonzentration bei 45 °C Badtemperatur und keine Badbewegung. Obwohl hier der Unterschied in der Abkühlrate von $970\text{--}300\text{ °C}$ hoch ist, kommt es vor allem bei sehr hohen Temperaturen auf Grund der Dampfschichtbildung, welche die Abkühlrate bestimmt, bei allen Versuchen zu ähnlichen Gefügen (Abb. 43-45).

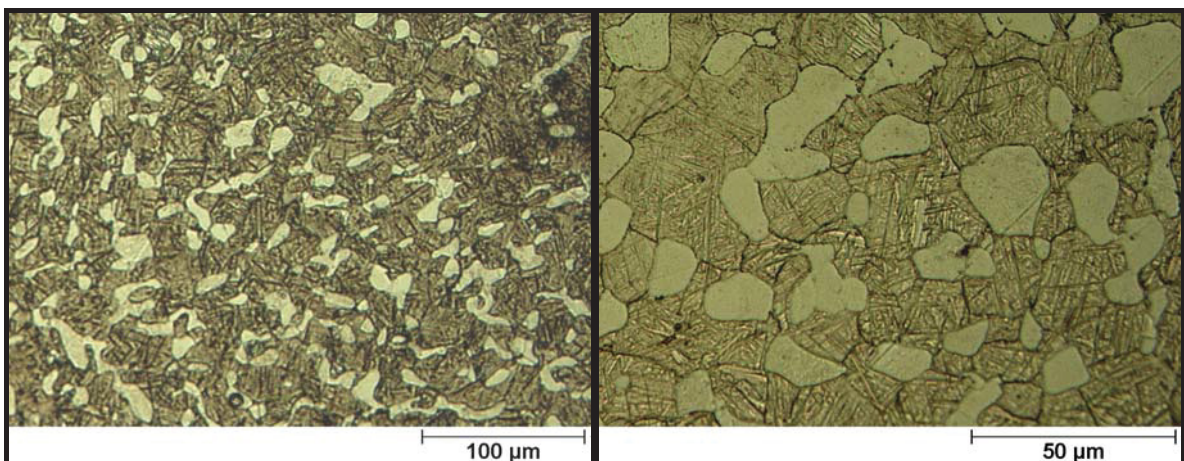


Abb. 45: Mikrostruktur von Quenchomatproben mit einer Abkühlgeschwindigkeit von $19,5\text{ °C/s}$ durch Eintauchen in ein Bad mit 18 %iger Polymerkonzentration

Das Aufheizen auf die Lösungsglüh­temperatur hat wesentlichen Einfluss auf den Anteil an α_p im Gefüge. Da die Abschreckung bei 970 °C und damit unterhalb des β -Transus beginnt, bilden sich primäre α -Körner aus. Ihr Volumenanteil ist mit ca. 28 % so gering, dass die einzelnen Körner nicht zusammenhängen. Der verbleibende Rest des ($\alpha+\beta$)-Gefüges wandelt sich in eine lamellare Struktur um [16].

6 Zusammenfassung und Gegenüberstellung

Typischerweise werden Verdichter- bzw. Turbinenscheiben aus Ti 6-2-4-2 und INCONEL 718 nach der Wärmebehandlung in flüssigen Abschreckmedien sowie an Luft abgekühlt. Diese Abkühlung soll mit einer Rate erfolgen, die nach oben und unten eng begrenzt ist, um die für die mechanischen Eigenschaften erforderliche Mikrostruktur zu erreichen. Ziel der Diplomarbeit ist es, diese Abschreckvorgänge zu analysieren und zu simulieren, um den Wärmeübergang genau bestimmen zu können. Dadurch soll es für Böhler Schmiedetechnik in Zukunft möglich werden, durch genauere Simulationen auf teure Feldversuche weitgehend zu verzichten und gleichzeitig die Produktqualität zu erhöhen. Die Messungen an den geschmiedeten Scheiben wurden an Punkten im Querschnitt durchgeführt, die hohe, mittlere und niedrige Abkühlraten repräsentieren. Zusätzlich zu diesen großtechnischen Experimenten in unterschiedlichen Medien wurden Quenchematversuche mit Ti 6-2-4-2-Proben durchgeführt, um den Einfluss von Badtemperatur, Konzentration und Flüssigkeitsbewegung auf den Abschreckvorgang in polymeren Kühlmedien zu analysieren. Weiters wurden von den abgeschreckten Quenchematproben metallographische Schlitze angefertigt, um das Gefüge zu untersuchen.

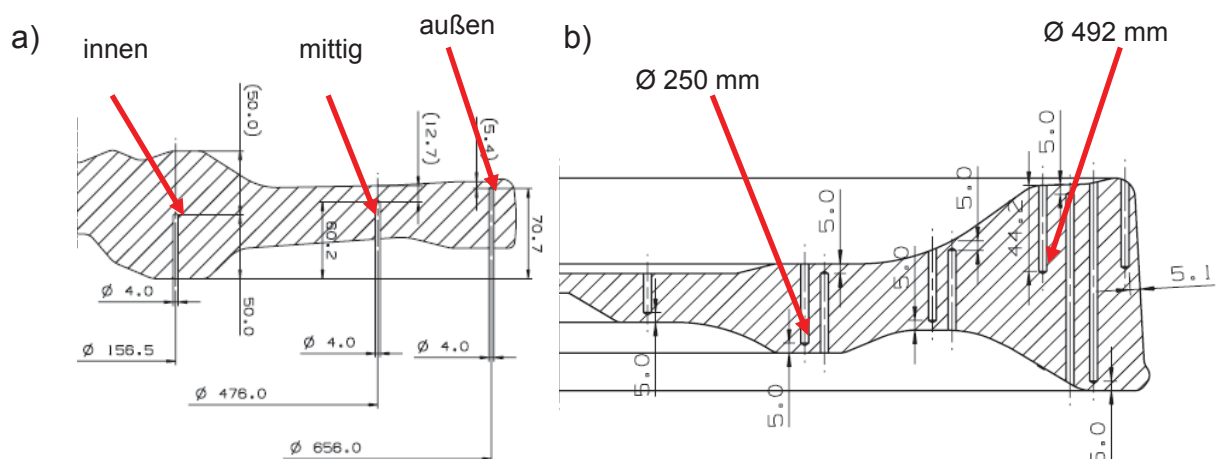


Abb. 46 a) Messpunkte für die Turbinenscheibe aus INCONEL 718

b) Messpunkte für die Verdichterscheibe aus Ti 6-2-4-2

Die markierten Stellen in Abb. 46 a und 46 b sind die Grundlage für den Vergleich von Messung und Simulation. Deren Zeit-Temperatur-Verläufe wurden daher in den folgenden Diagrammen verwendet.

Iterative Simulationen:

Die Messungen wurden ausgewertet und in einer iterativen Simulation die Konvektions- bzw. Emissionskoeffizienten zeit- oder temperaturabhängig so variiert, dass eine möglichst hohe Übereinstimmung mit den Messwerten gegeben ist.

In Abb. 47 werden die Simulationen der Abschreckungen in unterschiedlichen Medien gegenübergestellt. Die Simulationen beziehen sich auf die Messpunkte bei maximaler Werkstückdicke, also bei geringster Abschreckwirkung.

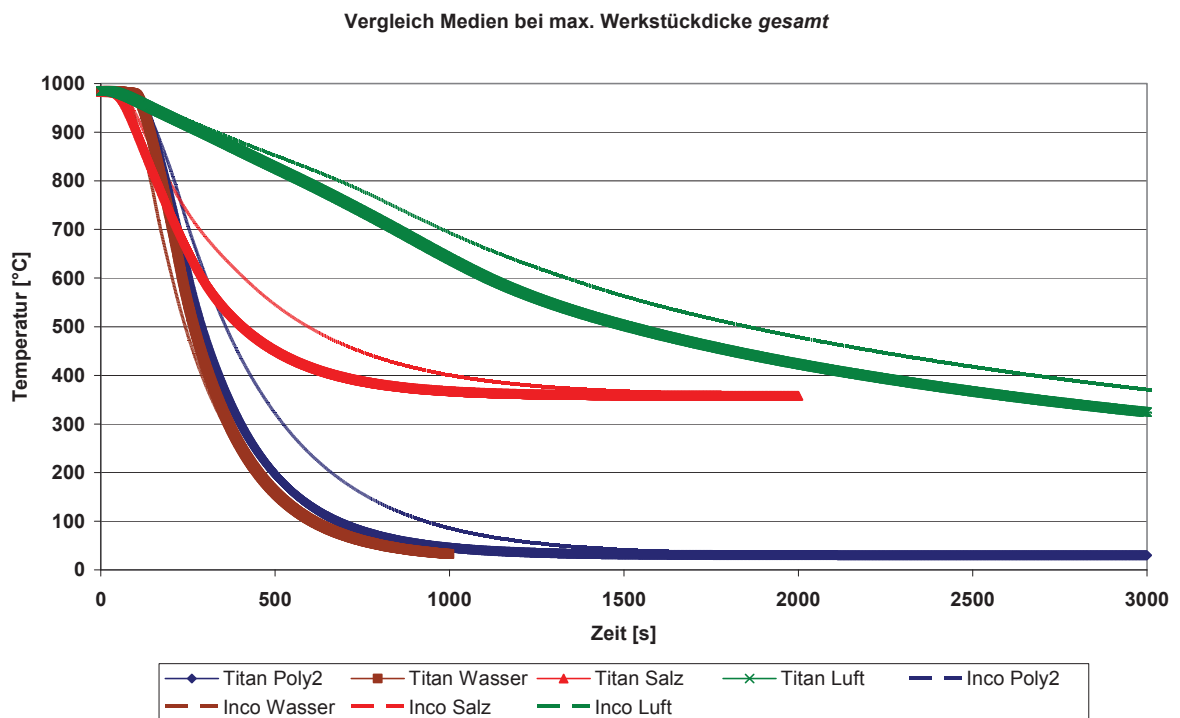


Abb. 47: Abkühlkurven von Scheiben aus INCONEL 718 und Ti 6-2-4-2 in 4 verschiedenen Medien

Tab. 13 und Tab. 14 zeigen die durchschnittlichen Abkühlraten der Versuche (970 °C–650 °C) in verschiedenen Medien (Poly 2 weist eine um 10 Sekunden längere Transferzeit auf als Poly 1):

Tab. 13: Durchschnittliche Abkühlraten der Ti 6-2-4-2-Scheiben in unterschiedlichen Medien

	250 °C/s	°F/min	492 °C/s	°F/min
Wasser	9,89	1068	3,22	347
Poly 1	6,75	729	2,38	257
Poly 2	6,30	680	2,76	298
Salz	4,38	473	1,76	190
Luft	0,43	46,4	0,39	42,1

Tab. 14: Durchschnittliche Abkühlraten der INCONEL 718-Scheiben in unterschiedlichen Medien

	Außen °C/s	°F/min	Mitte °C/s	°F/min	Innen °C/s	°F/min
Wasser	15,3	1651	12,3	1332	5,44	587
Poly 1	6,24	673	5,08	548	2,29	247
Poly 2	6,10	659	4,73	511	2,20	238
Salz	-	-	3,45	373	1,35	146
Luft	0,60	64,8	0,49	52,9	0,28	30,2

Simulation mit dem Programm „Inverse Heat“

Hierbei handelt es sich um eine Simulation, die auf Basis der gemessenen Zeit-Temperatur-Daten den Wärmeübergang berechnet. Dabei wird der Wärme-

übergangskoeffizient (Heat Transfer Coefficient – HTC) direkt ausgegeben und somit nicht zwischen Emissions- und Konvektionsanteil unterschieden.

Wesentliche Eingabedaten:

- Bauteilgeometrie und FE-Netz
- Material (in diesem Fall Ti 6-2-4-2)
- Werkstück- und Abschrecktemperatur
- Zeit-Temperatur-Messwerte als „Thermal History“ für alle gewählten Punkte
- Wärmeübergangszone
- Startwert und Maximalwert
- Kontrollpunkte und Interpolationsmethode
- Parameter wie beispielweise Zeitänderung pro Schritt und die min./max. Änderung pro Schritt
- Anzahl der maximalen Iterationen und Simulationen pro Schritt und die Genauigkeit der Iterationen

Durch diese Eingaben werden eine simulierte Zeit-Temperatur-Kurve und die dazugehörigen Wärmeübergangskoeffizienten berechnet. Stimmen die Verläufe der experimentellen und simulierten Kurve gut überein, kann der Wärmeübergangskoeffizient als brauchbar angesehen werden. Die Simulation ist sehr sensitiv in Bezug auf Änderungen des Startwertes. Knicke im Zeit-Temperatur-Verlauf, wie sie beim Eintauchen oder bei Phasenumwandlungen vorkommen, beeinflussen die Simulation negativ. Hier empfiehlt es sich, abschnittsweise zu rechnen.

Je größer die Anzahl der eingegebenen Datenpunkte in der „Thermal History“ ist, desto besser stimmen die experimentelle und die simulierte Kurve überein.

Wird der HTC auf Grund der Daten von mehreren Messpunkten errechnet, sind auch mehrere Zeit-Temperaturverlaufs-Daten einzugeben und die Übereinstimmung der Kurven jedes einzelnen Mess- bzw. Simulationspunktes zu kontrollieren, um einen gesicherten Wert für den Wärmeübergangskoeffizienten zu erhalten. Die Anzahl der eingegebenen Temperaturkontrollpunkte, beispielsweise in Schritten von jeweils

25 °C, bestimmt letztlich auch, wie genau der Verlauf des HTC über der Temperatur dargestellt werden kann.

In Abb. 48 sind die Werte für den invers berechneten Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur, verglichen mit den iterativ ermittelten Werten, dargestellt:

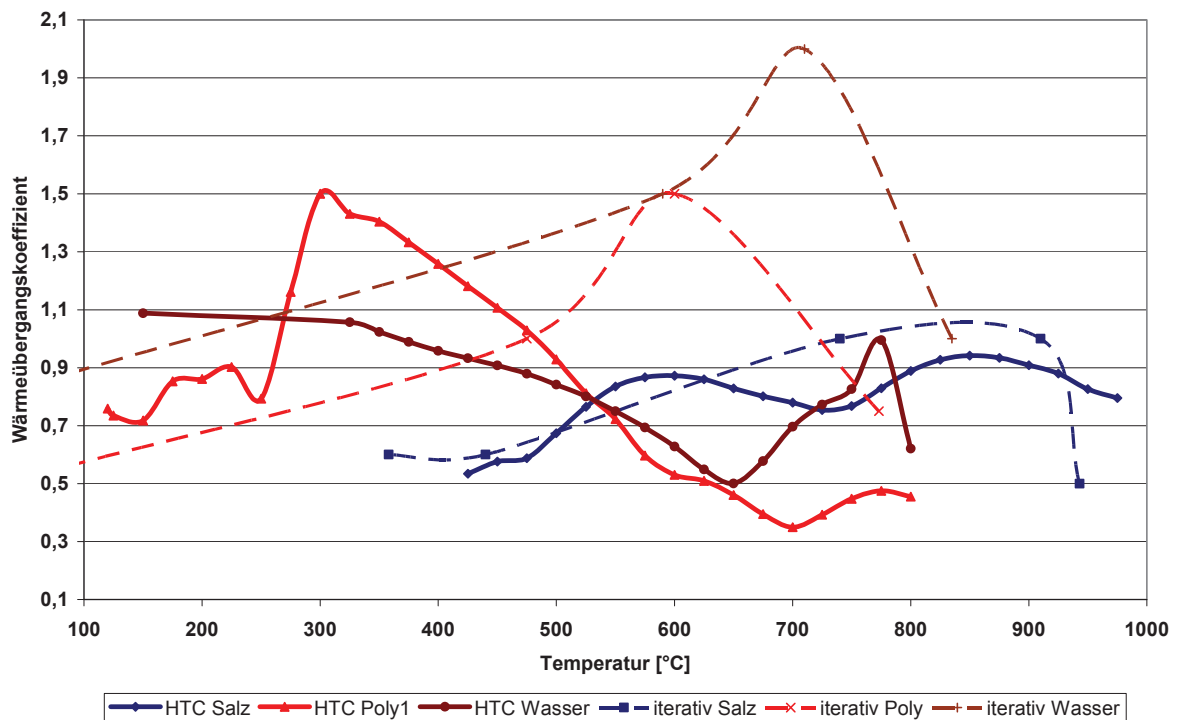


Abb. 48: Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten durch inverse Berechnung (volle Linien) bzw. iterative Berechnung (strichlierte Linien) für Ti 6-2-4-2

Es zeigt sich, dass beide Simulationsarten die gleiche Größenordnung für den Wärmeübergangskoeffizienten liefern. Bei flüssigen Medien hat es sich bewährt, den Anteil der Emission unberücksichtigt zu lassen. Zu beachten ist, dass die inverse Berechnung wesentlich mehr Stützstellen aufweist und alleine dadurch in ihrer Charakteristik ein etwas anderes Bild zeichnet. Die unterschiedlichen Temperatur-Startwerte sind simulationsbedingt gewählt und haben nicht ausschließlich physikalische Gründe. Dabei laufen die iterativen Simulationen bei hohen Temperaturen auf einen niedrigen Konvektionswert zu, weil dieser vor dem Eintauchen in das Abschreckmedium, an Luft, im Bereich von 0,01-0,05 kW/m²K liegt.

Bei Vergleich der für Luft ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten wird eine hohe Übereinstimmung erkennbar (Abb. 49). Die Werte der iterativen Simulation geben allerdings nur den Konvektionskoeffizienten an, der verwendete Emissionswert beträgt $\varepsilon = 0,27$. Das Fehlen des Emissionsanteils in Abb. 49 zeigt sich deutlich durch den durchgehend niedrigeren Werteverlauf und das zu geringeren Temperaturen hin verschobene Maximum des Wärmeübergangs. Das invers berechnete Ergebnis gibt hingegen den Wärmeübergangskoeffizienten inklusive Emission aus.

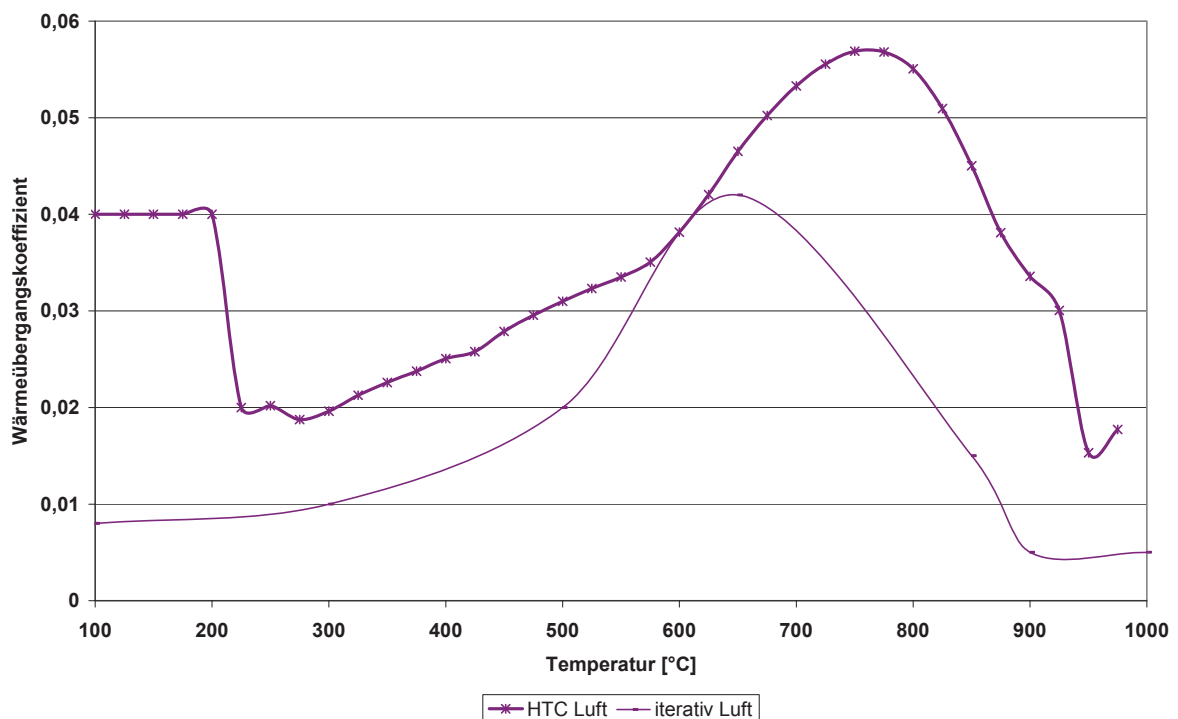


Abb. 49: Inverser Wärmeübergangskoeffizient an Luft verglichen mit iterativem Konvektionskoeffizient an Luft ($\varepsilon = 0,27$)

Quenchomatversuche:

Die Quenchomatversuche sollen die Abhängigkeit der Abschreckrate von Badtemperatur, Konzentration des Polymer-Abschreckmittels und der Strömungsgeschwindigkeit im Bad aufzeigen.

Der Ablauf gestaltet sich folgendermaßen: Eine angebohrte Probe aus Ti 6-2-4-2 an einem Rohr befestigt, durch welches ein Thermoelement hindurch bis zur Mitte der Probe führt. Beides wird so platziert, dass die Titanprobe in der Mitte eines oben und

unten offenen Ofens erhitzt werden kann. Sind 985 °C erreicht (knapp unterhalb der β -Transus-Temperatur), wird die Probe aus dem Ofen hinaus nach unten bewegt und bis 970 °C an Luft belassen. Bei Erreichen dieser spezifizierten Temperatur wird die Probe ruckartig in Polymer-Wasser-Abschreckmittel eingetaucht. Die Zeit-Temperatur-Kurven der Thermoelementmessung werden aufgezeichnet und ausgewertet. Um zufällige Einflüsse gering zu halten, werden unter gleichen Bedingungen bis zu zehn Einzelversuche durchgeführt. Proben aus Extremwertversuchen (höchste und niedrigste Abschreckrate) werden metallographisch untersucht und analysiert.

Abb. 50 zeigt den Einfluss der Konzentration auf das Abschreckverhalten bei voller Badbewegung und 30 °C. Abb. 51 zeigt bei voller Badbewegung und 45 °C einen ähnlichen Verlauf, allerdings mit leicht verzögerter Abschreckung. Abb. 52 stellt den Vergleich von Versuchen mit Badbewegung (dicke Linien) und ohne erzwungene Badbewegung (dünne Linien) dar. Hier wird deutlich, dass es vor allem bei geringeren Konzentrationen zur rascheren Abkühlung ab ca. 750 °C kommt. Auf allen drei Abbildungen ist erkennbar, dass bei Konzentrationen von 18 % kein wesentlicher Anstieg der Rate in diesem Temperaturbereich, unabhängig von den anderen Bedingungen, zu bemerken ist. Somit ist gezeigt, dass sich bei dieser Konzentration eine Schicht über das eingetauchte Teil legt, die den direkten Wärmeaustausch zwischen Metall und Wasser limitiert. Je geringer die Konzentration wird, desto höher wird jene Temperatur bei der die Abschreckpolymer- bzw. Wasserdampfschicht sich von der Oberfläche löst. Dies wiederum führt zu einem raschen Anstieg des Wärmeübergangs und damit zur Erhöhung der Abkühlrate.

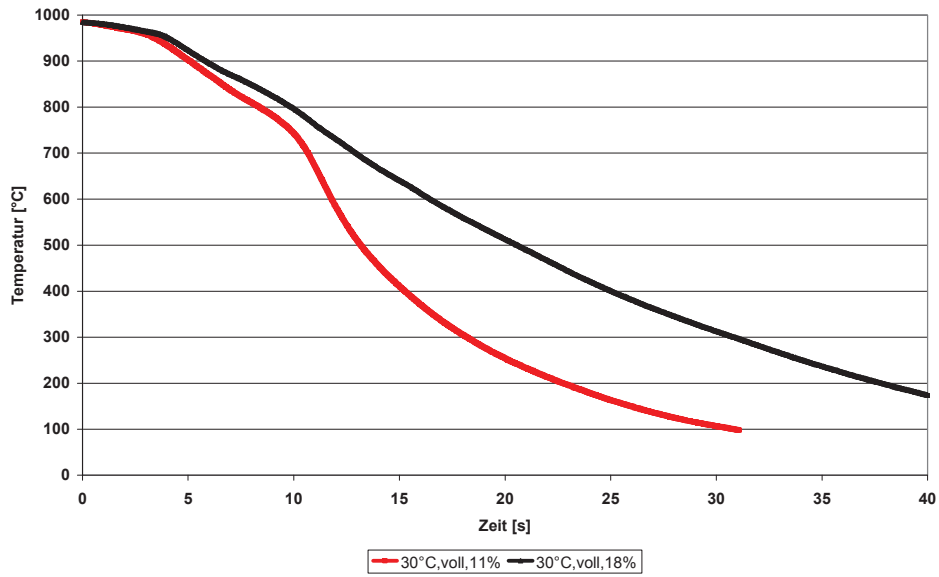


Abb. 50: Quenchomatabschreckung (30 °C) bei 11 % und 18 % Konz. und voller Badbewegung

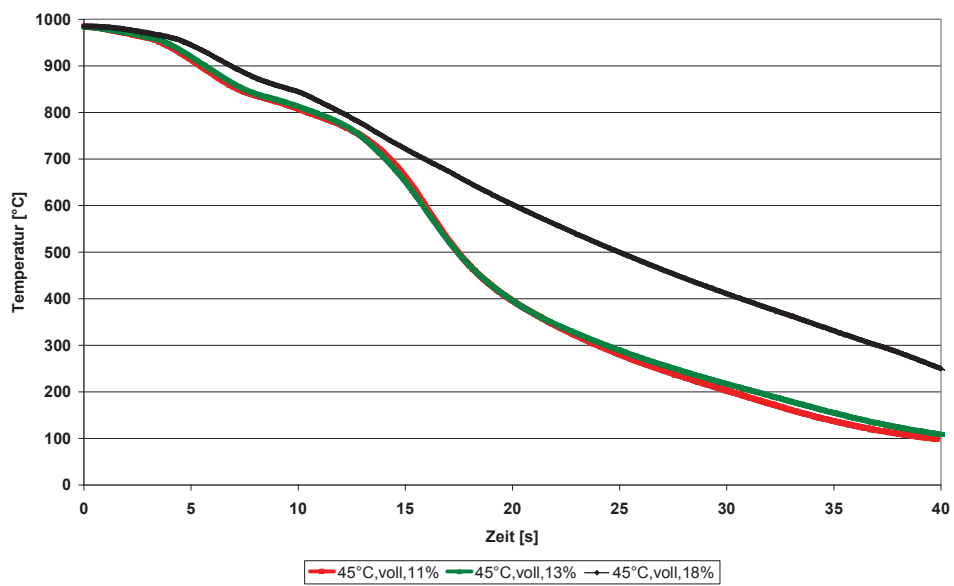


Abb. 51: Quenchomatabschreckung (45 °C) bei 11 %, 13 % und 18 % Konz. und voller Badbewegung

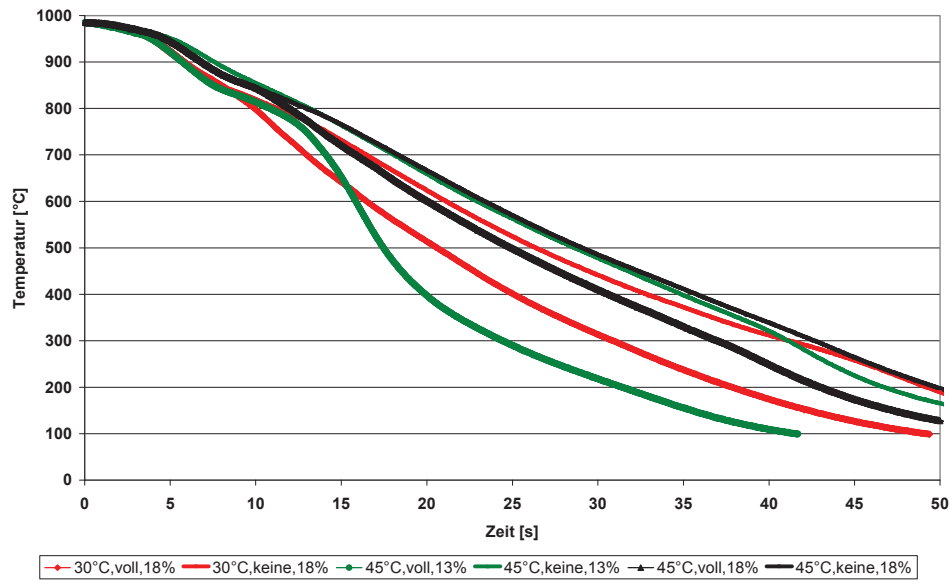


Abb. 52: Vergleich der Zeit-Temperaturkurven ohne Badbewegung (dünne Linien) und bei voller Badbewegung (dicke Linien)

Eine Matrix der Haupteinflüsse soll Abb. 53 verdeutlichen:

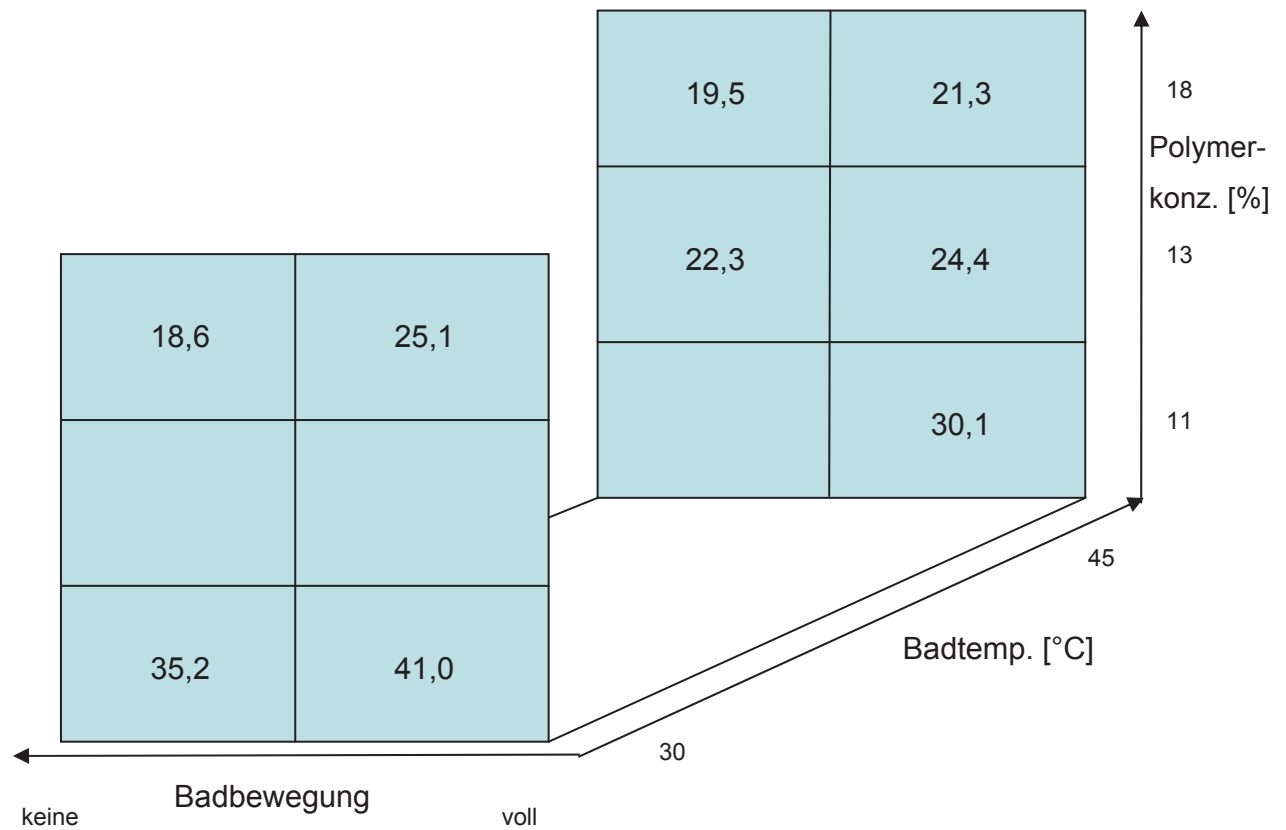


Abb. 53: Ausgewählte Versuchsbedingungen und deren Einfluss auf die durchschnittliche Abschreckrate [°C/s] von 970 °C bis 300 °C

Die Matrix gibt Tendenzen bezüglich der Abkühlgeschwindigkeit der Proben an, die sich kurz wie folgt zusammenfassen lassen:

Die Abkühlung erfolgt umso schneller, je

- niedriger die Konzentration des Polymers ist
- größer die Badbewegung/Strömungsgeschwindigkeit ist
- tiefer die Badtemperatur ist

Metallographie:

Die Untersuchung der metallographischen Schliffe aus den Quenchomatproben zeigt das Gefüge im Probeninneren bei Bedingungen von minimal 11 % und maximal 18 % Polymerkonzentration. Die bimodale Mikrostruktur, wie sie von einer Abkühlung aus dem $(\alpha+\beta)$ -Gebiet zu erwarten war, ist gut erkennbar. Der Anteil von α_p ändert sich fast nicht zwischen den beiden Extremen der Abkühlung und liegt bei etwa 28 %. Die Gebiete der $(\alpha+\beta)$ -Phasen sind lamellenartig ausgeprägt und weisen keinen sichtbaren Unterschied zwischen den untersuchten Proben auf.

Schlussfolgerungen:

Die Simulation mit DEFORM™, die auf iterative Optimierung des Wärmeübergangskoeffizienten abzielt, ist in der Praxis gut handzuhaben und kann für Simulationen zu mehreren Messpunkten verhältnismäßig rasch angepasst werden. Die Berechnung des Wärmeübergangs an Luft lässt sich mit einem konstanten Emissionskoeffizienten und einem temperaturabhängigen Konvektionskoeffizienten gut beschreiben. Für flüssige Medien wird bei der Simulation die Emission außer Acht gelassen, die DEFORM™-Berechnung erfolgt so nur auf Basis der Konvektionskoeffizienten. Die Simulationsverläufe sind tendenziell am Rand schneller und in der Mitte langsamer als die dazugehörigen Messkurven. Berechnete Zeit-Temperatur-Verläufe der Ti 6-2-4-2-Scheiben passen besser als jene von INCONEL 718. Dies ist zum Teil dadurch begründet, dass durch die geringere Anzahl an Messwerten bei den Ni-Basis-Scheiben die Grundlagen für die Simulation nicht in dem Ausmaß wie bei den Titanscheiben gegeben waren.

Die Simulation mit dem DEFORM™-Werkzeug „Inverse Heat“ erfordert eine größere Fülle an Eingabeparametern und reagiert auch sensitiver auf Veränderungen derselben. Bei gleichem Abschreckmedium kommt der Wärmeübergangskoeffizient den Werten für den Konvektionskoeffizienten bei der iterativen Simulation nahe. Einpunktsimulationen zeigen größere Übereinstimmung als Mehrpunktsimulationen. Die Rechenzeit beträgt ein Mehrfaches der Zeit für die Berechnung iterativer Simulationen, weshalb diese Methode für den raschen Einsatz weniger geeignet ist.

Sie kann als Überprüfung eingesetzt werden, aber nicht ohne Vorkenntnisse über den ungefähren Wert des Wärmeübergangs.

Versuche und Auswertungen mit dem Quenchomat zeigen, dass eine Konzentration von 18 % des Polymerabschreckmittels im Wasser die Abkühlcharakteristik für die betrachteten Ti 6-2-4-2-Proben deutlich verändert. Eine mäßige Badbewegung wie im Versuch wirkt sich positiv auf die Streuung der Messwerte aus. Die Anhebung der Badtemperatur auf 45 °C bringt eine leicht langsamere Abkühlung der Proben. Eine mögliche Erhöhung der Temperatur auf 60 °C bringt den Nachteil der Abdampfung des Wasseranteils und damit ständiger Konzentrationsänderung im Abschreckbad. In weiteren Versuchen, die nicht Gegenstand der Diplomarbeit waren, wurde deutlich, dass bei einer Konzentration von 15 % die nahezu konstante Abkühlrate der Versuche mit 18 % nicht erreicht werden kann. Versuche mit hochwarmfesten Stahlproben zeigen zum einen eine größere Streuung der Messwerte, zum anderen war auch bei 18 %iger Konzentration des Polymerabschreckmediums keine Charakteristik wie bei den Proben aus Ti 6-2-4-2 erkennbar. Auf Grund der Erkenntnisse dieser Arbeiten konnte die Wärmebehandlung einiger Serienbauteile bereits optimiert und somit Streuung bzw. Ausschuss reduziert werden.

Literaturverzeichnis

- [1] R. Bürgel: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, 3., überarbeitete und erweiterte Auflage, Fried. Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden 2006, S. 367-375

- [2] G. W. Meetham, M. H. Van de Voorde: Materials for High Temperature Engineering Applications, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2000, S. 71

- [3] H. Kuchler: Entwicklung einer neuen Ni-Basis Superlegierung mit verbesserter Heißgaskorrosionsbeständigkeit auf der Basis von NIMONIC 80A, Diplomarbeit Montanuniversität Leoben, 1999, S. 7-10

- [4] E. Hornbogen: Microstructure and Strengthening of Superalloys, Proceedings of the second International Symposium on "Deformation of Polycrystals, Mechanisms and Microstructure", Denmark, 1991

- [5] R. Ramesch: Crystal Structure Changes in Ni₃Al and its Anomalous Temperature Dependence of Strength, Journal of Materials Processing Technology, Volume 56, Number 1, January 1996, S. 78-87 (10)

- [6] P. Haasen: Physikalische Metallkunde, 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 1994

- [7] M. Stockinger: Mikrostrukturelle Simulation des Gesenkschmiedens von Nickelbasis-Legierungen, Dissertation Technische Universität Graz, 2003, S. 5, 13, 118

-
- [8] M. Durand-Charre: The Microstructure of Superalloys,
Gordon and Breach Science Publishers, 1997, S. 33-36
- [9] C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel: Superalloys II
John Wiley & Sons, New York, 1987
- [10] G. Saller: Gefügecharakterisierung von ausgewählten Nickelbasis-
Superlegierungen,
Diplomarbeit, Leoben 1999, S. 20
- [11] S. Sadiq, D.R.F. West: γ' -precipitation in some model nickel based
superalloys,
Material Science and Technology, Vol. 5, 1989
- [12] V. Gnielinski, S. Kabelac, M. Kind, H. Martin, D. Mewes, K. Schaber,
P. Stephan: VDI-Wärmeatlas
10., bearbeitete und erweiterte Auflage,
Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Juni 2005
- [13] M. Peters, C. Leyens: Titan und Titanlegierungen,
WILEY-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, Köln, 2002, S. 16, 22, 31-33, 311
- [14] H. Schumann, H. Oettel: Metallografie,
14. Auflage,
WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2005, S. 875-877
- [15] R. Boyer, E. W. Collings, G. Welsch: Material Properties Handbook Titanium
Alloys, 1994, S. 337-338, 371
- [16] G. Lütjering, C. Williams: Titanium,
Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 2003, S. 182-183, 235-239

-
- [17] T. K. Heckel, A. Guerro Tovar, H.-J. Christ: Fatigue of the Near-Alpha Ti-Alloy Ti-6242
Experimental Mechanics, DOI: 10.1007/s11340-009-9238-5, Feb. 2009
- [18] U. Cihak: Characterisation of Residual Stresses using Neutron Diffraction and Finite Element Simulation,
Dissertation, Montanuniversität Leoben 2007, S. 2, 20-24
- [19] R. Jeschar, L. Maibücher: Experimentelle Untersuchung des Wärmeübergangs bei der Verdampfungskühlung im Sprühnebel,
www.ievb.tu-clausthal.de/fileadmin/Downloads/Forschungsberichte/bericht-20_maibuecher.pdf, Dezember 2009
- [20] M. Muster, L. Maibücher, R. Weber, R. Jeschar: Einfluss einer Zweiphasenströmung auf die Kühlwirkung beim Abschrecken heißer Metalloberflächen in Tauchbädern,
Gaswärme International, 5 (2005), S. 2-3
- [21] B. Liscic, H. M. Tensi, W. Luty: Theory and Technology of Quenching,
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1992
- [22] D. Huber: Untersuchung des meta-dynamischen Rekristallisationsverhaltens der Nickelbasislegierung Allvac® 718Plus™ und Optimierung der numerischen Gefügesimulation in DEFORM 2D™,
Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, S. 53
- [23] W. Wagner: Wärmeübertragung,
6., überarbeitete und erweiterte Auflage,
Vogel Industrie Medien GmbH & Co. KG, Würzburg, 2004, S. 139-144
- [24] P. Di Marco, W. Grassi: Overview and Prospects of Boiling Heat Transfer Studies in Microgravity, Int. Symp. IN SPACE 97, Tokyo, Japan, (1997)